CARLA ISABEL DOS SANTOS MACIEL

**ESTUDO DA TENACIDADE E FADIGA EM MEIO ASSISTIDO DA LIGA DE AL-LI
DE GRAU AERONÁUTICO AA2050-T84**

Dissertação apresentada a 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
2013**

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.

M152e Maciel, Carla Isabel dos Santos
 Estudo da tenacidade e fadiga em meio assistido da
 liga de AL-LI de grau aeronautico AA2050-T84 / Carla
 Isabel dos Santos Maciel; orientador Cassius Olivio
 Figueiredo Terra Ruchert. São Carlos, 2013.

 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, 2013.

 1. Liga de alumínio. 2. Tenacidade a fratura
 criogênica. 3. Corrosão-fadiga. 4. Propagação de trinca
 por fadiga. 5. Análise fractográfica. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Tecnóloga **CARLA ISABEL DOS SANTOS MACIEL**.

Título da dissertação: "Estudo da tenacidade e fadiga em meio assistido da liga AL-LI de grau aeronáutico AA2050-T84".

Data da defesa: 12/07/2013

Comissão Julgadora:

Resultado:

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

APROVADO

Prof. Dr. **Vitor Luiz Sordi**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Aprovado

Dr. **Marcelo Tadeu Milan**
(Instituto de Materiais Tecnológicos do Brasil Ltda/IMTB)

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**

*Dedico este trabalho aos meus pais
Carlos e Izabel, ao meu querido irmão
Eduardo e ao meu marido Maurício
Jr.*

AGRADECIMENTOS

A Deus por me proporcionar a oportunidade de realizar este trabalho tão digno e próspero com suas bênçãos e proteção e com muita alegria e satisfação aos meus pais Carlos e Izabel e ao meu irmão Eduardo pelo apoio incondicional e por mais uma vez terem deixado de viverem suas próprias vidas para viverem a minha e ao meu marido Maurício pela confiança, paciência, apoio e incentivo nos momentos mais difíceis deste trabalho.

A minha querida avó Iraci pelas orações, carinho e exemplo de como amar e cuidar do próximo. As minhas queridas tias Lucila, Deise e Célia que sempre acreditaram no meu trabalho e incentivavam minhas decisões.

Aos meus sogros Maurício e Rosângela por cuidarem dos meus filhos sempre que precisei e a todos os meus parentes pelo incentivo a vitória e as minhas cunhadas Flávia e Débora, cunhados Régis e José Henrique pelo apoio e incentivo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert, pela oportunidade de trabalho, confiança, disposição constante em me orientar e esclarecer e principalmente pela amizade desenvolvida ao longo destes anos de trabalho.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli e ao Prof. Waldek Wladimir Bose Filho pelas preciosas discussões e ajuda incondicional.

Ao Leandro Bisanha pelo auxílio em relação a corrosão e aos ensaios eletroquímicos.

Aos técnicos de laboratório Douglas Bom, João Jerônimo Bernardi, Ricardo Gomes Pereira, Eliezer Dias Francisco, José Silvano Cerqueira Lima e Suzete Rossigali Marega pela ajuda nos trabalhos experimentais e pela amizade e as secretárias do Departamento de Materiais: Ana Maria Fabrício, Eliete de Andrade, Priscila Granato, Ana Fabrício e Sirlene Valin e as secretárias do Departamento de Engenharia Mecânica Ana Paula Bueno Bardelotte e Iara Alice de Oliveira, pela paciência e pela disposição de estarem sempre prontas a ajudar.

Aos meus queridos amigos Guilherme de Paula, Barbara Duarte, João e Lucíola Lucena pela cumplicidade, amizade sincera e pelos laços fraternais que serão mantidos por toda a nossa vida. Aos amigos do Departamento de Materiais: Leonardo Agudelo, Sandra Vales, Silvio Fontes Filho, Wagner Batista, Álvaro Hermínio, Ramon Mendonça, Luís Henrique, Bonazzi, Filipe Cosenza, Ricardo Foresto, Otávio Gamboni, Jeferson Oliveira, Marcelo Bacha e Alberto.

A EMBRAER e a Dra. Giorgia Aleixo por fornecer o material utilizado neste estudo e ao CNPQ pelo financiamento da bolsa de mestrado.

*“Defenda o que você acredita e
tenha orgulho de ser quem você é.”*

(Mali)

RESUMO

MACIEL, C. I. S. (2013). **Estudo da tenacidade e fadiga em meio assistido da liga de Al-Li de grau aeronáutico AA2050-T84**. 208f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil.

A indústria aeronáutica tem buscado melhorias no conceito de integridade estrutural, a partir do desenvolvimento de projetos mais otimizados com a produção de aeronaves mais leves e seguras. Tais projetos garantem aeronaves operacionalmente mais viáveis e redução no consumo de combustível, beneficiando o fabricante, os operadores e a população em geral, pois aplica o conceito de ‘aeronave verde’. Estruturas aeronáuticas em operação recebem solicitações de cargas típicas de vôo, como pressurização, sustentação, que por sua vez, geram esforços dos mais variados tipos e suas combinações, como tração, compressão, fadiga, torção, flexão, flambagem, cargas aeroelásticas, vibrações e *flutter*, associados a ambientes críticos. O conhecimento sobre o comportamento do material estrutural perante ambientes corrosivo ou de baixa temperatura, é importante para avaliação da vida útil das aeronaves. Neste contexto, o objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento da liga AA2050-T84 sob ponto de vista de corrosão-fadiga e tenacidade a fratura em criogenia e, correlacionar com a microestrutura e fractografia através de ensaios mecânicos e de tenacidade a fratura em temperatura ambiente e criogênica. As condições de ensaios foram determinadas próximas a de serviço a que o material será inserido sendo, para criogenia -54°C e para os ensaios de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente e névoa salina com concentração de solução de 3,5% e 5% NaCl, frequência de 15Hz e razões de carga $R=0,1$ e $0,5$. Os resultados em criogenia mostraram que há melhora nas propriedades trativas e estabilidade na tenacidade, pois o material retém ductilidade com o decréscimo da temperatura. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram executados com ΔK decrescente e os parâmetros para geração de névoa salina foram determinados experimentalmente. As curvas de crescimento de trinca e determinação do fator limite foram comparadas quanto a razão de carga e atmosfera de ensaio. Observou-se que para os ensaios de propagação de trinca por fadiga a presença da névoa salina acelera a taxa de propagação e resultam em um fator limite menor.

Palavras-Chave: Liga de alumínio. Tenacidade a fratura criogênica. Corrosão-fadiga. Propagação de trinca por fadiga. Análise fractográfica.

ABSTRACT

MACIEL, C. I. S. (2013). **Study toughness and fatigue in atmosphere assisted of the aircraft alloy grade AA2050-T84**. 208f. Dissertation (Master's Degree) – Sao Carlos Engineering School. University of Sao Paulo, São Carlos, Brazil.

The aviation industry has sought improvements with the concept of structural integrity, from the development of more optimized designs with production aircraft with low weight and secure. These projects ensure an aircraft more operationally doable and reduced fuel consumption, benefiting the manufacturer, operators and the people, applying the concept of 'green aircraft'. Aerospace structures in operation receive requests loads typical of flight, how pressurization support and lift that produce several types and combinations of requests, such as tensile, compression, fatigue, torsion, bending, buckling , aeroelastic loads, vibration and flutter associated with critical environments. Knowledge about the behavior of the structural material into corrosive environments or cryogenic temperature, it is important for evaluation to the lifetime of the aircraft. Accordingly , the aim of this study was to estimate the behavior of AA2050 - T84 alloy, about corrosion-fatigue and fracture toughness at cryogenic situations and correlate with microstructure and fractography, by mechanical tests and fracture toughness at room temperature and cryogenic. The test conditions has been determined near of the service that the material will be inserted, for cryogenic temperature -54°C and testing of fatigue crack propagation in air and salt spray with concentration of 3.5% and 5% NaCl, frequency 15Hz and load ratios $R= 0.1$ and 0.5 . The cryogenic results showed that there improvement in tensile properties and stability in toughness due the restraint of ductility with decreasing temperature. Tests of fatigue crack propagation were carried out with ΔK decreasing and the parameters to obtain salt spray were determined experimentally. The crack growth curves and determination of the threshold were compared the according to load ratio and test atmosphere. In the fatigue crack propagation it was observed that presence of salt spray accelerates the rate of propagation and result in a lower threshold.

Keywords: Aluminum alloy. Cryogenic fracture toughness. Corrosion fatigue. Fatigue crack propagation. Fractographic analyzes.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	19
LISTA DE TABELAS	27
LISTA DE SÍMBOLOS	29
LISTA DE ABREVIATURAS	31
Capítulo 1	33
INTRODUÇÃO	33
Capítulo 2	37
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	37
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO	37
2.1.1 <i>Classificação das ligas de alumínio conformadas</i>	39
2.1.2 <i>Sistema de designação de tratamento térmico em alumínio e ligas de alumínio</i>	40
2.1.3 <i>Ligas de alumínio-lítio</i>	42
2.2 MECÂNICA DA FRATURA	44
2.2.1 <i>Histórico</i>	44
2.2.2 <i>Tipos de fratura</i>	46
2.3 MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA LINEAR	48
2.3.1 <i>Concentradores de tensões</i>	49
2.3.2 <i>Modos de carregamento</i>	51
2.3.3 <i>Fator de intensidade de tensão (K)</i>	52
2.4 TENACIDADE A FRATURA	55
2.4.1 <i>Metodologia experimental definida pela norma ASTM E399-09</i>	56
2.4.2 <i>Execução do ensaio de tenacidade a fratura</i>	58
2.4.3 <i>Tenacidade a fratura criogênica em ligas de alumínio</i>	60
2.5 FADIGA	63
2.5.1 <i>Nucleação</i>	64
2.5.2 <i>Crescimento da Trinca em bandas de deslizamento</i>	64
2.6 MECÂNICA DA FRATURA APLICADA A FADIGA	69
2.6.1 <i>Curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$)</i>	73
2.6.2 <i>Detalhamento das regiões de propagação de trinca por fadiga</i>	74
2.6.3 <i>Fatores que influenciam o crescimento da trinca por fadiga</i>	78
2.6.4 <i>Efeito da razão de carga</i>	78
2.6.5 <i>Efeito do ambiente</i>	80
2.6.6 <i>Fechamento de trinca</i>	80
2.7 CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	86

2.7.1	Corrosão por Pites	88
2.7.2	<i>Polarização Potenciodinâmica</i>	90
2.8	CORROSÃO SOB FADIGA	93
Capítulo 3		101
PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS		101
3.1	MATERIAL	101
3.2	ENSAIOS DE TRAÇÃO	104
3.3	ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	105
3.3.1	<i>Ensaio de tenacidade a fratura a temperatura ambiente</i>	108
3.3.2	<i>Ensaio de tenacidade a fratura criogênica</i>	108
3.4	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	109
3.5	PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AR E EM MEIO SALINO	110
3.6	FRATOLOGIA	114
Capítulo 4		117
RESULTADOS E DISCUSSÃO		117
4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	117
4.2	ENSAIO DE DUREZA	123
4.3	ENSAIOS DE TRAÇÃO	123
4.4	ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	127
4.5	ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	131
4.6	DETERMINAÇÃO DA REGIÃO LIMAR NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (ΔK_0)	138
4.7	DETERMINAÇÃO DA REGIÃO LIMAR NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM MEIO SALINO (ΔK_{0NaCl})	143
Capítulo 5		162
FRATOLOGIA		162
5.1	ENSAIO DE TRAÇÃO	162
5.2	ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	169
5.3	PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AR E NÉVOA SALINA COM RAZÃO DE CARGA R=0,1	177
5.4	PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AR E NÉVOA SALINA COM RAZÃO DE R=0,5	190
Capítulo 6		202
CONCLUSÕES		202
6.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	202
6.2	ENSAIOS EM TEMPERATURA AMBIENTE E EM CRIOGENIA	202

6.3	ENSAIO DE CORROSÃO	202
6.4	ENSAIOS DE FADIGA E COROSÃO-FADIGA	203
6.4.1	<i>Fator de Intensidade de Tensão Aplicado.....</i>	203
6.4.2	<i>Fator de Intensidade de Tensão Efetivo.....</i>	203
6.4.3	<i>Fratografia</i>	204
	REFERÊNCIAS	206

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Santos Dumont no aeroplano 14 Bis.....	33
Figura 2. Avião alemão Fokker DR1 usado durante a primeira guerra mundial	34
Figura 3. Avião comercial EMBRAER 195.....	34
Figura 4. Navio-tanque Liberty que fraturou de maneira frágil pela propagação de trincas ao redor do seu casco.....	45
Figura 5. Evolução de uma fratura dútil.....	47
Figura 6. Fratura dútil em liga de alumínio.....	47
Figura 7. Em (a) fratura frágil intergranular, (b) fratura frágil por clivagem.....	48
Figura 8. Placa com furo elíptico produzindo concentração de tensões.....	50
Figura 9. Valores de concentradores de tensão K_t para quatro geometrias. (a) e (b) carregamento axial de uma barra. (c) placa com furo. (d) eixo com rasgo de chaveta em torção	51
Figura 10. Modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, abertura ou tração. (b) Modo II, deslizamento. (c) Modo III, rasgamento.	52
Figura 11. Coordenadas para descrição do campo de tensões na ponta da trinca	53
Figura 12. Distribuição elástica da tensão na região da trinca	54
Figura 13. Esquema tridimensional da região da zona plástica.....	56
Figura 14. Corpo de prova do tipo C(T).....	56
Figura 15. Código para orientação do plano da trinca para seções retangulares.....	57
Figura 16. Principais tipos de gráficos força em função de deslocamento	59
Figura 17. Influência da temperatura em (a) limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento na direção L, e (b) comportamento da tenacidade a fratura na ligas 2090-T81, 8090-T8, 8091-T8 e 2091-T351 nas direções L-T e S-L.....	62
Figura 18. Influência da temperatura em (a) limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento na direção L, e (b) tenacidade a fratura da liga comercial 2090-T83, na direção L-T com espessura de 1,6mm	63
Figura 19. Nucleação da trinca por fadiga nas bandas de deslizamento ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões	65
Figura 20. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978)	66
Figura 21. Superfície de fratura por fadiga	68
Figura 22. Etapas de iniciação e propagação da vida em fadiga	68

Figura 23. Corpo de prova normalizado tipo C(T) para ensaios de propagação de trinca por fadiga	70
Figura 24. Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga.....	73
Figura 25. Dados da taxa de propagação de trinca por fadiga vs. ΔK da liga 2024-T3 para K_{MAX} constante.....	76
Figura 26. Dados de propagação de trinca por fadiga próximo ao limiar com vários valores para R.....	79
Figura 27. Definição do fator de intensidade de tensão efetivo durante o fechamento de trinca na propagação de trinca por fadiga.....	81
Figura 28. Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca por fadiga	83
Figura 29. Comparação de e versus R para a liga de Al 2024-T3 a temperatura ambiente e ar	85
Figura 30. Esquema proposto para a propagação de pites em ligas de alumínio	89
Figura 31. Exemplo de diagrama de Evans indicando as principais informações obtidas	91
Figura 32. Curva de polarização comparativa das ligas 2524-T3 e Al-Li 2198-T851	92
Figura 33. Ilustração esquemática da dissolução anódica	94
Figura 34. Ilustração esquemática de fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão líquida. (2) Descarregamento e redução. (3) Recombinação de adatomos de hidrogênio. (5) Absorção do hidrogênio no metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido	95
Figura 35. Representação esquemática das combinações de fadiga mecânica e ambiente assistido na propagação de trinca. (a) propagação de trinca por fadiga em ambiente inerte. (b) corrosão sob tensão com carregamento contínuo. (c) corrosão-fadiga verdadeira decorrente dos efeitos de sinergia de carga cíclicas e ambientes agressivos. (d) corrosão-fadiga sob tensão obtido pela superposição da fadiga mecânica e corrosão sob tensão. (e) mistura de comportamento corrosivo obtido a partir da combinação de (c) e (d).....	96
Figura 36. Modelo de ruptura do filme, onde a deformação plástica na ponta da trinca quebra o filme óxido protetor, resultando na corrosão preferencial na ponta da trinca	97
Figura 37. Dados do ensaio e curva de regressão da taxa propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de ligas de alumínio em ambiente com 3,5% NaCl com frequência de carregamento de 10Hz	99
Figura 38. Fluxograma das etapas de caracterização e ensaios realizados na liga AA2050-T84	101
Figura 39. Amostra da liga de alumínio AA 2050-T84 com impressões do ensaio HRB	103
Figura 40. Geometria e dimensões dos corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração a temperatura ambiente	104

Figura 41. Geometria e dimensões dos corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração a -54°C.....	105
Figura 42. Alinhamento do conjunto (garra, corpo de prova e pinos)	106
Figura 43. Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade a fratura (K_{IC})	107
Figura 44. Representação esquemática do encaixe do <i>clip gauge</i> no corpo de prova.....	107
Figura 45. Sistema de resfriamento para ensaios de tenacidade a fratura criogênica. Em (a) sistema completo (1) câmara de resfriamento. (2) corpo de prova. (3) termostato-aparelho. (4) recipientes criogênicos. Em (b) detalhe de fixação do corpo de prova e captação de dados (5) corpo de prova. (6) extensômetro. (7) termostato-fio. (8) saída de nitrogênio.....	109
Figura 46. Célula eletrolítica para obtenção das curvas de polarização. (a) ilustração da célula eletrolítica. (b) imagem real do sistema de ensaio.....	110
Figura 47. Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e em névoa salina	111
Figura 48. Sistema de ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina. (1) corpo de prova e câmara acrílica. (2) reservatório de solução salina. (3) saída de névoa para câmara acrílica. (4) entrada de ar comprimido nos nebulizadores	112
Figura 49. Corpo de prova introduzido na câmara de acrílico e selada com silicone.	112
Figura 50. Detalhe do corpo de prova montado a ser ensaiado em meio salino	113
Figura 51. Típica curva de decréscimo do fator de intensidade de tensão	113
Figura 52. Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S da liga de alumínio AA2050-T84. Reagente: Keller. Ampliação Original 50x.....	117
Figura 53. Microestrutura da liga AA2050-T84 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura. (a) e (b) direção longitudinal. (c) e (d) direção transversal. (e) e (f) topo.....	121
Figura 54. Análise por dispersão de energia de raio-x da liga AA2050-T84 na direção de topo. (a) superfície analisada. (b) espectro resultante na área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2. (d) espectro resultante na área selecionada 3	122
Figura 55. Curvas dos ensaios de tração em temperatura ambiente.....	124
Figura 56. Curvas dos ensaios de tração em temperatura criogênica.....	125
Figura 57. Curvas comparativas entre os ensaios de tração em temperatura ambiente e em criogenia	126
Figura 58. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente na direção LT	128
Figura 59. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente na direção TL	129

Figura 60. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica na direção LT	130
Figura 61. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica na direção TL	130
Figura 62. Curva de polarização potenciodinâmica E em função de $\log j$ da liga de alumínio AA 2050-T84.....	132
Figura 63. Curva da polarização potenciodinâmica para determinação de E_{pit}	133
Figura 64. Curvas comparativas de polarização potenciodinâmica E em função de $\log j$ das ligas de Al-Li AA 2050-T84 e 2198- T851	134
Figura 65. Amostra utilizada no ensaio de polarização potenciodinâmica. (a) antes do ensaio. Aumento 50x (b) após a primeira varredura. Aumento 50x (c) após a segunda varredura. Aumento 200x (d) após a terceira varredura. Aumento original 200x	135
Figura 66. Micrografia da superfície da amostra após ensaio de polarização potenciodinâmica	136
Figura 67. Análise por dispersão de energia de raio-x da amostra da liga AA2050-T84 após ensaio de polarização potenciodinâmica.(a) superfície de fratura analisada. Aumento original 100x. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2	137
Figura 68. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar nos ensaios conduzidos em ar	138
Figura 69. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) em ar	140
Figura 70. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP01 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e razão de carga $R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3	142
Figura 71. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP02 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1	143
Figura 72. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplica do em névoa salina de 3,5% de NaCl ($\Delta K_{0ap(3,5\%)}$).....	145
Figura 73. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo em névoa salina de 3,5% de NaCl ($\Delta K_{eff(3,5\%)}$).....	146
Figura 74. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP03 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 3,5% de NaCl e razão de carga	

$R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do spot 1. (c) espectro resultante da área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3..... 147

Figura 75. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP04 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do spot 1. (c) espectro resultante do spot 2. (d) espectro resultante do spot 3. (e) espectro resultante da área selecionada 1. (f) espectro resultante da área selecionada 2..... 150

Figura 76. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicada em névoa salina de 5% de NaCl ($\Delta K_{0ap(5\%)}$) na região próxima ao limiar..... 152

Figura 77. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo em névoa salina de 5% de NaCl ($\Delta K_{eff(5\%)}$)..... 152

Figura 78. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP05 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante da área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3. (e) espectro resultante da área selecionada 4. (f) espectro resultante do spot 1. (g) espectro resultante do spot 2. (h) espectro resultante do spot 3..... 155

Figura 79. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP06 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 156

Figura 80. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,1$ 158

Figura 81. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,5$ 158

Figura 82. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) com razão de carga $R=0,1$ 159

Figura 83. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) com razão de carga $R=0,5$ 160

Figura 84. Fratografia do corpo de prova CP1 utilizado no ensaio de tração em temperatura ambiente 163

Figura 85. Fratografia do corpo de prova CP1 utilizado no ensaio de tração em temperatura ambiente evidenciando a presença de precipitados bandeados na matriz de alumínio, em (a) estereomicroscópio. (b) e (c) microscopia eletrônica de varredura..... 165

Figura 86. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP1 do ensaio de tração em temperatura ambiente. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do ponto 1. (c) espectro resultante do ponto.....	166
Figura 87. Fratografia do corpo de prova CP2 utilizado no ensaio de tração em temperatura criogênica de.....	167
Figura 88. Fratografia do corpo de prova CP2 utilizado no ensaio de tração em temperatura criogênica (-54°C) evidenciando a presença de precipitados bandeados na matriz de alumínio, em (a) estereomicroscópio. (b) e (c) microscopia eletrônica de varredura	169
Figura 89. Corpos de Prova, extraídos na direção LT, utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura. (a) corpo de prova CP01 ensaiado em temperatura ambiente. (b) corpo de prova CP 06 ensaiado em temperatura criogênica de -54°C. (c) superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (d) superfície de fratura do corpo de prova CP 06. (e) detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01. (f) detalhe do entalhe e pré trinca do corpo de prova CP 06	170
Figura 90. Fratografia do corpo de prova CP01 extraído na direção LT e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente	171
Figura 91. Fratografia do corpo de prova CP06 extraído na direção LT e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica de -54°C.....	172
Figura 92. Corpos de Prova, extraídos na direção TL, utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura. (a) corpo de prova CP03 ensaiado em temperatura ambiente. (b) corpo de prova CP 05 ensaiado em temperatura criogênica de -54°C. (c) superfície de fratura do corpo de prova CP 03. (d) superfície de fratura do corpo de prova CP 05. (e) detalhe do entalhe e da pré trinca do corpo de prova CP 03. (f) detalhe do entalhe e pré trinca do corpo de prova CP 05	173
Figura 93. Fratografia do corpo de prova CP03 extraído na direção TL e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente	175
Figura 94. Fratografia do corpo de prova CP05 extraído na direção TL e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica de -54°C.....	176
Figura 95. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,1$. (a) corpo de prova CP01 ensaiado em ar. (b) corpo de prova CP03 ensaiado em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl. (c) corpo de prova CP05 ensaiado em névoa salina com concentração de 5% de NaCl	178
Figura 96. Fratografia do corpo de prova CP01 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$	179
Figura 97. Fratografia do corpo de prova CP03 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	181
Figura 98. Fratografia do corpo de prova CP05 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	182

Figura 99. Fratografia do corpo de prova CP01 na região propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$	184
Figura 100. Fratografia do corpo de prova CP03 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	185
Figura 101. Fratografia do corpo de prova CP05 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	186
Figura 102. Fratografia do corpo de prova CP01 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$	187
Figura 103. Fratografia do corpo de prova CP03 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	188
Figura 104. Fratografia do corpo de prova CP05 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$	189
Figura 105. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,5$. (a) corpo de prova CP02 ensaiado em ar (b) corpo de prova CP04 ensaiado em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl. (c) corpo de prova CP06 ensaiado em névoa salina com concentração de 5% de NaCl	191
Figura 106. Fratografia do corpo de prova CP02 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$	193
Figura 107. Fratografia do corpo de prova CP04 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$	194
Figura 108. Fratografia do corpo de prova CP06 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$	195
Figura 109. Fratografia do corpo de prova CP02 na região de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$	196
Figura 110. Fratografia do corpo de prova CP04 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$	197
Figura 111. Fratografia do corpo de prova CP06 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$	198
Figura 112. Fratografia do corpo de prova CP02 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$	199
Figura 113. Fratografia do corpo de prova CP04 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$	200

Figura 114. Fratografia do corpo de prova CP06 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$ 201

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Resultados obtidos através da curva de polarização para a liga 2524-T3 e 2198-T851.....	92
Tabela 2. Composição química da liga de AA2050-T84	102
Tabela 3. Composição química do regente Keller.....	103
Tabela 4. Parâmetros utilizados para execução de pré-trinca nos corpos de prova do ensaio de tenacidade a fratura.....	106
Tabela 5. Taxas de carregamento para cada corpo de prova extraídos nas direções LT e TL utilizados nos ensaios de tenacidade (K_{IC}) em temperatura ambiente.....	108
Tabela 6. Taxas de carregamento para cada corpo de prova extraídos nas direções LT e TL utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC}) em temperatura criogênica	109
Tabela 7. Parâmetros utilizados nos corpos de prova dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar e em névoa salina.....	114
Tabela 8. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1 e 2 da análise por EDX	123
Tabela 9. Resultados do ensaio HRB na liga AA 2050-T84	123
Tabela 10. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente	124
Tabela 11. Resultados dos ensaios de tração em temperatura criogênica	125
Tabela 12. Comparação dos resultados dos ensaios de tração da liga AA2050-T84 obtidos por Haflay et. al.....	126
Tabela 13. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção LT	127
Tabela 14. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção TL	127
Tabela 15. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica para os corpos de prova extraídos na direção LT	127
Tabela 16. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica para os corpos de prova extraídos na direção TL	127
Tabela 17. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente.....	128
Tabela 18. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica.....	129
Tabela 19. Resultados da polarização potenciodinâmica da liga AA2050-T84.....	131
Tabela 20. Comparação dos ensaios de polarização entre as ligas de Al-Li 2198 T851 e AA2050 T84.....	133

Tabela 21. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1 e 2 da análise por EDX da amostra utilizada no ensaio de polarização potenciodinâmica	138
Tabela 22. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar.....	140
Tabela 23. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1, 2 e 3 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP01 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar com razão de carga $R=0,1$	142
Tabela 24. Valor médio da composição química (% em peso) na área selecionada 1 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP02 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar com razão de carga $R=0,5$	143
Tabela 25. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa de 3,5% de NaCl.....	146
Tabela 26. Valor médio da composição química (% em peso) do spot 1 e áreas selecionadas 1 e 2 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP03 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl com razão de carga $R=0,1$	148
Tabela 27. Valor médio da composição química (% em peso) dos pontos 1, 2 e 3 e áreas selecionadas 1 e 2, da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP04 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl com razão de carga $R=0,5$	151
Tabela 28. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa de 5% de NaCl.....	153
Tabela 29. Valor médio da composição química (% em peso) das áreas 1, 2, 3 e 4 e pontos 1, 2 e 3, da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP05 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 5% de NaCl com razão de carga $R=0,1$	155
Tabela 30. Valor médio da composição química (% em peso) da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP06 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 5% de NaCl com razão de carga $R=0,5$	157
Tabela 31. Valor médio da composição química (% em peso) da análise por EDX no corpo de prova do ensaio de tração em temperatura ambiente.....	166

LISTA DE SÍMBOLOS

a – comprimento de trinca

a_n - comprimento de trinca nominal

$2a$ – comprimento total de uma trinca interna em uma chapa plana

B – espessura do corpo de prova

C – constante de Paris

da/dN - taxa de propagação de trinca por fadiga (função do número de ciclos)

ΔK - variação do fator intensidade de tensão

ΔK_{eff} - variação do fator de intensidade de tensão efetivo

ΔK_I - variação do fator de intensidade de tensão no modo de carregamento I

ΔK_0 - variação do fator de intensidade de tensão limite

ΔK_{0ap} - variação do fator de intensidade de tensão limite aplicado

$\Delta K_{0ap(3,5\%)}$ - variação do fator de intensidade de tensão limite aplicado em névoa salina de 3,5% de NaCl

$\Delta K_{0ap(5\%)}$ - variação do fator de intensidade de tensão limite aplicado em névoa salina de 5% de NaCl

$\Delta \sigma$ - variação de tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

E – módulo de elasticidade

E_1 - módulo de elasticidade 1

E_2 - módulo de elasticidade 2

E_{corr} - potencial de corrosão

$E_{p\acute{t}e}$ - potencial de pite

$f(\theta)$ - fator geométrico ou de forma

i_c - corrente catódica

i_a - corrente anódica

i_{corr} - corrente de corrosão

j_{corr} - densidade de corrente de corrosão

K – fator intensidade de tensão

K_c - fator de intensidade de tensão crítico em tensão plana

K_{IC} – fator intensidade de tensão crítico em deformação plana

K_I - fator intensidade de tensão no modo I de abertura da trinca

K_{II} - fator intensidade de tensão no modo II de abertura da trinca

K_{III} - fator intensidade de tensão no modo III de abertura da trinca

K_Q - valor provisório de tenacidade a fratura

K_{MAX} - fator de intensidade de tensão máximo

K_{MIN} - fator de intensidade de tensão mínimo

K_{0p} - fator de intensidade de tensão de abertura da trinca

K_t - fator de entalhe

m – expoente de Paris

N_i - número de ciclos para iniciar a trinca

N_p - número de ciclos para propagar a trinca

P – carga

$P_{Máx}$ - carga máxima

P_Q - carga de ruptura

r - raio da ponta da trinca

R – razão de carga ou razão de tensão ou razão de fator de intensidade de tensão

σ - tensão

σ_a - tensão aplicada

σ_{E1} - limite de escoamento 1

σ_{E2} - limite de escoamento 2

σ_{ij} - componente de tensão

σ_{MAX} - tensão máxima

σ_n - tensão nominal

σ_y - limite de escoamento

T_1 - temperatura 1 de ensaio

T_2 - temperatura 2 de ensaio

U - faixa de intensidade de tensão

V – deslocamento

W – largura do corpo de prova

LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM – American Society for Testing and Materials
CFC – estrutura cúbica de face centrada
CMOD – crack opening displacement
CST – corrosão sob tensão
C(T) – compact tension specimen
ECS – eletrodo calomelano saturado
EDX – Energia dispersiva de raio X
EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica
MEV – Microscópio eletrônico de varredura
MFLE – mecânica da fratura linear elástica
MFEP – mecânica da fratura elasto-plástica
TC – taxa de corrosão
ZGP - Zona de Guiner-Prest

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

Desde os tempos mais remotos o homem sempre desejou a façanha de poder voar, diversos estudiosos pensaram, de forma exaustiva, em formas de alcançar esta grande realização. Em 1883, John J. Montgomery desenvolveu um planador, porém a invenção era capaz de voar apenas de cima para baixo e somente por meio da força do vento. No entanto, o avião propriamente dito surgiu no início da década de 1900 quando os irmãos americanos Wilbur e Orville Wright em 1903 conseguiram voar em um avião acionado com o auxílio de uma catapulta. Em 1906 Santos Dummont voou com o 14Bis pelas ruas de Paris sem o auxílio de instrumentos, fato que foi oficializado e testemunhado por inúmeros moradores da capital e pela imprensa francesa.

Figura 1. Santos Dumont no aeroplano 14 Bis

Fonte: Barros (2006)

Com a chegada da Primeira Guerra Mundial desenvolvimento aeronáutico foi imprescindível, surgiram aeronaves cuja aerodinâmica era sensivelmente melhor do que as aeronaves da pré-guerra. Durante a década de 1930 o avanço da tecnologia possibilitou a construção de aviões maiores que podiam percorrer grandes distâncias mais rapidamente. No período da Segunda Guerra Mundial houve crescimento na produção e foram desenvolvidos os primeiros bombardeiros de longa distância e o primeiro caça, a partir daí nas décadas de

1970 surgiram os aviões comerciais que na década de 1990 tornaram-se cada vez mais automatizados com o objetivo de diminuir os acidentes aéreos causados por falha humana.

Figura 2. Avião alemão Fokker DR1 usado durante a primeira guerra mundial
Fonte: Imagens Históricas (2009)

Atualmente a grande corrida pelo desenvolvimento de aeronaves comerciais diz respeito à busca de alternativas para redução de peso, empregando materiais de alta resistência e baixo peso específico acarretando em propriedades mecânicas melhores e menor gasto de combustível.

Figura 3. Avião comercial EMBRAER 195
Fonte: Empresa Brasileira de Aeronáutica - EMBRAER (2013)

Neste contexto, este trabalho utilizou de ferramentas da mecânica da fratura para avaliar o desenvolvimento da nova liga de alumínio-lítio AA2050-T84 a ser utilizada na fuselagem de aeronaves desenvolvidas pela EMBRAER. Este material foi submetido a ensaios mecânicos de tração e tenacidade a fratura em criogenia e ensaios de propagação de trinca por fadiga em ambientes corrosivos, com névoa salina e concentração de 3,5 e 5% NaCl para a determinação do limiar da taxa de propagação de trinca por fadiga com razões de carga $R=0,1$ e $0,5$.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é um metal extraído da bauxita por meio do processo de extração da alumina Al_2O_3 e posteriormente passa pelo processo de extração do oxigênio a altas temperaturas em fornos eletrolíticos com banho químico a base de fluoretos.

Quando puro sua resistência mecânica é baixa e sua resistência a corrosão depende da persistência do filme de alumina (Al_2O_3) que se forma rapidamente quando exposta ao ar. A extração deste filme expõe novas partes ao ataque, determinando assim, o prosseguimento sucessivo da corrosão.

O alumínio é amplamente utilizado em aplicações que vão desde utensílios domésticos até na indústria automobilística e aeronáutica, pois além de ser infinitamente reciclável, possui propriedades importantes como leveza, moldabilidade, soldabilidade e boa resistência mecânica específica.

Sua densidade é de $2,7 g/cm^3$, possui excelente condutividade térmica e elétrica, é resistente a corrosão atmosférica, em meio aquoso e sistemas químicos e oleosos. A característica mais importante é a sua versatilidade, no entanto, para alcançar determinadas propriedades físicas e mecânicas, elementos de liga devem ser adicionados e tratamentos térmicos aplicados para adequar o material a sua aplicação.

A escolha da liga para um determinado produto significa selecionar o material que apresenta propriedades essenciais ao menor custo. Em vista disso um grande número de ligas foi desenvolvido como resposta.

Gomes e Bresciani Filho (1976) descrevem as principais características dos elementos ligados da seguinte forma:

Al + Cu – quando submetido a tratamento térmico essa liga terá resistência a tração equivalente ou maior que alguns aços e ótima usinabilidade. É indicada para indústria aeronáutica e automobilística, na estrutura e revestimento de asas e rodas de aviões.

Al + Mn – é resistente a corrosão, possui elevada condutividade térmica e baixa resistência mecânica. Esta liga é utilizada na fabricação de latas de bebida, placas de carro, telhas, equipamentos químicos, refletores, trocadores de calor e como elementos decorativos na construção civil.

Al + Si – Quando o teor de Silício (Si) está presente na liga em torno de 12%, é adequada para produzir peças fundidas e pode servir como material de enchimento em processos de soldagem e brasagem. Possui baixo ponto de fusão e boa resistência a corrosão.

Al + Mg – muito bom para utilização em soldagens e resistente a corrosão, principalmente em relação a água marinha. Por este aspecto é utilizado na fabricação de barcos, carrocerias de ônibus, recipientes para armazenar gases ou líquidos sob baixas temperaturas. Quando há adição do manganês esta liga torna-se menos resistente, no entanto são facilmente moldáveis, usináveis e soldáveis.

Al + Sn – são empregados na confecção de mancais e buchas devido ao seu limite de fadiga e boa resistência a corrosão e usinabilidade.

Al + Zn + Mg + Cu – depois de solubilizada e envelhecida esta liga é utilizada em aplicações de relação entre peso e resistência, principalmente na construção de aviões. Nesta liga ainda pode ser acrescentado: Bismuto (Bi), Chumbo (Pb), Titânio (Ti), Estanho (Sn) ou Níquel (Ni).

Al+Li – é amplamente utilizada na indústria aeroespacial devido a sua alta resistência mecânica, resistência a corrosão sob tensão, bom comportamento quando sujeito a criogenia e principalmente pela sua baixa densidade. A cada 1% de Li adicionado a densidade da liga é reduzida por cerca de 3% e o módulo de elasticidade aumenta em 6%.

Em princípio as ligas de alumínio podem ser classificadas em dois grandes grupos: as ligas trabalhadas ou conformadas mecanicamente e ligas fundidas. As ligas trabalhadas ou conformadas são utilizadas na fabricação de produtos semi-acabados, perfis extrudados e componentes forjados, enquanto as ligas fundidas, com referência ao próprio nome, são ligas destinadas a fabricação de componentes fundidos (CHIAVERINI, 1986).

As ligas trabalhadas são subdivididas em duas classes:

- ✓ Ligas tratáveis termicamente: passam pelos processos de solubilização, precipitação, envelhecimento e/ou endurecimento.
- ✓ Ligas não tratáveis termicamente: Tem suas propriedades alteradas apenas por trabalho a frio ou seja encruamento.

A fundição de peças de alumínio é feita em areia, sob pressão e precisão. Este grupo também é subdividido em duas classes:

- ✓ Ligas binárias – Com um elemento de liga adicionado (alumínio-cobre, alumínio-silício, alumínio-manganês, etc.).
- ✓ Ligas complexas – Com dois ou mais elementos de ligas adicionados (alumínio-cobre-silício, alumínio- cobre-silício-magnésio).

2.1.1 Classificação das ligas de alumínio conformadas

A ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - ABNT (2006) classificou as “Famílias” ou “Séries” das ligas de alumínio pela produção e/ou adição de elementos de liga.

As ligas de alumínio trabalhadas ou conformadas devem ser dúcteis, trabalhadas a frio ou a quente pelos processos de conformação mecânica, como por exemplo, laminação, trefilação, forjamento e extrusão.

A ABNT (2006) especifica que para este tipo de liga é utilizado quatro dígitos, portanto para a série 1xxx o segundo dígito indica modificações no limite de impurezas e caso este número seja zero indica que o alumínio não foi ligado e os dois últimos dígitos indicam a porcentagem de alumínio acima de 99%. Nas séries 2xxx a 8xxx o segundo dígito indica adição de elementos e os dois últimos dígitos identificam diferentes ligas do mesmo grupo (ASM HANDBOOK, 1990).

A nomenclatura das ligas de alumínio trabalhadas é descrita da seguinte forma:

1xxx – Alumínio não ligado com boa resistência a corrosão, alta condutibilidade térmica e elétrica, baixa resistência mecânica e alta ductilidade.

2xxx – O cobre, ou o cobre associado ao lítio, é seu principal elemento de liga. São ligas tratáveis termicamente com intuito de aumentar sua resistência a tração. Possui baixa resistência a corrosão quando comparada a outra ligas de alumínio. Ligas que contém Al-Cu-Li são amplamente utilizadas na indústria aeroespacial.

3xxx – As ligas desta série não são tratáveis termicamente. Devido à baixa solubilidade do Manganês (Mn) na matriz existem poucas ligas desta série.

4xxx - O Silício (Si) é o principal elemento de liga. Sua função é abaixar a temperatura de fusão sem provocar fragilidade. As ligas desta série não são tratáveis termicamente.

5xxx – Nesta série não tratável termicamente o Magnésio (Mg) é adicionado para endurecer estas ligas. Quando o magnésio é associado ao Manganês (Mn) a eficácia destas ligas quanto à soldabilidade e resistência a corrosão marinha são aumentadas significativamente.

6xxx – esta série é composta por Mg e Si para a formação da fase Mg_2Si através do tratamento térmico. Esta fase confere ao material boa ductilidade, boa usinabilidade, boa soldabilidade e resistência a corrosão.

7xxx – Com o Zinco (Zn) como principal elemento de liga, pode ser associado ao Mg, Cu e Cr em pequenas quantidades. Sua aplicação abrange a indústria aeronáutica e componentes de alta resistência.

8xxx – Nesta série são adicionados vários elementos de liga como Ferro (Fe), Silício (Si) e Lítio (Li), onde as ligas que contém Li também são utilizadas na indústria aeroespacial e em situações de criogenia.

2.1.2 Sistema de designação de tratamento térmico em alumínio e ligas de alumínio

As designações de tratamento térmico em ligas de alumínio são utilizadas em ligas trabalhadas ou fundidas por meio da sequência de letras e números, posteriores a especificação da liga e separados por um hífen. Cada dígito especifica o tipo e a sequência de tratamentos térmicos aplicados no material para conseguir a propriedade desejada através de transformações microestruturais no material (ASM HANDBOOK, 1991).

A letra T é utilizada para indicar tratamentos térmicos em ligas onde a resistência se estabiliza em pouco tempo e sua designação segue da seguinte forma:

T1 – Aplicado em produtos conformados a alta temperatura em processos como fundição ou extrusão, e envelhecidos naturalmente.

T2 – Esta variação é utilizada em produtos trabalhados a quente, como laminação ou extrusão e envelhecidos naturalmente.

T3 – É designado a produtos trabalhados a frio que sofreram tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural.

T4 – São produtos não trabalhados a frio depois do tratamento térmico e envelhecido naturalmente.

T5 – Produtos não trabalhados a frio depois da conformação mecânica a altas temperaturas e são envelhecidos artificialmente.

T6 – Este grupo é designado a materiais que precisam obter estabilidades dimensionais e mecânicas através do tratamento térmico de solubilização e precipitação.

T7 – Aplicados em produtos conformados a frio, com tratamentos térmicos de precipitação, solubilização e envelhecimento artificial. É obtido o limite máximo de resistência a corrosão sob tensão e corrosão por exfoliação.

T8 – É aplicado a produtos trabalhados a frio depois dos tratamentos térmicos de precipitação, solubilização e envelhecimento artificial.

T9 – Produtos trabalhados a frio depois do tratamento térmico de precipitação e envelhecimento artificial.

T10 – Produtos com resfriamento rápidos após a conformação mecânica a quente como, laminação ou extrusão, com propriedades mecânicas substancialmente melhoradas através do tratamento térmico de precipitação e envelhecimento artificial.

2.1.3 Ligas de alumínio-lítio

O Lítio (Li) é o elemento metálico mais leve existente, com densidade de $0,54 \text{ g/cm}^3$ e alta solubilidade no alumínio, cerca de 4% a 610°C . Em ligas de alumínio o Li aumenta simultaneamente o módulo elástico e diminui a densidade, pois a cada 1% de Li reduz a densidade cerca de 3% e aumenta o módulo de elasticidade em 6% (FENDONI, 2009).

A primeira geração das ligas de Al-Li, AA2020, foi produzida nos Estados Unidos na década de 1950, sua produção foi abandonada devido ao baixo nível de alongamento e péssima tenacidade a fratura. A segunda geração composta pelas ligas AA2090, AA2091 e AA8090, foi criada com a proposta de melhorar a resistência à corrosão e aumentar suas propriedades mecânicas, no entanto resultou em ligas com excessiva anisotropia e baixa resistência a tensão corrosiva. Recentemente a terceira geração, composta pelas ligas AA2094, AA2097, AA2099, AA2196, AA2197 e AA2050, foi desenvolvida para aplicações militares e aeroespaciais e quando comparadas as ligas de Al-Li das gerações anteriores apresenta alta resistência a solicitações estáticas e tolerância ao dano (FENDONI, 2009).

Para garantir melhor desempenho durante sua aplicação, a liga base Al-Li é sujeita a adição de outros elementos e tratamentos térmicos de envelhecimento resultando numa diversidade de ligas para as mais variadas aplicações e solicitações. Na indústria aeronáutica e aeroespacial são utilizadas as ligas das séries 2xxx e 7xxx, pois resultam em aeronaves mais leves e conseqüentemente como premissa principal do projeto diminui o consumo de combustível.

O tratamento térmico tem por finalidade aquecer e resfriar o material com o propósito de mudar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou tensões residuais existentes no material, no entanto, quando a liga Al-Li é tratada termicamente os elementos de liga formam precipitados que podem agir como concentradores de tensão e levar o material a falha (ASM HANDBOOK, 1991).

O início do envelhecimento artificial em ligas de Al-Cu pode formar interfaces metaestáveis coerentes com a matriz chamadas Zona de Guiner-Preston (ZGP) (Sinclair et al., 2006) que formam precipitados das fases de transição coerente θ'' (Al-Cu (Mg) e semi coerente θ' (Al_2Cu) que resultam em tensões locais e alta dureza. No entanto, segundo Fendoni (2009) ligas de Al-Cu-Li com o tratamento térmico T8 mostram alterações nas

propriedades do material após o envelhecimento artificial devido aos principais precipitados presentes como:

- ✓ δ (Al-Li) – Precipitados provenientes da matriz. A fragilização e a susceptibilidade de corrosão sob tensão (CST) estão associadas a este precipitado.
- ✓ δ' (Al_3Li) – precipita-se antes do resfriamento rápido a partir da solubilização diminui a tenacidade e a ductilidade devido à presença do Li que limita o deslizamento dos grãos e é passivo ao cisalhamento.
- ✓ θ (Al-Cu) – É o precipitado de equilíbrio termodinâmico proveniente de θ' e θ'' e possui acentuada queda de dureza.
- ✓ β' (Al_3Zr)– Devido à presença do Zircônio (Zr) possui microestrutura fina dispersa uniformemente na matriz, melhora as propriedades de fadiga do material.
- ✓ S' (Al_2CuMg) – Assim como δ' possui alta fração volumétrica na matriz. Como não é afetado pelo Li sua nucleação é difícil e ocorre preferencialmente nas discordâncias. A presença do Magnésio (Mg) reduz a densidade e melhora a resistência .
- ✓ T_1 (Al_2CuLi)– Esta fase é estável e sua nucleação ocorre nas ZGP ou em discordâncias. O aumento desse precipitado aumenta a resistência da liga.
- ✓ T_2 (Al_2CuLi_3)- Rico em Cu é responsável pelas zonas livres de precipitados e pela fragilização do contorno de grão.
- ✓ Pequenas partículas dispersas de $MnAl_6$ – O Manganês (Mn) tende a produzir fases intermetálicas onde somente 0,2-0,3% são solubilizados. Este componente pode nuclear partículas de precipitados δ' .

A adição de Magnésio (Mg) e Prata (Ag) em igual proporção tem grande efeito no surgimento dos demais precipitados e no aperfeiçoamento das propriedades de tensão e dobra a resistência ao escoamento do material. Quando há adição independente destes elementos o Mg auxilia na formação de precipitados T_1 enquanto o Ag auxilia na formação de precipitados θ' .

2.2 MECÂNICA DA FRATURA

O objetivo da mecânica da fratura é determinar se um defeito tipo trinca irá ou não levar o componente à fratura catastrófica, mesmo quando sujeito a tensões normais de serviço, determinando o grau de segurança efetivo de um componente trincado. Pode ser aplicada no controle de fratura desde situações bem simples até situações de alta complexidade, que envolve a análise de tolerância de defeitos, avaliação do comportamento em fadiga do material e susceptibilidade a meios agressivos (STROHAECKER, 2012).

Com o auxílio de ferramentas matemáticas da mecânica da fratura, deve ser evitado que as trincas atinjam tamanhos críticos e se propaguem de maneira descontrolada e, portanto catastrófica. Ao iniciar o serviço a trinca pode crescer gradualmente e aumentar sua velocidade, diminuindo a resistência do material até que o componente falhe.

Há situações que a falha de componentes ocorre com tensões aplicadas abaixo da tensão de projeto, esta é a fratura frágil incentivada por concentradores de tensões que restringem a deformação plástica. Desse modo a mecânica da fratura quando aplicada a fadiga e a corrosão sob tensão permite a operação segura de componentes com defeitos prévios e/ou trincas nucleadas em serviço (STROHAECKER, 2012).

A mecânica da fratura divide-se em mecânica da fratura elástica-linear (MFEL) que é utilizada em situações que ocorre a fratura no regime elástico linear e a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) que procura resolver problemas em materiais com tenacidade elevada e apresentam deformação plástica excessiva na ponta da trinca.

2.2.1 Histórico

A mecânica da fratura nasceu e se desenvolveu a partir de diversos acontecimentos importantes como, por exemplo, a explosão durante o vôo do avião a jato Comet em 1955, fraturas ocorridas em componentes rotativos de turbinas a gás de geradores elétricos em 1955-1956, falhas de motores dos foguetes Polaris e Minuteman em 1957 e o fato mais conhecido pelos estudantes da área, os navios Liberty mostrados na **Figura 4** que partiram ao meio durante a segunda guerra mundial.

Figura 4. Navio-tanque Liberty que fraturou de maneira frágil pela propagação de trincas ao redor do seu casco
Fonte: Callister Junior (2006)

Neste período os Estados Unidos desenvolveu o programa de produção dos navios cargueiros Liberty para abastecer a Europa. Foram produzidos 2700 navios soldados, o que era o diferencial em relação aos navios produzidos tradicionalmente. Esse programa de produção era um sucesso até que em 1943, os navios que navegavam nos mares da Sibéria e do Alasca fraturaram ao meio (ANDERSON, 2005).

De 2700 navios, 400 apresentaram fraturas, dos quais 90 eram sérias e 20 partiram ao meio. Estas fraturas ocorreram devido principalmente a três fatores:

- ✓ Pequenas falhas na solda,
- ✓ Muitas trincas se iniciavam em cantos vivos e agiam como concentradores de tensão,
- ✓ Os aços utilizados na produção dos navios possuíam péssima tenacidade a fratura e eram adequados para produção de navios com projetos rebitados, pois desta maneira a trinca não se propagava para outras chapas (crack stoppers).

Todo campo de conhecimento sobre a mecânica da fratura foi desenvolvido na década seguinte a segunda guerra mundial no Laboratório de Reserva Naval em Washington, com estudos sobre os problemas dos navios Liberty.

No entanto ainda em 1921 A.A. Griffith a partir do modelo de Inglis desenvolvido em 1913, propôs que a redução da tensão de ruptura experimental em relação à teoria ocorreria pela presença de defeitos pré-existent na microestrutura, que poderiam ser aproximados a cavidades elípticas. Demonstrou que quando uma trinca de comprimento $2a$ se forma a tensão

elástica agindo sobre o material relaxa, liberando uma energia e em compensação é despendido um trabalho de criação de duas superfícies livres.

Em 1957 G.R. Irwin publicou a solução do problema de distribuição de tensões em placas infinitas contendo uma trinca passante. Ele considerou que a trinca poderia ser carregada em três modos distintos, onde o modo de carregamento mais comum é o modo I.

Em 1961 Weels fez considerações não lineares e utilizou COD (*crack opening displacement*) como parâmetro para caracterizar a resistência de uma trinca em um sólido elasto-plástico, e Rice em 1968 introduziu a Integral J a esta teoria. Em 1962 Paris apresentou o crescimento subcrítico da trinca e propôs a primeira equação empírica relacionando a variação do fator de intensidade de tensão com a taxa decrescimento da trinca. Erdogan e Shish em 1976 introduziram o primeiro modelo para a propagação de trinca em diferentes modos de carregamento e atualmente essas teorias são normalizadas e amplamente utilizadas (MANDAI, 2010).

2.2.2 Tipos de fratura

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob ação tensão, devido ao início e propagação de uma trinca. Fatores como temperatura, taxa de deformação e estado de tensão afetam a fratura e a definem como fratura dútil ou fratura frágil.

A fratura dútil apresenta extensa deformação plástica, através de um processo lento e progressivo em torno da trinca. Também conhecida como fratura taça e cone, este tipo de fratura exige elevada absorção de energia, indicando alta taxa de deformação, grande alongamento e boa tenacidade a fratura.

Este processo ocorre em vários estágios, como mostra a **Figura 5** Inicialmente há redução de área com deformação localizada e formação de microcavidades a partir de inclusões ou partículas de segunda fase. À medida que a carga é aplicada o corpo sofre estado triaxial de tensões e uma trinca nucleia a partir do crescimento e da união das microcavidades, acarretando na fratura final por cisalhamento em um ângulo de 45° em relação à direção de tração. Esta fratura tem o aspecto escuro, acinzentado e sua superfície é rugosa.

Figura 5. Evolução de uma fratura dútil
Fonte: Ruchert (2007)

Figura 6. Fratura dútil em liga de alumínio

Na fratura frágil a trinca se propaga de maneira instável com alta velocidade e pouca deformação plástica, ocasionando fratura repentina e catastrófica. A superfície de fratura possui aspecto liso, brilhante e pode ser identificada com características macroscópicas e microscópicas. Como característica macroscópica este tipo de fratura apresenta marcas de sargento com formato em “V” apontando em direção ao ponto de iniciação da trinca e, como características microscópicas apresentam fraturas intergranular e transgranular.

A fratura intergranular ocorre ao longo dos contornos de grão, incentivada por grãos grosseiros, fragilidade por tratamentos térmicos ou ação de meios agressivos como mostrado na **Figura 7 (b)**, enquanto que a fratura transgranular ocorre a quebra sucessiva e repetida de ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos, tal processo é conhecido por clivagem,

pois, uma vez que as trincas da fratura passam através dos grãos adquirem aspecto de conchas e facetas lisas de fratura, **Figura 7(a)**.

Figura 7. Em (a) fratura frágil intergranular, (b) fratura frágil por clivagem
Fonte: Ruchert (2011)

2.3 MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA LINEAR

A mecânica da fratura elástica linear é a metodologia a ser empregada em situações onde há fratura de materiais no regime elástico ou em casos onde a zona plástica é pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém.

A presença de defeitos como trincas, microtrincas, inclusões, vazios, furos e rasgos é um fator negativo para a resistência a fratura do material, pois quando há solicitação de esforços tais defeitos agem como concentradores de tensões, possibilitam o crescimento e a propagação da trinca resultando na falha do componente.

As tensões na ponta da trinca são infinitas e caracterizadas por um fator de intensidade de tensão K . Quando o fator K alcança um valor crítico K_{IC} ocorre a falha no componente. Este valor K_{IC} é chamado de tenacidade a fratura e é uma propriedade do material independente da geometria ou das cargas aplicadas (SANFORD, 2003).

2.3.1 Concentradores de tensões

Algumas vezes em um projeto convencional, é necessária a inclusão de descontinuidades como furos, rasgos de chavetas, filetes, redução de seção e cantos vivos, identificados como concentradores de tensões. Nas proximidades destas descontinuidades há excessiva variação da tensão nominal (σ_n), portanto no desenvolvimento do projeto o engenheiro deve manter seus raios maiores possíveis, reduzindo a contração de tensão.

Devido a este campo de tensões e deformações junto a defeitos é muito importante a determinação do fator concentrador de tensões (K_t) associado a alguma descontinuidade geométrica. Este fator é mais evidenciado em materiais frágeis, pois em materiais dúcteis pode ocorrer redistribuição de tensões na região da trinca, já que as deformações plásticas ocorrerão quando as tensões equivalentes excederem o limite de escoamento do material (MANDAI,2010).

A multiplicação do concentrador de tensões (K_t) pela tensão nominal (σ_n) indica o nível de tensão efetivo do componente e se torna uma referência para a escolha do fator de segurança.

Analisando uma placa infinita com trinca elíptica vazante Inglis mostrou que a tensão aplicada nas extremidades da descontinuidade era perpendicular a tensão máxima como ilustrado na **Figura 8** de tal modo que:

$$\sigma_{MAX} = \sigma_n \left[1 + 2 \left(\frac{a}{\rho} \right)^{1/2} \right] \quad (1)$$

σ_{MAX} - tensão máxima

σ_n - tensão nominal

a - comprimento da trinca

ρ - raio de curvatura

Considerando que o raio ρ de curvatura na extremidade da elipse é determinado pela equação (2) a relação entre as equações pode ser simplificada pela equação (3):

$$\rho = \frac{b^2}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_{\max} \approx 2\sigma_a \sqrt{a/\rho} \quad (3)$$

b - espessura do corpo de prova

σ_a - tensão aplicada

Figura 8. Placa com furo elíptico produzindo concentração de tensões
Fonte: Strohaecker (2012)

Para o modelo de Inglis o termo associado à tensão máxima ($\sigma_{\max}$) é definido como concentrador de tensão (K_t) e descreve o efeito da geometria no nível de tensões na ponta da trinca e determina que o tamanho da trinca deva ser o menor possível e quanto maior a curvatura, menor a severidade relativa da concentração de tensões. A **Figura 9** mostra os valores de K_t para diferentes geometrias de peça/ defeito.

Figura 9. Valores de concentradores de tensão K_t para quatro geometrias. (a) e (b) carregamento axial de uma barra. (c) placa com furo. (d) eixo com rasgo de chaveta em torção

Fonte: Strohaecker (2012)

2.3.2 Modos de carregamento

Existem três modos de carregamento segundo os quais uma carga pode operar sobre uma trinca, como mostra a **Figura 10**. Estes modos de carregamentos estão associados aos fatores de intensidade de tensão K_I , K_{II} e K_{III} (CALLISTER JUNIOR, 2006).

Figura 10. Modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, abertura ou tração. (b) Modo II, deslizamento. (c) Modo III, rasgamento.

Modo I - é encontrado com maior frequência e consiste na abertura da trinca.

Modo II - corresponde a cisalhamento puro, com deslocamento da superfície da trinca paralelamente a si mesma e perpendicular a frente de propagação.

Modo III – rasgamento com deslocamento da trinca paralelamente a si mesma.

2.3.3 Fator de intensidade de tensão (K)

O fator de intensidade de tensões é uma medida de energia que determina a estabilidade de uma trinca na fratura e estima a propagação de trincas solicitadas ciclicamente.

Dado um determinado modo de carregamento a distribuição de tensões em torno de qualquer trinca em uma estrutura com comportamento no regime linear elástico é semelhante, sendo completamente descrito pelo parâmetro K . Isto é, a diferença da magnitude de tensões alcançada entre componentes trincados depende apenas do parâmetro fator de intensidade K que é governado pela configuração geométrica do componente trincado e pelo nível e modo de carregamento imposto (STROHAECKER, 2012).

Um sistema de coordenadas mostrada na **Figura 11** descreve o campo de tensões em torno da trinca sujeita ao modo de carregamento I. Neste sistema r e θ são usados no plano x-y que é normal ao plano da trinca. As tensões próximas a ponta da trinca são funções tanto da distancia radial r como do ângulo θ .

Figura 11. Coordenadas para descrição do campo de tensões na ponta da trinca
Fonte: Strohaecker (2012)

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \dots \quad (4)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \dots \quad (5)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \dots \quad (6)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{Estado plano de tensão}) \quad (7)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{Estado plano de deformação}) \quad (8)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad (9)$$

σ - tensão

K_I - fator intensidade de tensões no modo I

r - distância até a ponta da trinca

De uma maneira geral, as tensões na ponta da trinca para o modo de carregamento I podem ser escritas da seguinte maneira:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\theta) \quad (10)$$

Onde

σ_{ij} - Componente das tensões,

K_I - Fator intensidade de tensões no modo I,

r - distância até a ponta da trinca,

$f(\theta)$ - função geometria e forma de carregamento do corpo.

Tais equações foram propostas pelo modelo de Westergaard e propõem a Teoria da Elasticidade. Mandai (2010) descreve que as equações (4), (5) e (6), se aproximam do infinito à medida que r se aproxima de zero, como mostra a **Figura 12**. Estas equações são proporcionais a K_I enquanto os fatores restantes apenas fornecem a variação com r e θ . Assim a magnitude do campo de tensões próximo a ponta da trinca pode ser caracterizada pelo valor do fator K_I cuja definição é dada pela equação (11):

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (11)$$

Onde σ_y corresponde ao limite de escoamento do material.

Figura 12. Distribuição elástica da tensão na região da trinca
Fonte: Mandai (2010)

2.4 TENACIDADE A FRATURA

Tenacidade é a medida de energia que o material absorve antes e durante o processo de fratura, até o seu rompimento total, portanto trata-se de um parâmetro importante para a caracterização do material, pois está associado diretamente ao fator intensidade de tensão.

Quando o fator intensidade de tensão chega a um valor crítico (K_C), a trinca se propaga descontroladamente ocorrendo a fratura. Portanto (K_{IC}) é uma propriedade do material caracterizada como a resistência de um componente trincado a fratura, cuja tensão trativa (devido ser modo I) é perpendicular ao plano da trinca.

Os ensaios de tenacidade a fratura em metais são principalmente determinados pelas normas ASTM E399, ASTM E1820 e ASTM E1290 e detalham: as dimensões, configurações, preparação dos corpos de prova, instrumentos que serão utilizados, procedimentos para execução da pré-trinca por fadiga, procedimentos para o ensaio e por fim determina os cálculos e a interpretação dos resultados para materiais metálicos no estado de deformação plana, no entanto a resistência a fratura de metais exibe uma dependência na espessura devido a formação da zona plástica na ponta da trinca como mostra a **Figura 13**.

Sob o estado de deformação plana, a tensão σ_z não é nula, isso faz com que as tensões necessárias para causar escoamento sejam aumentadas diminuindo a o tamanho da zona plástica. No interior da geometria se aplica o estado plano de deformação, mas sempre há o estado de tensão plana na superfície livre. A tensão σ_z aumentará a partir de zero na superfície até o valor do estado de deformação plana no interior (ANDERSON, 2005).

A zona plástica diminui gradualmente o estado de tensão plana da superfície até o estado de deformação plana no interior da geometria onde a deformação plástica só vai ocorrer quando o nível de tensões principais excederem a tensão de escoamento (MANDAI, 2010).

Figura 13. Esquema tridimensional da região da zona plástica
Fonte: Mandai (2010)

2.4.1 Metodologia experimental definida pela norma ASTM E399-09

A norma determina que os ensaios sejam feitos em triplicata com corpos de prova, a **Figura 14** ilustra a geometria do corpo de prova do tipo tração compacto C(T) amplamente utilizado na realização deste ensaio.

Figura 14. Corpo de prova do tipo C(T)
Fonte: American Society for Testing Materials - ASTM (2009a)

Este corpo de prova deve ser entalhado, pré-trincado por fadiga e carregado no modo trativo. O comprimento da trinca a (entalhe+pré- trinca) deve estar no intervalo de valores entre 0,45 e 0,55 de W e a espessura B deve ser a metade do valor de W , ou seja, $W/B=2$.

Segundo a norma a extração dos corpos de prova com seções retangulares deve seguir o código de orientação do plano da trinca mostrado na **Figura 15**.

Figura 15. Código para orientação do plano da trinca para seções retangulares
Fonte: ASTM (2009a)

Este método utiliza duas letras como código, a primeira se refere ao plano da trinca e a segunda a direção esperada para sua propagação.

O corpo de prova deve possuir entalhe infinitamente agudo para simular um plano de trinca ideal com um raio nulo para satisfazer as condições necessárias a determinação de K_{IC} . O ensaio é executado com variação de ΔK , sob controle de força ou deslocamento cíclico com razão de carga entre $-0,1 \leq R \leq 0,1$ para um número de ciclos entre 10^4 e 10^6 .

Faltando 2,5% para o tamanho máximo da trinca, a intensidade de tensão aplicada deve ser tal que o valor de K_I não exceda 60% do K_{IC} do material. Como o valor de K_I varia de acordo com o tamanho da trinca, à medida que a pré-trinca vai crescendo a tensão deve ser diminuída para que fique dentro do valor requerido.

Para garantir que o tamanho da zona plástica durante o ciclo final de fadiga seja menor que o tamanho da zona plástica durante o ensaio real de K_{IC} , a parte final do comprimento do entalhe (entalhe + pré-trinca) deve ser carregado com um nível máximo de fator intensidade de tensão dado por K_{MAX}/E desde que não exceda $0,00032\sqrt{m}$.

Durante o ensaio o crescimento da trinca pode ser assimétrico ao longo da espessura, no entanto, nenhum dos comprimentos de trinca medidos em ambas as superfícies deve diferir de 15% do valor do comprimento da trinca e a diferença entre elas não deve ultrapassar 10% do comprimento da trinca (BOSE, 2011). Este problema pode ocorrer por diversos fatores como orientação de grãos na microestrutura do material ou desalinhamento da máquina e pode ser corrigido virando o corpo de prova ou colocando calços em posições bem determinadas no sistema de apoio ou de fixação. No entanto o ideal é que o dispositivo seja construído com precisão para que a distribuição de tensões seja uniforme através da espessura do material.

2.4.2 Execução do ensaio de tenacidade a fratura

Após a execução da pré-trinca o corpo de prova deve ser ensaiado com taxa de carregamento controlada que aumente a intensidade de tensão e esteja entre 0,55 e $2,75MPa\sqrt{m}/s$ até que o corpo de prova frature.

Depois de fraturado, o corpo de prova deve ser medido com precisão, o comprimento da trinca nas seguintes posições: 25%B, 50%B e 75%B. A média aritmética destas três medidas é considerada como o comprimento da trinca.

Com a finalidade de estabelecer se o valor de K_{IC} é válido, primeiro estima-se um valor provisório de tenacidade a fratura definido como K_Q , que em primeiro plano envolve a construção do gráfico força em função de deslocamento (PxV) mostrado na **Figura 16**, de onde é retirado o valor P_Q .

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (12)$$

A função $f\left(\frac{a}{W}\right)$ para corpos de prova C(T) é adimensional e dada por:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left[0,76 + 4,8 \frac{a}{W} - 11,58 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 11,43 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 4,08 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (13)$$

Portanto:

P_Q - carga de

ruptura

B - espessura

W - largura

a - tamanho da trinca

Figura 16. Principais tipos de gráficos força em função de deslocamento

Fonte: ASTM (2009a)

O valor de P_Q é determinado com uma linha secante de 5% secante a curva de carga em função de deslocamento. Na curva tipo I observa-se que P_Q é o ponto de intersecção entre a curva e a secante, se as cargas em todos os pontos do gráfico que precedem P_5 são menores que P_5 . Se contudo, existir uma carga máxima $P_{Máx}$ que preceda ou exceda P_5 , esta carga máxima $P_{Máx}$ será a P_Q , tipos II e III (ASM HANDBOOK, 1985).

Em segundo plano é verificado se este resultado de K_Q satisfaz os seguintes requisitos:

- ✓ Relação entre o comprimento da trinca a e a largura do corpo de prova W .

$$0,45 \leq a/W \leq 0,55 \quad (14)$$

- ✓ Relação que envolve espessura B , comprimento de trinca a , largura do corpo W e limite de escoamento σ_E do material.

$$a, B, (W - a) \leq 2,5(K_{IC} / \sigma_E)^2 \quad (15)$$

- ✓ O valor da carga máxima P_{MAX} não pode exceder 10% do valor da carga de ruptura P_Q .

$$P_{max} \leq 1,10P_Q \quad (16)$$

- ✓ Quando todos os requisitos impostos pela norma são satisfeitos determina-se que K_Q é K_{IC} .

2.4.3 Tenacidade a fratura criogênica em ligas de alumínio

Ligas de alumínio de alta resistência também são utilizadas em situações onde há extensa solicitação de esforços a baixas temperaturas, nestas situações, o comportamento destas ligas depende da composição, do tamanho de grão e do tratamento térmico aplicado.

Para aplicação destas ligas em serviços criogênicos são necessárias análises cuidadosas do comportamento mecânico em temperaturas extremas. A aplicação de materiais a este tipo de serviço compreende estruturas de veículos, aeronaves, oleodutos e vasos de pressão (CAMPBELL; SHANNON; BRAWN, 1974). Adicionalmente ligas de alumínio das séries 2xxx e 8xxx são utilizadas para a produção de tanques de aeronaves capazes de armazenar hidrogênio e oxigênio líquido (RITCHIE; VENKATESWARA, 1990).

Estas ligas são utilizadas em aplicações criogênicas devido a sua baixa densidade, alta resistência específica, não magnetismo, microestrutura estável, alto módulo de elasticidade e

retenção da ductilidade. Este comportamento faz com a tenacidade a fratura permaneça constante ou aumente consideravelmente, devido a sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (KAUFMAN, 2001).

Materiais com estrutura CFC são conhecidos por reterem sua ductilidade e sua tenacidade com moderada melhoria na resistência a tração em baixas temperaturas. Nestas condições estes materiais evidenciam fratura transgranular com coalescência de microvazios entre os grãos e não exibem transição dútil-frágil (RITCHIE; VENKATESWARA, 1990).

O aumento da tenacidade a fratura das ligas de Al-Li em situações criogênicas está diretamente associado ao aumento da resistência a tração e da ductilidade, no entanto o bom desempenho destes dois fatores são diretamente afetados pela espessura do componente. Se a placa for fina em comparação às dimensões da trinca então existe a condição de tensão plana (CALLISTER JUNIOR, 2006) com alto nível de cisalhamento e melhor tenacidade, em chapas grossas o processo de crescimento da trinca ao longo da espessura promove a deformação plana com estado triaxial de tensão na ponta da trinca, baixo cisalhamento e aumento na velocidade de propagação reduzindo a tenacidade (RUCHERT, 2007).

No entanto, Ritchie e Venkateswara (1989) fizeram estudos criogênicos específicos em ligas de Al-Cu-Li das séries 2xxx e 8xxx. Os limites de escoamento, de resistência a tração e o alongamento aumentaram com o decréscimo da temperatura, independente da composição da liga e da microestrutura. Quanto a tenacidade a fratura, os autores concluíram que a sua variação é dependente da orientação de extração dos corpos de prova pois, quando extraídos nas direções S-L ou S-T há uma redução de 20% a 80% quando comparados aos corpos de prova extraídos na direção L-T, como mostrado nas **Figuras 17 e 18**.

Segundo os autores, isso acontece porque nas direções longitudinais há aumento do encruamento que beneficia a ductilidade proporcionando fratura transgranular, no entanto, nas direções S-L e S-T as tensões trativas na ponta da trinca são maiores, a resistência à deformação é menor e proporciona fratura intergranular. Com menor ductilidade e maior tensão trativa a trinca se propaga de maneira mais rápida e a tenacidade do material fica comprometida.

Figura 17. Influência da temperatura em (a) limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento na direção L, e (b) comportamento da tenacidade a fratura na ligas 2090-T81, 8090-T8, 8091-T8 e 2091-T351 nas direções L-T e S-L

Fonte: Ritchie e Venkateswara (1990)

De forma empírica, a teoria de Ritchie e Venkateswara (1990) para o aumento da tenacidade a fratura de ligas de Al-Li em criogenia é proporcional ao mento da resistência a tração e do alongamento. Nestas condições os autores atribuem o aumento da tenacidade ao congelamento de impurezas com baixo ponto de fusão e ricas em hidrogênio (H), sódio (Na) e potássio (K) que elevam a homogeneidade de precipitados dispersos na matriz CFC e retem a dutilidade do material.

Figura 18. Influência da temperatura em (a) limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento na direção L, e (b) tenacidade a fratura da liga comercial 2090-T83, na direção L-T com espessura de 1,6mm
Fonte: Ritchie e Venkateswara (1990)

2.5 FADIGA

Fadiga é o processo progressivo, localizado e permanente de falha em um material sujeito a carregamento cíclico. Para que haja iniciação e propagação da trinca, é necessário que o componente esteja simultaneamente sujeito a tensão cíclica, tensão trativa e deformação plástica (ASM HANDBOOK, 1996), pois se não estiver presente um destes três fatores não ocorre fadiga. Para Callister Junior (2006), o termo fadiga é utilizado porque esse tipo de falha ocorre repentinamente com natureza frágil e pouca deformação plástica, longo período de tensões ou ciclos de deformações que se repetem.

O processo de falha por fadiga ocorre em três estágios para propagação da trinca por fadiga: nucleação de uma ou mais microtrincas, propagação das trincas nos planos de alta tensão de tração formando bandas de deslizamento e fratura final.

2.5.1 Nucleação

A falha por fadiga em componentes mecânicos inicia geralmente na superfície do material ou em regiões onde a tensão é máxima e influenciada pela presença de microtrincas, entalhes, riscos, inclusões e/ou precipitados de segunda fase. A nucleação na superfície se deve ao fato dos grãos superficiais não serem tão sustentados mutuamente quanto os grãos do interior, assim a deformação plástica localizada ocorre mais facilmente (ASM HANDBOOK, 1996).

Se não há aumento de tensão ou concentradores de tensão, pequenas microtrincas surgem devido à variação da amplitude de deformação plástica. Quando há um deslocamento emergente na superfície bandas de deslizamento são criadas em diversos planos resultando em uma superfície rugosa e, portanto, a resistência a falha por fadiga é maior em ligas que não estão sujeitas a deformação plástica localizada.

2.5.2 Crescimento da Trinca em bandas de deslizamento

O crescimento da trinca em bandas de deslizamento corresponde ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão. Neste estágio, as trincas por fadiga são transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão e não visíveis a olho nu (ASM HANDBOOK, 1996).

As bandas de deslizamento ocorrem tanto no carregamento monotônico como no carregamento cíclico, porém no carregamento cíclico as bandas de deslizamento dão origem as extrusões e intrusões. A **Figura 19** lustra o mecanismo de formação das intrusões e

extrusões, proposto por Cottrell e Hull¹ (1957 *apud* ASM HANDBOOK, 1996), que depende da existência de deslizamento cruzado. Durante a atuação das componentes de tração do ciclo de tensão, os dois sistemas operam em sequência, produzindo dois degraus na superfície (**Figuras a, b e c**). Quando entra em atuação a componente de compressão, o deslizamento do primeiro sistema dá origem à formação de intrusão (**Figura 19 d**) enquanto que a extrusão é formada quando o sistema de deslizamento mostrado na (**Figura 19 e**).

Segundo Meyers e Chawla² (1982 *apud* RUCHERT, 2007), as alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis, pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânicos adequados.

Figura 19. Nucleação da trinca por fadiga nas bandas de deslizamento ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões

Fonte: ASM Handbook (1996)

Estágio II – Propagação das trincas nos planos de alta tensão de tração.

A transição do estágio I para o estágio II ocorre devido à redução da tensão de cisalhamento e aumento na tensão de tração na ponta da trinca. O crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração corresponde à propagação da trinca em um plano perpendicular a direção de máxima tensão de tração. Quando a intensidade de tensão cresce

¹ A. H. COTTRELL and D. HULL, Proc. R. Soc. (London) A, Vol. A242, 1957, p. 211.

^{2*} MEYERS, M. A. and CHAWLA, K. K., *Endurecimento por precipitação ou dispersão*. Princípios de Metalurgia Mecânica, Cap. 11, p. 328-358, 1982.

devido ao crescimento da trinca e/ou aumento de tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do estágio I, próximo a ponta da trinca, iniciando o estágio II de propagação.

A superfície de fratura do estágio I apresenta características planas, devido ao processo de escorregamento em planos cristalográficos. A propagação de trinca por fadiga no estágio II produz estrias na superfície de fratura. Estas estrias são pequenas curvas perpendiculares a direção de propagação da trinca (Anderson, 2005). Contudo, variações na tensão local e na microestrutura podem mudar a orientação do plano da fratura e alterar a direção de alinhamento das estrias (ASM HANDBOOK, 1996).

As estrias de fadiga são claramente vistas em metais dúcteis sujeitos a carregamentos cíclicos e o mecanismo mais aceito para seu surgimento foi proposto pelo modelo de Laird consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos (embotamento) na ponta da trinca como mostra a **Figura 20**.

Figura 20. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978)
Fonte: ASM Handbook (1996)

- (a) Sob carga nula a trinca está fechada.
- (b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão cisalhante na direção de $\pm 45^\circ$.
- (c) Ao atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo na ponta da trinca.

- (d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes.
- (e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com formação de uma estria.
- (f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird, o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na ponta da trinca, preenchendo assim as principais condições da mecânica da fratura elástica linear. Isto permite que o tratamento do comportamento de crescimento de trincas por fadiga em tempo longo e toma como base a variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Estágio III – Ruptura

Corresponde a fratura frágil final, onde o modo de formação das estrias de fadiga é deslocado para o modo de fratura estático, tal como ruptura dútil ou por clivagem. O K_{MAX} tende a se aproximar de K_{IC} e essa região sofre grande influência da microestrutura, das condições de carregamento e apresenta planos inclinados a 45° com o eixo de solicitação cíclica.

A **Figura 21** mostra um exemplo de fratura por fadiga. As setas vermelhas indicam o local de nucleação da trinca por fadiga e as setas brancas indicam o sentido de propagação. A região brilhante corresponde à propagação estável e a rugosa a instável.

Figura 21. Superfície de fratura por fadiga
Fonte: Ruchert (2007)

A vida em fadiga pode ser tomada como a soma do número de ciclos para iniciação de trinca N_i , do número de ciclos para a propagação da trinca N_p e do crescimento da trinca a partir do limite de segurança, **Figura 22**. A contribuição do estágio final de falha e a vida total dependem do material e das condições de teste.

A fadiga pode ser classificada de acordo com os níveis de tensão como fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo. A fadiga de alto ciclo ocorre com número de ciclos acima de 10^5 e nestas condições as deformações elásticas são muito maiores que as deformações plásticas, pois a tensão aplicada é geralmente menor do que o limite de escoamento do material. A fadiga de baixo ciclo possui elevada magnitude onde as deformações cíclicas estendem até a região plástica e a vida em fadiga é menor que 10^5 . Assim para fadiga com altos níveis de tensão, o estágio de propagação predomina (CALLISTER JUNIOR, 2006).

Figura 22. Etapas de iniciação e propagação da vida em fadiga
Fonte: Callister Junior (2006)

2.6 MECÂNICA DA FRATURA APLICADA A FADIGA

A Mecânica da fratura aplicada a fadiga aceita a preexistência e o crescimento de trincas em componentes estruturais. Em muitos casos o material não pode ser considerado homogêneo, pois sempre existem defeitos oriundos do processo de fabricação. Nestes casos a vida em fadiga depende só da resistência a propagação dos defeitos do material e, a previsão da resistência mecânica deve levar em conta a propagação da trinca (ROSA, 2002).

A norma ASTM E 647-13 visa determinar a taxa de propagação de trinca por fadiga a partir da região limite ΔK_0 , denominada região limiar, até a região de instabilidade sob ação de K_{MAX} . Este método busca estabilizar a influência da propagação de trinca por fadiga na vida de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos, fornecer dados gerados em condições representativas e associar seus resultados com o fator intensidade de tensão crítico (K_{crit}) do material.

Este método de ensaio não é limitado pela espessura do corpo de prova ou pela resistência do material, no entanto depois de usinados os corpos de prova mantêm alguma tensão residual e este efeito pode ser amenizado com seleção cuidadosa das dimensões e da geometria do corpo de prova.

Temperatura do ensaio e ambientes agressivos afetam a curva resultante da taxa de propagação de trinca por fadiga, no entanto valores de razão de carga (R) afetam outras variáveis de carregamento como a frequência e o fechamento de trinca.

O fechamento de trinca poder ter forte influencia na taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), principalmente na região do limiar com baixos valores de razão de carga (R). Nesta região este mecanismo é proveniente da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) próxima a ponta da trinca, que difere da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK). A compreensão do processo de fechamento de trinca é essencial para identificar a influência de pequenas trincas e da transição da taxa de propagação durante o carregamento.

A **Figura 23** ilustra a geometria e as dimensões a serem adotadas na usinagem do corpo de prova tipo C(T) e os seguintes critérios dimensionais conforme a norma ASTM E647-13 devem ser seguidos:

- ✓ A menor dimensão de W sugerida é de 25mm.
- ✓ É recomendado que a espessura B possua dimensões entre $W/20 \leq B \leq W/4$, entretanto a relação $W/2$ também pode ser adotada.
- ✓ O valor de a_n corresponde a $0,2W$.
- ✓ O valor de a corresponde a $a_n + \text{pré trinca}$.
- ✓ Os furos utilizados para a fixação do corpo de prova na garra devem medir $0,25W$.

Figura 23. Corpo de prova normalizado tipo C(T) para ensaios de propagação de trinca por fadiga
Fonte: ASTM (2013)

A execução do ensaio com corpos de prova do tipo C(T) entalhados, alinhados e pré-trincados por fadiga deve ser com carregamento cíclico no Modo de carregamento I. O tamanho da trinca pode ser medido periodicamente pelo método visual ou por extensometria e o número de ciclos final da pré-trinca é utilizado para estabilizar o ensaio e iniciar a contagem da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN).

Dessa forma, para avaliar a propagação da trinca de fadiga é utilizada a relação onde a taxa de crescimento da trinca é associada à variação do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca:

$$(\Delta K = K_{Max} - K_{MIN}) \quad (17)$$

Segundo a mecânica da fratura linear elástica, o fator de intensidade caracteriza o estado de tensão à frente de uma trinca aguda, sendo relacionado com a tensão aplicada (σ),

ao comprimento da trinca (a) e a uma função $f\left(\frac{a}{W}\right)$ que depende da geometria e das condições de carregamento.

Como o ensaio de propagação de trinca por fadiga em corpos de prova do tipo C(T) deve permanecer predominantemente no regime elástico a norma determina que a relação onde o limite de escoamento (σ_y) corresponde ao limite de escoamento do material seja satisfeita conforme a equação (18).

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \left(\frac{K_{MAX}}{\sigma_y}\right)^2 \quad (18)$$

Segundo Ruchert (2007), considerando um corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos, com tensões remotas no modo I de carregamento e submetido a uma variação de tensão constante, a variação do fator de intensidade de tensão ΔK_I é definida como:

$$\Delta K_I = K_{IMAX} - K_{IMIN} \quad (19)$$

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) (\sigma_{IMAX} - \sigma_{IMIN}) \sqrt{\pi a} \quad (20)$$

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (21)$$

Onde:

$f\left(\frac{a}{W}\right)$ - Fator geometria

W - Largura do corpo de prova

a - Tamanho da trinca

$\Delta \sigma$ - Tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

A razão de carga ou de tensão R pode ser dada como:

$$R = \frac{\sigma_{MIN}}{\sigma_{MAX}} = \frac{K_{MIN}}{K_{MAX}} = \frac{P_{MIN}}{P_{MAX}} = \frac{K_{MAX} - \Delta K}{K_{MAX}} \quad (22)$$

A relação funcional do crescimento da trinca pode ser dada como:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (23)$$

Assim obtém-se a relação conhecida como lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (24)$$

Onde da/dN é a taxa de propagação da trinca, C e m são constantes que dependem do material e do nível de tensão.

Segundo Anderson (2005), a norma ASTM E647 delinea ensaios de fadiga em amplitude constante onde o fator de intensidade de tensão (K) é crescente, adequado para a propagação de trincas com taxas maiores que $10^{-8} m/ciclo$, no entanto sua aplicação é difícil a taxas mais baixas devido as considerações da pré-trinca por fadiga e ensaios com fator de intensidade de tensão (K) decrescente onde a amplitude de carregamento diminui até alcançar o gradiente do fator de intensidade de tensão (K) negativo gerando histórias de carregamento com surgimento de extensa zona plástica retardando o crescimento da trinca. Este procedimento é preferível para a determinação de dados próximos a região limiar pois, K e R são mantidos constantes, enquanto a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) diminui e a trinca propaga.

A queda da carga e o aumento da trinca devem seguir de maneira gradual por dois motivos: para impedir anomalia nos resultados devido a redução do fator de intensidade de tensão e devido a transição da taxa de propagação e, para estabelecer cinco pontos ao longo da curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$). Os requerimentos citados acima podem ser satisfeitos pela limitação de um gradiente de K normalizado. Este gradiente denominado C deve possuir um valor algébrico maior ou igual a $-0,08mm^{-1}$ com a seguinte relação:

$$C = \left(\frac{1}{K} \right) \left(\frac{dK}{da} \right) > -0,08mm^{-1} \quad (25)$$

2.6.1 Curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$)

Os dados de propagação da trinca são obtidos monitorando o seu tamanho durante o ensaio e traçando a curva de crescimento. A trinca, no início, cresce lentamente e conforme aumenta seu tamanho a velocidade de propagação sobe rapidamente levando a ruptura final. A **Figura 24** representa esquematicamente a curva logarítmica da taxa de propagação da/dN relacionada à variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Figura 24. Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga

Fonte: Anderson (2005)

O término da vida útil de uma estrutura por sua ruptura brusca fica definido pelo fator de intensidade de tensão crítico (K_c) que descreve a magnitude do estado de tensões existentes nas proximidades da ponta da trinca (ROSA, 2002).

Muitas equações empíricas foram desenvolvidas para o modelo de curva sigmoidal da taxa de propagação de trinca (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão (ΔK) baseadas em considerações físicas.

Forman propôs a seguinte relação para as regiões I e II.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (26)$$

Esta equação pode ser reescrita de tal forma que a taxa de propagação se torna infinita quando o fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) se aproxima do fator de intensidade de tensão crítico (K_c).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^{m-1}}{\frac{K_c}{K_{MAX}} - 1} \quad (27)$$

Klesnil e Lukas associaram a equação (6) ao limiar resultando na equação (28).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_0^m) \quad (28)$$

Forman e Mettu desenvolveram a equação (29) que abrange as três regiões:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_0}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{MAX}}{K_c}\right)^q} \quad (29)$$

Onde C , m , p e q são constantes do material.

2.6.2 Detalhamento das regiões de propagação de trinca por fadiga

Região I – Região Limiar (ΔK_0)

Nessa região a taxa de propagação da trinca tende a ser cada vez menor com o decréscimo da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) e a propagação da trinca ocorre

de maneira muito lenta e abaixo do qual as trincas tendem a não propagar, pois se a aplicação da tensão cíclica for insuficiente para causar a propagação é evidente que a trinca simplesmente abrirá e fechará e não crescerá, ocasionado o efeito limiar (POOK; MARSH; FROST, 1999).

A iniciação e o crescimento da trinca a partir da região limiar ocorrem principalmente por sistemas de deslizamentos ativos no metal onde a superfície de fratura nesta região é plana e apresenta clivagem. A trinca segue por planos cristalográficos específicos e muda de direção quando encontra um obstáculo e tende a crescer pelo desenvolvimento progressivo e união de inclusões ao longo dos planos cristalográficos (ASM HANDBOOK, 1996).

A taxa de propagação da trinca nesta região é sensível a microestrutura principalmente ao tamanho de grão, pois microestruturas grosseiras produzem superfícies rugosas e influenciam no fechamento de trinca. Em alguns casos o contorno de grão bloqueia as bandas de deslizamento e evita a propagação adjacente ao grão isto acontece quando o tamanho da zona plástica é igual ou maior ao diâmetro do grão.

Segundo a norma ASTM E647-13 a taxa de propagação da trinca no limiar deve ser da ordem de $10^{-10} m/ciclo$. O parâmetro da variação do fator de intensidade de tensão na região limiar (ΔK_0) é análogo ao limite de fadiga utilizado em corpos de prova onde o parâmetro C e as cargas máximas e mínimas são necessários para a propagação da trinca por fadiga.

A existência do limiar na propagação de trinca por fadiga indica que a estrutura trincada terá um limite de fadiga definido para um dado nível de tensão. Esta região é muito influenciada pela microestrutura, pela tensão média, pela frequência e ambiente.

Newman e Piascik (2000) estudaram os efeitos do fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) no limiar da propagação de trincas por fadiga em ligas de alumínio. Eles concluíram que a aceleração da taxa de propagação de trinca na região próxima ao limiar é extremamente dependente do fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) e da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK), pois com o aumento do nível de K_{MAX} o dano na ponta da trinca é maior.

A **Figura 25** mostra curvas de propagação de trinca por fadiga, focadas na região I características do limiar da liga 2024-T3 com ensaios conduzidos de acordo com a norma

ASTM E647 e valores constantes do fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) para cada ensaio de 5,5; 11; 16,5 e 22 $MPa\sqrt{m}$. Os dados dos ensaios indicam que o aumento de K_{MAX} resulta no aumento da taxa de propagação (da/dN) e apresentam um aumento de 13% no limiar para cada valor de K_{MAX} aplicado. Portanto o efeito de K_{MAX} é relativamente pequeno nesta região e a variação do limiar é mínima.

Figura 25. Dados da taxa de propagação de trinca por fadiga vs. ΔK da liga 2024-T3 para K_{MAX} constante
Fonte: Newman e Piascik (2000)

Região II- Propagação da trinca (Curva de Paris)

Muitos conceitos que descrevem a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) estão associados à região II mostrada na **Figura 24**. Nesta região a curva logarítmica da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação logarítmica do fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$) é linear e está compreendida entre 10^{-6} e 10^{-3} mm/ciclo (HANDROCK; COMER; BANNANTINE, 1990), e a taxa de propagação é fortemente influenciada pela microestrutura ou propriedades monotônicas.

Lankford e Davidson³ (1983 *apud* ANDERSON, 2005) observaram que o espaçamento entre as estrias não corresponde ao crescimento da trinca após cada 1 (um) ciclo. Muitos ciclos podem corresponder a uma estria, dependendo do nível da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK). A quantidade de ciclos por estrias aparentemente diminui com o aumento do ΔK e o espaçamento entre elas é determinado pela taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) a altos valores de ΔK .

Segundo Anderson (2005), Paris e Erdogan propuseram relação da lei de potência, equação (24), conhecida como a Lei de Paris, para o crescimento da trinca por fadiga na região II. Inicialmente utilizaram o valor de $m=4$ e em estudos subsequentes de aproximadamente três décadas, mostram que m deve ter valores entre 2 e 4 para metais em ambientes com ausência de corrosão.

O número de ciclos para falhar (N_f) pode ser calculado da seguinte maneira:

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(K)} \quad (30)$$

Onde é o a_i tamanho inicial e a_f é o tamanho crítico da trinca. Usando a equação (24) obtém-se:

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} \quad (31)$$

Região III – Fratura do componente

Nesta região há uma aparente aceleração na taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Isto ocorre devido à inteiração entre a fadiga e a mecânica da fratura.

A contribuição relativa da fadiga diminui à medida que o fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) aumenta. Quando o fator de intensidade de tensão crítico (K_c) do

³ Lankford, J. and Davidson, D.L.; "Fatigue Crack Micromechanisms in Ingot and Powder Metallurgy 7xxx Aluminum Alloys in Air and Vacuum". *Acta Metallurgica*, Vol. 31, 1983, p. 1273-1284.

material é atingido, a propagação da trinca é dominada completamente pela coalescência de microvazios e/ou pela clivagem, que são resultados típicos dos modos de fraturas monotônicas.

A ascensão na taxa de propagação com altos valores do fator de intensidade de tensão (ΔK) sofre efeito da plasticidade. Se a zona plástica produzida compreende uma fração significativa do ligamento remanescente, o fator de intensidade de tensão é subestimado, no entanto se uma correção for aplicada a lei de Paris pode ser aplicada a altos níveis de carregamento (ANDERSON, 2005).

2.6.3 Fatores que influenciam o crescimento da trinca por fadiga

São vários os fatores que exercem influência no crescimento da trinca por fadiga e podem ser referentes à microestrutura, ao processamento do material, a geometria do componente, taxas de deformações e a meios corrosivos. No entanto a taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) é fortemente influenciada pela razão de carga (R) ou pela frequência quando o material esta sujeito a um ambiente corrosivo.

2.6.4 Efeito da razão de carga

A razão de carga tem efeito significativo na taxa de propagação de trinca, de maneira geral, para um ΔK constante, quanto maior o valor da razão de carga (R) maior é a taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) como mostra a **Figura 26**.

Figura 26. Dados de propagação de trinca por fadiga próximo ao limiar com vários valores para R
Fonte: Anderson (2005)

A equação (32) proposta por Forman é usada para prever o efeito da razão de carga (R), no entanto, esta equação é válida para situações onde $R > 0$, pois para valores onde $R < 0$ não há mudanças significativas na taxa de propagação da trinca.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (32)$$

Outro método usado para compensar o efeito da razão de carga (R) é com a equação (33) proposta por Walker, onde m e n são constantes do material.

$$\frac{da}{dN} = C \left[(1-R)^m K_{MAX} \right]^n \quad (32)$$

2.6.5 Efeito do ambiente

A taxa de propagação da trinca é muito influenciada pela combinação matéria-ambiente. Estes ensaios podem ser conduzidos em diversos ambientes como em ar, em alta ou baixa temperatura e em meios agressivos.

Para os ensaios realizados em ar a velocidade do carregamento não exerce grande influência na taxa de propagação da trinca com faixas de frequência entre 0,25 e 100Hz. Assumindo um ambiente não corrosivo, a visualização do efeito da frequência na taxa de propagação da trinca é muito difícil, pois com faixas de frequências baixas ao tempo que a trinca permanece aberta é maior do que em altas faixas de frequências e por consequência o comprimento da superfície livre criada em cada ciclo será maior e ficará exposta ao meio, resultando no aumento da taxa de propagação da trinca (FROST; MARSH; POOK, 1999).

Um componente metálico sujeito a esforços em um meio capaz atacá-lo química ou eletroquimicamente, possui uma camada protetora de óxido que produz resistência ao meio. As fraturas mecânicas sucessivas, durante a propagação da trinca, rompem continuamente as camadas de óxido expondo o material ativo à ação do ambiente corrosivo (GENTIL, 2003).

O mecanismo de corrosão sob fadiga é acentuada pelas condições corrosivas, pela frequência e pelo período que o material é exposto a solicitação de esforços. O mecanismo de nucleação de trinca por fadiga pode estar associado à concentração de tensão em pites formados pelo meio corrosivo que funcionam como concentradores de tensão. Assim, para a redução de danos causados pelo ambiente devem ser utilizados materiais menos susceptíveis a corrosão do meio ou a aplicação de processos de proteção superficial como pinturas e galvanização.

2.6.6 Fechamento de trinca

Em meados de 1970 Elber propôs que o contato prematuro entre as faces da trinca pode ocorrer mesmo durante a porção trativa do ciclo de fadiga devido à ação da plasticidade durante o processo de propagação da trinca por fadiga e que durante o descarregamento do ciclo de fadiga a trinca se fechava antes da carga aplicada ser anulada concluindo que o

fechamento da trinca reduzia a taxa de propagação da trinca de fadiga e a variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ANDERSON, 2005), como mostra a **Figura 27**.

Figura 27. Definição do fator de intensidade de tensão efetivo durante o fechamento de trinca na propagação de trinca por fadiga

Fonte: Anderson (2005)

Quando um corpo de prova é carregado ciclicamente com os fatores de intensidade de tensão máximo e mínimo (K_{MAX}) e (K_{MIN}), as faces da trinca entram em contato com valores abaixo do fator de tensão de mínima intensidade (K_{0p}). O modelo de Elber assumiu que o ciclo abaixo de K_{0p} não contribui para a propagação de trinca por fadiga, pois não muda a deformação na ponta da trinca durante o ciclo de carregamento e fecha a trinca, portanto a variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) é determinada com valores acima de K_{0p} através da relação proposta pela equação (34).

$$\Delta K_{eff} \equiv K_{MAX} - K_{0p} \quad (33)$$

Com a modificação da equação da Lei de Paris, o modelo de Elber propôs:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^m \quad (34)$$

A equação é muito satisfatória na correlação de dados da propagação de trinca por fadiga com vários valores de razão de carga (R). Para os casos onde o fechamento da trinca ocorre na região II o critério $\Delta K_{eff} < \Delta K$ deve ser obedecido.

Para o modelo Elber o conceito de fechamento de trinca é resultado da plasticidade na ponta da trinca desenvolvida quando o material excede o seu limite de escoamento e propôs que o dano por fadiga ocorre quando a face da trinca está completamente aberta, mas ainda segundo Ruchert (2007), durante o descarregamento de um ciclo de tensão acontecerá algum contato entre as superfícies da trinca devido à concentração elástica ao redor do material e a trinca permanecerá fechada algum tempo durante o ciclo. Neste contexto o modelo Elber definiu a faixa de intensidade de tensão como:

$$U \equiv \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{MAX} - K_{0p}}{K_{MAX} - K_{MIN}} \quad (35)$$

Para um dado ciclo de tensão, a relação de razão de carga (R) e são definidos como:

$$K_{MAX} = \frac{\Delta K}{(1 - R)} \quad (36)$$

Portanto o modelo Elber introduziu a seguinte equação geral:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{(K_{MAX} - K_{0p})}{(1 - R)K_{MAX}} \quad (37)$$

Suresh e Ritchie (1984) salientaram que o fenômeno de fechamento da trinca pode ser induzido por fatores como a plasticidade resultante da tensão residual, rugosidade das superfícies de fratura, oxidação, fluido viscoso e transformações de fase induzidas por deformação ou tensão como mostrado **Figura 28**.

Figura 28. Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca por fadiga
Fonte:Anderson (2005)

Segundo os autores a plasticidade em torno da trinca causa o seu fechamento e reduz a taxa de propagação no entanto, Lindley e Richards⁴ (1974 *apud* SURESH; RITCHIE, 1984) determinaram que sozinho o fechamento induzido pela plasticidade exerce pouca influência na taxa de propagação de trinca por fadiga principalmente em regiões próximas ao limiar que estão sob o estado plano de deformação portanto, a plasticidade desempenha um papel importante quando associada a efeitos microestruturais, ambientais e mecânicos.

O fechamento induzido pela rugosidade ocorre naturalmente em materiais de grãos grosseiros ou com a presença de precipitados coerentes através da ação decorrente da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) na região próxima ao limiar, formando uma superfície de fratura áspera devido a pequenos deslocamentos durante a abertura da ponta da trinca com a formação de estrias ou ação de cisalhamento alternado. Quando uma trinca sofre descarregamento e não é submetida a um fechamento de trinca prematuro a deformação na ponta da trinca conduz a uma incompatibilidade de encaixe entre as superfícies de fratura

⁴Lindley T.C. e Richards, M.E.; "Mater. Sci. Eng." 1974, p.281.

ásperas e resulta na irregularidade da abertura e do fechamento da ponta da trinca. Segundo Davidson⁵ (1981 *apud* SURESH; RITCHIE, 1984) a interferência entre o acoplamento da superfícies ásperas em torno da ponta da trinca pode aumentar o carregamento no fechamento de trinca e consequentemente reduzir a taxa de propagação.

O fechamento de trinca influenciado pela presença de fluidos viscosos resulta em taxa de propagação de trinca por fadiga mais lenta no entanto, estudos realizados por Endo et al.⁶ (1972 *apud* SURESH; RITCHIE, 1984) mostram que o mecanismo de propagação de trinca por fadiga, na presença de óleos, se torna relevante quando a extensão da trinca se torna sensível a cinemática da viscosidade do óleo, pois altas taxas de propagação de trinca são observadas na presença da viscosidade elevada que limitam a penetração de óleos na trinca.

Segundo Suresh e Ritchie (1984) o fechamento de trinca induzido por transformações de fase é promovido por mudanças metalúrgicas com aumento de volume em materiais submetidos à indução de tensão ou deformação, como aços martensíticos ou austeníticos metaestáveis que estão sujeitos a carregamentos cíclicos. Em aços martensíticos a transformação pode ocorrer na ponta da trinca promovida por mudanças na microestrutura que restringem a elasticidade do material nas regiões transformadas devido a redução da temperatura ou alta taxa de deformação. Uma vez que a trinca penetre nas regiões transformadas a sua ponta se fechará e consequentemente reduzirá a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) ao mesmo valor da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}).

O surgimento de óxidos na superfície de fratura da trinca está associado a presença de um meio agressivo, úmido ou gasoso que pode influenciar significativamente a taxa de propagação de trinca por fadiga cujo nível de oxidação é ditado pelas condições específicas do material como microestrutura, tratamentos térmicos e composição, associação entre ambiente, temperatura, nível de razão entre cargas, nível de fator de intensidade de tensão (ΔK) e frequência. Endo et al.⁷ (1972 *apud* SURESH; RITCHIE, 1984) observaram que a propagação de trinca por fadiga em meio aquoso ou gasoso é mais lenta e isso ocorre devido a presença de camadas de óxido nas superfícies da trinca que associados a plasticidade e ao

⁵Davidson, D.L.; "Fat. Eng. Mat. Struct." 1981, p.229.

⁶Endo, K. et. al.; "JSME" 1972, p. 1316.

⁷Endo, K. et. al.; "JSME" 1972, p. 1316.

contato repetitivo entre as superfícies de fratura causam o efeito “*fretting*” gerando detritos na frente da trinca retardando a sua propagação.

Blom (1984) investigou o fechamento de trinca na região próxima ao limiar da liga de alumínio 2024-T3, concluiu que com aumento da razão entre tensões (R) a taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) aumenta e diminui a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK_0), no entanto na região próxima a limiar há uma queda brusca no da/dN e a partir daí a taxa de fechamento de trinca cresce rapidamente sugerindo que o comportamento da taxa de propagação nesta região é essencialmente influenciado pelo fechamento de trinca. Baseado nesta teoria o autor atribuiu a indução do fechamento de trinca à plasticidade associada com rugosidade e a presença de óxidos na superfície de fratura pois, a formação de detritos e irregularidades na superfície de fratura permite a abertura da trinca em valores muito acima do K_{MIN} . Segundo o autor em ensaios realizados no ambiente com baixos níveis de razão de carga (R) a rugosidade na superfície é a principal responsável pelo aumento da taxa de fechamento de trinca em ligas de alumínio, devido a formação de bandas de deslizamento decorrentes do cisalhamento local. A **Figura 29** mostra que ΔK_0 e ΔK_{eff} são dependentes da razão de carga (R).

Figura 29. Comparação de ΔK_{th} e $\Delta K_{th(eff)}$ versus R para a liga de Al 2024-T3 a temperatura ambiente e ar
Fonte: Blom (1984)

2.7 CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

O processo de corrosão em metais é definido como reações eletroquímicas onde os átomos perdem ou cedem elétrons através da reação de oxidação quando submetido a um meio adicionado ou não a esforços mecânicos (CALLISTER JUNIOR, 2006)

Segundo o modelo de Pourbaix, ligas de alumínio possuem grande resistência a corrosão devido à formação de um denso filme óxido com baixa granulometria, situado na superfície da liga. Este óxido se forma na presença de oxigênio em ar atmosférico sendo gerado espontaneamente devido à oxidação natural do alumínio metálico com a seguinte reação: $2Al + \left(\frac{3}{2}\right)O_2 \rightarrow Al_2O_3$ (GAMBONI, 2011).

Em ambiente neutro este filme óxido é inerte e protege o material contra a corrosão e caso haja algum dano ou ruptura se recompõe instantaneamente, no entanto na presença de fatores extremamente alcalinos ou ácidos como íons químicos como Cl^- e F^- ou alguns elementos químicos como Cr, Ti, In, Sn e Pb o filme pode ser quebrado e sua degradação acelerada.

A resistência a corrosão em ligas de da série 2xxx é extremamente dependente da sua composição química e do efeito de seus elementos no filme óxido. Segundo Gamboni (2011) para aplicações práticas, o alumínio possui elementos de liga como Cu, Mg, Mn, Zn, Li e Si com a finalidade de aumentar sua resistência mecânica ou ainda sua resistência específica, entretanto estes elementos formam compostos intermetálicos, os quais tem um efeito prejudicial nas propriedades de corrosão do material, devido a formação de um filme óxido mais fino e mais condutor que permite a ocorrência de reações catódicas.

Ligas de alta resistência de alumínio base são produzidas com elementos de liga que modificam o potencial eletroquímico e afetam a resistência a corrosão do material e nas ligas de alumínio da série 2xxx a presença de precipitados contendo Cu cria uma diferença de potencial entre o precipitado e a matriz de alumínio, gerando uma célula galvânica e torna esta série altamente susceptível a corrosão, pois a adição de cobre resulta em sítios locais anódicos e catódicos no metal que afetam o tipo e a taxa de corrosão. Em ligas de Al-Cu tratadas termicamente, o cobre retido na microestrutura é mais resistente a corrosão, de modo que precipitados de segunda fase como $CuAl_2$ possam influenciar a corrosão intergranular. A

presença de precipitados intermetálicos como $Al_6(Cu, Fe, Mn)$ e Al_2CuMg podem causar corrosão por pites, pois estas partículas possuem potenciais diferentes da matriz, formando células galvânicas localizadas.

A adição de lítio transforma as ligas da série 2xxx em materiais de alta resistência mecânica, no entanto, do ponto de vista corrosivo sua adição é muito prejudicial. Como o Li é altamente reativo, adições de cerca de 3% no alumínio provoca mudanças no potencial de pite deixando o material mais vulnerável a meios corrosivos com solução salina de 3,5% de NaCl (GHALI, 2010).

Um fator que exerce forte influência sobre a corrosão em ligas de alumínio é a presença de inclusões. A inclusão ativa é menos resistente a corrosão do que a matriz, pois a inclusão se dissolve deixando um buraco ou pite na superfície do metal. Se a inclusão é mais resistente então o ataque na matriz é acelerado e adjacente a inclusão.

Tratamentos térmicos e conformação mecânica também influenciam o comportamento corrosivo das ligas de alumínio. A aplicação de determinados tratamentos térmicos podem resultar em efeitos químicos localizados e tornar o material resistente a corrosão localizada, no entanto quando não há solubilização completa dos elementos de liga no material o resultado é uma microestrutura não uniforme com baixa resistência a corrosão.

A conformação mecânica influencia na morfologia do grão e na distribuição das partículas constituintes da liga. A deformação do material pode gerar falhas na ordenação atômica e enfraquecer o filme óxido permitindo a corrosão localizada.

As formas de corrosão mais comuns em ligas de alumínio são por pite e intergranular sendo esta última proveniente do processo de corrosão sob tensão (CST). O ataque de corrosão por pite acontece em pontos isolados da superfície metálica e se propaga até seu interior, muitas vezes transpassando. A corrosão intergranular ocorre nos contornos de grão ocasionando perda de propriedades mecânicas e resultando na fratura frágil do componente quando ainda sujeito a pequenos esforços mecânicos.

Embora as ligas de alumínio sejam mais resistentes a corrosão intergranular, os tratamentos térmicos formam precipitados nos contornos de grão conduzindo o material a susceptibilidade a este tipo de corrosão. Evitar o surgimento destes precipitados seria a

medida mais eficaz de prevenir a corrosão, no entanto os precipitados são importantes para aumentar as propriedades mecânicas monotônicas do material (GHALI, 2010).

2.7.1 Corrosão por Pites

Corrosão puntiforme ou por pite se processa em pontos ou em pequenas áreas localizadas na superfície metálica produzindo pites, que são cavidades que apresentam o fundo em forma angulosa e profundidade geralmente maior que seu diâmetro (GENTIL, 2003).

O alumínio, assim como a maioria dos metais é susceptível a corrosão localizada causada pela ruptura local do filme óxido passivante, resultando numa possível propagação do pite de em ambientes com cloretos e fluoretos que agem diretamente nos mecanismos de iniciação e propagação dos pites que se desenvolvem em três fases: nucleação, formação metaestável e estabilização dos pites.

A nucleação é minúscula, rápida e conduz a formação de pites metaestáveis. Nesta fase íons agressivos são adsorvidos pela superfície do metal seguidos pela ruptura do filme óxido passivante nos pontos mais fracos, como na presença de inclusões, impurezas, precipitados de segunda fase, falhas na estrutura e/ou danos mecânicos, resultando na formação de pites.

Segundo Ghali (2010) durante a formação metaestável do pite a fase de propagação não está plenamente estabelecida, no entanto esta fase é determinada pela exposição da superfície livre do metal e pela geometria do contorno definida durante na quebra do filme óxido passivante. O pite não propaga antes de alcançar o potencial de pite (E_{pite}) indicando que a quebra do filme óxido passivante é necessária, mas não é a condição suficiente para o crescimento do pite acontecer.

Com pouco tempo de exposição ao meio corrosivo algumas ligas já possuem grande número de pites, variando de acordo com a liga e seus elementos ligantes. A grande maioria dos pites param de crescer após vários dias de exposição e voltam a ser passivados, no entanto se expostos ao meio novamente inicia-se o crescimento de novos sítios de nucleação de pites.

O acúmulo de ânions agressivos é muito importante para a estabilização do crescimento do pite. Em ligas de alumínio a presença de Cl^- resulta na formação da solução concentrada $AlCl_3$ dentro dos pites ativos. A concentração de um gel de cloretos, com baixo pH e uma camada de sal no fundo do pite em um metal influencia o desenvolvimento e o crescimento dos pites mas também promovem o início da estabilização. Ao mesmo tempo a repassivação de pequenos pites no estágio inicial depende do transporte dos ânions agressivos para aumentar suas dimensões e principalmente sua profundidade (GHALI, 2010).

A camada de gel corrosivo criada na superfície do pite, age como uma barreira contra o fluxo de corrente e contra a difusão. Se o gel é vencido e a solução penetra no pite ocorre a repassivação, portanto o efeito de estabilização no restante do pite depende da composição química e da resistência do filme passivo, pois quanto mais resistente o filme mais fácil a estabilização do pite.

Uma pequena fração dos pites iniciados vão se propagar com as seguintes reações:

Figura 30. Esquema proposto para a propagação de pites em ligas de alumínio
Fonte: Ghali (2010)

Se o anodo é estável e localizado a corrosão cria um pite. Com o consumo de H^+ ou formação de OH^- , ocorre aumento localizado de pH.

A reação total de corrosão do Al segue:

A dissolução do Al e formação dos íons Al^{+3} nos pites faz com que os íons Cl^- entrem nos pites de modo a neutralizar o acúmulo de cargas positivas formando $AlCl_3$.

A hidrólise do $AlCl_3$ de acordo com a reação $Al^{3+} + 3H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + 3H^+$ leva a uma acidificação do meio, diminuindo o pH para menor que 3. Desta forma, o meio fica mais agressivo levando a auto propagação dos pites.

Os íons Al^{+3} estão mais concentrados dentro do pite, e assim começam a se difundir a caminho da abertura dos mesmos, onde encontram um meio cada vez mais alcalino, especialmente ao lado do pite, onde estão ocorrendo reações catódicas e liberação de OH^- .

Quando ocorre a precipitação do $Al(OH)_3$ e a liberação de H^+ , e posteriormente a redução do H^+ para H_2 faz com que surjam bolhas de hidrogênio, que levam este hidróxido até o topo do pite, formando um gel branco como produto de corrosão. Este acúmulo de produtos de corrosão na entrada do pite acaba bloqueado e escondendo os excessos de íons principalmente dos cloretos. Isto explica porque a propagação dos pites acaba diminuindo até um ponto em que estaciona totalmente.

2.7.2 Polarização Potenciodinâmica

As reações eletroquímicas que podem ocorrer na interface de um corpo de prova dependem do potencial de eletrodo a que a superfície está submetida, e o estudo destas reações pode ser feito através da relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Assim a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando a curva de polarização (LEIBEL, 2007).

Segundo Samui et al. (2003) as curvas de polarização potenciodinamica constituem-se numa lenta varredura linear de potenciais, partindo-se de um determinado valor na região catódica e seguindo para valores positivos. O comportamento corrosivo da maioria dos

materiais pode ser investigado por diagrama de Evans pela obtenção dos valores referentes ao potencial de corrosão (E_{corr}), potencial de pite (E_{pite}) e a densidade de corrente de corrosão (j_{corr}). A curva genérica de polarização é mostrada na **Figura 31**.

Atavés das curvas de polarização é possível observar o comportamento de um material que sofre corrosão por pites ao potencial de corrosão (E_{corr}). O potencial de corrosão é aquele ao qual a corrente dos processos anódicos iguala a corrente dos processo catódicos. Se a curva de sobretensão anódica é característica de um metal passivo e a um dado potencial ocorre a nucleação de pites com aumento brusco da corrente então a intersecção com a curva de sobretensão catódica ocorrerá exatamente a este potencial (MORETO, 2012).

Figura 31. Exemplo de diagrama de Evans indicando as principais informações obtidas
Fonte: Fontana(2007)

De acordo com Fontana (2007) as regiões abaixo do E_{corr} são caracterizadas pelo predomínio das reações anódicas, a redução da água, a presença do fenômeno de difusão dos elétrons partindo da solução e direcionando a superfície dos eletrodos, em meio aerado próximo do pH neutro, portanto existe equilíbrio entre reações anódicas e catódicas. Nas regiões acima do potencial de corrosão (E_{corr}) há predomínio das reações de oxidação de acordo com a reação a seguir.

Para Ramanathan (1979), a ocorrência de processos anódicos e catódicos silmutâneos estabelecem as correntes catódica (i_c) e anódica (i_a) na superfície do metal. Há um valor de potencial no qual é atingido o equilíbrio entre estas reações, o qual é denominado potencial de corrosão (E_{corr}), onde a quantidade de reações anódicas e catódicas são iguais. Segundo Moreto (2012) este equilíbrio é definido como margem de segurança entre o valor de potencial “natural” da amostra e aquele ao qual passará a ocorrer pites. Essa margem de segurança é dada por $E_{pite} - E_{corr}$.

A **Figura 32**, mostra resultados de polarização potenciodinamica obtidos por Gamboni (2011) para as ligas de Al-Li 2198-T851 e 2524-T3, analisando os resultados listados na **Tabela 1** o autor concluiu que o potencial de corrosão (E_{corr}) de ambas as ligas são bem próximos, enquanto que o potencial de pite (E_{pite}) da liga de Al-Li 2198-T851 foi ligeiramente mais negativo que a liga de alumínio base 2524-T3. Os valores encontrados para densidade de corrente de corrosão (j_{corr}) da liga 2524-T3 indicando maior velocidade na dissolução do material.

Tabela 1. Resultados obtidos através da curva de polarização para a liga 2524-T3 e 2198-T851

Liga	E_{corr}	E_{pite}	j_{corr}
2524-T3	-0,670	-0,562	5,043
2198-T851	-0,688	-0,588	2,711

Figura 32. Curva de polarização comparativa das ligas 2524-T3 e Al-Li 2198-T851
Fonte: Gamboni (2011)

O autor mostrou que os resultados indicam que a liga 2524-T3 necessita de maior energia cedida para começar tanto o processo de corrosão quanto o processo de formação de pites. Porém ela é corroída mais rapidamente uma vez que o processo se inicia já que sua densidade de corrente (j_{corr}) é maior.

Para Moreto (2012) se a corrente de corrosão (i_{corr}) for determinada como valor de corrente catódica na vizinhança do potencial de circuito aberto, então a liga 2524 T3 apresenta-se maior o que indica que esta liga tem mais precipitados atuando como cátodo.

2.8 CORROSÃO SOB FADIGA

Corrosão sob fadiga é o termo utilizado para denotar o dano e a falha de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos em um meio fragilizante (SURESH,1998). Os processos de corrosão sob fadiga são resultados da interação entre deformação plástica e reações químicas ou eletroquímicas localizadas (GHALI, 2010).

Para Suresh (1998), a interpretação da fragilização de ligas metálicas sujeitas a carregamentos monotônicos ou cíclicos em meio aquoso envolve dois mecanismos: a dissolução anódica ou a fragilização por hidrogênio. O avanço da dissolução anódica, **Figura 33**, ocorre através das seguintes etapas:

1. Difusão de partículas ativas como moléculas de água ou ânions de haletos
2. Ruptura do filme óxido protetor nas bandas de deslizamento ou na ponta da trinca devido a concentração de tensões ou “*fretting*” entre as faces da trinca
3. A dissolução da superfície exposta
4. Nucleação e propagação do óxido na superfície livre

Figura 33. Ilustração esquemática da dissolução anódica
Fonte: Suresh (1998)

O hidrogênio é um átomo muito pequeno comparado a muitos átomos metálicos como o ferro, alumínio e titânio. Os átomos de hidrogênio, mesmo em temperatura ambiente, podem se alojar intersticialmente no cristal metálico ou até nos contornos de grão reduzindo drasticamente a tenacidade e a ductilidade do material. Segundo Perns e Altstetter⁸ (1990 *apud* MORETO, 2012), o hidrogênio induz o surgimento de fraturas retardadas como consequência do aparecimento de numerosas trincas superficiais, que são nucleadas ao longo do processo de saída do hidrogênio sob forma gasosa do material. Os passos críticos para os mecanismos de fragilização por hidrogênio envolvem os seguintes passos:

1. Difusão das moléculas de água ou íons de hidrogênio entre as paredes da trinca em direção a ponta da trinca,
2. A redução destas partículas para criar átomos de hidrogênio na superfície da ponta da trinca,
3. Difusão superficial da absorção de átomos em localizações preferenciais,
4. Absorção de átomos em localizações críticas como contornos de grão ou vazios.

⁸ PERNS, T.P.; ALTSTETTER, C.J. (1990). Hydrogen effects in austenitic stainless steels. *Material Science and Engineering A*, v.129, n.1, p.99-107. Oct.

Figura 34. Ilustração esquemática de fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão líquida. (2) Descarregamento e redução. (3) Recombinação de adatomos de hidrogênio. (5) Absorção do hidrogênio no metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido

Fonte: Suresh (1998)

Segundo Dieter (1981) quando o ataque corrosivo ocorre simultaneamente ao carregamento em fadiga há redução nas propriedades de fadiga do material, pois com a ação da fragilização por hidrogênio a taxa de propagação é acelerada. Nestes ensaios a propagação da trinca é controlada pelo fator de intensidade de tensões máxima (K_{MAX}) e pela razão de carga (R), no entanto uma vez que o ataque corrosivo é um fenômeno dependente do tempo, a corrosão é mais evidente a baixas frequências pois há maior interação entre o meio e o material aumentando a fragilização da trinca. Adicionalmente Rong (2007) reconheceu que o mecanismo de propagação de trinca por fadiga é similar ao mecanismo proposto na corrosão sob tensão como mostra Suresh (1998) na **Figura 35**.

Para Suresh (1998) é conveniente caracterizar os efeitos do ambiente nas taxas de propagação de trinca por fadiga considerando diferentes combinações de comportamento de puramente mecânico e sobre aplicações de corrosão sob tensão.

O esquema ilustrado na **Figura 35 (a)** mostra a variação sigmoide em escala log-log, da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$) de um material metálico sujeito a carregamento cíclico. A variação típica da velocidade (da/dt) em função da aplicação do fator de intensidade de tensão ΔK de um material metálico sujeito a propagação de trinca em ambiente assistido é mostrada na **Figura 35 (b)** onde a presença do ambiente não tem efeito no comportamento da fratura do material para valores abaixo do fator de intensidade de tensão de corrosão sob tensão (K_{ISCC})

no entanto, acima deste valor a velocidade da trinca exibe crescimento ígreme com o aumento do fator de intensidade de tensão(K) (região I). A região seguinte (região II) é a região de propagação com incremento do tempo que é essencialmente independente do K aplicado e a região III apresenta valores de K referentes a tenacidade a fratura(K_{IC}) do material e aumento acentuado da velocidade da trinca.

Figura 35. Representação esquemática das combinações de fadiga mecânica e ambiente assistido na propagação de trinca. (a) propagação de trinca por fadiga em ambiente inerte. (b) corrosão sob tensão com carregamento contínuo. (c) corrosão-fadiga verdadeira decorrente dos efeitos de sinergia de carga cíclicas e ambientes agressivos. (d) corrosão-fadiga sob tensão obtido pela superposição da fadiga mecânica e corrosão sob tensão. (e) mistura de comportamento corrosivo obtido a partir da combinação de (c) e (d)

Fonte: Suresh (1998)

A propagação de trinca por corrosão-fadiga em materiais metálicos pode ser esquematizado de três formas diferentes, a **Figura 35 (c)** ilustra a chamada corrosão-fadiga

que exerce influência no ciclo de fratura mesmo para valores de fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) menores que fator de intensidade de tensão de corrosão sob tensão (K_{ISCC}), nestas condições o ambiente sozinho não exerce efeito sobre a propagação da trinca por fadiga e não acelera a taxa de propagação de trinca pois, mesmo sob carregamento cíclico a fragilização do material é dependente do tempo, da temperatura ou de processo eletroquímico. A corrosão-fadiga associada a corrosão sob tensão é mostrada na **Figura 35 (d)**, se resume a sobreposição da fadiga mecânica mostrada na **Figura 35 (a)** e a corrosão sob tensão mostrada na **Figura 35 (b)**, note que a corrosão-fadiga sob tensão ocorre quando $K_{MAX} > K_{ISCC}$. A combinação entre a corrosão-fadiga e a corrosão-fadiga sob tensão resulta na mistura de comportamento corrosivo esquematizado na **Figura 35 (e)**.

Ligas de alumínio possuem resistência a corrosão relativamente baixa e a formação de pites na superfície aumenta a tensão devido a concentradores diminuindo a vida em fadiga. Quando estas ligas são expostas a solução salina NaCl as reações do meio são intensas na ponta da trinca, pois a presença do íon Cl^- favorece a corrosão por pites enquanto a superfície ao longo da trinca é protegida pelo filme óxido, como mostra a **Figura 36**.

Figura 36. Modelo de ruptura do filme, onde a deformação plástica na ponta da trinca quebra o filme óxido protetor, resultando na corrosão preferencial na ponta da trinca

Fonte: Anderson (1995)

A deformação plástica na ponta da trinca causa a quebra do filme óxido expondo a superfície livre ao meio corrosivo e permite a formação de pites. O interior do pite é mais anódico em relação ao restante do material e, desta forma a corrosão prossegue para o interior tornando o pite pontiagudo o bastante para produzir intensa concentração de tensão e iniciar

uma trinca. Uma vez que o filme não é repassivado a propagação da trinca é contínua (ANDERSON, 2005).

Segundo Rong (2007) quando o material está sujeito a carregamento cíclico o processo de propagação de trinca por fadiga em meios corrosivos é controlado por três fatores, deslizamento dos grãos do material, corrosão da superfície livre na ponta da trinca e fechamento de trinca. Enquanto o carregamento decresce até a carga cíclica mínima, a ponta da trinca não se desloca, mas fica muito fina e fechada com raio muito pequeno mas, com aumento do carregamento estático a trinca se abre elasticamente e fica embotada. Se a tensão na ponta da trinca for menor ou igual a tensão de fratura, a trinca não propagará e seu avanço será através do embotamento.

Os danos causados pela corrosão na ponta da trinca podem ser associados com o embotamento da trinca, a dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio. Esta associação resultará em um acúmulo de elementos corrosivos na ponta da trinca e, no momento que a dissolução anódica agir, o processo catódico produzirá hidrogênio atômico que ao se difundir com elementos do material resultará na fragilização por hidrogênio. Neste caso quando houver descarremento do material a trinca não se propagará mecanicamente, mas sim devido a ação do meio com o material.

Jones et al. (2007), pesquisaram o efeito da corrosão na nucleação de trincas da liga 2024-T3 em vários níveis de propagação de trinca por fadiga e identificaram a nucleação de trincas a partir de pites que surgiram durante o processo de corrosão e concluíram que a corrosão acelera a nucleação e a propagação da trinca em regiões próximas ao limiar.

Rong (2007) estudou a ação de elementos químicos na ponta da trinca em ensaios de propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de 3,5% de NaCl em ligas de alumínio onde, a corrosão-fadiga reduz a variação do fator de intensidade de tensão no limiar e aumenta a taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Ele concluiu ainda que a razão entre tensões tem forte influência na região próxima ao limiar e a medida que esta razão aumenta a variação do fator de intensidade de tensão ΔK diminui como mostra a **Figura 37**.

Quando o ataque corrosivo ocorre simultâneo ao carregamento em fadiga há reduções nas propriedades de fadiga do material acelerando a nucleação e a taxa de propagação da trinca em regiões próximas ao limiar. Esse efeito é atribuído a presença de fatores como a ação da dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio associados a frequência e a razão

de carga. A dissolução anódica provoca a indução do hidrogênio na ponta da trinca causando a fragilização por hidrogênio, que acelera a propagação da trinca e degrada as propriedades do material. É importante salientar que a presença de óxidos altera o fechamento e consequentemente a taxa de propagação de trinca por fadiga. Segundo Gangloff⁹ (2002 *apud* CHEMIN, 2012) e Komai¹⁰ (2003 *apud* CHEMIN, 2012) existe a possibilidade que algum resíduo de óxido provocado pela corrosão ou cristais de sal depositados na frente da trinca deformam plasticamente a ponta da trinca portanto, evitando a ação fragilizante da névoa, logo o resultado final da taxa de propagação de trinca deve-se a competição entre os fatores citados.

Figura 37. Dados do ensaio e curva de regressão da taxa propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de ligas de alumínio em ambiente com 3,5% NaCl com frequência de carregamento de 10Hz
Fonte: Rong (2007)

⁹GANGLOFF, R. P. "Environmental sensitive fatigue crack tip processes". 2002.

¹⁰KOMAI, K. Corrosion Fatigue. v. 27, p.109-114, 2003. JST Journal.

Capítulo 3

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste ítem serão apresentados os procedimentos para a caracterização do material, os ensaios de tenacidade a fratura, os ensaios de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente e névoa salina e a análise fractográfica. Para melhor entendimento destes processos a **Figura 38** apresenta um fluxograma com a definição de cada etapa de desenvolvimento deste trabalho.

Figura 38. Fluxograma das etapas de caracterização e ensaios realizados na liga AA2050-T84

3.1 MATERIAL

O material em estudo é uma liga de alumínio-cobre-lítio (Al-Cu-Li) AA2050 cedida pela EMBRAER em bloco laminado com as dimensões 800x550x50mm e tratado termicamente na condição T84. A partir deste bloco foram extraídos os seguintes corpos de prova:

- ✓ Corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração.

- ✓ Corpos de prova do tipo C(T) para ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC}) a temperatura ambiente e a -54°C.
- ✓ Corpos de prova do tipo C(T) para ensaios de propagação de trinca em ar ambiente e em névoa salina de 3,5% de NaCl e 5% de NaCl com razões entre carga de $R=0,1$ e $R=0,5$.

A análise química da liga esta descrita na **Tabela 2** e os resultados foram comparados com valores nominais especificados pela Norma SAE AMS 4413-2007-10.

Tabela 2. Composição química da liga de AA2050-T84

Elemento Químico	%Peso (SAE MAS)		Liga AA2050
	Mínimo	Máximo	
Li	0,7	1,3	0,87
Cu	3,2	3,9	3,54
Mg	0,2	0,6	0,31
Mn	0,2	0,5	0,37
Zr	0,06	0,14	0,08
Ag	0,2	0,7	0,37
Si	-	0,08	0,03
Ti	-	0,1	0,03
Cr	-	0,05	20*
Fe	-	0,1	0,06
Ni	-	0,05	30*
Zn	-	0,25	0,02
Pb	-	-	<1*
Al			Restante

*ppm (parte por milhão)

Analisando os valores, concluímos que todos os elementos estão dentro da composição apresentada pela Norma em questão.

Segundo Kaufman (2001) o tratamento térmico T84 é obtido pelas seguintes etapas: solubilização com temperatura entre 480°C a 540°C, encruamento com laminação a frio, alívio de tensões e envelhecimento natural.

Para dar início a caracterização mecânica deste material, foi realizado o ensaio de dureza Rockwell B (HRB), em uma máquina de ensaios de dureza Leco RT-240 com uma amostra lixada e polida. Foi aplicada uma carga de 100 Kgf em um penetrador de esfera de aço 1/16". Foram feitos cinco ensaios com distâncias aceitáveis entre as impressões anteriores e a borda como mostra a **Figura 39**. As impressões 1 e 2 correspondem a calibração do equipamento, e as impressões 3, 4 e 5 correspondem aos ensaios executados.

Figura 39. Amostra da liga de alumínio AA 2050-T84 com impressões do ensaio HRB

Para caracterização micrográfica do material foram realizadas análise metalográfica e a microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram extraídas três amostras com dimensões de 20x20x5mm nas direções: longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S) para verificar a direção de laminação do material recebido e analisar a microestrutura em todas as orientações.

Estas amostras foram embutidas em baquelite, preparadas segundo a norma ASTM E3-11, utilizando lixas com as granulometrias na sequência 400, 500, 620, 800, 1200, 1500, 2000 e 2200 e polidas com pasta de diamante Tipo S de 1/4 μ m. O ataque realizado nas amostras foi eletrolítico com reagente Keller cuja composição está descrita na **Tabela 3** e fotografadas com uma câmera digital de alta resolução acoplada a um microscópio OLYMPUS BX41M-LED. Em sequência a montagem tridimensional das micrografias foi feita com o software Photoshop.

Tabela 3. Composição química do reagente Keller

HF (48%)	2 ml
HCl concentrado	3 ml
HNO ₃	5 ml
Água destilada	100 ml

A microscopia eletrônica de varredura e a análise por energia dispersiva de raios-X (EDX) foram realizadas no Departamento de Engenharia de Materiais no Campus II da USP, com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura da marca FEI e modelo Impec 50 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais no Campus II da USP de São Carlos. Foram utilizadas duas amostras, sendo uma na direção transversal e outra na longitudinal, sem ataque químico com o objetivo de identificar precipitados que podem ter grande influência no processo corrosivo e nas propriedades mecânicas do material. As

imagens foram realizadas com a distância de trabalho $WD=10\text{mm}$, feixe Spot e energia 15KV .

3.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09 utilizando cinco corpos de prova, extraídos na direção longitudinal (L), para o ensaio a temperatura ambiente e cinco corpos de prova, extraídos na direção transversal (T), para o ensaio criogênico a -54°C .

A geometria e dimensões dos corpos de prova ensaiados em temperatura ambiente são mostradas na **Figura 40**. Foi utilizada uma máquina EMIC modelo DL 10000 com extensometria e taxa de deformação de 1mm/min .

Figura 40. Geometria e dimensões dos corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração a temperatura ambiente
Fonte: Ruchert (2007)

Os ensaios de tração em temperatura criogênica foram realizados na máquina MTS 810 de 250KN, com extensometria e taxa de deformação de 2mm/min. A geometria e dimensões dos corpos de prova são mostradas na **Figura 41**.

Figura 41. Geometria e dimensões dos corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração a -54°C
Fonte: Ruchert (2007)

Para o decréscimo da temperatura foi utilizada uma câmara de resfriamento da marca Instron com capacidade máxima de resfriamento de -70°C, acoplada a um recipiente criogênico da marca Cryometal com capacidade de armazenamento de 50 litros de nitrogênio líquido.

Foram obtidos nestes ensaios propriedades monotônicas como limite de resistência a tração, limite de escoamento convencional em 0,2%, módulo de elasticidade, alongamento e redução de área.

3.3 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

Estes ensaios foram realizados segundo a norma ASTM E399-09 utilizando onze corpos de prova do tipo compacto de tração C(T) extraídos do bloco laminado da seguinte forma:

- ✓ Três corpos de prova na direção L-T e três na T-L ensaiados a temperatura ambiente.
- ✓ Dois corpos de prova na direção L-T e três na T-L ensaiados a -54°C.

Segundo a norma ASTM E399-09 o ensaio pode ser executado em uma máquina MTS, onde o carregamento é transmitido de forma similar ao ensaio de tração através de garras onde o corpo de prova é fixado com pinos como mostra a **Figura 42**.

Figura 42. Alinhamento do conjunto (garra, corpo de prova e pinos)
Fonte: Mandai (2010)

A **Figura 43** apresenta as dimensões e geometria destes corpos de prova que foram pré-trincados a temperatura ambiente, com os parâmetros mostrados na **Tabela 4**, frequência de 15Hz, razão entre cargas de $R=0,1$. O comprimento da trinca foi medido usando a técnica de variação de flexibilidade elástica utilizando um extensômetro tipo “clip on gauge” montado no entalhe do corpo de prova como mostra a **Figura 44**.

Tabela 4. Parâmetros utilizados para execução de pré-trinca nos corpos de prova do ensaio de tenacidade a fratura

a (mm)	ΔK (MPa $\sqrt{m}$)	$P_{m\acute{a}x}$ (KN)	$P_{m\acute{i}n}$ (KN)	P_{med} (KN)	P_a (KN)
25,5	15	8	0,8	4,40	3,6
26,5	12	7	0,7	3,85	3,15
27,5	10	6,43	0,64	3,53	2,80

ESP. 25,4mm

Figura 43. Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade a fratura (K_{IC})

Figura 44. Representação esquemática do encaixe do *clip gauge* no corpo de prova

Fonte: Mandai (2010)

Após a realização dos ensaios as superfícies de fratura foram analisadas e fotografadas utilizando o programa Image-Pro Plus onde foi realizada a média de cinco medidas para ajuste do tunelamento do tamanho de trinca inicial (a_0). Também foram traçadas as curvas com os dados de carga em função do deslocamento e seguindo as diretrizes da norma foram determinados os valores de P_Q (KN) e K_Q (MPa $\sqrt{m}$) e todas as condições de validação do ensaio foram analisadas. A análise da superfície de fratura foi realizada com auxílio de um estéreo microscópio da marca ZEISS modelo Discovery V8 e do MEV.

3.3.1 Ensaios de tenacidade a fratura a temperatura ambiente

Os ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente foram realizados na máquina MTS Landmark modelo 370.10, com controle de carga e taxas de carregamento mostradas na **Tabela 5**. Segundo a norma ASTM E399-09, no item 8.3 a taxa de carregamento apresenta variação do fator de intensidade de tensão compreendido entre 0,55 e $2,75 (MPa\sqrt{m}/s)$, portanto, foi necessário usar taxas de carregamentos distintas para manter a taxa de $1 MPa\sqrt{m}$ devido aos diferentes tamanhos de trinca inicial (a_0) dos corpos de prova.

Tabela 5. Taxas de carregamento para cada corpo de prova extraídos nas direções LT e TL utilizados nos ensaios de tenacidade (K_{IC}) em temperatura ambiente

CP	Taxa	LT		TL	
	$\Delta K (MPa\sqrt{m}/s)$	$a_0 (mm)$	$P (KN/min)$	$a_0 (mm)$	$P (KN/min)$
01	1	27,5	24	28,3	27
02	1	28,3	28,47	27,8	25,2
03	1	27,8	28,8	27,9	24,6

O módulo de elasticidade (E) calculado e utilizado foi de $75 GPa$ e o crescimento da trinca foi monitorado pela técnica visual com auxílio de uma luneta graduada.

3.3.2 Ensaios de tenacidade a fratura criogênica

Para a execução dos ensaios de tenacidade a fratura criogênica uma câmara de resfriamento foi acoplada na máquina MTS 810 de 250KN.

O sistema de resfriamento da câmara é mostrado na **Figura 45**, onde contava com auxílio de dois recipientes criogênicos para o fornecimento de nitrogênio líquido, compressor, válvula termostática de controle de fluxo com objetivo de alcançar e manter a temperatura de ensaio de $-54^{\circ}C$. O crescimento da trinca foi monitorado pelo método da variação de flexibilidade com auxílio de um extensômetro MTS.

Figura 45. Sistema de resfriamento para ensaios de tenacidade a fratura criogênica. Em (a) sistema completo (1) câmara de resfriamento. (2) corpo de prova. (3) termostato-aparelho. (4) recipientes criogênicos. Em (b) detalhe de fixação do corpo de prova e captação de dados (5) corpo de prova. (6) extensômetro. (7) termostato-fio. (8) saída de nitrogênio

As taxas de carregamento calculadas para manter $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$ utilizadas são mostradas na **Tabela 6**, sendo que o módulo de elasticidade calculado e utilizado foi de 73GPa.

Tabela 6. Taxas de carregamento para cada corpo de prova extraídos nas direções LT e TL utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC}) em temperatura criogênica

CP	Taxa($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$)	LT		TL	
		$a_0(\text{mm})$	$P(\text{KN}/\text{min})$	$a_0(\text{mm})$	$P(\text{KN}/\text{min})$
04	1	-	-	27,7	27
05	1	27,5	27,6	27,6	27
06	1	26,7	31,2	26,7	31,2

3.4 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

Os ensaios de polarização potenciodinâmica foram realizados com um potenciostato/galvanostato da marca EG&G/PAR, modelo 273A, com solução salina NaCl de 3,5%, aerada a 25°C. Foi utilizada uma célula eletroquímica de compartimento único, mostrada na **Figura 46**, um contra eletrodo de calomelano saturado (ECS) para referência e eletrodo de trabalho constituído da liga de Al estudada.

Figura 46. Célula eletrolítica para obtenção das curvas de polarização. (a) ilustração da célula eletrolítica. (b) imagem real do sistema de ensaio

Fonte: Chemin (2012)

A amostra utilizada possui dimensões de 20x20x5mm e foi preparada com auxílio de lixas com granulometrias de 320 a 2000, sendo posteriormente polida com dióxido de cromo, limpa com álcool, lavada com água e seca. O ensaio foi realizado em triplicata com janela de varredura de -1,2V vs ECS a -0,2V vs ECS e velocidade de varredura de 0,5mV/s. Antes e após cada ensaio a superfície da amostra foi analisada e fotografada com microscopia óptica para mostrar a evolução dos pites na superfície. Foi realizada microscopia eletrônica de varredura e a análise por energia dispersiva de raios-X (EDX) para caracterizar os efeitos corrosivos na superfície da amostra.

3.5 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FAADIGA EM AR E EM MEIO SALINO

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga ar e em meio salino foram realizados de acordo com a norma ASTM E647-13. Foram confeccionados seis corpos de prova do tipo C(T), extraídos na direção TL, cuja geometria e dimensões são mostradas na **Figura 47**. Todos os corpos de prova foram lixados, polidos e por uma extensão de 35mm de cada face foram riscadas de 1 em 1mm com auxílio de um riscador tipo paquímetro para auxiliar no monitoramento do comprimento da trinca.

Figura 47. Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e em névoa salina

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, sendo conduzidos em uma máquina servo hidráulica MTS Landmark modelo 370.10 com capacidade de 100KN, em controle e amplitude constante de carregamento, onda senoidal e frequência de 15Hz sob controle de carga, em predominância des estado plano de deformação ($B=12,5\text{mm}$). Foram obtidos valores das taxas de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) nas regiões I e II de para dois níveis de carregamento R (K_{MIN} / K_{MAX}) de 0,1 e 0,5.

Para a realização dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa salina foi utilizado um dispositivo de geração e acondicionamento de névoa salina que consiste em um compressor de ar, reservatório de solução salina, nebulizador, tubos de silicone e câmara ambiental de acrílico, como pode ser observado na **Figura 48** que mostra o sistema de geração e acondicionamento de névoa salina.

Os corpos de prova, pré trincados em ar, foram introduzidos na câmara ambiental e selados com silicone e a região onde ocorreu a propagação da trinca ficou situada dentro da câmara. A névoa salina criada pelo compressor circulou livremente pela câmara e em seguida era descartada para ambiente externo, logo tendo em vista este aspecto a solução era repostada periodicamente para manter a concentração. A **Figura 49** mostra as entradas e saídas da

névoa e o corpo de prova inserido na câmara ambiental e fixado na garra pronto para ser ensaiado.

Figura 48. Sistema de ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina. (1) corpo de prova e câmara acrílica. (2) reservatório de solução salina. (3) saída de névoa para câmara acrílica. (4) entrada de ar comprimido nos nebulizadores

Figura 49. Corpo de prova introduzido na câmara de acrílico e selado com silicone.

Figura 50. Detalhe do corpo de prova montado a ser ensaiado em meio salino

Os valores da limiar para a variação do fator de intensidade tensão aplicado (ΔK_0) e para a variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{0eff}), em ar e em meio salino com 3,5% e 5% NaCl, foram estimados a partir de uma regressão linear da curva da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$), utilizando no mínimo 5 pontos entre as taxas 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo portanto, este procedimento foi adotado. A **Figura 50** apresenta a curva de decréscimo do fator de intensidade de tensão vs o tamanho da trinca a .

Figura 51. Típica curva de decréscimo do fator de intensidade de tensão

Fonte: ASTM E647-13

De acordo com ASTM E647-13 o limiar da propagação da trinca por fadiga é um valor que depende de fatores como razão de carregamento, condições de ambiente e tipo de material. Esse valor de limiar ΔK_0 é o valor assintótico de ΔK onde a taxa de propagação tende a zero. Por convenção esse valor da taxa pode ser considerado nulo quando a taxa de crescimento da trinca tiver próximo de 10^{-7} mm/ciclo.

As seguintes propriedades mecânicas foram utilizadas para execução destes ensaios, limite de escoamento 472 MPa, módulo de elasticidade 75 GPa, limite de resistência 511 MPa, coeficiente de poisson 0,33 (adimensional) e gradiente de intensidade de tensão $C = -0,787$. A **Tabela 7** especifica a condição de ensaio aplicada em cada corpo de prova.

Tabela 7. Parâmetros utilizados nos corpos de prova dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar e em névoa salina

CP	R	Ambiente	K_{MAX} ($MPa\sqrt{m}$)	K_{MIN} ($MPa\sqrt{m}$)	P_{MAX} (KN)	P_{MIN} (KN)
01	0,1	Ar	8,89	0,89	5,89	0,59
02	0,5	Ar	16	8	10,6	5,3
03	0,1	3,5% NaCl	8,89	0,89	5,89	0,59
04	0,5	3,5% NaCl	16	8	10,6	5,3
05	0,1	5% NaCl	8,89	0,89	5,89	0,59
06	0,5	5% NaCl	16	8	10,6	5,3

3.6 FRATOLOGIA

Após a execução dos ensaios de tração, tenacidade a fratura, propagação de trinca por fadiga em ar e em névoa salina os corpos de prova foram seccionados longitudinalmente e preparados para a análise fractográfica. O objetivo desta análise foi de verificar o comportamento do material sob o ponto de vista de modos de fratura quando sujeito a solicitações mecânicas diferentes com variação de temperatura e de ambiente.

Estas análises foram realizadas em um estéreomicroscópio da marca ZEISS modelo estereo discovery V8 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materias no Campus I USP de São Carlos e um microscópio eletrônico de varredura da marca FEI e modelo Impec 50 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais no Campus II da USP de São Carlos.

Para a fractografia dos corpos de prova oriundos dos ensaios de tração foram selecionados CP1 ensaiado em temperatura ambiente e CP2 ensaiado em temperatura criogênica. Para os ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente foram selecionados os corpos de prova CP01-LT e CP03-TL e os ensaios de tenacidade a fratura em criogenia os CP06-LT e CP05-TL.

Foram selecionados dois corpos de prova oriundos do ensaio de propagação de trinca por fadiga CP01 e CP02 para análise fractográfica e verificação do efeito da razão de cargas $R=0,1$ e $R=0,5$ na microestrutura. Adicionalmente para o ensaio de propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo foram selecionados quatro corpos de prova sendo CP03 e CP04 para o meio corrosivo de 3,5% de NaCl com $R=0,1$ e $R=0,5$ respectivamente e CP05 e CP06 para o meio corrosivo de 5% de NaCl com intuito de verificar a morfologia de fratura do material ensaiado no ambiente de névoa salina.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A **Figura 52** mostra uma montagem tridimensional da microestrutura da liga alumínio-lítio AA2050-T84 obtida nas três direções, transversal (T), longitudinal (L) e de topo (S). As amostras sofreram ataque eletrolítico com reagente Keller para que os contornos de grãos fossem revelados.

Quando observados os planos S-L e S-T uma forte texturização microestrutural na direção L é apresentada, caracterizando uma microestrutura bandeada, típica do processo de laminação e em menor escala na direção T. Isto indica que a direção L corresponde à direção de laminação enquanto a direção T corresponde à direção transversal de propagação da trinca, segundo os códigos da norma ASTM E399-09. Portanto, foram extraídos corpos de prova do tipo C(T) nos planos L-T e T-L.

Figura 52. Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S da liga de alumínio AA2050-T84. Reagente: Keller. Ampliação Original 50x

A **Figura 53** mostra imagens da microestrutura da liga AA2050-T84 obtidas através da micrografia eletrônica de varredura nas direções longitudinal, **Figura 53 (a)** e **(b)** que evidenciam a presença de precipitados dispersos na matriz que medem cerca de 30µm, adireção transversal mostrada nas **Figura 53 (c)** e **(d)**, com forte texturização e presença de grande quantidade de precipitados próximos aos contornos de grão podendo afetar a tenacidade a fratura do material, e a direção de topo mostrada na **Figura 53 (e)** e **(f)** com contornos de grãos alongados no sentido da laminação.

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 53. Microestrutura da liga AA2050-T84 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura. (a) e (b) direção longitudinal. (c) e (d) direção transversal. (e) e (f) topo

A **Figura 54 (a)** é uma micrografia da direção de topo e foi analisada por meio da técnica de dispersão de energia de raio-x (EDX) em três áreas selecionadas, onde as **Figura 54 (b)** e **(c)** mostram o espectro de energia característico das áreas selecionadas 1 e 2, cujas composições químicas são mostradas na **Tabela 8**. Apesar do elevado teor de Mg os elementos constituintes estão de acordo com a análise química do material descrita na **Tabela 2**. Na área selecionada 3 é evidenciado a possível presença de precipitados da fase S' (Al_2CuMg) e a formação de pequenas partículas de $MnAl_6$.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 54. Análise por dispersão de energia de raio-x da liga AA2050-T84 na direção de topo. (a) superfície analisada. (b) espectro resultante na área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2. (d) espectro resultante na área selecionada 3

Tabela 8. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1 e 2 da análise por EDX

Elemento	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)	Área 3 (%peso)
Mg	1,07	1,08	-
Al	95,3	95,5	31,28
Cu	3,5	3,4	50,24
Mn	-	-	3,57
Fe	-	-	5,05
Outros	0,13	0,02	9,86

4.2 ENSAIO DE DUREZA

O equipamento realizou ensaio de Dureza Rockweell B (HRB) e os converteu em Dureza Vickers (HV), com resultados mostrados na **Tabela 9**. Para validação do ensaio, segundo a norma ASTM E18-08B, são necessários pelo menos três impressões no mesmo corpo de prova ensaiado, portanto foi realizado este procedimento.

Tabela 9. Resultados do ensaio HRB na liga AA 2050-T84

	HR1	HR2	HR3	Média	DP
HRB	83,8	87,1	87,3	86,1	1,96
HV	161,4	172,4	173,2	169	4,59

Haflay et al. (2011) analisaram a dureza da liga AA2050-T84 através do método Vickers em chapas de 50,8mm de espessura e obtiveram resultados de 140,7HV, que quando convertidos resultam num valor de aproximadamente 75HRB. Comparando os resultados dos autores os valores obtidos neste trabalho apresentaram um aumento de 16,7% para a dureza Vickers e 12,8% para HRB.

4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

As **Figura 55** e **56** mostram as curvas de tensão em função da deformação, resultantes dos ensaios de tração da liga de alumínio-lítio AA2050-T84, realizados a temperatura ambiente e em criogenia (-54°C) respectivamente. A **Tabela 10** apresenta as propriedades de limite de escoamento (σ_y), limite de resistência a tração (σ_r), módulo de elasticidade (E), percentual de alongamento (%AL) e de redução de área (%RA), obtidas através dos ensaios de tração em temperatura ambiente, determinadas segundo diretrizes da norma ASTM

E8/E8M-09. A **Tabela 11** apresenta os resultados destas mesmas propriedades, obtidas nos ensaios de tração em temperatura criogênica.

A Norma AMS 4413 estabelece que para os ensaios conduzidos em temperatura ambiente, com dimensões dos corpos de prova utilizados neste trabalho, os resultados mínimos de limite de escoamento (σ_y) deve ser 462 MPa, do limite de resistência a tração (σ_r) deve ser de 510 MPa e percentual de alongamento 8%. Analizando a **Tabela 10**, observa-se que os resultados dos ensaios deste trabalho estão dentro das especificações da norma.

Tabela 10. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente

CP	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)	E (GPa)	%AL	%RA
01	461,5	501,7	76,4	9	35,2
02	480,4	520,4	75	12,9	30,3
03	483,5	520,8	75	10,5	31,9
04	466,9	504,2	73,8	13,2	36
05	469,9	508,2	73,2	13,3	33,6
Média	472	511	75	12	33
DP	9,3	9,0	1,2	1,93	2,34

Figura 55. Curvas dos ensaios de tração em temperatura ambiente

Tabela 11. Resultados dos ensaios de tração em temperatura criogênica

CP	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)	E (GPa)	%AL	%RA
01	529,9	565	73	12	26,8
02	540,2	574,4	76,6	12,7	23,9
03	531,1	562,7	72,2	13,5	30,2
04	514,7	552,5	68,1	12,9	41,3
05	536,1	573,7	76,1	11,8	33,8
Média	530	566	73	12	31
DP	9,7	9,0	3,4	0,7	6,8

Figura 56. Curvas dos ensaios de tração em temperatura criogênica

A **Figura 57** mostra o resultado do ensaio de tração realizado a temperatura ambiente e criogênica dos corpos de prova CP3 e CP03 respectivamente. A partir deste gráfico da é possível concluir que algumas das propriedades de tração em temperatura criogênica são maiores que nos ensaios realizados em temperatura ambiente, como esperado, logo o limite de escoamento (σ_y) e o limite de resistência a tração (σ_r) tiveram aumento significativo na situação de criogenia enquanto o módulo de elasticidade (E), o alongamento (%AL) e a redução de área (%RA) mantiveram seus valores praticamente constantes com o decréscimo de temperatura. Portanto isto demonstra uma excelente otimização da propriedades pois

houve ganho considerável no limite de escoamento e resistência sem queda de ductilidade por consequência da tenacidade.

Figura 57. Curvas comparativas entre os ensaios de tração em temperatura ambiente e em criogenia

Haflay et al. (2011), estudaram a evolução das propriedades mecânicas monotônicas em temperatura ambiente e criogênica da liga AA2050-T84 utilizado comprimento inicial (l_0) de 25 mm e diâmetro inicial (d_0) de 6,35mm. Seus resultados mostram aumento nas propriedades mecânicas com o decréscimo da temperatura e certa estabilidade quanto a ductilidade é praticamente estável.

No tocante aos ensaios de tração, o comportamento do material mostrado pelos autores é similar ao observado neste trabalho. Para tanto, os ensaios em situação criogênica possuem aumento significativo, no entanto, é importante ressaltar que Haflay et al. ensaiaram na temperatura de -195°C bem inferior ao utilizado neste trabalho de -54°C. Enquanto isso, $\%AL = 7,8$. Os resultados obtidos em temperatura ambiente são próximos aos obtidos neste trabalho, no entanto o percentual de alongamento ($\%AL$) é cerca de 30% menor.

Tabela 12. Comparação dos resultados dos ensaios de tração da liga AA2050-T84 obtidos por Haflay et. al.

Ensaios	$\sigma_y (MPa)$	$\sigma_r (MPa)$	E(GPa)	%Al
Haflay et al. (Ar)	468	515	75	8,5
Haflay et al. (-195°C)	544	630	84	7,8
Neste trabalho (Ar)	472	511	75	12
Neste trabalho (-54°C)	530	566	73	12

4.4 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

As propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura realizados em temperatura ambiente estão listados nas **Tabela 13** e **14** para as direções LT e TL respectivamente e em temperatura de criogenia a -54°C nas **Tabela 13** e **16** para as mesmas direções, cujos resultados foram analisados de acordo com a norma ASTM E399- 09 para que os valores de provisórios de tenacidade a fratura (K_Q) sejam considerados válidos como tenacidade a fratura (K_{IC}).

Tabela 13. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção LT

CP	a(mm)	a/W	(W-a)	$2,5\left(\frac{K_Q}{\sigma_i}\right)^2$	$P_{MÁX}(KN)$	$1,10P_Q(KN)$
01	27,5	0,54	22,65	18,4	18,4	20
02	23,3	0,53	23,34	18,5	19,9	21,7
03	22,3	0,55	22,35	22,1	19,5	21,2

Tabela 14. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção TL

CP	a(mm)	a/W	(W-a)	$2,5\left(\frac{K_Q}{\sigma_i}\right)^2$	$P_{MÁX}(KN)$	$1,10P_Q(KN)$
01	28,3	0,55	22,3	13,2	16,1	17,5
02	27,8	0,55	22,5	11,5	14,4	15,8
03	27,9	0,55	22,4	10,9	14	14,4

Tabela 15. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica para os corpos de prova extraídos na direção LT

CP	a(mm)	a/W	(W-a)	$2,5\left(\frac{K_Q}{\sigma_i}\right)^2$	$P_{MÁX}(KN)$	$1,10P_Q(KN)$
06	27,5	0,55	22,5	15	19,4	20,51
07	26,7	0,53	23,7	16,3	21,3	22,55

Tabela 16. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica para os corpos de prova extraídos na direção TL

CP	a(mm)	a/W	(W-a)	$2,5\left(\frac{K_Q}{\sigma_i}\right)^2$	$P_{MÁX}(KN)$	$1,10P_Q(KN)$
05	27,7	0,55	22,3	8,7	15,4	16,3
06	27,6	0,55	22,4	8,9	15,9	16,8
07	26	0,52	24,7	9,6	17,5	18,9

Após análise das tabelas dispostas acima pode-se observar que todos os parâmetros estão coerentes com as exigências da norma em questão, indicando bom desempenho da execução dos ensaios e da validação dos resultados.

A partir da análise das **Tabelas 17 e 18**, e das **Figuras 58, 59, 60 e 61** conclui-se que como todas as condições exigidas pela norma ASTM E399-09 foram alcançadas então $K_Q = K_{IC}$ para ambas as direções de extração dos corpos de prova e temperaturas. A Norma SAE AMS 4413 mostra que a tenacidade a fratura para corpos de prova com espessura B entre 38,1 e 50,8 mm, extraídos na direção L-T, deve ser maior que $34MPa\sqrt{m}$ e na direção T-L maior que $30MPa\sqrt{m}$, portanto, ambos os ensaios realizados estão validados pela Norma em questão.

Tabela 17. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente

LT				TL			
CP	$f(a/W)$	$P_Q(KN)$	$K_{IC}(MPa\sqrt{m})$	CP	$f(a/W)$	$P_Q(KN)$	$K_{IC}(MPa\sqrt{m})$
01	14,25	18,2	40,5	01	12,76	15,9	34,3
02	11,78	19,8	40,7	02	13,71	14,2	32
03	11,86	20	44,4	03	12,61	13,3	31,2
Média	-	19,3	41,9	Média	-	14,5	32,5
DP	-	0,99	2,2	DP	-	1,32	1,61

Figura 58. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente na direção LT

Figura 59. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente na direção TL

Tabela 18. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura em temperatura criogênica

LT				TL			
CP	$f\left(\frac{a}{W}\right)$	$P_Q(KN)$	$K_{IC}(MPa\sqrt{m})$	CP	$f\left(\frac{a}{W}\right)$	$P_Q(KN)$	$K_{IC}(MPa\sqrt{m})$
-	-	-	-	05	12,94	14,82	31,9
06	12,7	18,65	41,6	06	12,81	15,32	34,2
07	11,9	20,5	42,9	07	11,36	17,2	33,1
Média	-	19,6	42,2	Média	-	15,8	33,0
DP	-	1,31	0,92	DP	-	1,25	0,93

Figura 60. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica na direção LT

Figura 61. Curva carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica na direção TL

Em ambos os ensaios conduzidos a temperatura ambiente e de criogenia observa-se que a média da tenacidade a fratura obtida na direção LT é maior que na direção TL. Para os ensaios em temperatura ambiente a média obtida na direção LT foi $41,9MPa\sqrt{m}$, enquanto que na direção TL foi $32,5MPa\sqrt{m}$, como esperado. Nos ensaios em criogenia os valores obtidos foram $42,2MPa\sqrt{m}$ para a direção LT $33,8MPa\sqrt{m}$ para direção TL. Ainda que existam influências microestruturais, esse fato ocorre devido à trinca gastar mais energia ao transpor os grãos perpendicularmente a direção de laminação do que longitudinalmente (RUCHERT, 2007), portanto a direção LT é mais tenaz, resultando em uma tenacidade a fratura maior que a direção TL.

Ligas de alumínio-lítio possuem tenacidade a fratura melhorada quando expostas a criogenia segundo pode ser observado no ASM Handbook (1997), pois nestas condições sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) tendem a ter um aumento da resistência a tração e do módulo de elasticidade, mantém a ductilidade e a tenacidade a fratura. Este comportamento faz com que a tenacidade a fratura permaneça constante ou aumente consideravelmente (KAUFMAN, 2001) com o decréscimo da temperatura. Esta definição pode ser observada neste trabalho comparando os resultados obtidos nos ensaios realizados a temperatura ambiente e a $-54^{\circ}C$, pois se observa um aumento insignificante da tenacidade criogênica que também pode ser atribuído ao aumento da energia interatômica que tornam os grãos mais resistentes quando há variação na temperatura.

4.5 ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

A **Figura 62** apresenta a curva de polarização potenciodinâmica da liga de alumínio-lítio AA2050-T84 e **Tabela 19** mostra os resultados obtidos neste ensaio.

Tabela 19. Resultados da polarização potenciodinâmica da liga AA2050-T84

Varredura	$E_{corr}(V)$	$j_{corr}(\mu A/cm^2)$	$E_{pite}(V)$
1	-0,6510	1,613	-0,589
2	-0,6687	4,259	-0,609
3	-0,6546	2,397	-0,605
Média	-0,6581	2,756	-0,601
Desvio Padrão	0,009	1,36	0,0105

Segundo Chemin (2012) o potencial de pite E_{pite} é determinado quando o valor de corrente aumenta bruscamente devido a quebra do filme isolante e passivante, mudando a orientação da curva. Para Gamboni (2011) “Este filme passivante é extremamente fino e se encontra na forma hidratada e solúvel, assim sendo, o filme tem descontinuidades na qual, juntamente com a presença de íons agressivos (cloretos), quebram este filme iniciando a formação de pites.”

Figura 62. Curva de polarização potenciodinâmica E em função de $\log j$ da liga de alumínio AA 2050-T84

A mudança brusca do valor de corrente é claramente visível na curva de densidade de corrente (j) em função de potencial (E) mostrada na **Figura 63**.

Figura 63. Curva da polarização potenciodinâmica para determinação de E_{pite}

Os valores de potencial (E) observados nas **Figuras 62 e 63** se mantêm estáveis quando próximos a $-0,60V$. A partir deste valor há uma mudança brusca na orientação da curva, demonstrando que o filme passivo é quebrado iniciando o ataque corrosivo e a formação de pites.

Resultados dos ensaios de polarização potenciodinâmica da liga 2198-T851 foram fornecidos por Gamboni (2011), e foram comparados com os resultados da liga 2050-T84 obtidos neste trabalho, **Figura 64**. A **Tabela 20** apresenta o potencial de corrosão (E_{corr}) muito próximo entre as ligas, no entanto o potencial de pite (E_{pite}) da liga AA2050-T84 ligeiramente mais negativo que a liga 2198-T851 e, a densidade de corrente (j_{corr}) da liga AA2050-T84 é maior indicando que este material possui maior velocidade de dissolução.

Tabela 20. Comparação dos ensaios de polarização entre as ligas de Al-Li 2198 T851 e AA2050 T84

Liga	E(V)	Log J	E(pite)
2050 T84	-0,6581	-3,963	-0,601
2198 T851	-0,667	-2,711	-0,587

Figura 64. Curvas comparativas de polarização potenciodinâmica E em função de $\log j$ das ligas de Al-Li AA 2050-T84 e 2198- T851

Estes resultados indicam que a liga 2198-T851 necessita de maior energia cedida para começar o processo de corrosão. Para iniciar o processo de corrosão e para o início da formação de pites a liga AA2050-T84 exige menor quantidade de energia cedida no entanto, este material possui valor de densidade de corrente (j_{corr}) maior indicando que uma vez o processo iniciado o material é corroído mais rapidamente.

Para todos os ensaios de polarização potenciodinâmica foram registradas imagens da superfície corroída com auxílio de um microscópio. A partir da análise da **Erro! Fonte de referência não encontrada.** observa-se a evolução dos pites à medida que os ensaios eram realizados. Sempre que a amostra era lixada, o filme óxido se reconstituía e estabilizava o pite, no entanto, quando a amostra sofria outra varredura os pites pré-existentes aumentavam seu tamanho e profundidade e, novos pites nucleavam.

Figura 65. Amostra utilizada no ensaio de polarização potenciodinâmica. (a) antes do ensaio. Aumento 50x (b) após a primeira varredura. Aumento 50x (c) após a segunda varredura. Aumento 200x (d) após a terceira varredura. Aumento original 200x

A imagem da **Figura 66** revelam a presença de vários sítios de corrosão puntiforme próximos a precipitados e cristais de sal na superfície da amostra examinada. A análise química por EDX é mostrada na **Figura 67** e os valores listados na **Tabela 21** indicam a presença de cristais de sal e de precipitados da fase S' (Al_2CuMg) na matriz de alumínio e dentro dos pites.

(a)

(b)

Figura 66. Micrografia da superfície da amostra após ensaio de polarização potenciodinâmica

(a)

(b)

(c)

Figura 67. Análise por dispersão de energia de raio-x da amostra da liga AA2050-T84 após ensaio de polarização potenciodinâmica. (a) superfície de fratura analisada. Aumento original 100x. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2

Tabela 21. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1 e 2 da análise por EDX da amostra utilizada no ensaio de polarização potenciodinâmica

Elemento	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)
O	3,19	30,93
Cu	3,22	2,72
Mg	1	0,6
Al	85,78	56,78
Cl	-	1,14
Outros	6,81	7,83

4.6 DETERMINAÇÃO DA REGIÃO LIMIAR NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (ΔK_0)

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta as curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN), em função da variação do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}), para os ensaios conduzidos em ar. Os resultados destes ensaios estão listados na **Tabela 22** e indicam que, para as condições ensaiadas, quanto maior é a razão de carga (R) menor é o limiar da variação do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}), assim como esperado.

Figura 68. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar nos ensaios conduzidos em ar

Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** é mostrada a curva da taxa de propagação da trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) onde é determinado o efeito do fechamento de trinca durante a propagação da trinca. Este fechamento de trinca pode ser induzido pela plasticidade, pela formação de óxidos na frente da trinca e/ou pela rugosidade gerada na superfície de fratura, devido a severidade do carregamento. Na **Tabela 22** estão listados os resultados do limiar para estas curvas e observa-se que medida que a razão de carga (R) diminui, o limiar da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) também diminui, pois durante o desenvolvimento do ensaio com razão de carga $R=0,5$, o tamanho da zona plástica na frente da trinca aumenta intensificando os efeitos do fechamento de trinca e reduzindo o limiar ΔK_{eff} .

A ação da plasticidade na frente da trinca, do ensaio conduzido com razão de carga $R=0,5$, reduziu o limiar da variação do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) em cerca de 33,65%, no entanto, quando são analisados os resultados do limiar da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}), observa-se aumento de 7,30% para esta mesma razão de carga, portanto, considerado praticamente constante como mencionado acima.

Figura 69. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) em ar

Tabela 22. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar

Razão de Carga (R)	Limiar de tensão $\Delta K_{0ap} (MPa\sqrt{m})$	Limiar de tensão efetivo $\Delta K_{eff} (MPa\sqrt{m})$
0,1	2,915	1,65
0,5	1,934	1,78
Diferença (%)	33,65	7,30

A **Figura 70 (a)** mostra a fratura obtida na região limiar do corpo de prova CP01 ensaiado com razão de carga de $R=0,1$ e apresenta superfície de fratura típica de carregamento cíclico em ligas de alumínio com formação de estrias. A **Tabela 23** mostra a porcentagem em peso dos elementos químicos resultantes dos espectros de energia dispersiva mostrados nas **Figura 70 (b), (c) e (d)** e evidenciam a formação do filme óxido protetor na superfície de fratura devido a presença do oxigênio.

(a)

(b)

(c)

Figura 70. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP01 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e razão de carga $R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante na área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3

Tabela 23. Valor médio da composição química (% em peso) nas áreas selecionadas 1, 2 e 3 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP01 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar com razão de carga $R=0,1$

Elemento	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)	Área 3 (%peso)
O	9,47	14	6,22
Mg	1,14	1,12	1,22
Al	79,8	73,8	83,4
Cu	2,8	2,34	3,21
Outros	6,79	8,74	5,95

A análise por EDX da superfície de fratura na região limiar do corpo de prova CP02, ensaiado com razão de carga $R=0,5$, é mostrada na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** (a) e o espectro de energia dispersiva mostrado na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** (b), a porcentagem dos elementos químicos mostrados na **Tabela 24** evidencia a presença dos principais elementos químicos do material Al-Cu, considerável teor de Mg e de oxigênio que com a formação de óxidos na superfície influenciou o fechamento de trinca e consequentemente resultou na redução do limiar da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}).

(a)

(b)

Figura 71. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP02 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1

Tabela 24. Valor médio da composição química (% em peso) na área selecionada 1 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP02 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar com razão de carga $R=0,5$

Área 1	
Elemento	% (peso)
C	1,14
O	1,48
Mg	0,94
Al	92,6
Cu	3,81

4.7 DETERMINAÇÃO DA REGIÃO LIMIAR NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM MEIO SALINO (ΔK_{0NaCl})

Para os ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa salina a ação corrosiva se torna a variável mais influente pois, a ação do ambiente se sobrepõe a ação do carregamento e pode aumentar ou reduzir a velocidade de crescimento da trinca e a taxa de propagação. Devido ao movimento das bandas de deslizamento pode ocorrer a quebra do filme óxido protetor e a superfície do metal ficar exposta à solução tornado-a anódica, enquanto as regiões adjacentes ao deslizamento se tornam catódicas formando uma pilha eletroquímica pontual (KOMAI¹¹, 2003 *apud* CHEMIN, 2012) que associada a fragilização por hidrogênio acelera o crescimento da trinca. Em contrapartida a presença de cristais de sal e detritos óxidos na ponta da trinca associados a severidade do carregamento induzem a plasticidade e freiam o seu crescimento resultando em limiar maior. Segundo os autores existe a possibilidade que algum resíduo de óxido provocado pela corrosão ou cristais de sal depositados na face da trinca induzirem deformação plástica na região da trinca portanto, evitando a ação fragilizante da névoa, logo o resultado final da taxa de propagação de trinca deve-se a competição entre a fragilização por hidrogênio e a plasticidade induzida por cristais de sal e óxidos, portanto trata-se de um micromecanismo bastante complexo.

As **Figuras 72 e 73** apresentam os resultados dos ensaios de propagação de trinca em névoa salina na região próxima ao limiar, com concentração a 3,5% NaCl e razões de carga $R=0,1$ e $0,5$, para a variação do fator de intensidade de tensão aplicado ($\Delta K_{0ap(3,5\%)}$) e efetivo ($\Delta K_{eff(3,5\%)}$), respectivamente.

Os resultados das curvas da taxa de propagação de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão aplicado ($\Delta K_{0ap(3,5\%)}$) em névoa salina de 3,5% NaCl indicam que, assim como os resultados dos ensaios conduzidos em ar, a medida que a razão de carga (R) aumenta a taxa de propagação de trinca por fadiga na região próxima ao limiar acelera e o limiar é resultante diminui. A **Tabela 25** mostra os resultados destes ensaios e evidencia uma redução neste limiar de 19,72% para $R=0,5$ comparado com $R=0,1$. No entanto para os resultados em função da variação do fator de intensidade efetivo ($\Delta K_{eff(3,5\%)}$) esperava-se que os resultados fossem próximos, pois uma vez que ao eliminar o efeito do fechamento de trinca as curvas tendem a convergir ao mesmo ponto no entanto, isto não ocorreu. Este comportamento das curvas não foi notada em ar, portanto supõe-se que a névoa salina está induzindo esta diferença nos resultados, ou o método de medição de fechamento por “*clipe on*

¹¹KOMAI, K. Corrosion Fatigue. v. 27, p.109-114, 2003. JST Journal

gauge” não foi adequado para o levantamento preciso deste parâmetro. Possivelmente a soma da plasticidade induzida pelos cristais de sal ou óxidos formados nas superfície associados à severidade do carregamento e ao embotamento da ponta da trinca, influenciaram a medição do fechamento de trinca pela técnica mencionada e não convergiu os resultados ao mesmo ponto.

Figura 72. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicada em névoa salina de 3,5% de NaCl ($\Delta K_{0ap(3,5\%)}$)

Figura 73. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo em névoa salina de 3,5% de NaCl ($\Delta K_{eff(3,5\%)}$)

Tabela 25. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa de 3,5% de NaCl

Razão de Carga (R)	Limiar de tensão $\Delta K_{0(3,5\%)} (MPa\sqrt{m})$	Limiar de tensão efetivo $\Delta K_{0eff(3,5\%)} (MPa\sqrt{m})$
0,1	4,847	3,04
0,5	3,891	2,33
Diferença (%)	19,72	23,35

A **Figura 74 (a)** mostra a fratura do corpo de prova CP03, na região limiar, ensaiado com razão de carga $R=0,1$ e com densa camada de cristais de sal na superfície de fratura, as **Figuras 74 (a), (b), (c) e (d)** apresentam os resultados da análise dispersiva de raio-x e evidenciam a possível formação de precipitados da fase S' (Al_2CuMg) com camada de óxidos provenientes da ação corrosiva.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 74. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP03 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do spot 1. (c) espectro resultante da área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3

Tabela 26. Valor médio da composição química (% em peso) do spot 1e áreas seleccionadas 1 e 2 da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP03 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl com razão de carga $R=0,1$

Elemento	Ponto 1	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)
O	34,92	48,11	33,4
Cu	-	0,72	0,22
Na	2,24	1,02	0,43
Mg	2,18	4,74	1,89
Al	6,4	24,18	41,19
Si	0,42	0,61	-
Cl	0,35	1,15	1,08
Ca	-	1,7	2,91
Cr	43,87	-	-
Outros	9,62	17,77	18,88

Na **Figura 75 (a)** observa-se superfície de fratura do corpo de prova CP04, ensaiado com razão de carga $R=0,5$ em névoa salina de 3,5% de NaCl. Esta região apresenta superfície de fratura típica para a região de limiar com a formação estrias, presença de óxidos e cristais de sal evidenciados pela análise dispersiva de raios-x mostrados nas **Figuras 75 (b), (c), (d), (e) e (f)**, cujas porcentagens em peso dos elementos presentes nos pontos e nas áreas seleccionadas são mostradas na **Tabela 27**.

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 75. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP04 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do spot 1. (c) espectro resultante do spot 2. (d) espectro resultante do spot 3. (e) espectro resultante da área selecionada 1. (f) espectro resultante da área selecionada 2

Tabela 27. Valor médio da composição química (% em peso) dos pontos 1, 2 e 3 e áreas selecionadas 1 e 2, da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP04 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 3,5% de NaCl com razão de carga $R=0,5$

Elemento	Ponto 1 (%peso)	Ponto 2 (%peso)	Ponto 3 (%peso)	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)
O	43,77	48,72	47,21	17,49	24,1
Cu	-	-	-	2,01	2,31
Na	-	0,92	1,45	-	1,19
Mg	1,4	1,42	0,8	1,17	2,04
Al	42,38	38,53	46,66	62,53	51,53
Mo	-	0,99	-	-	-
Cl	1,46	1,46	-	-	1,06
Outros	10,99	2,37	3,88	16,8	17,77

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade aplicado, executados em névoa salina, com 5% de NaCl ($\Delta K_{0ap(5\%)}$) e razões de carga $R=0,1$ e $0,5$, estão mostrados na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** e determinam que à medida que a razão de carga aumenta, a taxa de propagação aumenta e o limiar ($\Delta K_{0ap(5\%)}$) diminui, como mostra a **Tabela 27**.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** mostra as curvas de taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão efetivo, em névoa salina a 5% NaCl ($\Delta K_{eff(5\%)}$). Estes resultados apresentam-se menores que nos ensaios conduzidos a 3,5% NaCl, indicando que com aumento de percentual de NaCl a ação da fragilização por hidrogênio é maior, e acelera a taxa de propagação de trinca por fadiga na região próxima ao limiar, resultando em limiar menor. No entanto, observa-se que o método de medição por “*clipe on gauge*” também não foi adequada neste ensaio pois, possivelmente a ação corrosiva do meio, o embotamento na ponta da trinca e/ou a plasticidade induzida pelos cristais de sal associadas à severidade do carregamento afetaram o fechamento de trinca.

Figura 76. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicada do em névoa salina de 5% de NaCl ($\Delta K_{0ap(5\%)}$) na região próxima ao limiar

Figura 77. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo em névoa salina de 5% de NaCl ($\Delta K_{eff(5\%)}$)

Tabela 28. Resultados do limiar dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em névoa de 5% de NaCl

Razão de Carga (<i>R</i>)	Limiar de tensão $\Delta K_{0(5\%)} (MPa\sqrt{m})$	Limiar de tensão efetivo $\Delta K_{eff(5\%)} (MPa\sqrt{m})$
0,1	3,356	1,41
0,5	2,905	1,87
Diferença %	13,43	25,6

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** (a) mostra a superfície de fraturada região limiar do corpo de prova CP05 ensaiado com razão de tensão $R=0,1$ e as **Erro! Fonte de referência não encontrada.** (b), (c), (d), (e), (f), (g) e (h) correspondem aos espectros resultantes da análise dispersiva de raios-x, cujos teores dos elementos para cada área selecionada e pontos estão listados na **Tabela 29**. A partir destes resultados é evidente a presença precipitados e óxidos oriundos da ação do meio corrosivo.

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

(g)

(h)

Figura 78. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP05 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada 1. (c) espectro resultante da área selecionada 2. (d) espectro resultante da área selecionada 3. (e) espectro resultante da área selecionada 4. (f) espectro resultante do spot 1. (g) espectro resultante do spot 2. (h) espectro resultante do spot 3

Tabela 29. Valor médio da composição química (% em peso) das áreas 1, 2, 3 e 4 e pontos 1, 2 e 3, da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP05 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 5% de NaCl com razão de carga $R=0,1$

Elemento	Área 1 (%peso)	Área 2 (%peso)	Área 3 (%peso)	Área 4 (%peso)	Ponto 1 (%peso)	Ponto 2 (%peso)	Ponto 3 (%peso)
O	11,83	47,14	17,58	24,17	4,71	8,28	2,71
Na	0,84	2,82	0,74	1,87	-	1,36	0,49
Mg	1,53	3,31	2,13	2,93	-	2,35	2,11
Al	76,5	43,21	69,32	56,66	1,23	21,14	59,58
Cl	-	2,08	0,83	1,41	-	2,14	3,98
Ca	-	1,07	-	-	-	1,19	-
Cu	3,08	0,38	1,79	2,17	-	0,63	-
Fe	-	-	-	-	67,7	-	-
Ni	-	-	-	-	12,61	-	-
Si	-	-	-	-	-	0,87	1,09
Outros	6,22	-	7,61	10,79	13,75	31,96	30,04

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** (a) mostra a fratógrafia do corpo de prova CP 06, ensaiado em névoa salina de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$. O espectro resultante da análise de dispersão de energia de raio-x mostrado **Erro! Fonte de referência não**

encontrada. (b) indica a presença de óxidos e precipitados da fase S' (Al_2CuMg) com aspecto de “lama seca”, cuja formação foi influenciada pela agressividade do ambiente e do carregamento.

(a)

(b)

Figura 79. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP06 na região de limiar, após ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante da área selecionada

Tabela 30. Valor médio da composição química (% em peso) da análise por EDX na região de limiar do corpo de prova CP06 utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com 5% de NaCl com razão de carga $R=0,5$

Elemento	Área % Peso
C	6,42
O	36,81
Cu	1,4
Na	3,86
Mg	1,66
Al	46,27
Si	0,3
Cl	3,28

As **Figuras 80 e 81** apresentam respectivamente as curvas da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado, para as razões de carga $R=0,1$ e $0,5$, a partir da região próxima ao limiar. Em ambas as figuras, é possível observar que na região próxima ao limiar, com valores da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK_0) entre 5 e 8 $MPa\sqrt{m}$, quanto maior o teor de NaCl na névoa, maior é a velocidade da trinca nesta região, devido a possível ação fragilizante do hidrogênio.

Ao aumentar o percentual de NaCl, esperou-se que a fragilização seria mais severa (CHEMIN, 2012) mas as curvas mostraram ao contrário, pois é possível que nos ensaios conduzidos a 3,5% NaCl, resíduos óxidos ou cristais de sal depositados na frente da trinca tenham influenciado a plasticidade, evitado a ação fragilizante da névoa, desacelerando o crescimento da trinca e resultando num limiar maior.

Tendo em vista que as curvas dos ensaios a 5% de NaCl aceleram discretamente a partir da região próxima ao limiar, é possível que a fragilização por hidrogênio e a dissolução anódica agiram preferencialmente no processo de crescimento da trinca, formando de óxidos na superfície e aumentando a velocidade da taxa de propagação na região de Paris reduzindo os valores de limiar.

É importante ressaltar que nos ensaios conduzidos com razão de carga $R=0,5$ a severidade do carregamento gerou superfícies de fatura mais rugosas, devido à formação intensa de estrias. Este comportamento, quando comparado aos ensaios com $R=0,1$, aumentou do tamanho da zona plástica na frente da trinca, implicando no aumento do tempo de ensaio em atmosfera corrosiva e na redução do limiar. O tempo é uma variável importante nos ensaios em atmosfera salina, pois quanto mais demorado o ensaio maior é a ação corrosiva do meio no material.

Figura 80. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,1$.

Figura 81. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,5$.

Nas imagens das **Figuras 82 e 83**, são mostrados os gráficos da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}), para as razões de carga $R=0,1$ e $R=0,5$. Inicialmente era esperada uma convergência ao mesmo valor nos resultados de limiar de ΔK_{eff} , devido à ausência dos efeitos de fechamento, o que não ocorreu. Isto possivelmente deve-se ao fato da ação da fragilização por hidrogênio ser o principal mecanismo atuante durante o processo de propagação da trinca.

É possível notar claramente, no gráfico da **Figura 82**, o aumento considerável da taxa de propagação de trinca com o aumento da agressividade da névoa salina. O aumento do percentual de NaCl na névoa implicou em um aumento no tempo de ensaio, em cerca de dois dias, e conferiu ao ensaio uma característica quase estática com valores do limiar próximos aos valores de K_{ISCC} , demonstrando que o ΔK_{eff} foi fortemente influenciado pela fragilização por hidrogênio.

Figura 82. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) com razão de carga $R=0,1$.

Figura 83. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{eff}) com razão de carga $R=0,5$

Capítulo 5

FRATOLOGRAFIA

5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Nas **Figuras 84 (a)** e **(b)** são observadas fratógrafias do corpo de prova CP1, extraído na direção L utilizado no ensaio de tração a temperatura ambiente. Estas imagens apresentam aspecto de fratura dútil, devido à coalescência de microvazios (“dimples”), provenientes do ensaio.

(a)

Figura 84. Fratografia do corpo de prova CP1 utilizado no ensaio de tração em temperatura ambiente

Nas **Figuras 85 (a), (b) e (c)** é possível observar grande quantidade de precipitados bandeados ao longo da superfície de fratura e nos contornos de grão. Este bandejamento fragiliza o material, pois resulta em direções preferenciais de nucleação e propagação de trincas. O espectro resultante na análise por EDX da matriz e destes precipitados bandeados são mostrados na **Tabela 30** e nas **Figuras 86 (a), (b) e (c)**. Estes resultados mostram elemento de ligas típicos do material (Al, Cu, Mg, Mn, Fe e Zn) e a presença de possíveis precipitados S' (Al_2CuMg), T1 (Al_2CuLi) ou T2 (Al_2CuLi_3) ou pequenas partículas de $MnAl_6$.

(a)

(b)

(c)

Figura 85. Fratografia do corpo de prova CP1 utilizado no ensaio de tração em temperatura ambiente evidenciando a presença de precipitados bandeados na matriz de alumínio, em (a) estereomicroscópio. (b) e (c) microscopia eletrônica de varredura

(a)

(b)

(c)

Figura 86. Análise por dispersão de energia de raio-x do CP1 do ensaio de tração em temperatura ambiente. (a) superfície de fratura analisada. (b) espectro resultante do ponto 1. (c) espectro resultante do ponto

Tabela 31. Valor médio da composição química (% em peso) da análise por EDX no corpo de prova do ensaio de tração em temperatura ambiente.

Elemento	Ponto 1 (%Peso)	Ponto 2 (%Peso)
Al	41,25	87,6
Mg	0,14	0,87
Mn	7,45	0,99
Fe	11,27	0,49
Cu	38,23	8,22
Zn	1,66	1,82

As **Figuras 87 (a) e (b)** mostram a fratura do ensaio de tração executado no corpo de prova CP2 com temperatura criogênica de -54°C . A superfície de fratura apresenta-se semelhante a fratura dos ensaios conduzidos em temperatura ambiente, com aspecto de fratura dútil e presença de microvazios, corroborando os resultados onde a ductilidade (%Al) foi mantida em ambas as temperaturas.

(a)

(b)

Figura 87. Fratografia do corpo de prova CP2 utilizado no ensaio de tração em temperatura criogênica de -54°C

Nas **Figuras 88 (a), (b) e (c)** observa-se que para os ensaios conduzidos em criogenia, os precipitados estão dispersos na matriz, enquanto que para os ensaios em temperatura ambiente, apresentaram-se bandeados. Isto se deve a direção de extração do corpo de prova na direção transversal, claramente evidenciado pelo cubo tridimensional mostrado na **Figura 52**.

(a)

(b)

(c)

Figura 88. Fratografia do corpo de prova CP2 utilizado no ensaio de tração em temperatura criogênica (-54°C) evidenciando a presença de precipitados bandeados na matriz de alumínio, em (a) estereomicroscópio. (b) e (c) microscopia eletrônica de varredura

5.2 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

As **Figuras 89 (a) e (b)** mostram os corpos de prova CP01 e CP06, extraídos na direção LT, ensaiados em temperatura ambiente e de criogenia respectivamente. Nas **Figuras 89 (c) e (d)** observa-se a difícil propagação da trinca no sentido transversal à laminação, desta maneira necessita de mais energia para fraturar o material seguindo planos cristalográficos de forma desorientada tendendo a se propagar no sentido paralelo a carga trativa aplicada, este comportamento resulta em deformações nas extremidades ao longo da espessura. As **Figuras 89 (e) e (f)** detalham a pré-trinca por fadiga executada nos respectivos corpos de prova e a presença de microtrincas no final do entalhe oriundas do processo de usinagem do entalhe por eletroerosão.

Figura 89. Corpos de Prova, extraídos na direção LT, utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura. (a) corpo de prova CP01 ensaiado em temperatura ambiente. (b) corpo de prova CP 06 ensaiado em temperatura criogênica de -54°C . (c) superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (d) superfície de fratura do corpo de prova CP 06. (e) detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01. (f) detalhe do entalhe e pré trinca do corpo de prova CP 06

As fratógrafias dos corpos de prova CP01 e CP06, mostradas nas **Figuras 90 e 91**, são **similares** e apresentam forte texturização e a coalescência de microvazios, conferindo ductilidade ao material. No entanto, tendo em vista que a tenacidade a fratura dos corpos de prova extraídos na direção LT é maior, os resultados dos ensaios realizados a 54°C apresentam um leve aumento da tenacidade.

(a)

(b)

Figura 90. Fratografia do corpo de prova CP01 extraído na direção LT e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente

(a)

(b)

Figura 91. Fratografia do corpo de prova CP06 extraído na direção LT e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica de -54°C

Os corpos de prova CP03 e CP05, extraídos na direção TL e fraturados durante os ensaios de tenacidade a fratura em temperatura ambiente e em criogenia a -54°C são mostrados nas **Figuras 92 (a) e (b)**. É possível determinar que a trinca propague facilmente no sentido de laminação do material e resulta em uma superfície de fratura lisa e brilhante como mostrado nas **Figuras 92 (c) e (d)**. Os detalhes de pré-trinca e a presença de microtrincas decorrentes da usinagem do entalhe por eletroerosão são mostrados nas **Figuras 92 (e) e (f)**.

Figura 92. Corpos de Prova, extraídos na direção TL, utilizados nos ensaios de tenacidade a fratura. (a) corpo de prova CP03 ensaiado em temperatura ambiente. (b) corpo de prova CP 05 ensaiado em temperatura criogênica de -54°C . (c) superfície de fratura do corpo de prova CP 03. (d) superfície de fratura do corpo de prova CP 05. (e) detalhe do entalhe e da pré trinca do corpo de prova CP 03. (f) detalhe do entalhe e pré trinca do corpo de prova CP 05

As fratógrafias mostradas nas **Figuras 93 e 94** dos corpos de prova em questão são semelhantes e apresentam forte texturização devido à delaminação do material. Isso resultou numa morfologia de fratura com característica dútil, no entanto quando estas características são comparadas as fratógrafias dos corpos de prova extraídos nas direções LT há redução na densidade de microvazios indicando redução na tenacidade a fratura e comprovando os resultados obtidos nos ensaios.

(a)

(b)

Figura 93. Fratografia do corpo de prova CP03 extraído na direção TL e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente

Figura 94. Fratografia do corpo de prova CP05 extraído na direção TL e utilizado no ensaio de tenacidade a fratura em temperatura criogênica de -54°C

5.3 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AE E NÉVOA SALINA COM RAZÃO DE CARGA $R=0,1$

Nas imagens da **Figura 95**, são detalhadas as superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, com razão de carga $R=0,1$. Analisando estas superfícies, observa-se o típico mecanismo de fratura por propagação de trinca por fadiga, com distinção das regiões limiar, propagação e fratura final. Para os ensaios conduzidos em névoa salina, **Figuras 95 (a) (b) e (c)** observa-se que, à medida que a concentração de NaCl aumenta, a ação corrosiva se torna mais evidente na superfície de fratura e as regiões de ensaio são discernidas com dificuldade.

A **Figura 95 (a)** mostra o corpo de prova CP01, ensaiado em atmosfera ambiente, com as regiões de ensaios bem definidas. O limiar apresenta uma superfície muito texturizada com comprimento de trinca na região limiar de 25,924mm. A superfície de fratura do corpo de prova CP03 ensaiado em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl, é mostrado na **Figura 95 (b)**. A visualização do limite entre as regiões de limiar e propagação é difícil devido a ação da corrosão durante os ensaios, no entanto, foi possível determinar o comprimento de trinca da região limiar de 21,159mm. A **Figura 95 (c)** mostra corpo de prova CP05 ensaiado em névoa salina, com concentração de 5% de NaCl e superfície de fratura muito prejudicada pela corrosão e pela severidade do carregamento. Seu limiar resultou em um comprimento de trinca de 23,6403mm.

Figura 95. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,1$. (a) corpo de prova CP01 ensaiado em ar. (b) corpo de prova CP03 ensaiado em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl. (c) corpo de prova CP05 ensaiado em névoa salina com concentração de 5% de NaCl

A frutografia de ligas de alumínio sujeitas à propagação de trinca por fadiga exibe como característica principal a formação de estrias a cada ciclo de carregamento aplicado, para tanto, na **Figura 96** observa-se que na região de limiar o corpo de prova CP01 a superfície de fratura é plana e texturizada. Uma vez que esta região é totalmente dependente da microestrutura e da atmosfera, a superfície de fratura resultante indica que o fechamento de trinca foi influenciado principallamente pela rugosidade superficial, pela plasticidade na frente da trinca, pelo embotamento da ponta da trinca e em menor escala, pela recosntituição natural do filme óxido protetor na superfície fraturada.

(a)

(b)

Figura 96. Fratografia do corpo de prova CP01 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$

A fractografia da região de limiar do corpo de prova CP03 ensaiado em névoa salina de 3,5% NaCl, mostrada na **Figura 97**, evidencia que a presença do meio corrosivo dificulta a visualização dos efeitos de carregamento, devido ao depósito de cristais de sal na superfície de fratura. Segundo Chemin (2012), a presença destes cristais de sal pode obstruir a frente da trinca e desacelerar a taxa de propagação. Na fractografia da região limiar do corpo de prova CP05, ensaiado em névoa salina de 5% NaCl, **Figura 98**, é possível identificar a presença de cristais de sal que influenciam a formação de estrias e o embotamento da frente da trinca, resultando em superfícies menos texturizadas e com formação de óxidos com aspecto de “lama seca” (Rong, 2007), devido ao tempo de ensaio e à ação dos agentes corrosivos em partículas provenientes do tratamento térmico aplicado no material.

Figura 97. Fratografia do corpo de prova CP03 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

Figura 98. Fratografia do corpo de prova CP05 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

As **Figuras 99, 100 e 101** mostram as fratógrafias da região de propagação dos corpos de prova CP01, CP03 e CP05, e pode-se observar que ambiente corrosivo exerceu pouco efeito no mecanismo de propagação de trinca, pois apresentam superfícies de fratura similares, com grãos texturizados, devido à severidade do carregamento cíclico e a presença de alguns orifícios provenientes da delaminação do material ou do destacamento de partículas de segunda fase.

(a)

(b)

Figura 99. Fratografia do corpo de prova CP01 na região propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$

(a)

(b)

Figura 100. Fratografia do corpo de prova CP03 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

(a)

(b)

Figura 101. Fratografia do corpo de prova CP05 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

As fratógrafias da região de fratura dos corpos de prova em questão são típicas de ligas de alumínio com a presença de vazios (“dimples”) e trincas secundárias indicando que o material é dútil sob ponto de vista trativo, assim como mostrado na fratógrafia dos ensaios de tração.

(a)

(b)

Figura 102. Fratógrafia do corpo de prova CP01 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,1$

Figura 103. Fratografia do corpo de prova CP03 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

Figura 104. Fratografia do corpo de prova CP05 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,1$

5.4 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AR E NÉVOA SALINA COM RAZÃO DE $R=0,5$

No que diz respeito à fractografia dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,5$, o carregamento cíclico apresenta-se mais severo, resultando em superfícies mais texturizadas. Com o aumento da severidade de carregamento, é possível perceber a ação corrosiva mais agressiva, à medida que o teor de NaCl aumenta na solução, resultando na formação de óxidos e precipitados mais evidentes do que nos ensaios com razão de carga $R=0,1$,

Nas imagens da **Figura 105** são detalhadas as superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nestes ensaios. A **Figura 105 (a)** mostra a superfície de fratura do corpo de prova CP02 ensaiado em atmosfera ambiente, cujo limiar apresenta uma superfície texturizada e um comprimento de trinca na região limiar de 24,2853mm. Na **Figura 97 (b)** a superfície de fratura do corpo de prova CP04 ensaiado em névoa salina de 3,5% de NaCl e comprimento de trinca na região limiar de 19,978mm e, finalmente, a **Figura 105 (c)** mostra a superfície de fratura do corpo de prova CP06 ensaiado em névoa salina de 5% NaCl e comprimento de trinca na região de limiar de 29,6043mm.

Figura 105. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,5$. (a) corpo de prova CP02 ensaiado em ar (b) corpo de prova CP04 ensaiado em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl. (c) corpo de prova CP06 ensaiado em névoa salina com concentração de 5% de NaCl

É importante salientar que a fratografia corrobora as curvas dos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Com o aumento da razão de carga, a severidade do carregamento cíclico aumentou e portanto, sob o ponto de vista fratógráfico, as superfícies de fratura nas regiões limiar e de propagação apresentaram maior texturização para razão de carga $R=0,5$. Isto indica aumento dos efeitos de carregamento e do ambiente, que afetam o fechamento e a velocidade da taxa de propagação de trinca, influenciando diretamente o limiar resultante.

Na **Figura 106** são mostradas as fratógrafias típicas da região limiar, do corpo de prova CP02 ensaiado em ar. Estas imagens apresentam alta texturização e rugosidade intensa, provenientes da ação da plasticidade na ponta da trinca e da severidade do carregamento. Provavelmente, este comportamento resultou na redução da velocidade de propagação da trinca e do limiar, quando comparados aos resultados dos ensaios conduzidos com $R=0,5$ em atmosfera salina.

Para os ensaios de propagação de trinca por fadiga o tempo é uma variável importante, pois, quanto mais demorado o ensaio maior será a ação da corrosão na superfície e nos resultados. Com o aumento da razão de carga, a zona plástica associada ao embotamento na frente da trinca, dificultam a sua propagação, aumenta o tempo do ensaio e a ação corrosiva na fratura e na ponta da trinca são mais intensas. Esta afirmação é corroborada com as **Figuras 107 e 108** que evidenciam maior densidade de cristais de sal.

A presença destes cristais de sal durante o carregamento aumenta a deformação plástica na frente da trinca, desacelerando seu crescimento e aumentando o limiar. Com o aumento de percentual de NaCl a deterioração da superfície é mais evidente, devido a formação de precipitados com aspecto de “lama seca” maiores e em maior quantidade. Isto indica que, possivelmente, nestes ensaios a ação corrosiva é comandada pela fragilização por hidrogênio e pela dissolução anódica.

(a)

(b)

Figura 106. Fratografia do corpo de prova CP02 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$

(a)

(b)

Figura 107. Fratografia do corpo de prova CP04 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

Figura 108. Fratografia do corpo de prova CP06 na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

As **Figuras 109, 110 e 111** são fratógrafias da região propagação dos corpos de prova em questão e apresentam aumento de texturização devido à severidade de carregamento.

Figura 109. Fratógrafia do corpo de prova CP02 na região de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$

(a)

(b)

Figura 110. Fratografia do corpo de prova CP04 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

Figura 111. Fratografia do corpo de prova CP06 na região de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

As fraturas da região de fratura dos corpos de prova CP02, CP04 e CP06 apresentam-se dúteis com a forte texturização e coalescência de microvazios típicas de ligas de alumínio.

(a)

(b)

Figura 112. Fratografia do corpo de prova CP02 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente com razão de carga $R=0,5$

(a)

(b)

Figura 113. Fratografia do corpo de prova CP04 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 3,5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

Figura 114. Fratografia do corpo de prova CP06 na região de fratura final do ensaio de propagação de trinca por fadiga em névoa salina com concentração de 5% de NaCl e razão de carga $R=0,5$

Capítulo 6

CONCLUSÕES

6.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

- ✓ A composição da liga está de acordo com a Norma SAE AMS 4413-2007-10.
- ✓ Na micrografia óptica apresentou texturização típica de material laminado e a presença de inclusões não metálicas.
- ✓ MEV evidenciou a possível presença de precipitados da fase S' Al_2CuMg , T1 Al_2CuLi ou T2 Al_2CuLi_3 e pequenas partículas de $MnAl_6$.
- ✓ O resultado do ensaio de dureza está compatível com a literatura e indica alto grau da homogeneidade microestrutural da liga.

6.2 ENSAIOS EM TEMPERATURA AMBIENTE E EM CRIOGENIA

- ✓ Melhora nas propriedades de limite de resistência e limite de escoamento, ao mesmo tempo da manutenção da tenacidade a fratura com o decréscimo da temperatura.
- ✓ A partir da análise fratógrfica dos ensaios de tração, observa-se que com o decréscimo da temperatura o material retém a ductilidade.
- ✓ Comparando os resultados da tenacidade a fratura em temperatura ambiente e em criogenia pode-se observar os resultados são similares.

6.3 ENSAIO DE CORROSÃO

- ✓ Os resultados obtidos nas curvas de polarização potenciodinâmica foram comparados com os resultados da liga 2198-T851 estudada por Gamboni (2011) e Moreto (2012) e indicam que a liga AA2050-T84 necessita de menor energia cedida para iniciar o

processo de corrosão, no entanto uma vez o processo iniciado o material é corroído mais rapidamente.

6.4 ENSAIOS DE FADIGA E COROSÃO-FADIGA

6.4.1 Fator de Intensidade de Tensão Aplicado

- ✓ À medida que a razão de carga aumenta o limiar diminui, devido à severidade do carregamento e ação da plasticidade.
- ✓ A presença da névoa acelera a taxa de propagação de trinca na região próxima ao limiar devido à ação da fragilização por hidrogênio.
- ✓ Durante a propagação da trinca na região de limiar, há uma competição entre a fragilização por hidrogênio, dissolução anódica e presença de cristais de sal que induzem a plasticidade e o embotamento na frente da trinca.
- ✓ O aumento do teor de NaCl na névoa associado ao aumento da razão de carga resultam em limiar menor.

6.4.2 Fator de Intensidade de Tensão Efetivo

- ✓ Nos ensaios conduzidos em ar o limiar resultante é praticamente o mesmo, como esperado, pois uma vez que os efeitos do fechamento são eliminados as curvas tendem a convergir ao mesmo ponto.
- ✓ Os resultados dos ensaios conduzidos em névoa salina apresentaram limiar muito diferente indicando a forte influencia dos agentes corrosivos, como a fragilização por hidrogênio, formação de óxidos e aumento da plasticidade induzida pela presença de cristais de sal na superfície de fratura ou que o de medição de fechamento por “*clipe on gage*” não foi adequado.
- ✓ Possivelmente a soma da plasticidade induzida pelos cristais de sal ou óxidos formados nas superfícies associados à severidade do carregamento influenciaram a medição do fechamento de trinca pela técnica mencionada e não convergiram os resultados em névoa salina.

6.4.3 *Fratografia*

- ✓ A fratógrafia da região limiar dos ensaios conduzidos a 5%NaCl mostrou maior densidade de óxidos e precipitados com aspecto de “lama seca” enquanto que nos ensaios conduzidos a 3,5% evidenciou-se uma densa camada de sal na superfície.
- ✓ Sob o ponto de vista dos gráficos em função da variação do fator de intensidade de tensão aplicado, conclui-se que a névoa salina beneficia o limiar da taxa de propagação, pois a presença de cristais de sal desacelera o crescimento da trinca e uma vez que o limiar resultante é maior, indica que a trinca necessita de mais tempo para nuclear.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2008). E647-08: Standard test method for measurement of fatigue crack grow the rates. West Conshohockem.
- _____. (2009a). **E399-09**: Standard test method for linear elastic plane strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials. West Conshohockem.
- _____. (2009b). E8/E8M-09: Standard test methods for tension testing of metallic materials. . West Conshohockem.
- _____. (2010). E647-10: Standard test methods for tension testing of metallic materials. . West Conshohockem.
- _____. (2011). E3-11: Standard guide for preparation of metallographic specimens. . West Conshohockem.
- _____. (2013). E647-13: Standard test methods for tension testing of metallic materials. . West Conshohockem.
- ANDERSON, T.L. (2005). **Fracture mechanics**: fundamentals and applications. 3 ed. Boca Ratton: CRC Press.
- ASM Handbook. (1985). Ohio: ASM International. v.8.
- ASM Handbook. (1990). Ohio: ASM International. v.2.
- ASM Handbook. (1991).Ohio: ASM International.v.4.
- ASM Handbook. (1996). Ohio: ASM International. v.19.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. (2006). **NBR 6834:2006**: Alumínio e suas ligas: classificação da composição química. Rio de Janeiro.
- BANNANTINE, J.A; COMER, J.J.; HANDROCK, J.L. (1990). **Fundamentals of metal fatigue analysis**. New Jersey: Prentice Hall.
- BARROS, H.L. (2006). **Santos Dumont e a invenção do avião**. Rio de Janeiro: Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas.
- BLOM, A. F. (1984). Fatigue crack growth Threshold concepts – Near-threshold fatigue crack growth and crack closure. **The Metallurgical Society of AIME**, p. 263-279.
- BOSE FILHO, W.W. (2011). **Mecânica da fratura**. São Carlos: [s.n.]. Notas de aula.

CALLISTER JUNIOR, W.D. (2006). **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2.ed. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro: LTC.

CAMPBELL, J.E.; SHANNON, J.L.; BRAWN, W.F. (1974). Fracture toughness of high-strength alloys at low temperature: a review: discussion. **American Society for Testing and Material**, n.556, p.3-25.

CHEMIN, A. E. A. (2012). **Avaliação da propagação de trinca associada a corrosão da liga 7475 T7351 submetida a carregamentos de vôos simulados**. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

CHIAVERINI, V. (1986). **Tecnologia mecânica**. 2. ed. São Paulo: Mcgraw-Hill. v.3.

DIETER, G.E. (1981). Fadiga dos metais. In: DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara. Cap.12, p.344-484.

EMPRESA BRASILEIRA DE AERONÁUTICA. (2009). Disponível em:
< <http://www.embraer.com/pt-BR/Aeronaves/Paginas/Home.aspx>>. Acesso em: 14 abr. 2012.

FENDONI, A. (2009). **The Effect of post weld heat treatment on the corrosion behavior of a AA2050T34-FSW**. Thesis (MRes) - University of Bermingham, Bermingham. p. 4-13.

FONTANA, A. (2007). **Utilização de polianilina como revestimento protetor contra corrosão das ligas de Al 2014F, 2024 T3 e 7074 O**. Dissertação (Mestrado) – Instituto de química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

GAMBONI, O.C. (2011). **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de 'AL' de grau aeronáutico**. 164p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

GENTIL, V. (1994). **Corrosão**. Terceira edição, editor: LTC.

GHALI, E. (2010). **Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys: Understanding, performance and testing**. New Jersey: Wiley.

GLAZER, J. et al. (1987). Mechanical behavior of aluminum-lithium alloys at cryogenic temperatures. **Metalurgical Transactions A**, v.18, n.10, p. 1695-1701.

GOMES, M. R; BRESCIANI FILHO, E. (1976). **Propriedades e usos de metais não-ferrosos**. 3.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais.

HAFLEY, R.A. et al. (2011). **Evaluation of aluminum alloy 2050-T84. Microstructure and mechanical properties at ambient and cryogenic temperatures**. Hampton: NASA.

HANDROCK, J. L.; COMER, J. J.; BANNANTINE, J. A. (1990). **Fundamentals of metal fatigue analysis**. Prentice-Hall, Inc: Englewood Cliffs.

IMAGENS HISTÓRICAS. (2009). **Primeira guerra mundial**. Disponível em: <<http://imagenshistoricas.blogspot.com.br/2009/11/primeira-guerra-mundial.html>> Acesso em: 29 abr. 2013.

Jl, V. et al. (2011). Experimental and numerical analysis of the distribution of residual stresses induced by laser shock puning in a 2050-T8 aluminium alloy. **Materials Science Forum**, v.681, p. 296-302.

JONES, K. et al. (2007). Effect of prior corrosion on short crack behavior in 2024-T3 aluminum alloy. **Corrosion Science**, v.50, n.9, p.2588-2595.

KAMP, N. et al. (2006). Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminium alloys. **International Journal of Fatigue**, v.29, n.5, p 869-878.

KAUFMAN, J. G. (2001). **Fracture resistance of aluminum alloys-notch toughness, tear resistance and fracture toughness**. Washington: ASM International.

LEIBEL, N. (2007). **Influência da velocidade de varredura nos parâmetros de resistência a corrosão por pite do aço inoxidável austenítico UM S31600**. 9p. Projeto de Pesquisa – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo.

MANDAI, J.T. (2010). **Determinação de parâmetros para crescimento de trincas em ligas metálicas: modelagem e experimentação**.165p. Dissertação (Mestrado) –Universidade de Brasília, Brasília, 2010.

MORETO, J.A. (2012). **Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de Alta resistência para aplicação aeronáutica**. 198p. Tese (Doutorado) -Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

MORRIS JUNIOR, J. W. et al. (1987). **Mechanical behavior of aluminum-lithium alloys at cryogenic temperatures**. Metallurgical Transactions: Berkeley. Vol.18A, p. 1695-1701.

NEWMAN JUNIOR, J.C.; PIASCIK, R.S. (2000). **Fatigue crack growth thresholds, endurance limits and design**. ASTM Committee E-8 on Fatigue and Fracture. West Conshocken, PA : ASTM.

FROST, N.E.; MARSH, K.J.; POOK, L.P. (1999). **Metal fatigue**. Mineolo, NY. Dover Publicatios.

RAMANATHAN, L.V. (1979). **Corrosão e seu controle**. São Paulo: Hemus.

RAO, K.T.V.; RITHCIE, R.O. (1990). Mechanisms influencing the cryogenic fracture-toughness behavior of aluminum-lithium alloys. **Acta Metallurgica et Materialia**, v.38, n.11, p.2309-2326.

RONG, W. (2008). 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.

ROSA, E. (2002). **Análise de resistência mecânica**: mecânica da fratura e fadiga. S.L: UFSC. Apostila.

RUCHERT, C.O.F.T. (2007). **Estudo da inferência de carregamento em histórias de vôos simulados na liga de Al aeronáutico SAE-AMS 7475 T7351**. 207p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

SAE ASM (2007). AMS4413-2007-10: **Aluminum alloy, plate 2050-T84**. Aerospace material specification.

SAMUI, A.B. et al. (2003). Study of polyaniline containing paint for corrosion prevention. **Progress in Organic Coatings**, v.47, n.1, p.1-7.

SANFORD, R.J. (2003). **Principles of fracture mechanics**. New Jersey: Prentice-Hall.

STROHAECKER, T. R. (2012). **Mecânica da fratura**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Apostila. Disponível em:<<ftp://ftp.feq.ufu.br/Claudio/1.pdf>>. Acesso em: 10 mar. 2012.

SURESH, S. (1998). **Fatigue of Materials**. 2.ed. New York: Cambridge University Press.

SURESH, S.; RITCHIE, O. R. (1984). Fatigue crack growth Threshold concepts - Near-threshold fatigue crack propagation: a respective on role of crack closure. **The Metallurgical Society of AIME**, p. 227-261.

ZHENG, Z.; HUANG, B. (1998) Effects of Li content on precipitation in Al-Cu-(li)-Mg-Ag-Zr alloys. **Scripta Materialia**, v.38, n.3, p. 357-362.