UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

LUÍS HENRIQUE CAMARGO BONAZZI

Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050

São Carlos
2013

LUÍS HENRIQUE CAMARGO BONAZZI

**VERSÃO CORRIGIDA
ORIGINAL NA UNIDADE**

Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais

Orientador(a): Waldek Wladimir Bose Filho

**São Carlos
2013**

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

Bonazzi, Luís Henrique Camargo

B699c Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050 / Luís Henrique Camargo Bonazzi; orientador Waldek Wladimir Bose Filho. São Carlos, 2013.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2013.

1. Ligas de Al-Li. 2. Fadiga. 3. Curvas S-N. 4. Curvas da/dN. 5. Efeito de entalhes. 6. Efeito de R. 7. AA 2050. I. Título

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **LUÍS HENRIQUE CAMARGO BONAZZI**.

Título da dissertação: "Comportamento em fadiga da liga AA 2050".

Data da defesa: 10/07/2013

Comissão Julgadora:

Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Dra. **Giorgia Taiacol Aleixo**
(EMBRAER/São José dos Campos)

Prof. Associado **Claudio Geraldo Schon**
(Escola Politécnica/USP)

Resultado:

Aprovado

APROVADO

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**

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

Dedico este trabalho aos meus pais Mirtes e Antonio, minhas avós Amiltes e Mariquinha e a toda a minha família pela dedicação, paciência e incondicional apoio e por sempre acreditarem no meu sucesso.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a **DEUS** por me dar força e coragem durante toda minha caminhada de lutas e conquistas e por estar sempre comigo nas horas mais difíceis;

Sem eles eu jamais estaria onde estou hoje, por isso que, é com muita alegria e satisfação que agradeço às duas pessoas mais importantes da minha vida: meu pai **Antonio** e minha mãe **Mirtes**. Obrigado por estarem sempre presentes na minha vida, por terem me dado amor, carinho e educação. Obrigado por acreditarem sempre em mim;

Agradeço à minhas avós Amiltes e Mariquinha pelas orações;

Agradeço a todos os meus familiares pelo apoio, por sempre estarem presentes na minha vida e por acreditarem no meu trabalho;

Agradeço ao meu orientador, e porque não dizer amigo, Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pela orientação, oportunidade de trabalho e pela convivência durante estes dois anos;

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli pelas sensacionais discussões em fadiga;

Ao Prof. Dr. Cassius O. F. T. Ruchert, pelas inesquecíveis discussões e ajuda incondicional;

A todos os amigos que fiz no Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP que sempre me apoiaram e ajudaram em todas as etapas deste trabalho;

A todos os Profs. do Departamento de Engenharia de Materiais, bem como funcionários e técnicos por estarem sempre prontas a ajudar;

Às secretárias do Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP Priscila, Ana, Sirlene e Eliete que sempre me ajudaram em tudo que precisei;

Aos técnicos e amigos do Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP João, Tico, Ricardo, Douglas, Pedro, Silvano pela ajuda na realização deste trabalho experimental e inestimável apoio técnico;

Aos meus queridos amigos do Departamento de Engenharia de Materiais EESC - USP: Jéferson e Juliana, Ricardo Aureliano, Rafael Sayama, Tavinho, Rita Costa, Juba, Lucíola, Tung, Guilherme de Paula, Felipe e Fabiane, Zé e Daiane, Alberto, Janaina, Márcia, Fabão, Jeferson Moreto, Oreia, Maurício Angeloni e Rogério Varavallo, Carla, Filippe Cosenza, Vivian, Leonardo Grajales, Raul, Oládio, Ricardo Foresto, China, Roger, Bacha, Vagner, Ere, Marcos e todos os outros que possa ter esquecido, pelo companheirismo, sempre presentes, tanto nos bons momentos quanto naqueles mais difíceis;

A todos os amigos de Piracicaba, Bauru e São Carlos que de uma forma ou de

outra estão sempre comigo. E por fim agradecer a todos que me ajudaram na finalização desta dissertação;

À EMBRAER, pela bolsa de mestrado durante a realização deste projeto e, em especial, a amiga Giorgia Taiacol Aleixo pela dedicação e empenho;

Ao Programa Ciência e Engenharia de Materiais e, em especial, ao Departamento de Engenharia de Materiais EESC, da Universidade de São Paulo pela oportunidade de trabalhar como pós-graduando.

A todos que leram esta tese, pelos comentários, sugestões e pela correção dos erros na nossa língua portuguesa.

“Não confunda derrotas com fracasso nem vitórias com sucesso. Na vida de um campeão sempre haverá algumas derrotas, assim como na vida de um perdedor sempre haverá vitórias. A diferença é que, enquanto os campeões crescem nas derrotas, os perdedores se acomodam nas vitórias.”

Roberto Shinyashiki

Roberto Shinyashiki é um psiquiatra e empresário brasileiro, famoso autor de livros de autoajuda e palestrante motivacional. É médico-psiquiatra com pós-graduação em Gestão de Negócios (MBA - USP) e doutor em Administração de Empresas pela Universidade de São Paulo (USP). O autor é uma referência em temas como carreira, felicidade e sucesso. Algumas de suas obras são: O Poder da Solução (2003), Heróis de Verdade (2005), Tudo ou Nada (2006) e Os Segredos dos Campeões (2007).

RESUMO

BONAZZI, L. H. C. **Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050. p.132.** Dissertação de Mestrado em Ciências & Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo – Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos - SP, 2013.

As novas ligas de alumínio que contém lítio são atraentes devido à sua baixa densidade, alto módulo elástico, elevada resistência mecânica e por terem boa resistência à corrosão em comparação com ligas similares que não contém lítio. A degradação do material devido à fadiga e corrosão são os dois principais fatores que contribuem para o envelhecimento de uma aeronave. O objetivo deste trabalho é estudar a resistência à fadiga de uma nova liga de Al-Li, denominada de AA 2050-T84, considerando os estágios de nucleação e de propagação. No primeiro caso são avaliados o efeito da variação do concentrador de tensão (k_t) e o efeito da razão de tensões (R), enquanto que no segundo caso são estudados os efeitos da direção de laminação e da razão de tensões (R) na taxa de propagação da trinca por fadiga. Para o estágio de iniciação é possível observar que quanto maior o valor de R , menor é a vida em fadiga. Para um R constante, o concentrador de tensão reduz significativamente a vida em fadiga. Considerando a vida de propagação de trinca por fadiga, observa-se que, independente da direção de laminação, quanto maior o valor de R , para um mesmo ΔK , maior foi a taxa de propagação de trinca. Para um mesmo R , o expoente m da equação de Paris é maior na direção TL indicando maior velocidade de crescimento de trinca. Independentemente da direção tomada, quanto maior o valor de R maior o valor de m . O modelo matemático utilizado previu muito bem o efeito de R na taxa de propagação de trinca. A liga AA 2050 apresenta resistência à fadiga similar as ligas das famílias 2XXX e 7XXX e similar a da liga Al-Li AA 2198 T8.

Palavras-chave: Ligas de Al-Li, Fadiga, Curvas S-N, Curvas da/dN, efeito de entalhes, efeito de R , AA2050.

ABSTRACT

BONAZZI, L. H. C. **Fatigue Behavior of Al-Li alloy AA 2050. p.132.** Dissertação de Mestrado em Ciências & Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo – Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos - SP, 2013.

The new Al-Li alloys are very attractive due to its low density, high elastic modulus, increased mechanical strength, as well as good corrosion resistance in comparison with similar alloys that don't contain lithium. The material's degradation due to fatigue and corrosion are the main factors of aircrafts aging, and it is quite important to take them in account to guarantee the aircraft structural integrity. The aim of this work is to study the fatigue strength of a new Al-Li alloy, denominated as AA 2050 T84, considering both nucleation and propagation fatigue lives. In the first case were evaluated the effect of the variation of the stress concentrator (k_t) and the effect of the stress ratio (R), while in the propagation life were considered the effect of the rolling direction and the stress ratio (R). From the initiation life results, it is possible to observe that as higher was R , lower is fatigue life and that the intensity of the stress concentrator reduces fatigue life significantly, independent of the R value. The results from the propagation life shows that in both LT e TL directions and for a constant ΔK , higher R induces larger fatigue crack propagation rates. Considering a constant R , the TL direction presents a larger exponent m of Paris equation, which is an indicative of higher larger crack propagation rate. Also, larger R causes larger m , independently of the rolling direction. The mathematical model used was able to take in account the R effect on the crack propagation rate. Considering the more traditional Al alloys from 2XXX and 7XXX families, and the Al-Li alloys AA 2198 T8, the AA 2050 presented a quite similar fatigue behavior.

Keywords: Al-Li alloys, Fatigue, S-N Curves, da/dN Curves, effect of notches, R effect, AA 2050.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Influência da adição de elementos de liga na densidade do Al.....	33
Figura 2: Influência da adição de elementos de liga no Módulo de Young do Al.....	34
Figura 3: Tipos de configurações entre fases nos sólidos.....	37
Figura 4: Esquema de precipitados e dispersóides que contribuem para a resistência e tenacidade nas ligas da Série 2XXX.....	39
Figura 5: Crescimento gradual de uma trinca por fadiga.....	44
Figura 6: Representação da superfície característica de uma fratura por fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca.....	45
Figura 7: Características típicas de (a) fratura do tipo frágil, clivagem e, (b) fratura do tipo dúctil (“dimples”).....	46
Figura 8: Estágios de iniciação e propagação da vida em fadiga.....	47
Figura 9: Ilustração da sequência de movimentação teórica discordância no reticulado cristalino.....	49
Figura 10: Modelo de formação de intrusões e extrusões baseado no sistema de (a) deslizamento simples; (b) deslizamento alternado em planos paralelos e (c) deslizamento em bandas que se intersectam, segundo Cottrell & Hull.....	50
Figura 11: Descontinuidades que provocam a nucleação de trincas por fadiga nos materiais.....	51
Figura 12: Curva tensão-vida (S-N) para aços com estrutura cristalina CCC onde é possível observar o limite de fadiga, denominado S_e	53
Figura 13: Curva tensão-vida S-N para ligas não-ferrosas onde é possível observar o limite de resistência em fadiga (S_e'), nesse caso para uma vida igual a 10^6 ciclos.....	53
Figura 14: Estimativa de uma curva S-N, para aços, na escala log-log.....	54

Figura 15: Variação da tensão em função do tempo; indicação de valores de tensões máxima, média e mínima, amplitude de tensão e variação de tensão.....	55
Figura 16: Efeito da tensão média (σ_m) na vida em fadiga dos materiais.....	57
Figura 17: Diagrama de vida constante para o alumínio 7075-T6.....	58
Figura 18: Influência da razão de tensões, R, na vida em fadiga do aço A 571.....	59
Figura 19: Diagrama normalizado da amplitude média para a liga de alumínio 7075 T6 baseado na Figura 17.....	59
Figura 20: Efeito do entalhe em curvas S-N sob flexão rotativa em ligas de alumínio, e comparações com reduções de resistência usando k_t e k_f	61
Figura 21: Fatores de entalhes por fadiga para vários raios de entalhes baseados em testes de fadiga de um aço com flexão rotativa.....	62
Figura 22: Constante de Neuber, β , como função do limite de resistência à tração para aços carbono e de baixa liga e para ligas de Al tratadas e envelhecidas (série T). Curvas elaboradas por Kuhn, 1952.....	63
Figura 23: Estágios I, II e III da propagação de trinca por fadiga.....	64
Figura 24: Detalhes das estrias de fadiga.....	64
Figura 25: Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird.....	65
Figura 26: Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura.....	67
Figura 27: Componentes da tensão na ponta da raiz da trinca.....	68
Figura 28: Modos de carregamento para abertura de uma trinca.....	69
Figura 29: Tensões próximas à frente de uma trinca em um sólido elástico.....	70
Figura 30: Curva do tamanho da trinca, a em função do número de ciclos, N para a liga de alumínio Al AA7050-T7451.....	72

Figura 31: Curva esquemática típica de um ensaio de crescimento de trinca por fadiga.....	72
Figura 32: Influência da razão R na taxa de propagação de trinca por fadiga.....	75
Figura 33: Código para orientação do plano da trinca para seções retangulares.....	76
Figura 34: Influência da anisotropia na propagação de trinca por fadiga na Liga Al-2090-T84.....	77
Figura 35: Sentidos de análise do material conforme corte.....	80
Figura 36: Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo retangular “dog bone”, utilizado nos ensaios de fadiga, para $k_t = 1$	82
Figura 37: Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo chapa, utilizado nos ensaios de fadiga, para $k_t = 2,76$	82
Figura 38: Disposição para extração dos corpos de prova para os ensaios de fadiga.....	83
Figura 39: Corpo de prova montado na máquina durante ensaio de nucleação de trincas por fadiga para (a) $k_t = 1,0$ e (b) $k_t = 2,76$	83
Figura 40: Geometria e dimensões do corpo de prova que foi utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga tipo C(T).....	85
Figura 41: Corpo de prova montado na máquina durante ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	85
Figura 42: Diagrama esquemático mostrando a técnica do compliance utilizado para fazer a aquisição de dados do teste de propagação de trinca por fadiga.....	86
Figura 43: Vista tridimensional da microestrutura da liga. Ataque Keller.	87
Figura 44: Micrografia da liga Al-Li AA 2050-T84 na direção longitudinal em dois modos: em (a) SE e em (b) BSE.....	88
Figura 45: Microestrutura da liga Al-Li AA 2050-T84 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura mostrando os precipitados incoerentes em (a) sem ataque e em (b) com ataque. Ataque: Keller.....	89

Figura 46: Espectro resultante da análise da dispersão de energia de raio-X da matriz e Composição química das Áreas Seleccionadas 1 e 2.....	90
Figura 47: Espectro resultante da análise da dispersão de energia de raio-X do precipitado e Composição química da Área Seleccionada 3.....	90
Figura 48: Curvas amplitude de tensão <i>vs</i> número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$, $R = 0,1$ e $R = 0,5$	93
Figura 49: Curvas amplitude de tensão <i>vs</i> número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 2,76$, $R = 0,1$ e $R = 0,5$	93
Figura 50: Curvas amplitude de tensão <i>vs</i> número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $R = 0,1$, $k_t = 1,0$ e $k_t = 2,76$	94
Figura 51: Curvas amplitude de tensão <i>vs</i> número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $R = 0,5$, $k_t = 1,0$ e $k_t = 2,76$	95
Figura 52: Curvas amplitude de tensão <i>vs</i> número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga 2024-T4 em (a) e 2014-T6 em (b). Entalhe (60°) muito afiado ($k_t > 12$) com um raio de aproximadamente 0,0002” (0,00508 mm).....	96
Figura 53: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$. Confiabilidade de 95%.....	97
Figura 54: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$. Confiabilidade de 95%.....	98
Figura 55: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 2,76$ e $R = 0,1$. Confiabilidade de 95%.....	98
Figura 56: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 2,76$ e $R = 0,5$. Confiabilidade de 95%.....	99
Figura 57: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,1$ e $k_t = 1,0$	101
Figura 58: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,5$ e $k_t = 1,0$	101

Figura 59: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,1$ e $k_t = 2,76$	102
Figura 60: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,5$ e $k_t = 2,76$	102
Figura 61: Comparação do comportamento em fadiga para as diferentes ligas da série 2XXX.....	103
Figura 62: Nucleação de trinca por fadiga nos ensaios S-N para $k_t = 1,0$ mostrando em (a) sítio no canto e em (b) na lateral.....	104
Figura 63: Nucleação de trinca por fadiga nos ensaios S-N para $k_t = 2,76$ mostrando em (a) propagação uniforme e em (b) propagação não-uniforme.....	104
Figura 64: Sítio de nucleação do CP 01 da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$ em (a) e em (b) superfície de fratura final.....	105
Figura 65: Sítio de nucleação do CP 03 da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$ em (a) e em (b) superfície de fratura final.....	105
Figura 66: Sítio de nucleação do CP 08 da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 2,76$ e $R = 0,1$ em (a), em (b) região de propagação e em (c) superfície de fratura final.....	105
Figura 67: Sítio de nucleação do CP 02 da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 2,76$ e $R = 0,5$ em (a), em (b) região de propagação e em (c) superfície de fratura final.....	107
Figura 68: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito de R para a direção LT.....	108
Figura 69: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito de R para a direção TL.....	108
Figura 70: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito da direção de carregamento para $R = 0,1$	109
Figura 71: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA	

2050-T84 em ar comparando o efeito da direção de carregamento para $R = 0,5$109

Figura 72: Efeito da razão R na taxa de crescimento de trinca da liga Al-Li AA 2050-T84 obtida com base na Equação de Forman para a direção LT.....111

Figura 73: Efeito da razão R na taxa de crescimento de trinca da liga Al-Li AA 2050-T84 obtida com base na Equação de Forman para a direção TL.....111

Figura 74: Comparação entre as curvas da/dN vs ΔK para obtenção da região de Paris das ligas estudadas por Moreto e a neste trabalho.....112

Figura 75: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção LT e $R = 0,1$113

Figura 76: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção LT e $R = 0,5$113

Figura 77: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção TL e $R = 0,1$113

Figura 78: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção TL e $R = 0,5$113

Figura 79: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção LT e $R = 0,1$114

Figura 80: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção LT e $R = 0,5$115

Figura 81: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção TL e $R = 0,1$116

Figura 82: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção TL e $R = 0,5$116

Listas de Tabelas

Tabela 1: Composição nominal das ligas Al-Li.....	36
Tabela 2: Composições e estruturas das fases em equilíbrio e não-equilíbrio para o sistema Al-Cu-Li.....	40
Tabela 3: Desenvolvimento Histórico da Fadiga.....	42
Tabela 4: Composição nominal (% em peso) da liga AA 2050 segundo a especificação SAE AMS 4413.....	79
Tabela 5: Composição nominal (% em peso) da liga AA 2050-T84 como recebida.....	79
Tabela 6: Composição química do reativo Keller.....	80
Tabela 7: Matriz de testes de Fadiga.....	81
Tabela 8: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$	91
Tabela 9: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$	92
Tabela 10: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$	92
Tabela 11: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$	91
Tabela 12: Valores de k_f teórico e experimental.....	97
Tabela 13: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$	99
Tabela 14: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$	100

Tabela 15: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$100

Tabela 16: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$100

Tabela 17: Resumo dos resultados obtidos dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar para a liga Al-Li AA 2050-T84.....110

LISTA DE ABREVIATURAS

$2N_f$ - número de reversos para falhar

a - alumínio

a_0 - comprimento inicial da trinca

a_c - comprimento crítico da trinca

a_f - comprimento da trinca final

Al - alumínio

b - expoente de resistencia à fadiga ou expoente de Basquin

BSE - back scattered electron

C - constante de Paris

C(T) - corpo de prova padronizado

COD - deslocamento da boca da trinca

CP - Corpo de prova

CP's - Corpos de provas

da/dN - taxa de propagação de trinca por fadiga

EDS - Espectroscopia de raios-X por dispersão de energia

END - ensaios não destrutivos

f - frequência

FAC - fadiga de alto ciclo

FBT - fadiga de baixa tensão

$F_{m\acute{a}x}$ - força máxima

$F_{m\acute{i}n}$ - deslocamento da boca da trinca

HB - dureza Brinell

K - fator de intensidade de tensão

K_f - fator de concentração de tensão aplicado à fadiga

K_{IC} - fator de intensidade de tensão crítico

k_t - fator de concentração de tensão

L - direção longitudinal

Li - lítio

LRT - limite de resistência à tração

m - expoente de Paris

MET - Microscópio Eletrônico de Transmissão

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

MFEL - Mecânica da Fratura Elástica Linear

N - número de ciclos

N_n - número de ciclos da nucleação de trinca

N_p - número de ciclos de propagação da trinca

N_t - número total de ciclos para falhar

PFZ - zonas livres de precipitados

q - sensibilidade ao entalhe

r - raio da ponta da trinca

R - razão de carga ou razão de tensão ou razão de intensidade de tensão

S - direção de topo

S₁₀₀₀ - tensão correspondente a uma vida de 1000 ciclos

S_e - limite de fadiga

SE - secondary electron

Se - tensão corrigida pelos fatores modificadores

S_e' - limite de resistência à fadiga

Se' - tensão de vida infinita

S_u - limite de resistência à tração

T - direção longitudinal

ΔK - variação do fator de intensidade de tensão

Δσ - variação de tensão

σ'_f - coeficiente de resistência à fadiga

σ_a - amplitude de tensão real cíclica da equação de Basquin

σ_{amp} - amplitude de tensão

σ_{máx} - tensão máxima

σ_{med} - tensão média

σ_{mín} - tensão mínima

σ_y - tensão verdadeira de fratura

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	27
1.1 Objetivo.....	28
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
2.1 Ligas de Alumínio.....	29
2.2 Ligas de Alumínio-Lítio.....	32
2.3 Adições de Lítio.....	36
2.3.1 Precipitados coerentes, semicoerentes e incoerentes.....	37
2.4 Metalurgia Física das Ligas de Al-Li.....	38
2.5 Fadiga em Componentes Mecânicos.....	41
2.6 Fratura sob Fadiga.....	43
2.6.1 Fadiga de Alto e Baixo Ciclo.....	47
2.7 Etapas da Fratura por Fadiga.....	48
2.7.1 Nucleação de Trinca por Fadiga.....	48
2.7.1.1 Curvas de Wöhler (S-N).....	51
2.7.1.2 Fatores que Influenciam as Curvas S-N.....	56
2.7.1.2.1 Efeito da Tensão Média (σ_m).....	57
2.7.1.2.2 Concentradores de Tensões.....	60
2.7.2 Propagação da Trinca.....	63
2.7.2.1 Aplicação da Mecânica da Fratura na Propagação de Trinca por Fadiga.....	66
2.7.2.2 Fator de Intensidade de Tensão (K).....	68

2.7.2.3	Curvas de Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN vs ΔK).....	71
2.7.2.4	Fatores que Influenciam a Propagação de Trinca por Fadiga.....	75
2.7.2.4.1	Efeito da Razão da Tensão ou Carregamento.....	75
2.7.2.4.2	Efeito da Anisotropia.....	76
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	79
3.1	Material.....	79
3.2	Microscopia Ótica.....	80
3.3	Ensaio de Fadiga.....	81
3.3.1	Ensaio de Nucleação de Trinca por Fadiga, Curva S – N	81
3.3.2	Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga, da/dN vs ΔK	84
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	87
4.1	Análise Microestrutural.....	87
4.2	Ensaio de Fadiga.....	91
4.2.1	Ensaio de Nucleação de Trinca por Fadiga, Curvas, S – N.....	91
4.2.2	Propagação de trinca por fadiga em ar.....	107
5	CONCLUSÕES.....	117
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	119
	REFERÊNCIAS.....	121
	APÊNDICE.....	125

1. INTRODUÇÃO

O alumínio (Al) é o segundo elemento metálico mais abundantemente encontrado na crosta terrestre vindo a se tornar um competidor econômico em aplicações de engenharia somente no final do século XIX. Naquela época, esse elemento só podia ser encontrado na forma isolada e em pequenas quantidades. Em 1886, isso mudou quando descobertas independentes feitas por Paul Heroult, na França e por Charles Hall, nos EUA (Ohio), tornaram possível a produção econômica do alumínio, pela redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3). Isso possibilitou o desenvolvendo do primeiro motor movido a combustão interna (HANDBOOK, 1990).

Entre as características mais marcantes que o alumínio possui está a sua versatilidade. A gama de propriedades físicas e mecânicas que podem ser desenvolvidas - a partir de alumínio de alta pureza refinada para as ligas mais complexas - é extraordinária. Além disso, outras propriedades do alumínio o tornam econômico e atraente para uma grande variedade de aplicações, dentre elas estão a baixa densidade, a aparência e excelente resistência à corrosão em diferentes meios, incluindo atmosfera (ar), água (inclusive água salgada), petroquímicos e sistemas químicos em geral.

A baixa densidade tem se destacado na indústria de transporte sendo amplamente aplicada na fabricação de veículos aeronáuticos desde os primeiros modelos de aeronaves (incluindo os dirigíveis) e alguns aviões. As ligas de alumínio são aplicadas em cerca de 89% dos componentes estruturais. As famílias 2XXX e 7XXX, tratadas termicamente por precipitação, com os seus respectivos nichos de atuação são as mais utilizadas e que merecem maior destaque. As ligas da série 2XXX e 7XXX são usadas na forma de perfis e chapas e aplicadas em partes estruturais tolerantes a danos, como, por exemplo, entre outras aplicações, na parte inferior da fuselagem da asa.

A procura por novas ligas de Al que apresentem uma densidade ainda menor, comparada às atuais, foi acelerada pela crise de combustíveis na década de 70. Isso possibilitou o desenvolvimento de uma nova família de ligas, baseadas no sistema Al-Li, pudesse ser desenvolvida usando as mesmas rotas de fabricação convencionais (metalurgia do lingote).

Para aplicação desta classe de liga em aeronaves comerciais, torna-se importante o estudo detalhado de suas propriedades mecânicas sob diferentes condições de carregamento e meio ambiente. Isso permitira seu uso no projeto aumentando assim, o desempenho das aeronaves em termos de custo, emissão de poluentes, entre outros fatores.

Uma das maiores preocupações da indústria aeronáutica é a ocorrência de falhas estruturais por problemas de fadiga ou fadiga assistida pelo meio ambiente (corrosão-fadiga). A degradação do material devido à fadiga e corrosão são os dois principais fatores que contribuem para o envelhecimento de uma aeronave, e a previsão do comportamento do material em fadiga é muito importante para a integridade estrutural. Uma das bases para este tipo de preocupação é o fato de grandes sobrecargas, tão comuns em aviões, causarem destravamento de discordâncias mesmo em materiais que apresentem um limite de fadiga bem definido, podendo prosseguir com a falha por mecanismos de fadiga.

A justificativa desta dissertação de mestrado é estudar o comportamento em fadiga em ar de novas ligas de Alumínio-Lítio que possam ser candidatas para a substituição das ligas de Al convencionais usadas em aeronaves comerciais.

1.1 Objetivo

Avaliar a resistência a fadiga em ar de uma nova liga de Al-Li, denominada de AA 2050-T84, que possa ser candidata a substituição das atuais ligas das famílias 7XXX e 2XXX utilizadas pela indústria aeronáutica. Serão realizados ensaios para avaliação da resistência a vida em fadiga de iniciação avaliando o efeito da variação do concentrador de tensão (k_t) e a razão de tensões (R), e de propagação de trinca por fadiga, estudando o efeito da propagação da trinca, ou seja, do posicionamento da trinca em relação à direção de laminação do material e razão de tensões, R , conforme normas internacionais.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de Alumínio

O alumínio (Al) é o metal não-ferroso, em termos de tonelada, de maior produção, com grande importância na indústria atual, e, além disso, é o segundo metal mais produzido no mundo perdendo somente para o ferro (Fe). Entre as propriedades que fazem o Al um metal atrativo para soluções de engenharia aeronáutica destacam-se a baixa densidade (leveza), condutividade elétrica e resistência à corrosão.

Entretanto esse metal, quando puro, é um material relativamente macio e com baixa dureza não tendo tanta aplicabilidade para a indústria aeronáutica. A metalurgia consiste em projetar novas ligas, ou seja, combinar, a partir de um metal base, adições controladas de determinadas quantidades de outros elementos, de modo a obter melhorias ou modificações, de origem físico-metalúrgica, em algumas propriedades do mesmo.

As ligas de Al são classificadas em: ligas trabalhadas, que são aquelas que passam por processos de laminação, extrusão, forjamento, estiramento, e ligas para a fundição. Dentro das ligas trabalhadas existe uma subdivisão entre:

A - Tratáveis Termicamente (Al-Cu, Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, Al-Zn-Cu, Al-Li)

✓ Ótimas propriedades mecânicas são obtidas por tratamento térmico.

B - Não Tratáveis Termicamente ou Ligas Encruáveis

✓ Não respondem ao tratamento térmico (Al-Mg, Al-Mn, Al-Si);

✓ As propriedades mecânicas são determinadas pelo grau de trabalho a frio e encruamento.

As principais preocupações quanto à metalurgia física das ligas de alumínio incluem os efeitos da composição química, do trabalho mecânico, e/ou tratamento térmico que irão influenciar diretamente nas propriedades mecânicas e físicas. Em termos de propriedades, o aumento na resistência mecânica é um objetivo importante na concepção destas ligas, pois a baixa resistência do alumínio puro (cerca de 10 MPa ou 1,5 ksi, tensão limite de escoamento na condição recozida) limita a sua utilização comercial. Os métodos mais comuns para aumentar a resistência das ligas de alumínio são os seguintes: (ASM SPECIALTY HANDBOOK: Aluminum and Aluminum Alloys, 1993)

- Dispersando constituintes ou elementos em uma segunda fase ou em solução sólida, e posterior trabalho a frio da liga (para o caso de ligas trabalhadas não-tratáveis termicamente ou ligas encruáveis);

- Dissolvendo os elementos ligantes em solução sólida e precipitando-os como partículas sub-microscópicas coerentes (para o caso de ligas trabalhadas tratáveis termicamente ou que endureçam por precipitação).

Os elementos de liga mais frequentes em ligas de alumínio comerciais, para proporcionar um aumento da resistência, combinada com encruamento por trabalho a frio ou com tratamento térmico, ou ambos, são o cobre (Cu), magnésio (Mg), silício (Si), manganês (Mn), ferro (Fe) e zinco (Zn).

A adição destes elementos seja para estabilizar metalurgicamente os elementos de liga que prevalecem na família, ou para refinar as propriedades que se desejam atingir, é o que caracteriza a ampla variedade das ligas de Al, com propriedades mecânicas diversas, cada uma específica para uma determinada gama de aplicações. A base da classificação dessas “Séries” ou “Famílias” está justamente em como esses elementos metálicos modificam as propriedades específicas do Al.

De acordo com (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1993) as ligas de Al podem ser classificadas da seguinte maneira:

1XXX – Composta por alumínio puro, não ligado. Os materiais desta família caracterizam-se por possuírem as menores propriedades mecânicas, porém possuem maior condutividade térmica e elétrica, e também maior conformabilidade plástica. Essas ligas são utilizadas apenas por conformação mecânica a frio.

2XXX - Esta série de ligas tem como principal elemento de liga o Cu, e as principais características desta família são: maior resistência (na condição T6), reduzida taxa de propagação de trincas por fadiga (na condição T4), resistência térmica e facilidade de usinagem.

3XXX - Contém como elemento básico de liga o Mn. A liga 3003 é a liga mais representativa desta série, pois a adição de Cu aumenta um pouco o limite de resistência, e juntamente com a adição de Fe possibilita a obtenção de uma estrutura granular mais fina. Apresentam alta conformabilidade.

4XXX - As ligas desta série se subdividem em duas categorias: baixo teor de Si (abaixo de 2% com ou sem Mn) e alto teor de Si (5 a 13% , com uma grande variedade de elementos adicionais de liga). As de baixo teor são utilizadas na confecção de utensílios domésticos e as de alto teor são utilizadas na fabricação de trocadores de calor. Ambas possuem resistência à corrosão.

5XXX - As ligas industriais desta série raramente contêm Mg em excesso a 5%, pois além deste limite a estabilidade destas ligas decresce, particularmente sob influência da

temperatura. Possuem como propriedades mecânicas de destaque: excelente soldabilidade, alta resistência à corrosão, mesmo nas regiões soldadas, e boa conformabilidade a frio.

6XXX – Contêm como elementos de liga Si e Mg. São caracterizadas pelas seguintes propriedades mecânicas: grande aptidão para trabalho a quente (extrusão, laminação, forjamento), boa resistência à corrosão atmosférica (nível de propriedades mecânicas que pode ser incrementado pela adição de Si), boa soldabilidade (arco e brazagem), boa conformabilidade à frio (no estado O) e boa aptidão para tratamento de superfícies (anodização).

7XXX – Esta série de ligas tem como principal elemento de liga o Zn e Mg, são aquelas que possuem maiores resistência mecânicas, e são subdivididas em duas categorias: com ou sem adição de Cu. As ligas com adição de cobre são as mais resistentes que podem ser produzidas na condição T6. São largamente utilizadas na indústria aeroespacial, na fabricação de moldes para conformação de termoplásticos e em estruturas nas quais se necessita de baixa densidade e alta resistência mecânica.

8XXX – A adição simultânea de Fe, Si e Li proporcionam grãos mais refinados e limites de resistência melhorados. Com a estrutura granular refinada e boa isotropia, estas ligas apresentam boa conformabilidade, especialmente em condições de grande dificuldade (produtos muito finos, com espessuras entre 50-200 μ).

O sistema de designações de tratamentos térmicos das ligas de Al é baseado na sequência de tratamentos básicos usados para produzir várias transformações microestruturais e é representado por letras. O primeiro caractere na designação da têmpera é uma letra maiúscula indicando a classe geral do tratamento. Por exemplo, a letra T é aplicada para produtos que são tratados termicamente, com ou sem encruamento complementar, para produzir têmperas estáveis. A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos (ASM, 2000). O primeiro número a seguir da designação T indica a combinação específica de operações básicas:

T1 – resfriamento através de um processo de conformação plástica a altas temperaturas e envelhecido naturalmente a uma condição substancialmente estável.

T2 – resfriamento através de um processo de conformação plástica a altas temperaturas, trabalho à frio e envelhecido naturalmente a uma condição substancialmente estável.

T3 – solução tratada termicamente, trabalho a frio e envelhecido naturalmente a uma condição substancialmente estável.

T4 – solução tratada termicamente e envelhecido naturalmente a uma condição substancialmente estável.

T5 – resfriamento através de um processo de conformação plástica a altas temperaturas e, então, envelhecimento artificial.

T6 – solução tratada termicamente e, então, envelhecimento artificial.

T7 – solução tratada termicamente e estabilizada.

T8 – solução tratada termicamente, trabalhada a frio e, então, envelhecida artificialmente.

T9 – solução tratada termicamente, artificialmente envelhecida e, então, trabalhada a frio.

T10 – resfriamento através de um processo de conformação plástica a altas temperaturas, trabalho a frio e, então, artificialmente envelhecido.

O segundo dígito, no caso da liga em estudo 4, significa que a liga sofreu aproximadamente 4% de redução por laminação. Logo a designação T84 significa que a liga passou pelas seguintes etapas: solução tratada termicamente, trabalhada a frio (aproximadamente 4% de redução) e por último foi envelhecida artificialmente (SAE AS 1990 – REV C).

2.2 Ligas de Alumínio-Lítio

A indústria aeronáutica sempre foi a grande motivadora para o desenvolvimento de novas ligas de alumínio e a sua utilização em aplicações militares começou na primeira guerra mundial. O constante desenvolvimento tecnológico, com o objetivo de reduzir a massa das aeronaves e estruturas aeroespaciais, promovendo uma economia considerável de combustível, levou ao desenvolvimento de novas ligas contendo o lítio como elemento principal. Elas são utilizadas em substituição nas ligas convencionais das séries 2XXX e 7XXX. O lítio (Li) é o elemento metálico mais leve encontrado na natureza ($\rho = 0,54 \text{ g/cm}^3$) e sua adição em 1% em massa ao alumínio proporciona uma redução de 3% na densidade com um aumento de aproximadamente 6% no módulo elástico como pode ser observado pelas Figuras 1 e 2 (LAVERNIA, GRANT; 1987).

A necessidade de conseguir materiais de baixa densidade e alta resistência tornando os aviões militares mais leves e versáteis, levou à elaboração da primeira liga de alumínio contendo lítio em 1920 na Alemanha (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1993). Esta liga, denominada Scleron, não logrou resultados tecnológicos expressivos devido às dificuldades inerentes à fusão do lítio. O lítio metálico tem baixa temperatura de fusão ($180,5 \text{ }^\circ\text{C}$), sendo muito reativo, e sua adição ao alumínio líquido deve ser feita com muito cuidado. Em 1950, foi desenvolvida na Alemanha a liga AA2020 (Al-Cu-Li-Mn-Cd) sendo produzida nos Estados Unidos, e em 1960 a liga AA1420 (Al-Mg-Li) na extinta União Soviética. Nesta

época a Alcoa (USA) desenvolveu e patenteou uma liga Al-Cu-Mg com 1,1% de lítio que foi utilizada com sucesso nas asas e estabilizadores horizontais das aeronaves US Navy RA-SC Vigilante (QUIST; NARAYANAN e WINGERT, 1983).

Figura 1: Influência da adição de elementos de liga na densidade do Al.

Fonte: LAVERNIA; GRANT; 1987.

Estas primeiras ligas foram denominadas de “primeira geração” das ligas Al-Li. Com exceção de uma breve comercialização de ligas Al-Cu-Li-Cd nos anos 60, as ligas de Al-Li foram abandonadas durante várias décadas, pois apresentavam propriedades mecânicas inferiores às concorrentes (baixo limite de escoamento, baixa ductilidade, efeitos de segregação e pobre tenacidade à fratura), além do custo do processamento e manuseamento do Li ser aproximadamente de três a cinco vezes superiores ao custo das ligas de alumínio convencionais. (LAVERNIA, GRANT; 1987).

Figura 2: Influência da adição de elementos de liga no Módulo de Young do Al.

Fonte: LAVERNIA; GRANT; 1987.

Apenas na década de 70¹ houve um maior interesse no desenvolvimento das ligas a base de Al-Li. Deste modo, a necessidade em dominar o processo das ligas com lítio, fez com que grandes empresas investissem na pesquisa e fabricassem as primeiras ligas comerciais da segunda geração.

Contornada a crise do petróleo, a continuidade no desenvolvimento dessas novas ligas de alumínio com lítio foi motivada pela concorrência tecnológica entre os componentes metálicos e os materiais compósitos. A necessidade em reduzir custos de projetos favoreceu o aumento da produção das ligas de alumínio-lítio em relação ao uso dos compósitos, pois, a tecnologia de fabricação é compatível com o método de manufatura já existente como extrusão, moldagem e forjamento. Economicamente, as ligas de Al-Li são somente três vezes mais caras, enquanto os materiais compósitos podem chegar de 10 – 30 vezes mais caras quando comparadas as ligas de Al convencionais. Finalmente essas ligas oferecem vantagens em termos de ductilidade e tenacidade à fratura comparada com a maioria dos materiais compósitos de matriz metálica.

¹ Com a crise mundial do petróleo que intranquilizou a indústria aeronáutica, uma vez que de 10 a 15% do custo do transporte estava associado ao preço do combustível.

A “segunda geração” das ligas Al-Li (sistema Al-Li-Cu-Mg) foi desenvolvida com o objetivo principal de redução de densidade. Essas novas ligas continham concentrações de Li acima de 2% em peso, e, embora a redução de densidade fosse claramente atrativa, estas ligas ainda exibiam muitas características que eram consideradas indesejáveis para os projetos de aeronaves e para aplicações comerciais. Lin et al (1982), Webster, (1987), e outros pesquisadores escreveram que essas ligas ainda apresentavam baixa ductilidade; Suresh et al, (1987); Venkateswara Rao & Ritchie, (1989); e Eswara Prasad et al (1993, 1994) apresentaram resultados mostrando que as ligas possuíam alta anisotropia na tenacidade à fratura. Outros pesquisadores como Peel et al (1988); Starke & Quist, (1989); e Jata et al (1998), argumentaram que estas ligas também se caracterizavam por um elevado grau de textura cristalográfica e grãos fibrosos e, conseqüentemente, possuíam elevada anisotropia em suas propriedades mecânicas.

Os atributos positivos do desempenho desta “segunda geração” foram, então, a redução de peso, o aumento do módulo elástico e maior resistência à corrosão.

Devido aos problemas surgidos na “segunda geração” houve a necessidade de concentrar esforços para superar essas limitações nas propriedades, provocando no final dos anos 80, o desenvolvimento da “terceira geração” das ligas Al-Li. Nessa nova geração, a concentração de Li ficou abaixo de 2% e há adições de novos elementos de ligas tais como a prata (Ag), o manganês (Mn) e o zinco (Zn). A Tabela 1 ilustra cronologicamente a evolução das “gerações” das ligas Al-Li.

A “terceira” geração das ligas de Al-Li foi desenvolvida para aplicações militares e aeronáuticas, com menor razão Li/Cu quando comparada com as gerações anteriores. A primeira liga a ser desenvolvida foi uma liga ultra-alta resistência chamada Weldalite49® (Al-(4,5-6,3)%Cu-1,3%Li-0,4%Mg-0,4%Ag-0,14%Zr) que pode atingir um limite de resistência tão alta quanto 700 MPa e um alongamento associado de 10%. Dentre as ligas da série 7XXX a liga AA 7068 apresenta limite de resistência de 710 MPa e 12% de alongamento.

Outra liga similar a esta, porém com teor menor de Cu, chamada de AA 2195 (Al-4%Cu-1%Li-0,5%Mg-0,4%Ag-0,1%Zr) foi desenvolvida na mesma época e usada no tanque de combustível externo da U.S. Space Shuttle Super-Light (AMS HANDBOOK, 1996).

Essa liga logrou muitas vantagens apresentando alta resistência combinada com elevado módulo elástico e baixa densidade o que levou a uma significativa redução de peso. Outras ligas desta recente “terceira” geração são AA 2094, AA 2096, AA 2097, AA 2099, AA 2196, AA 2198 e AA 2050.

Tabela 1: Composição nominal das ligas Al-Li.

	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Sc	Mn	Zn	Data Aproximada
1ª geração									
2020	1,2	4,5					0,5		Alcoa 1958
1420	2,1		5,2		0,11				Soviético 1965
1421	2,1		5,2		0,11	0,17			Soviético 1965
2ª geração (Li ≥ 2%)									
2090	2,1	2,7			0,11				Alcoa 1984
2091	2	2	1,3		0,11				Pechiney 1985
8090	2,4	1,2	0,8		0,11	0,17			EAA 1984
1430	1,7	1,6	2,7		0,11				Soviético 1980
1440	2,4	1,5	0,8		0,11				Soviético 1980
1450	2,1	2,9			0,11				Soviético 1980
1460	2,25	2,9			0,11	0,09			Soviético 1980
3ª geração (Li < 2%)									
2195	1	4	0,4	0,4	0,11				LM/Reynolds 1992
2196	1,75	2,9	0,4	0,4	0,11		0,35 máx	0,35 máx	LM/Reynolds 2000
2297	1,4	2,8	0,25 máx		0,11		0,3	0,5 máx	LM/Reynolds 1997
2397	1,4	2,8	0,25 máx		0,11		0,3	0,1	Alcoa 1993
2198	1	3,2	0,5	0,4	0,11		0,5 máx	0,35 máx	Reynolds/McCook 2005
2099	1,8	2,7	0,3		0,09		0,3	0,7	Alcoa 2003
2199	1,6	2,6	0,2		0,09		0,3	0,6	Alcoa 2005
2050	1	3,6	0,4	0,4	0,11		0,35	0,25 máx	Pechinery 2004
2060	0,75	3,95	0,85	0,25	0,11		0,3	0,4	Alcoa 2011
2055	1,15	3,7	0,4	0,4	0,11		0,3	0,5	Alcoa 2012

Os recentes desenvolvimentos das novas ligas de Al-Li fornecem não somente economia de peso, mas também muitos benefícios nas suas propriedades tais como excelente resistência à corrosão, melhor resistência à propagação de trinca por fadiga, boa combinação de resistência, tenacidade e compatibilidade com técnicas fabricação regulares.

2.3 Adições de Lítio

O lítio (Li) é um dos poucos elementos com substancial solubilidade no alumínio (Al) sólido (4,2% em massa nas ligas binárias de Al-Li). Como já dito, as adições de Li no Al reduzem a densidade, aumentam o módulo elástico e formam precipitados que aumentam a resistência mecânica. O potencial para a redução da densidade da liga de alumínio por meio de adições de lítio é evidente pela comparação da sua massa atômica (6,94 u) com a de alumínio (26,98 u).

O efeito da adição de lítio (Li) sobre as propriedades elásticas das ligas de alumínio (Al) dependerá do Li estar em solução sólida ou presente como partícula de segunda fase. Quando o Li está em solução sólida as constantes elásticas irão depender das interações atômicas e do potencial interatômico. No entanto, quando o Li está presente como

precipitados de segunda fase as constantes elásticas dependem da fração volumétrica e do módulo intrínseco da segunda fase (SANKARAN; GRANT , 1980).

2.3.1 Precipitados coerentes, semicoerentes e incoerentes

A energia livre de superfície associada à interface matriz/precipitado depende da natureza desta, que podem assumir vários tipos de configurações (Figura 3).

Quando o plano de átomos que constitui a interfaces entre as fases nos sólidos tem um arranjo atômico comum a ambos os cristais, podendo a rede estar (Figura 3b) ou não com deformação (Figura 3a), diz-se que a interface é coerente. Quando o plano atômico que constitui a interfaces entre o precipitado e a matriz tiver regiões separadas por discordâncias ou diferentes estruturas cristalinas, diz-se que a interface é semicoerente (Figura 3c) e se não existe qualquer continuidade no arranjo atômico na interface entre a matriz e o precipitado diz-se que a interface é incoerente (Figura 3d).

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 3: Tipos de configurações entre fases nos sólidos.

2.4 Metalurgia Física das Ligas de Al-Li

Normalmente, a presença de precipitados dispersos em uma matriz metálica, quando finos, leva a um efeito de endurecimento da liga. Na tecnologia das ligas de alumínio há o tratamento térmico de envelhecimento, que consiste de três etapas: solubilização, têmpera (resfriamento rápido) e envelhecimento. Esse tratamento se baseia na formação de precipitados coerentes e semicoerente.

A solubilização determina a quantidade de soluto em solução sólida e o conteúdo de vacâncias, a qual afeta a cinética de envelhecimento subsequente. A têmpera afeta a microestrutura e as propriedades das ligas de Al por meio da determinação da quantidade de soluto que precipita durante o resfriamento e que está disponível para o subsequente endurecimento por envelhecimento. O nível de tensão residual também é afetado pelo tratamento térmico, o qual pode influenciar os custos de fabricação, e os comportamentos em fadiga e corrosão.

O endurecimento por precipitação das ligas que contém Li envolve a formação de uma grande fração volumétrica de uma fase metaestável, ordenada e coerente, conhecida por δ' (Al_3Li) (WILLIAMS; EDINGTON, 1975). Essa fase (δ') é observada nas ligas Al-Li, Al-Mg-Li, e Al-Cu-Li (SANDERS Jr, 1979). Nas ligas Al-Cu-Li endurecimento adicional é atingido pela co-precipitação de fases ricas em cobre (Cu) independente da precipitação da fase δ' (SILCOCK, 1959-60).

No sistema ternário Al-Cu-Li endurecimento adicional é atingido pelo coprecipitação de fases ricas em cobre independente da precipitação da fase δ' (LAVERNIA, 1990 apud SILCOCK). Hardy e Silcock identificaram seis compostos ternários em ligas ricas de alumínio, os mais importantes foram T_1 (Al_2CuLi), T_2 (Al_6CuLi_3) e T_B ($\text{Al}_{15}\text{Cu}_8\text{Li}_2$).

No sistema Al-Cu-Li as fases endurecedoras que precipitam a partir da solução supersaturada de alumínio sólido dependem fortemente da razão Cu:Li (PAO; SANKARAN; O'NEAL, 1981). Segundo os autores LEQUEU, SMITH & DANIELLOU, (2009), dependendo do teor de Cu e Li os três principais precipitados endurecedores que são encontrados nas ligas Al-Cu-Li (para o Cu numa faixa de 2 a 5%) são:

- Para baixo teor de Li ($< 0,6\%$) a fase θ' (Al_2Cu) está presente.
- Para um teor de Li médio ($< 1,4-1,5\%$) a principal fase de endurecimento é T_1 (Al_2CuLi). O efeito endurecedor desta fase é muito grande e isso é promovido pela adição de Cu. A nucleação e o crescimento desta fase é favorecida pela adição limitada de magnésio (Mg)

e prata (Ag) e pelas discordâncias formadas através de trabalho a frio antes do envelhecimento artificial.

- Para altos teores de Li ($>1,4-1,5\%$) a fase δ' (Al_3Li) também precipita durante o envelhecimento artificial e contribui para o aumento da resistência, mas em menor extensão do que T_1 ; o aparecimento desta fase pode ser prejudicial para a tenacidade. A intensa precipitação dessa fase δ' é também observada durante longa exposição térmica (por exemplo, 1000 h a 85°C), e pode levar a questões de estabilidade de longa duração, se esses fatores não forem devidamente levados em conta na concepção da liga. As fases θ' e S' (Al_2MgCu) também são observadas.

Um diagrama esquemático dos precipitados formados na microestrutura das ligas Al-Cu-Li é mostrado na Figura 4.

Uma lista das composições e estruturas das fases em equilíbrio e não-equilíbrio para o sistema Al-Cu-Li estudado por KANG et al, 1983, é mostrado na Tabela 2.

Figura 4: Esquema de precipitados e dispersóides que contribuem para a resistência e tenacidade nas ligas da Série 2XXX.

Fonte: Adaptado de LUDWICZAK; RIOJA, 1986.

Da Figura 4, pode-se observar que o precipitado T_1 pode nuclear heterogeneamente nos sub-contornos de grãos e nas discordâncias, e as fases T_1 e T_2 podem formar em

contornos de grãos (LUDWICZAK; RIOJA, 1986). O Li, além de participar na formação dos precipitados T_1 , T_2 e θ' , está também presente no precipitado δ' (Al_3Li).

O Mg ao ser adicionado neste sistema reduz a solubilidade do lítio no alumínio em todas as temperaturas. Além disso, este elemento promove uma redução na densidade e um aumento na resistência por meio da coprecipitação de T_1 , θ' ou S (Al_2LiMg). A nucleação dessas duas fases é difícil e ocorre preferencialmente nas discordâncias. Por esta razão, as ligas comerciais do sistema Al-Li-Mg são normalmente usadas na condição T8, trabalhada a frio antes do envelhecimento (RIOJA et al, 1986). Além disso, deve-se selecionar tempos de envelhecimento e temperaturas para que esses precipitados não ocorram nos contornos e nas zonas livres de precipitados, uma vez que esses afetam a tenacidade a fratura. Outros dois fatores que afetam significativamente esse parâmetro são o tamanho do grão e o grau de recristalização (ASM HANDBOOK V.19, 1996).

Tabela 2: Composições e estruturas das fases em equilíbrio e não-equilíbrio para o sistema Al-Cu-Li.

Fase	Composição	Estrutura
T_B	$Al_{7,5}Cu_4Li$	Cúbica (CaF_2) C1
T_1	Al_2CuLi	Hexagonal
T_2	Al_6CuLi_3	?
δ	$AlLi$	Cúbica ($NaTi$) B32
θ	Al_2Cu	Tetragonal C16
δ'	Al_3Li	Cúbica (Au_3Cu) L1 ₂
θ''	Al_2Cu	Tetragonal
θ'	Al_2Cu	Tetragonal

As adições de Mn e Zr ao sistema Al-Cu-Li ajudam a promover uma estrutura não-recristalizada, por meio da precipitação da fase β' (Al_3Zr), esférica e totalmente coerente com a matriz, que contribui para a elevação da resistência e tenacidade simultaneamente; outro dispersóide incoerente formado que controla a recristalização e textura dos produtos forjados é o $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Pode-se, também em alguns casos, obter precipitados formados durante o

processo de têmpera. Nesses casos inicia-se a formação de dispersóides e precipitados nos contornos de grãos, como as fases T_2 (Al_6CuLi_3 ou Al_5CuLi_2) e δ ($AlLi$). As ligas que contêm Zr apresentam uma microestrutura fina e melhores propriedades à fadiga (RIOJA et al., 1986).

Segundo Huang e Zheng (1998), Ag é adicionada as ligas de Al-Cu-Li para melhorar a nucleação da fase T_1 , especialmente na presença de Mg. A nucleação desta fase (partícula) é difícil quando comparada com a da fase δ' . A adição de prata (Ag) aumenta, também, a cinética de envelhecimento e os máximos de dureza.

Uma característica importante presente nas ligas Al-Li com relação ao aspecto microestrutural é denominada de zona livre de precipitado (PFZ). Esta região de aproximadamente 0,5 μm de largura circundada por precipitados equilibrados nos contornos de grãos se encontra livre da fase δ' (STARKE JR et al., 1981). Estas zonas são formadas devido ao esgotamento de Li, associado com a formação de fases em equilíbrio ricas em Li (RADMILOVIC et al., 1989) em consequência da formação de precipitados nos contornos de grãos. Segundo JHA et al., 1987, a PFZ apresenta crescimento parabólico com o tempo, para certa quantidade de Li, e tempo de envelhecimento. A formação desta zona ocorre essencialmente por um processo controlado por difusão; uma vez que o aumento na temperatura de envelhecimento acelera a formação da PFZ. A porcentagem de Li é diretamente proporcional à largura da zona, portanto, quanto maior a porcentagem de Li, maior a largura da zona. Isto pode ser explicado devido ao maior coeficiente de interdifusão.

Os precipitados metaestáveis T_1 e θ' fornecem o endurecimento das ligas de Al-Li (RIOJA et al., 1986), embora a última esteja em menor grau. A fase T_1 é fortemente afetada pela presença de deformação plástica antes do envelhecimento o que resulta em um forte efeito positivo sobre a relação resistência – tenacidade. Isto ocorre porque o alongamento aumenta a fração volumétrica e diminui o tamanho dos precipitados de fortalecimento (WARREN; RIOJA, 1989) além de aumentar a densidade de discordâncias destas ligas.

2.5 Fadiga em Componentes Mecânicos

A palavra fadiga, do latim “fatigare”, significa “cansar, estar cansado”, e refere-se ao comportamento de materiais que estão sob a ação de tensões ou deformações repetidas. A definição de fadiga, tal como é atualmente indicada pela ASTM E 1823 (ASTM, 2011), é a seguinte:

“Processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações

flutuantes, em um ou mais pontos e que podem culminar em trincas ou fratura completa, após suficiente número de flutuações”.

Além da definição da ASTM (2011), alguns pesquisadores adotaram outras definições para fadiga. Segundo Forrest, P.G. (1970) fadiga é um processo de falha gradativa de um componente submetido a uma solicitação mecânica cíclica (alternada, pulsante, ou flutuante). Já para Miller (1993), fadiga pode ser definida como sendo a resistência que o material oferece à nucleação e propagação de trinca, através das intensidades e espaçamentos das barreiras microestruturais.

O primeiro estudo sobre fadiga em materiais metálicos foi conduzido por volta de 1829, pelo alemão W. A. J. Albert; porém A. Wöhler foi o primeiro a aplicar carregamentos de flexão rotativa em eixos ferroviários durante o período de 1852 a 1871, em Berlim (SURESH, 1998). Além desses dois pesquisadores, a Tabela 3 traz o desenvolvimento histórico da fadiga (SCHUTZ, 1996).

Tabela 3 – Desenvolvimento Histórico da Fadiga

DATA	PESQUISADOR	PESQUISA
1829	Albert (Alemanha)	Falha devido a carregamentos cíclicos foi documentada
1839	Poncelet (França)	Introdução do termo fadiga
1849	IEM (França)	Rebatida a teoria da “cristalização” por fadiga em metais
1864	Fairbairn	Primeiros experimentos de carregamentos cíclicos
1871	Wöhler	Investigação do comportamento em fadiga de eixos ferroviários, ensaios de flexão rotativa, curvas S-N, conceito de “limite de fadiga”
1886	Bauschinger	Observações da mudança do limite elástico devido a carregamentos cíclicos, curvas de histerese em tensão-deformação.
1903	Ewing e Humfrey	Estudo microscópico desaprova a teoria da cristalização; toma lugar a deformação em fadiga por escorregamento, similar à deformação monotônica.
1910	Bairstow	Conceitos de amolecimento e endurecimento cíclicos.
1929	Haigh	Diferença no comportamento cíclico devido a entalhes, conceitos de análise de deformações em entalhes e tensões próprias.
1955	Coffin e Manson	(trabalhando independentemente)-ciclagem térmica, fadiga de baixo ciclo, considerações sobre deformação plástica.
1963	Paris e Erdogan	Taxa de crescimento de trinca por fadiga descrita usando o fator de intensidade de tensão.

2.6 Fratura sob Fadiga

O fenômeno da fratura sob fadiga tornou-se proeminente com a chamada revolução industrial durante o século XIX. A literatura cita um grande número de acidentes ocorridos nesse período em máquinas a vapor e locomotivas. Alguns dos acidentes mais famosos causados por fadiga foram: o acidente de trem de Versailles (tal acidente foi investigado por W. Rankine, tornando-se a primeira pesquisa detalhada sobre a fadiga da história), o desastre da ponte Ashtabula (após este episódio, a inspeção periódica de trechos críticos das ferrovias foi recomendada), a inundação de melaço de Boston (as investigações sobre as causas do acidente apontaram para uma falha causada por crescimento crítico de trincas de fadiga na base do tanque e variação da temperatura externa) e o caso Comet (uma trinca surgiu na aresta de uma janela da cabine crescendo rapidamente até a falha catastrófica da fuselagem do avião). O caso do Comet tornou-se um divisor de água para o estudo da fadiga e suas aplicações tecnológicas.

O estudo da vida em fadiga, principalmente em componentes aeronáuticos, fornece embasamento teórico e prático a respeito do tempo útil de ligas metálicas, ou seja, quantos ciclos (carregamento mais descarregamento) o material irá suportar antes que a falha catastrófica aconteça. Um planejamento estimado de quantos vôos uma aeronave suportará antes de ter algum dos componentes fraturado ou inutilizado por fadiga é uma aplicação muito importante para prever quando uma manutenção ou troca deverá ser realizada.

As falhas por fadiga em componentes mecânicos têm início nos pontos mais solicitados, na forma de pequenas trincas preexistentes devido à manufatura do material ou que se desenvolveram ao longo do tempo ao redor de concentradores de tensões. Essas trincas crescem pelas deformações cíclicas e vão reduzindo a seção resistente do componente. Quando esta seção não mais resistir à carga aplicada, ocorrerá a ruptura final, devido à propagação brusca da trinca. O crescimento gradual de uma trinca por fadiga é demonstrado na Figura 5.

Figura 5: Crescimento gradual de uma trinca por fadiga.

A trinca pode-se originar a partir de um defeito externo (superficial) ou interno. Quando superficial, a mesma pode surgir em alguma irregularidade de usinagem, ou então por influência da geometria do corpo de prova ou até mesmo por meio de um concentrador de tensões vindo do tipo de fixação da peça. Nas raras vezes em que uma trinca por fadiga nucleia no interior do material (singularidades e descontinuidades), existe uma interface microestrutural frágil envolvida, como por exemplo, a interface entre uma inclusão e o metal base (STEPHENS, 1998). Essas inclusões, além de poderem aparecer de diversas formas (dependendo do processo de fabricação do material e da composição química destas partículas), geram um comportamento diferente à fadiga, agindo como sítios de nucleação de trincas. A trinca interna pode, ainda, surgir de uma mudança de fases, em microestruturas muito heterogêneas (ANDERSON, 1995).

A explicação para uma trinca por fadiga, preferencialmente, incidir na superfície se deve ao fato de que a deformação plástica ocorre preferencialmente nesta região, uma vez que é na superfície que se encontram os átomos terminais e por isso se encontra num estado plano de tensões. Como a ligação entre os átomos é mais fraca, é nessa região que o material estará mais susceptível a surgimento de defeitos. Outra razão para que a trinca se inicie na superfície é que normalmente a maior tensão de tração se encontra nas fibras mais externas.

O completo entendimento dos mecanismos da fratura por fadiga envolve principalmente o conhecimento de duas áreas da engenharia: a de materiais e a da mecânica aplicada. No âmbito da área do conhecimento da engenharia de materiais é necessária uma abordagem em nível microestrutural, para poder buscar explicações para a fase de nucleação, que corresponde ao período em que a trinca se forma até assumir dimensões macroscópicas. A partir de certo tamanho, a trinca passa à fase de propagação que pode ser abordada como a área da mecânica. A base para a fundamentação teórica é dada pela mecânica da fratura.

Um esquema da superfície de fratura de um material que falhou por fadiga é mostrado na Figura 6. As principais características a serem observadas neste tipo de falha são um ponto ou sítio de iniciação da trinca (geralmente na superfície); uma região de propagação da falha, onde estão presentes as “marcas de praia”, e, por fim, uma região de ruptura catastrófica, que ocorre no momento em que a trinca atinge um tamanho crítico para os níveis de tensão presentes (DIETER, 1988).

A duração de cada fase depende das condições de ensaio e do tipo de material. É bem sabido que uma trinca de fadiga pode ser nucleada antes que tenham decorrido dez por cento da vida total do material (ANDERSON, 1995; DIETER, 1988; DUGGAN; BYRNE; 1977).

Figura 6: Representação da superfície característica de uma fratura por fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca.

Fonte: ASKELAND, 2008.

Macroscopicamente duas regiões distintas podem ser observadas na superfície de fratura (Figura 6). A primeira de aparência lisa, onde estão contidas as fases de nucleação e propagação, tem um aspecto de fratura do tipo frágil, sem sinais de deformação plástica. Apesar da deformação plástica não ocorrer a nível macroscópico ela pode ser observada microscopicamente com a formação de estrias, a qual será mais bem descrita em seções posteriores. A segunda região possui uma aparência grosseira e corresponde a fratura final da peça, quando a seção transversal já não é mais capaz de suportar a tensão aplicada. A falha final pode ser do tipo dútil (“dimples”) ou frágil (clivagem), dependendo do nível de tensão aplicada. Na Figura 7 são mostradas essas duas morfologias (DUGGAN; BYRNE; 1977).

Deste modo, a vida em fadiga de um componente deve ser analisada de forma diferente para o período de nucleação da trinca e para o período de propagação (Figura 8), pois os fenômenos envolvidos são distintos. O número de ciclos até a fratura, N_t , é obtido pela soma dessas duas etapas: vida de nucleação, N_n , e vida de propagação, N_p (DIETER, 1988).

Figura 7: Características típicas de (a) fratura do tipo frágil, clivagem e, (b) fratura do tipo dútil (“dimples”).

Fonte: MECHANICAL Behavior PF Engineering Materials, 2007.

Existem basicamente três metodologias de análise à fadiga, cada uma possuindo uma área de aplicação e um propósito. O modelo Tensão-Número de Ciclos (S-N) ou curva de Wöhler é o mais antigo e o mais utilizado nas aplicações para prever o comportamento à fadiga de componentes estruturais sujeitos a tensões no domínio elástico, em que um grande número de ciclos para falhar (mais de 10^3 ciclos) é previsto utilizando-se de cargas baixas ou

quando se projeta para vida infinita, neste caso se denomina Fadiga de Alto Ciclo. O modelo Deformação-Número de Ciclos (ϵ -N) ou de Coffin-Manson é mais utilizado nas aplicações que envolvem Fadiga de Baixo Ciclo, em problemas com altas cargas de fadiga e onde se espera uma vida reduzida para a peça. Nos casos em que um defeito do tipo trinca está presente, a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFLE) pode ser utilizada para prever o tempo de vida restante, tendo grande aplicação em programas de inspeção periódicas, associados aos Ensaios Não Destrutivos (END), principalmente na indústria aeroespacial. Os resultados mais precisos são obtidos quando é possível detectar e mensurar uma trinca na peça. Quando isto não é possível, assume-se a existência de uma trinca menor que a mínima trinca detectável pelos instrumentos adequados para visualização de defeitos.

Figura 8: Estágios de iniciação e propagação da vida em fadiga.

2.6.1 Fadiga de Alto e Baixo Ciclo

Segundo MEYERS e CHAWLA (1982), quando o material está sujeito á fadiga de alto ciclo, a função controladora do fenômeno é a amplitude de tensão constante que atua oscilando entre dois extremos: $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$. Ao contrário da tensão, a deformação não tem sua amplitude constante. A resistência do material à deformação pode aumentar com o tempo. Neste caso, a deformação cíclica torna-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão ocorrendo endurecimento cíclico. Caso exista um aumento nas deformações ao longo dos

ciclos, isto indicará a ocorrência de amolecimento cíclico. O endurecimento e o amolecimento cíclico ocorrem no início da ciclagem, e existe a estabilização após determinado número de ciclos.

Os mesmos autores afirmam que em fadiga de baixo ciclo, a função controladora é a deformação, uma vez que possui amplitude constante, enquanto que a tensão muda com o tempo. Neste caso, as tensões cíclicas aplicadas são altas e, como consequência, tem-se uma pequena vida para o material. O endurecimento cíclico implica que a resistência do material à deformação aumenta com o carregamento cíclico e que se precisa de tensões cada vez maiores para levar o material aos limites impostos pela deformação. O amolecimento cíclico faz com que o material se deforme mais facilmente. Sob controle de deformação, as tensões necessárias para deformar o material aos limites impostos são cada vez menores.

2.7 Etapas da Fratura por Fadiga

2.7.1 Nucleação de Trinca por Fadiga

A nucleação, ou iniciação, de trincas normalmente ocorre em singularidades ou descontinuidades, e uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de alta tensão cisalhante (45°). Em estruturas carregadas ciclicamente em fadiga tais descontinuidades, em geral, encontram-se na superfície de componentes ou próximas a ela. O mecanismo de nucleação envolve bandas de deslizamento causadas pela deformação plástica cíclica. Para haver deformação plástica no material metálico é necessária a movimentação de planos atômicos conhecidos como planos de escorregamento, definidos pela máxima densidade atômica. No entanto, isso seria impossível sem a presença de um defeito linear: a discordância. A Figura 9 mostra a sequência teoricamente natural da movimentação da discordância em cunha através do reticulado cristalino até atingir o final do cristal.

F

Figura 9: Ilustração da sequência de movimentação teórica de uma discordância no reticulado cristalino.

Fonte: CALLISTER, 2000.

A discordância se movimenta propagando-se pelo reticulado plano a plano, por dois fatores: primeiro é necessário menor quantidade de energia para a discordância se movimentar através de uma linha no reticulado por certo intervalo de tempo, até que chegue à superfície, em vez de se deslocar do plano inteiro no mesmo intervalo de tempo, uma vez que não há transporte de massa em largas distâncias e toda energia elástica disponível pode ser usada na movimentação da discordância e, segundo, pela facilidade do movimento das discordâncias devido à presença de elétrons livres, característica das ligações metálicas. Quando várias discordâncias atravessam planos de escorregamento paralelos e próximos, o cristal se desloca do seu lugar de origem, ocasionando uma trinca muito pequena entre o contorno de grão ou fase e a descontinuidade. A formação das discordâncias ocorre com mais facilidade em locais onde haja concentração de tensões como trincas, inclusões, e mudanças geométricas de seção. Mesmo em carregamentos onde a máxima tensão esteja ainda abaixo da tensão limite de escoamento do material, a fratura pode ocorrer, se o mesmo apresentar defeitos como trincas (CALLISTER, 2000).

As bandas de deslizamento são, como já mencionado, planos nos quais as partes de componentes dos cristais sofrem deslizamento relativo por deformação plástica. Durante a progressão do processo de fadiga são desenvolvidas deformações cíclicas e a superfície do material que inicialmente estava lisa, começa a apresentar aumento em sua rugosidade em diferentes planos de deslizamento criando as chamadas extrusões e intrusões. As intrusões e extrusões são perturbações localizadas que se formam na superfície de um corpo sólido que se caracterizam pelo surgimento da rugosidade com o tempo. Essas rugosidades agem como concentradores de tensões.

Para se compreender a nucleação de trinca por fadiga a partir de descontinuidades geométricas desenvolvidas na superfície livre do metal, Sudardhan et al (1990) propôs alguns modelos. Esses modelos são classificados de acordo com o modo de deslizamento apresentado pelo material, e podem ser divididos em:

- modelos de sistemas de deslizamento simples;
- modelos de sistemas de deslizamento alternados paralelos;
- modelos de interseção de linhas de deslizamento.

A Figura 10 ilustra esses modelos de formação das intrusões e extrusões.

Figura 10: Modelo de formação de intrusões e extrusões baseado no sistema de (a) deslizamento simples; (b) deslizamento alternado em planos paralelos e (c) deslizamento em bandas que se intersectam, segundo Cottrell & Hull, 1957 apud DIETER 1981.

No caso dos materiais dúteis, a nucleação de trincas ocorre pela formação das bandas de deslizamento permanentes provenientes da deformação plástica no grão mais desfavoravelmente orientado, ocorrendo já nos primeiros ciclos do carregamento.

Para os materiais frágeis, como as ligas de alta resistência de alumínio e os aços tratados para uma alta dureza, a nucleação das trincas inicia-se na interface entre a matriz e as inclusões preexistentes, já que a matriz não chega a se deformar plasticamente. Desta forma não surgem às bandas de deslizamento na superfície livre, com a nucleação iniciando mais no interior do material. A Figura 11 apresenta três principais maneiras do surgimento de nucleadores de trincas nos materiais.

Figura 11 – Descontinuidades que provocam a nucleação de trincas por fadiga nos materiais.

Fonte: DIETER, 1988.

Segundo Meyers (1982), as alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis pelo início de trincas ou podem interagir com defeitos estruturais ou geométricos existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânico (remoção mecânica da camada danificada) adequado.

Segundo Kim & Laird (1978) o mecanismo de nucleação de trincas por fadiga, bem como a deformação associada, dependem de como o ensaio é realizado, como por exemplo, qual a amplitude de tensão que será usada, a temperatura do ensaio, o meio em que será realizado e quais são as características de deslizamento deste material ensaiado.

Apesar dos vários mecanismos propostos, fica claro que eles não servem como uma única interpretação para os mecanismos de nucleação de trincas observados em uma grande gama de materiais. Esta situação fica ainda mais complicada quando o meio (por exemplo, névoa salina) é adicionado, tornando o desenvolvimento de um modelo universal uma realização praticamente imutável (SUDARSHAN et al., 1990).

2.71.1 Curvas de Wöhler (S-N)

Em 1860, August Wöhler iniciou ensaios para descobrir as causas da falha por fadiga, motivado pelas falhas ocorridas em eixos de trens, testando aços e outros metais sob torção e carregamentos axiais. Ele observou que a resistência mecânica dos eixos de trens submetidos a carregamentos cíclicos era notavelmente menor do que a resistência estática (limite de escoamento) do mesmo material. Seu trabalho foi direcionado para a caracterização do

comportamento à fadiga, publicando seus dados experimentais em tabelas. Os dados de fadiga de alto ciclo são apresentados em uma escala linear para a amplitude de tensão cíclica (σ_{amp}) na ordenada e linear ou logarítmica para o número de ciclos admissíveis para fratura final na abscissa (N_f). Essa curva é conhecida como curva S-N ou curva de Wöhler em homenagem ao autor que contribui para a pesquisa nessa área. Essas curvas são levantadas conforme procedimentos descritos nas normas ASTM E466 (2011) e ASTM E739 (2010).

A metodologia tensão-vida (S–N) é muito utilizada para projetos onde se necessita da relação entre a tensão que um material suporta antes de fraturar e o número de ciclos até a fratura. Este método é válido quando o regime for essencialmente elástico e o número de ciclos for relativamente alto ($N_f > 1000$ ciclos), dado que o método ignora o comportamento plástico do material e tal plasticidade é mínima em vidas longas. Esta metodologia é também, como já citada, conhecida como fadiga de alto ciclo (FAC) ou fadiga em baixa tensão (FBT) e pode ser usada quando os níveis de tensão são inferiores ao limite de escoamento do material.

Certos materiais, muito importantes na engenharia, apresentam na sua curva S-N, um limite de fadiga (S_e) bem definido (Figura 12). Abaixo desse nível de tensão o material pode presumidamente suportar um número infinito de ciclos e de tensões regulares sem fraturar. Tal fenômeno é comumente chamado de vida infinita. Os materiais que geralmente apresentam esta característica são os aços com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e ligas de titânio (DOWLING, 2007).

Nem todos os materiais, entretanto, apresentam este platô. Ligas não-ferrosas de alumínio (Al) ou magnésio (Mg) geralmente apresentam curvas S-N como a mostrada na Figura 13, no qual o limite de fadiga não é nítido. Nestes casos convencionou-se a determinação de um limite de resistência à fadiga, que corresponde ao nível de tensão para que a fratura ocorra em um número de ciclos especificado, que varia de acordo com o material estando geralmente entre 10^6 e 10^7 ciclos.

Existem muitas relações empíricas para aços entre o limite de resistência à tração, S_u , e a dureza Brinell, HB, sendo que estas foram realizadas através do estudo para vários materiais. A relação entre elas ($S_u / HB = 3,75$) se mostrou muito razoável para algumas ligas de Al laminadas (BANNANTINE; COMER; e HANDROCK, 1990).

Figura 12: Curva tensão-vida (S-N) para aços com estrutura cristalina CCC onde é possível observar o limite de fadiga, denominado S_e .

Fonte: DOWLING, 2007.

Figura 13: Curva tensão-vida S-N para ligas não-ferrosas onde é possível observar o limite de resistência à fadiga (S_e'), nesse caso para uma vida igual a 10^6 ciclos.

Fonte: DOWLING, 2007.

Têm-se algumas relações empíricas entre a tensão de vida infinita (10^6 ciclos) e a dureza Brinell, HB. Estas relações servem como parâmetros para prever o comportamento das curvas de fadiga auxiliando o início dos ensaios, mas nem sempre se adequam ao modelo utilizado.

$$S_e \text{ (ksi)} \approx 0,25 \times \text{HB para } \text{HB} \leq 400$$

(eq. 1)

$$\text{Se } \text{HB} > 400, S_e \approx 100 \text{ ksi.}$$

Ou

Segundo Juvinall (1967), algumas ligas metálicas, como o Al, apresentam um limite de fadiga S_L , de acordo com a seguinte relação:

$$S_e (5 \times 10^8) = 0,4 \times S_u \text{ para } S_u < 325 \text{ MPa} \quad (\text{eq. 2})$$

$$S_e (5 \times 10^8) = 130 \text{ MPa}, S_u > 325 \text{ MPa}$$

Outro parâmetro importante é o nível de tensão correspondente a uma vida de 1000 ciclos, S_{1000} , podendo ser estimado como 0,9 vezes de S_u . Obtendo os valores de S_e ($0,5 S_u$) e S_{1000} , pode-se construir uma curva S-N aproximada para o material, como a mostrada pela Figura 14.

Figura 14: Estimativa de uma curva S-N, para aços, na escala log-log.

Fonte: BANNANTINE, 1990.

Em vez de uma abordagem gráfica mostrada acima, Bannantine (1990) apresenta uma relação potencial que pode ser usada para estimar a curva S-N para aços:

$$S = 10^C N^b, \text{ para } 10^3 < N_f < 10^6 \quad (\text{eq. 3})$$

Onde os expoentes, C e b, da curva são determinados usando-se os dois pontos da Figura 14. Obtêm-se assim:

$$b = -(1/3) \log_{10}(S_{1000}/S_e) \text{ e } C = \log_{10}((S_{1000})^2/S_e) \quad (\text{eq. 4})$$

Substituindo-se os valores de b e C obtidos na equação (3), encontra-se uma equação geral que prevê o comportamento da curva S-N dependente apenas de S_u e N.

$$S = 1,62 \times S_u \times N^{-0,085} \quad (\text{eq. 5})$$

Os ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente realizados mantendo-se um ciclo de carregamento com amplitude constante. A Figura 15 ilustra a história de carregamento mais simples em fadiga: tensão senoidal com amplitude constante. Este ciclo, utilizado no ensaio de fadiga, apresenta os seguintes parâmetros de controle para a caracterização do

carregamento: tensões máxima, média e mínima, amplitude de tensão, variação de tensão e razão de tensões. Como é visto valores negativos de tensão correspondem a cargas compressivas e valores positivos a tensões de tração, assim como na Mecânica dos Sólidos.

Os valores de tensão média, amplitude de tensão, razão de tensões e variação de tensão podem ser relacionados por meio de equações partindo-se dos valores das cargas máxima e mínima (DOWLING, 2007):

$$\text{Variação de tensão, } \Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (\text{eq. 6})$$

$$\text{Amplitude de tensão, } \sigma_{\text{amp}} = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}/2 = \Delta\sigma/2 \quad (\text{eq. 7})$$

$$\text{Tensão média, } \sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2 \quad (\text{eq. 8})$$

$$\text{Razão de tensões, } R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} \quad (\text{eq.9})$$

Figura 15: Variação da tensão em função do tempo; indicação de valores de tensões máxima, média e mínima, amplitude de tensão e variação de tensão.

Fonte: SCHÖN, 2010.

A determinação da curva S-N, a partir do ensaio de fadiga, pode ser realizada com σ_m igual a zero ou com algum valor específico diferente de zero. De forma equivalente, as curvas S-N são comumente realizadas para um valor constante de razão de tensões (R).

Como já mencionado, a curva S-N pode ser aproximada por uma reta em um gráfico bilogárímico. A equação matemática que ajusta a representação da curva é dada por (DOWLING, 2007):

$$\sigma_a = C + D \log N_f \quad (\text{eq.10})$$

Sendo que:

C e D são constantes de ajustes.

Basquin (1910) propôs essa equação empírica para caracterizar as curvas S-N dos metais. Ele mostrou que em uma curva S-N bi-logarítmica, entre a amplitude de tensão versus o número de ciclos para falhar, existe uma relação linear. Desta forma o autor estabeleceu uma lei de potência para a fadiga. Esta relação é mostrada na Equação 11.

$$\sigma_a = A N_f^B = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (\text{eq. 11})$$

As constantes de ajuste (A, B e b) para a equação 11 são relacionadas por:

$$A = 2^b \sigma'_f \text{ e } B = b.$$

Onde:

σ_a = a amplitude de tensão real cíclica;

σ'_f = o coeficiente de resistência à fadiga;

$2N_f$ é o número de reversões para falhar e;

b é o expoente de Basquin ou expoente de resistência à fadiga.

2.7.1.2 Fatores que Influenciam as Curvas S-N

Grande parte desta revisão foi baseada em Bannantine (1990) e Dowling (2007). Por muito tempo a ênfase da maioria dos ensaios de fadiga era obter um ganho de conhecimento no que tange à influência de vários fatores na vida em fadiga dos materiais. Os fatores mais estudados foram: tensão média, tamanho da amostra, tipo de carregamento, acabamento superficial, microestrutura e concentradores de tensão.

Apartir destes estudos chegou-se a resultados, os quais modificam a tensão real, tal que:

$$\sigma_e = \sigma_e' C_{\text{tamanho}} \times C_{\text{carregamento}} \times C_{\text{acabamento}} \times \dots C_{\text{xxx}} \quad (\text{eq. 12})$$

Em que:

σ_e : é a nova tensão corrigida pelos fatores modificadores de tensão;

σ_e' : é a tensão de vida infinita e;

C: são os fatores modificadores.

A tendência entre estes fatores é a diminuição de σ_e .

Quando, no limite, o ensaio não for cíclico, mas sim estático, todos os fatores (C) se igualam a um e a tensão não sofre nenhuma modificação.

É importante lembrar que estes fatores são completamente empíricos e específicos para algumas situações. Muito cuidado e atenção devem ser dados quando se extrapolam tais valores para outras situações. A seguir, serão somente apresentadas algumas considerações

sobre o efeito da tensão média e de concentradores de tensões por se tratarem de objetos deste estudo (efeito de R e k_t).

2.7.1.2.1 Efeito da Tensão Média (σ_m ou S_m)

A tensão média tem um efeito significativo na falha de componentes estruturais, sendo que a de tração ($S_m > 0$) diminui, enquanto que a de compressão ($\sigma_m < 0$) aumenta a vida em fadiga dos materiais quando comparada a uma tensão média nula ($\sigma_m = 0$). Tal efeito está ligado ao fato de que as tensões aplicadas no material possuem maior magnitude. Quanto maior a tensão média de tração aplicada (mantendo-se fixa a amplitude), menor o número de ciclos até a falha do material (terceira lei de Wöhler). A Figura 16 apresenta a influência da tensão média na vida. Nota-se que para uma mesma vida (10^5 ciclos), existe uma significativa variação no número de ciclos para falhar quando se realizam ensaios com tensões médias diferentes.

Figura 16: Efeito da tensão média (S_m) na vida em fadiga dos materiais.

Fonte: DOWLING, 2007.

Outra forma de apresentar esta mesma informação é por meio do diagrama vida constante. Este tipo de gráfico (Figura 17) é construído tomando-se pontos da curva S-N para vários valores de vida em ciclos. Apartir destes pontos, plota-se combinações de amplitude de tensão e tensão média que produzem cada uma dessas vidas. A interpolação entre as linhas de cada tipo de gráfico podem ser usados para obter a vida em fadiga para várias tensões aplicadas. O diagrama vida-constante mostra que para manter a mesma vida, o aumento da tensão média na direção de tração deve ser acompanhado pela diminuição na amplitude de tensão. (DOWLING, 2007).

Figura 17: Diagrama de vida constante para o alumínio 7075-T6.

Fonte: DOWLING, 2007.

Outro fator importante é a razão de tensões, R . Esse parâmetro está diretamente relacionado com a tensão média aplicada por meio da seguinte equação:

$$\sigma_m = \sigma_{m\acute{a}x}(1 + R)/2 \quad (\text{eq. 13})$$

Dessa forma, quanto maior é o valor de R , maior é a tensão média, menor é o limite de fadiga em relação a um R nulo e menor é a vida em fadiga. A Figura 18 mostra vários ensaios de nucleação de trinca realizados com diferentes razões de tensão para o aço A571.

Para o caso particular em que a tensão média é igual a zero ($\sigma_m = 0$) a amplitude de tensão pode ser designada como σ_{ar} . Num diagrama como o da Figura 17, σ_{ar} é a intercepção na curva quando $\sigma_m = 0$ para qualquer vida específica. O gráfico pode, então, ser normalizado de uma forma útil plotando-se os valores da razão σ_a/σ_{ar} versus tensão média, σ_m . O resultado, agora normalizado, pode ser visto na Figura 19.

Figura 18: Influência da razão de tensões, R , na vida em fadiga do aço A 571.

Fonte: DOWLING, 2007.

Figura19: Diagrama normalizado da amplitude média para a liga de alumínio 7075 T6 baseado na

Figura 17.

Fonte: DOWLING, 2007.

Apartir do gráfico são utilizadas algumas equações para correção dos parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga. Estas equações corrigem valores de tensão aplicada com tensão média diferente de zero, ou seja, R diferente de -1, para valores que possuem tensão média igual a zero e R igual a -1.

Tais modelos utilizam o limite de escoamento, σ_{ys} , o limite de resistência à tração, σ_u , a tensão verdadeira de fratura, σ_{fB} ou o coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f .

Os modelos mais comumente utilizados são definidos pelas seguintes equações (DOWLING, 2007):

$$\text{Gerber (Alemanha, 1874): } (\sigma_a/\sigma_{ar}) + (\sigma_m/\sigma_u)^2 = 1 \quad (\text{eq. 14})$$

$$\text{Goodman (Inglaterra, 1899): } (\sigma_a/\sigma_{ar}) + (\sigma_m/\sigma_u) = 1 \quad (\text{eq. 15})$$

$$\text{Soderberg (EUA, 1930): } (\sigma_a/\sigma_{ar}) + (\sigma_m/\sigma_{ys}) = 1 \quad (\text{eq. 16})$$

$$\text{Morrow (EUA, 1960): } (\sigma_a/\sigma_{ar}) + (\sigma_m/\sigma_{fB}) = 1 \quad (\text{eq. 17})$$

$$\text{Morrow (EUA, 1960): } (\sigma_a/\sigma_{ar}) + (\sigma_m/\sigma'_f) = 1 \quad (\text{eq. 18})$$

$$\text{SWT*}: \sigma_{ar} = (\sigma_{m\acute{a}x} \cdot \sigma_a)^{1/2}, (\sigma_{m\acute{a}x} > 0) \quad (\text{eq. 19})$$

SWT* = Smith-Watson-Topper

4.7.1.2.2 Concentradores de Tensões

A grande maioria das peças reais possui entalhes ou variações localizadas em sua geometria como furos, rasgos, os quais são em geral indispensáveis para a fixação ou operação da peça. Estes entalhes concentram localmente as tensões nominais que atuariam na peça se ela fosse isenta deles. As regiões na qual a deformação plástica cíclica é maior do que a nominal, é denominada de regiões de concentração de tensões, as quais podem ser macroscópicas, devido à geometria, como entalhes ou microscópicas como partículas de segunda fase (inclusões e vazios) a qual apresenta propriedades elásticas diferentes da matriz.

O fator de concentração de tensão elástico k_t , é definido pela razão entre a máxima tensão que atua numa dada seção entalhada σ_n' e a tensão nominal σ_n (baseada na área da seção) que atuaria se o entalhe não estivesse presente. Logo:

$$k_t = \sigma_n' / \sigma_n \quad (\text{eq. 20})$$

O parâmetro k_t é um fator dependente da geometria e do modo de carregamento, e em alguns casos do coeficiente de Poisson, não sendo dependente da magnitude da tensão e das propriedades do material. Normalmente, cantos vivos têm k_t grande e, portanto, devem ser sempre evitados nas peças e estruturas que trabalham à fadiga. Alterando um pouco a estrutura ou mesmo removendo estes entalhes pode-se obter uma melhor distribuição das linhas de força, fazendo com que o k_t diminua, aumentando a resistência em fadiga. A Figura 20 apresenta curvas S-N mostrando o efeito da presença ou não de entalhes na vida em fadiga para uma liga de alumínio.

Figura 20: Efeito do entalhe em curvas S-N sob flexão rotativa em ligas de alumínio, e comparações com reduções de resistência usando k_t e k_f .

Fonte: DOWLING, 2007.

O efeito do entalhe reduz a amplitude de tensão correspondente para qualquer vida dada por um fator k_t . Porém, pela Figura 20, observa-se que os dados de teste reais estão situados acima desta estimativa, ou seja, o entalhe tem um efeito menor do que o esperado. O fator de redução real para longas vidas em fadiga, especialmente, em $N_f = 10^6$ e 10^7 ciclos ou maior, é chamado de fator de entalhe em fadiga k_f , sendo dado por:

$$k_f = \sigma_{ap} / \sigma_{ap}' \quad (\text{eq. 21})$$

Onde:

k_f : é formalmente definido somente para $R = -1$;

σ_{ap} : tensão aplicada nos CP's sem entalhe;

σ_{ap}' : tensão aplicada nos CP's com entalhe.

Se o entalhe tem raio de curvatura grande, ρ , em sua ponta, k_f pode ser essencialmente igual a k_t . Entretanto, para pequenos raios ρ , a discrepância observada anteriormente pode ser bastante grande, deste modo k_f é considerado menor do que k_t . Alguns valores de k_f ilustrando sua variação com o raio para barras entalhadas de um aço AISI 1015 é mostrado na Figura 21.

Um conceito útil para lidar com os efeitos do entalhe é a sensibilidade ao entalhe q :

$$q = k_f - 1/k_t - 1 \quad (\text{eq. 22})$$

Se o entalhe tem seu efeito máximo possível, que $k_f = k_t$, então $q = 1$. O valor de q diminui a partir da unidade se $k_f < k_t$, tendo um valor mínimo de $q = 0$ quando $k_f = 1$, o qual

corresponde o entalhe não ter efeito algum. O valor de q entre 0 e 1 é, portanto, uma medida conveniente de quão severo um dado corpo de prova é afetado pelo entalhe. Para um dado material, q aumenta com o raio do entalhe, e dentro de uma dada classe de materiais, q aumenta com limite de resistência a tração. A discrepância entre k_f e k_t é maior para materiais altamente dúcteis e para entalhe afiado, e menor para materiais de baixa ductilidade e entalhes arredondados.

Uma formulação empírica usada para determinar q e a equação resultante para determinação de k_f é:

$$q = 1/[1+(\beta/\rho)], \quad k_f = 1 + (k_t - 1)/[1+(\beta/\rho)] \quad (\text{eq. 23})$$

Onde:

β = é uma constante para cada material e,

ρ = raio do entalhe.

Esta expressão em particular representa uma simplificação da equação desenvolvida por H. Neuber. Valores típicos de β para aços e para ligas de Al tratadas termicamente são apresentados em gráfico na Figura 22.

Figura 21: Fatores de entalhes por fadiga para vários raios de entalhes baseados em testes de fadiga de um aço com flexão rotativa.

Fonte: DOWLING, 2007.

Figura 22: Constante de Neuber, β , como função do limite de resistência à tração para aços carbono e de baixa liga e para ligas de Al tratadas e envelhecidas (série T). Curvas elaboradas por Kuhn, 1952.

Fonte: Dowling, 2007.

2.7.2 Propagação da Trinca

O tamanho da trinca, quando esta passa da transição do estágio de iniciação para o estágio de propagação é geralmente desconhecido e normalmente quase sempre depende do ponto de vista do analista e do tamanho do componente que está sendo analisado. As aproximações da mecânica da fratura são usadas para a estimativa da vida em propagação

O processo de propagação de trincas subdivide-se em três estágios, conforme ilustrado na Figura 23. O estágio I, a trinca é comumente denominada de curta, no estágio II é denominada de trinca longa e no estágio III é onde ocorre a fratura final e a trinca é instável.

No primeiro estágio (I) as trincas depois de nucleadas na superfície, começam a se propagar ao longo dos planos cristalográficos das bandas de deslizamento persistentes. Desta forma, a trinca geralmente cresce paralelamente às bandas de deslizamento nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 grãos, não sendo visível a olho nu. A taxa de propagação neste estágio é da ordem de angstroms por ciclo. Segundo Dieter (1981) este estágio, juntamente com a fase de nucleação de trinca, compreende a maior

parte da vida em fadiga em alto ciclo de componentes ou corpos de prova, podendo chegar a 90% da vida no regime de fadiga de alto ciclo.

Figura 23: Estágios I, II e III da propagação de trinca por fadiga.

Fonte: ADAPTADO DE SILVA, 2009.

Uma vez nucleada, a trinca passa a se propagar na direção normal à máxima tensão de tração, que caracteriza o estágio II de propagação de trinca (Figura 23). Esta etapa apresenta uma morfologia característica definida macroscopicamente como uma região lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca. Microscopicamente, entretanto, a trinca normalmente apresenta estrias características (Figura 24), principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, cada uma correspondendo a um ciclo do carregamento. A propagação da trinca neste estágio independe da orientação dos grãos, sendo preferencialmente transgranular, e a taxa de propagação pode chegar a micrometros por ciclo.

Figura 24: Detalhes das estrias de fadiga.

Um dos modelos que explica a propagação de trincas por fadiga neste estágio foi proposto por Laird (1966) e está ilustrado na Figura 25. Esse modelo consiste em sucessivos arredondamentos e embotamentos da ponta da trinca, explicando o fenômeno de formação de estrias na superfície de fratura.

Figura 25: Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird.

Fonte: DIETER, 1981.

Os planos a, b, c, d, e, f sob carregamento cíclico, são descritos abaixo:

- (a) Início sob carga nula, a trinca está fechada;
- (b) Com o aumento da carga trativa, a ponta da trinca começa a deformar elástica e plásticamente, devido à indução de tensões de cisalhamento na direção a 45° do plano de trinca;
- (c) Ao se atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento máximo da ponta da trinca;
- (d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca (pequenas cargas de compressão), parte elástica, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes, parte plástica;
- (e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria;
- (f) O processo é repetido no ciclo subsequente, sendo que a cada ciclo é produzido uma nova estria.

A taxa de propagação no estágio I é geralmente muito menor do que a do estágio II, ou seja, o número de ciclos gastos na propagação da trinca no estágio I é muito maior do que no estágio II, como no caso de CP's sem entalhes. Já para CP's entalhados, o número de ciclos necessários para o estágio I é praticamente desprezível e todo o processo de propagação da trinca de fadiga corresponde ao estágio II. A propagação no estágio II termina, geralmente, na fratura da seção transversal remanescente. A propagação da trinca por fadiga no estágio I, que ocorre por meio das bandas de deslizamento persistentes, é controlada pela componente cortante da tensão aplicada. A propagação não-cristalográfica, no estágio II, é controlada pela componente normal (KLESNIL e LUCAS, 1992).

A ponta da trinca que se propaga gera alta concentração de tensão, causando deformação plástica local à frente da trinca. Esta zona de deformação plástica cresce até um ponto ao qual praticamente se iguala à espessura do material, terminando o estágio dois e iniciando-se o estágio três (III), que é a ruptura catastrófica da estrutura, também com crescimento perpendicular ao eixo de tensão, porém de forma instável (MEYERS; CHAWLA, 1998). Sob o ponto de vista macroscópico a superfície de fratura se caracteriza por uma região áspera. Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode ou não apresentar evidências de deformação plástica, semelhantes aos micromecanismos de fratura observados em corpos de provas lisos, submetidos a ensaios de tração monotônica, ou seja, alveolar (“dimples”), clivagem e intergranular.

Por fim, Dieter (1981) diz que, a vida total (N_t) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (N_n) - INICIAÇÃO e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (N_p) - PROPAGAÇÃO, segundo a seguinte equação:

$$N_t = N_n + N_p \quad (\text{eq. 24})$$

Para níveis baixos de tensão ou deformação, a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida total do corpo de prova. Já, em altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação passa a ocupar a maior parte da vida total.

2.7.2.1 Aplicação da Mecânica da Fratura na Propagação de Trinca por Fadiga

Grande parte desta revisão foi baseada em Anderson (1995). Como já mencionado anteriormente a análise do comportamento em fadiga de componentes em materiais sem defeitos conhecidos é baseada no uso da curva S-N. Esta fornece basicamente a vida para

nuclear e propagar a trinca por fadiga. Entretanto, quando os componentes estruturais que por ventura já apresentem defeitos conhecidos ou que possam apresentar trincas nucleadas em pontos de alta concentração de tensão no início da vida em fadiga (como por exemplo, durante o processo de fabricação) tem o processo de fadiga controlado pela propagação de trinca.

A teoria da mecânica da fratura foi originalmente desenvolvida e proposta por volta de 1920, por Griffith que observou que uma trinca em um material, quando submetida a uma determinada tensão, crescia quando a energia elástica armazenada no corpo superava o trabalho de criação de duas novas superfícies infinitesimais. A teoria de Griffith, entretanto, não considerava a deformação plástica sofrida pelo material. Posteriormente Irwin adicionou, à expressão de Griffith, uma correção relacionada ao trabalho de deformação plástica.

A mecânica da fratura assume que defeitos sempre existem em um corpo sólido, e que são suficientemente grandes se comparado com algumas dimensões características da microestrutura, como por exemplo, o tamanho de grão. Estas trincas, ou defeitos semelhantes a trincas agem como intensificadores de tensões, em que, localmente, a tensão pode se tornar maior do que a tensão teórica de fratura do material. A Figura 26 mostra as três variáveis abordadas simultaneamente na mecânica da fratura.

Figura 26: Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura.

Fonte: ANDERSON, 1995.

A mecânica da fratura elástica linear (MFEL), desenvolvida a partir dos trabalhos de Irwin (ANDERSON, 1995), é usada para prever a relação entre a magnitude e a distribuição

de tensão nas vizinhanças da ponta da trinca com a tensão nominal aplicada na peça, o tamanho, forma e orientação da trinca ou entalhe. Basicamente, a MFEL admite que a fratura de um corpo sólido ocorra a partir de um defeito pré-existente atuando como um intensificador e/ou concentrador de tensão, quando o campo de tensões elásticas na ponta da trinca atinge um determinado valor crítico.

A Figura 27 mostra o sistema de coordenadas polares e os estados de tensão em um elemento cúbico infinitesimal situado próximo à ponta da trinca.

Para descrever o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento elástico linear faz-se o uso do fator de intensidade de tensão (K). Existe um valor crítico de K que pode ser usado para especificar as condições para uma fratura frágil, sendo este valor crítico conhecido como tenacidade à fratura (K_{IC}) no estado plano de deformação. Desta forma, para que ocorra a fratura é necessário que o valor do fator de intensidade de tensão aplicado alcance o valor da tenacidade à fratura do material.

Figura 27: Componentes da tensão na ponta da raiz da trinca.

Fonte – BANNANTINE, COMER E HANDROCK, 1990.

2.7.2.2 Fator de Intensidade de Tensão (K)

Existem três tipos básicos de carregamento que a trinca pode sofrer (Figura 28), os modos I, II e III que se referem à maneira como a trinca se propaga no material. A descrição de cada modo é dada a seguir.

- Modo I - carregamento em tração, com a direção de deslocamentos das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas.

- Modo II – carregamento em cisalhamento (escorregamento), com a direção de deslocamentos das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação.
- Modo III - carregamento de cisalhamento (rasgamento), com a direção de deslocamentos das superfícies das trincas paralelamente a si mesmas e à frente de propagação.
-

Figura 28: Modos de carregamento para abertura de uma trinca.

Fonte – ANDERSON, 1995.

O conceito do fator de intensidade de tensão foi introduzido em 1957 por Williams e Irwin para quantificar o campo de tensões em torno de uma trinca em um componente predominantemente linear elástico. Os trabalhos foram independentes (Irwin usou uma função de tensão de Westergaard complexa em materiais elásticos e Williams propôs sua função de tensão na forma de uma série infinita), mas os autores chegaram ao mesmo resultado. O fator de intensidade de tensão foi logo aceito na indústria aeronáutica, ávida por uma análise eficiente para quantificar o efeito das trincas após as quedas de três jatos comerciais (Comets) em 1954, devidas à propagação brusca e instável de trincas de fadiga.

O modo I de carregamento (K_I) é o principal e o mais utilizado na grande maioria dos ensaios descritos na literatura, pois gera resultados mais conservativos de estimativa de tenacidade à fratura dos materiais (carregamento mais crítico). A Figura 29 mostra K_I como sendo o parâmetro que descreve o campo de tensões elásticas lineares à frente de uma trinca (ANDERSON, 1995).

As variáveis que descrevem esse campo são:

σ_{xx} que é a tensão paralela ao plano de propagação da trinca;

σ_{yy} que é a tensão normal ao plano da trinca;

τ_{yx} e τ_{xy} que são as tensões cisalhantes no plano xy;

r é a distância entre a ponta da trinca e o elemento de volume elástico avaliado e;

θ é o ângulo entre o plano da trinca, e o em que se encontra o elemento de volume.

Figura 29– Tensões próximas à frente de uma trinca em um sólido elástico.

Fonte – ANDERSON, 1995.

Para $\theta = 0^\circ$, isto é, analisando um elemento de volume situado exatamente sobre o plano virtual de propagação da trinca, define-se (Irwin):

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \{\sqrt{2\pi r} \sigma_{yy}\} \quad (\text{eq. 25})$$

Para o caso de uma chapa com dimensões infinitas, contendo uma trinca planar passante de comprimento $2a$, e carregada remotamente por uma tensão trativa uniaxial σ , perpendicular ao plano da trinca, a expressão para o fator de intensidade de tensão é a seguinte:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{eq. 26})$$

Uma expressão geral, no caso de corpos de prova de dimensões finitas, tem-se:

$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{eq. 27})$$

Onde:

σ é a tensão remota aplicada e Y é chamado de fator geométrico ou de forma, e pode ser representado por uma função da flexibilidade, $f(a/W)$. Os valores de Y , para várias geometrias, podem ser encontrados na literatura (ANDERSON, 1995). Esse fator representa um parâmetro ou função adimensional que depende tanto dos tamanhos quanto das geometrias da trinca e da amostra.

A importância de K_I reside no fato de que este fator descreve completamente o estado de tensão e consequentemente de deformação na frente da trinca. Portanto, este parâmetro único é um dos mais importantes conceitos da mecânica da fratura elástica linear. Apesar de ter sido desenvolvido para materiais elásticos lineares, o conceito continua válido para materiais que apresentam uma zona plástica pequena e localizada na frente da trinca, ou seja, sob condição de escoamento restrito ou em pequena escala, relativamente às dimensões principais do componente ou corpo de prova analisado (ANDERSON, 1995).

2.7.2.3 Curvas de Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN vs ΔK)

Segundo Callister (2002), mesmo que sejam tomadas medidas para minimizar a possibilidade de uma falha por fadiga, trincas e sítios de nucleação de trincas sempre existirão em componentes estruturais. Sendo assim, quando a trinca está presente é de primordial importância a determinação de parâmetros que possam monitorar seu crescimento.

Deste modo, o primeiro passo para se determinar as curvas de propagação de trincas por fadiga da/dN em função da variação do fator de intensidade de tensão ΔK , é a obtenção da curva de tamanho da trinca (a) versus número de ciclos, como mostrado pela Figura 30. A partir desse gráfico (Figura 30) aplicam-se os conceitos da mecânica da fratura elástica linear (MFEL) e o fenômeno da propagação da trinca é relacionado com o fator de intensidade de tensões ΔK , um parâmetro que fornece a intensidade das tensões em torno da ponta da trinca, o qual é perpendicular a máxima tensão normal trativa. Dessa forma, trabalha-se com a curva da taxa de propagação, da/dN vs. o fator cíclico de intensidade de tensões, ΔK .

Esta relação é apresentada em uma curva esquemática em escala bilogarítmica e se caracteriza para a maioria das ligas de alumínio por uma curva sigmoidal com três regiões distintas, conforme Figura 31.

Na Região I, a taxa de propagação de trinca (da/dN) torna-se cada vez menor com o decréscimo de ΔK , e seu valor, geralmente, está entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo. Nesta região define-se o ΔK limiar (ΔK_{th}), chamado também de “*threshold*”, abaixo do qual não se detecta comprimento de trinca mensurável. Com relação à fratura, esta região apresenta superfícies como clivagem e, geralmente, não exhibe estrias de fadiga regularmente espaçadas. A microestrutura (como vazios e inclusões), as condições de carregamento, a razão de tensões (R) e o ambiente influenciam fortemente o valor deste ΔK_{th} . O projetista que utiliza os conceitos da mecânica da fratura está muito interessado nesta região, uma vez que as taxas de

propagação de trinca correspondem aos primeiros estágios da formação e propagação da trinca, na qual um procedimento de reparo e recuperação da estrutura pode ser adotado.

Figura 30: Curva do tamanho da trinca, a , em função do número de ciclos, N para a liga de alumínio Al AA7050-T7451.

Fonte: MORETO, 2012.

Figura 31: Curva esquemática típica de um ensaio de crescimento de trinca por fadiga.

Fonte: ADAPTADO DE ANDERSON, 1995.

Na região II, o comportamento é normalmente caracterizado por uma relação linear entre $\log. da/dN$ e $\log. \Delta K$. Nesta região as taxas vão de $10^{-7} \sim 10^{-6}$ até $10^{-5} \sim 10^{-2}$ mm/ciclo, e o

crescimento da trinca é aproximadamente contínuo ao longo da sua frente a qual é caracterizada pelas "estrias de fadiga". A regra de propagação da/dN é controlada pelas deformações cíclicas que acompanham as pontas das trincas de fadiga, e é pouco sensível à microestrutura, à carga média, ao meio ambiente e à espessura da peça.

Diversos modelos empíricos foram propostos para descrever a relação linear na Região II. A proposição mais simples e famosa é a formulada por Paul Paris (1960) e seus colaboradores. Este modelo tenta descrever a resposta local de um material trincado quando uma amplitude de carga macroscópica é aplicada. Numa aproximação mais simples para os estudos de fadiga a trinca é grande o suficiente, tanto com relação à microestrutura quanto com relação à geometria; e a amplitude do carregamento e a frequência são constantes, além do ambiente ser sugerido como inerte.

A equação de Paris, que define a relação nesta região, pode ser descrito como segue:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{eq. 28})$$

Onde:

C e m são constantes do material e determinadas experimentalmente, sendo que C representa o ponto onde a reta cruza o eixo das ordenadas e m representa a inclinação da reta. Para a maioria dos materiais de engenharia seu valor varia entre 2 e 4 (DOWLING, 2007).

De acordo com a equação de Paris a taxa de crescimento da trinca nesta região é dependente da razão de carregamento e do fator de intensidade de tensão. Este modelo, porém, descreve apenas o comportamento à fadiga do material na Região II, não levando em consideração a razão de tensões, R .

A integração da Equação (28), entre os tamanhos inicial e crítico da trinca, fornece um número estimado de ciclos para falhar, conforme segue abaixo.

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

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (\text{eq. 29})$$

O número de ciclos necessários para a ocorrência de uma falha por fadiga é dado por:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R)} \quad (\text{eq.30})$$

Considerando o valor do fator de intensidade de tensão, ΔK , como sendo:

$$\Delta K = \Delta \sigma Y \sqrt{\pi a} \quad (\text{eq. 31})$$

Tem-se que:

$$N_f = \frac{2}{(m-2)CY^m \Delta \sigma \pi^{m/2}} \left\{ \frac{1}{a_0^{(m-2)/2}} - \frac{1}{a_f^{(m-2)/2}} \right\} \quad (\text{eq.32})$$

O tamanho final da trinca (a_f) pode ser calculado pela seguinte equação:

$$a_f = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{eq. 33})$$

Um número expressivo de pesquisadores têm desenvolvido outros modelos que descrevem toda ou parte da curva sigmoidal da/dN vs ΔK , cada qual se ajusta melhor com o tipo de material. Serão apresentadas as principais equações de propagação.

Forman (1990) propôs a seguinte relação para as regiões II e III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^{m-1}}{\frac{k_{\text{crítico}}}{k_{\text{máximo}}} - 1} \quad (\text{eq. 34})$$

Anderson, T.L (1995) propôs a seguinte relação para as regiões II e III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{(\Delta K - \Delta K_0)}{(1-R) K_{IC} - \Delta K} \quad (\text{eq. 35})$$

Priddle propõe um modelo para as regiões I, II e III:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{(\Delta K - \Delta K_0)}{K_{\text{crítico}} - K_{\text{máximo}}} \right) \quad (\text{eq. 36})$$

O estágio final da propagação da trinca é caracterizado pela Região III, quando ΔK (ou mais especificamente $K_{\text{máx}}$) aproxima-se de K_{IC} (tenacidade à fratura para estado de deformação plana) ou K_c (tenacidade à fratura para estado de tensão plana) (WEBSTER, 1994). O crescimento da trinca ocorre de maneira instável e a taxa de crescimento da trinca da/dN aumenta rapidamente com o aumento de ΔK . Neste caso, a fratura é similar em aparência à falha por um ensaio de tração. Esta região sofre grande influência da microestrutura, espessura do material e das condições de carregamento.

2.7.2.4 Fatores que Influenciam a Propagação de Trinca por Fadiga

Diversos fatores influenciam a propagação de trinca por fadiga, entre eles podemos citar: a tensão média (σ_m) normalmente variando em termos de razão de carga R ; anisotropia do material; microestrutura e acabamento superficial.

2.7.2.4.1 Efeito da Razão da Tensão ou Carregamento

A razão de carga ou de tensão R ($= P_{\min}/P_{\max} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = K_{\min}/K_{\max}$) é uma das principais variáveis mecânicas da fadiga, possuindo grande influência na taxa de crescimento da trinca. O valor de R afeta a taxa de crescimento de trinca de maneira equivalente ao efeito observado nas curvas S-N para diferentes valores de R e tensão média. Para um mesmo valor de ΔK , quanto maior o valor de R , maior a taxa de crescimento, e vice-versa. A Figura 32 ilustra a influência da razão R na taxa de crescimento da trinca em um aço AISI 4340.

Figura 32: Influência da razão R na taxa de propagação de trinca por fadiga.

Fonte: Adaptado DOWLING, 2007.

2.7.2.4.2 Efeito da Anisotropia

Esse fator é significativo em alguns materiais, principalmente no alumínio (Al) e titânio (Ti). Uma notação padronizada pela ASTM E1820 (2011) é utilizada para identificação da direção do carregamento, do plano de fratura e da direção da propagação da trinca sendo mostrada na Figura 33.

Figura 33: Código para orientação do plano da trinca para seções retangulares.

Fonte: ASTM E1820, 2011.

As letras L, T e S estão relacionadas com as direções do comprimento, largura e espessura, respectivamente, sendo a direção L coincidente com a direção principal da conformação mecânica (laminação, extrusão ou forjamento). Na identificação dos corpos de provas, a primeira letra indica a direção de carregamento e a segunda letra a direção de propagação da trinca no plano de fratura.

A Figura 34 apresenta as curvas de propagação de trinca por fadiga para a liga Al-2090-T8E41, obtidas em corpos de provas em diferentes orientações LT e SL (GODEFROID, L. B. e BASTIAN, F. L., 1989). Nota-se uma forte influência da orientação do material no comportamento em fadiga, principalmente na região limiar ΔK_{th} .

Devido à estrutura dos grãos alongados não recristalizados perpendiculares à menor direção transversal, a extensão da trinca no plano da conformação (SL, ST) ocorre por um mecanismo do tipo delaminação intergranular, com pouca alteração nas superfícies da trinca. Por outro lado, significativa alteração é desenvolvida para a extensão da trinca perpendicular

ao plano da conformação (TL, T-S), onde o crescimento é essencialmente cristalográfico, com evidência de deflexão microscópica e ramificação macroscópica.

Figura 34: Influência da anisotropia na propagação de trinca por fadiga na Liga Al-2090-T8E4.

Fonte: GODEFROID, L. B. e BASTIAN, F. L., 1989.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado no desenvolvimento deste trabalho é nova liga de Al-Li da série 2XXX com designação AA 2050, na condição T84. O material foi fornecido pela Embraer S.A. na forma de placas com dimensões 200 x 100 x 50,8 mm a partir das quais foram fabricados os corpos de prova para o desenvolvimento de todo o trabalho.

A liga **Al-Li AA 2050-T84** é uma liga Al-Cu-Li cuja composição química baseia-se principalmente no Al com adição principalmente de Cu e outros elementos como Fe, Si, Mn, Mg, Zn, Zr, e Ag. A liga foi desenvolvida para fornecer melhores propriedades mecânicas como resistência, tenacidade, e resistência à fadiga, juntamente com redução da densidade ($2,71 \text{ g/cm}^3$), em comparação com as convencionais ligas da série 2XXX e 7XXX que não contém lítio. Esta liga também foi projetada para apresentar melhor resistência à corrosão sob tensão e soldabilidade, estando disponível na forma de placas com espessuras entre 12,7-127 mm.

A composição química nominal da liga conforme a norma de especificação SAE AMS 4413 (Aluminum Alloy, Plate 3.5 Cu 1.0Li .40Mg .35Mn .45Ag 0.12Zr (2050-T84) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Artificially Aged) para essa liga é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4: Composição nominal (% em peso) da liga AA 2050 segundo a especificação AMS 4413.

Elementos	Al	Cu	Li	Mg	Mn	Ag	Zr	Si	Fe	Zn
AMS 4413	Min.	2.30	0,7	0,2	0,2	0,2	0,06	--	--	--
	Max.	3.90	1.30	0,6	0,5	0,7	0,14	0,08	0,1	0,25

A composição química da liga como recebida está mostrada na Tabela 5.

Tabela 5: Composição nominal (% em peso) da liga AA 2050 como recebida.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Pb	Li	Ag
AA 2050	0,03	0,06	3,54	0,37	0,31	20*	30*	0,02	0,03	0,08	< 1*	0,87	0,37

* em ppm

Outros elementos: 0,05% máximo, Total: 0,15% máximo, Alumínio: Balanço.

Todos os elementos analisados estão dentro dos padrões nominais estabelecidos pela especificação SAE AMS 4413 relacionada à liga AA2050-T84.

3.2 Microscopia Ótica

Para cada uma das amostras foram realizados exames metalográficos em três direções a saber: (1) longitudinal ou direção de laminação (RD), (2) transversal longa (LT) e (3) transversal curta (ST), (Figura 35) no intuito de verificar a direção de laminação do material recebido. Um microscópio óptico Olympus BX60M, com uma câmera digital de alta resolução (5,0 Mpixels) foi utilizado. As amostras foram embutidas em resina baquelite e polidas em lixa de SiC na sequência 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh. Os polimentos mecânicos foram realizados com pasta de diamante na sequência 3 μ m e 1 μ m.

Figura 35: Sentidos de análise do material conforme corte.

O ataque metalográfico foi realizado por imersão com reativo de Keller. O tempo de imersão foi em média de 40 segundos. A composição química do reativo de Keller é mostrada na Tabela 6.

Tabela 6: Composição química do reativo Keller.

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

As análises metalográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microanálise por EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometry) foram realizadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura da marca FEG modelo InspectTM F50 em corpos de prova com e sem ataque químico no intuito de identificar precipitados dispersos na matriz. É importante salientar que o elemento Li não pode ser detectado pela técnica de EDS do MEV utilizado, pois seu número atômico é menor que o do material que isola a câmara de vácuo do detector EDS.

3.3 Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram conduzidos em duas condições: sem entalhe e entalhado com concentrador de tensão, k_t , aproximadamente igual a 3,0. A razão de tensões, R , foi variada em dois níveis: 0,1 e 0,5.

No ensaio de resistência à propagação da trinca por fadiga foi avaliado o efeito da razão de tensões e o posicionamento da trinca em relação à direção laminação. A Tabela 7 resume as condições de ensaio juntamente com a quantidade de corpos de prova utilizados.

Tabela 7: Matriz de testes de Fadiga

Ensaios de Fadiga	CPs*	Curvas	Número de CPs	Total
Nucleação	$k_t = 1,0$	$R = 0,1$	20	40
		$R = 0,5$	20	
	$k_t = 3,0$	$R = 0,1$	20	40
		$R = 0,5$	20	
Propagação	Direção LT	$R = 0,1$	3	6
	Direção LT	$R = 0,5$	3	
	Direção TL	$R = 0,1$	3	6
	Direção TL	$R = 0,5$	3	

*CPs = corpos de prova

3.3.1 Ensaios de Nucleação de Trinca por Fadiga, Curva S – N

Os ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram realizados axialmente em uma máquina servohidráulica da marca MTS 810, com célula de carga calibrada em Fevereiro de 2013, de 250 kN de capacidade, segundo as normas ASTM E466 (2011), que regulamenta

como o teste de fadiga axial em amplitude constante deve ser conduzido para materiais metálicos, e ASTM E739 (2010), que sugere um procedimento para tratamento estatístico linear de dados que deverá ser tido em conta na construção das curvas S-N para uma determinada probabilidade de falha, sob amplitude constante de carregamento, utilizando onda senoidal com frequência de 30 Hz, em ar. Todos os corpos de provas foram retirados numa mesma direção: LT. Para a condição $k_t = 1,0$ os mesmos foram polidos manualmente na região útil do corpo de prova; já para a condição $k_t = 3,0$ o acabamento superficial foi dado como usinado não sendo realizado qualquer lixamento ou acabamento na região do furo. O motivo para o não polimento dessa geometria se deu, pois é desejável ensaiar esse corpo de prova numa condição mais real possível, avaliando além do efeito do concentrador de tensão a influência da rugosidade superficial da peça.

As Figuras 36 e 37 mostram a geometria e dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga S-N.

Figura 36: Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo retangular “dog bone”, utilizado nos ensaios de fadiga, para $k_t = 1$.

Dimensionamento em [mm].

Figura 37: Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo chapa, utilizado nos ensaios de fadiga, para $k_t = 3,0$.

Dimensionamento em [mm].

Os corpos de provas para os ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram retirados em uma das metades e na pior condição meio da placa como recebida conforme o seguinte esquema (Figura 38):

Figura 38: Disposição para extração dos corpos de prova para os ensaios de fadiga.

Na extração dos corpos de provas tomou-se o cuidado de sempre retirá-los da mesma posição ao longo da espessura, dessa forma, garantiu-se que, a textura foi sempre a mesma ao longo desta.

A Figura 39 apresenta os corpos de prova montados na máquina servohidráulica para (a) $k_t = 1,0$ e (b) $k_t = 3,0$, mostrando o esquema para a obtenção dos resultados de vida em fadiga da liga estudada.

(a)

(b)

Figura 39: Corpo de prova montado na máquina durante ensaio de nucleação de trincas por fadiga para (a) $k_t = 1,0$ e (b) $k_t = 3,0$.

Foram utilizados um total de 20 corpos de prova para cada uma das condições estudadas, sendo utilizados 4 corpos de prova para cada um dos 5 níveis de tensão aplicado. Com estes parâmetros, pôde-se encontrar o percentual de replicabilidade dos ensaios, de acordo com a equação a seguir:

$$\% \text{ replicabilidade} = 100 * [1 - (n^\circ \text{ de níveis de tensão} / n^\circ \text{ total de corpos de prova})] \quad (\text{eq. 40})$$

O percentual de replicabilidade encontrado para estes ensaios foi de 75%, onde segundo o Capítulo 3 da referência Manual de Planejamento e Análise Estatística para Experimentos em Fadiga (1975) são dados de confiabilidade de projeto.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga apresentam valores dispersos, por isso é necessário realizar um tratamento estatístico dos resultados. Para o tratamento estatístico destes resultados recorreu-se ao procedimento da norma ASTM E739 (2010). Utilizou-se uma confiabilidade de 95%. O modelo utilizado para essa análise foi o log-normal, que é uma distribuição bastante genérica em estudos de confiabilidade e muito aplicada em estudos de número de ciclos até a fadiga e pode ser usada para determinar qualquer probabilidade de falha. Esse modelo apresenta o número de ciclos para falhar na abscissa, numa escala logarítmica, e os níveis de tensões nas ordenadas. Considerando a função distribuição log-normal obtém-se uma linha reta de equação: $Y = A + B * \log(X)$.

No intuito de comparar os dados de fadiga obtidos neste projeto com os dados da literatura fez-se correção para tensão média igual a zero ($\sigma_m = 0$) e razão de tensões igual a menos um ($R = -1$) utilizando as equações de Gerber (Eq. 14), e Smith-Watson-Topper (SWT Eq. 19).

3.3.2 Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga, da/dN vs ΔK

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante de carregamento foram realizados para a obtenção das curvas da/dN vs ΔK de acordo com a norma ASTM E647 (2011) em ar, variando a razão de carga (R) e a direção de propagação da trinca, utilizando uma máquina servohidráulica da marca MTS 810, com célula de carga calibrada em Fevereiro de 2013, de 250 kN de capacidade, onda senoidal e frequência de 15 Hz. A Figura 40 ilustra a geometria e dimensões do corpo de prova tipo C(T) que foi utilizado nos ensaios de da/dN vs ΔK .

Os dados foram posteriormente processados em programas gráficos específicos, de onde os parâmetros da equação de Paris (C e m) da região II para cada razão de carga aplicada foram obtidos.

A Figura 41 mostra o corpo de prova do tipo C(T) montado na máquina servohidráulica MTS para a obtenção dos resultados da propagação de trinca por fadiga da liga estudada.

Figura 40: Geometria e dimensões do corpo de prova que foi utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga tipo C(T).

Dimensionamento em [mm].

Figura 41: Corpo de prova montado na máquina durante ensaio de propagação de trinca por fadiga.

Antes da realização do ensaio de propagação propriamente dito, uma pré-trinca de 1-2 mm foi produzida por fadiga de acordo com a norma ASTM E647 (2011). Segundo Richards (1980) existe muitas técnicas para a obtenção do crescimento de trinca de fadiga, dentre eles pode-se citar, método da observação visual, medidas de flexibilidade (*compliance*), diferença de potencial com corrente contínua ou alternada, correntes parasitas, ultrassom e emissão acústica, porém as mais utilizadas são a observação visual, queda de potencial e o método da flexibilidade elástica ou técnica do *compliance*.

No presente trabalho, a determinação dos parâmetros da região II da curva da/dN vs ΔK (região de Paris) bem como o de tamanho de trinca (a), a taxa de propagação de trinca (da/dN), a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK), as forças máxima ($F_{\max}$) e mínima ($F_{\min}$) aplicadas e o deslocamento da boca da trinca (COD) para todos os corpos de prova foram realizados utilizando-se a técnica do *compliance*. O método é baseado no princípio da mudança dos sinais de deslocamento do corpo de prova na medida em que o mesmo é carregado, em que esse deslocamento está correlacionado com o comprimento de trinca. É uma técnica que utiliza um sistema de aquisição e processamento dos sinais digitais de carga e deslocamento. Um diagrama esquemático desse sistema experimental é mostrado na Figura 42.

Figura 42: Diagrama esquemático mostrando a técnica do *compliance* utilizado para fazer a aquisição de dados do teste de propagação de trinca por fadiga.

Fonte: Adaptado de LEE, PARK, E CHANG, 1996.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Microestrutural

A análise metalográfica é apresentada na Figura 43. Observa-se um mosaico composto da microestrutura da liga Al-Li AA 2050-T84, sendo as três vistas observadas nas orientações longitudinal (L), transversal (T) e normal à superfície (S).

Figura 43: Vista tridimensional da microestrutura da liga. Ataque Keller.

Como pode ser observado trata-se de uma típica liga de Al laminada a frio com grãos alongados (empanquecados) e lamelares principalmente na direção longitudinal, L. A microestrutura típica da liga AA 2050-T84 é constituída por uma solução sólida de Al contendo dispersão de precipitados na matriz. Assim como no trabalho de Lequeu et al., 2009, que trabalharam com a mesma liga e com composição química semelhante a deste projeto, os principais precipitados responsáveis pelo aumento da resistência mecânica da liga são: T_1 (Al_2CuLi) e, em menor grau, θ' (Al_2Cu). Além desses, o precipitado S (Al_2LiMg) é também observável.

A Figura 44 apresenta a microestrutura da liga Al-Li AA 2050-T84 na direção longitudinal observada em microscópio eletrônico de varredura – MEV, mostrando em (a) o modo SE (*secondary electron*) que fornece informações a respeito da superfície (topologia) e

em (b) o modo BSE (*back scattered electron*) que fornece contraste de elementos, e por consequência, de composição.

(a)

(b)

Figura 44: Micrografia da liga Al-Li AA 2050-T84 na direção longitudinal em dois modos: em (a) SE e em (b) BSE.

A Figura 45 mostra detalhes da microestrutura da liga na direção longitudinal sem ataque (para visualização de precipitados na matriz) e com ataque químico (para se observar, além de precipitados, o sentido de laminação). Pelas imagens observam-se alguns dos precipitados dispersos na microestrutura. Alguns desses precipitados foram analisados por meio da microanálise por EDS.

(a)

(b)

Figura 45: Microestrutura da liga Al-Li AA 2050-T84 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura mostrando os precipitados em (a) sem ataque e em (b) com ataque. Ataque: Keller.

O espectro de energia característico e a composição química advindo da microanálise por EDS das Áreas Seleccionadas 1 e 2 (matriz) são apresentados na Figura 46. Para a Área Seleccionada 3 (precipitado) o espectro e a composição química são mostrados na Figura 47.

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

Figura 46: Espectro resultante da análise da dispersão de energia de raios-X da matriz e
Composição química das Áreas Seleccionadas 1 e 2.

Os elementos carbono (C) e oxigênio (O) não se faz presente na composição química da amostra sendo, desta forma, contaminantes encontrados devido à oxidação e, possivelmente, a gordura na hora da preparação da amostra.

Composição média	
Elemento	% (peso)
Al	35,72
Cu	54,68
Fe	8,28
Mg	0,34

Figura 47: Espectro resultante da análise da dispersão de energia de raios-X do precipitado e
Composição química da Área Seleccionada 3.

Por meio do resultado da análise de EDS da área selecionada 3, pode-se dizer que o provável precipitado encontrado para a liga é T_1 (Al_2CuLi). Outro possível precipitado pode ser o Al_7Cu_2Fe , pois na presença de Cu, o ferro (Fe) forma uma fase constituinte insolúvel com estrutura cristalina e estequiometria como citado. Essa fase é minimizada porque afeta negativamente tanto a tenacidade à fratura quanto a fadiga (RIOJA e LIU, 2012).

4 .2 Ensaios de Fadiga

4.2.1 Ensaios de Nucleação de Trinca por Fadiga, Curvas, S – N

Para cada nível de tensão utilizado, a Tabela 8, a seguir, mostra os dados de entrada utilizados no ensaio de fadiga como, tensão mínima e máxima, tensão média, amplitude de tensão bem como a média e o desvio padrão do resultado dos ensaios de vida em fadiga representado por N_f (ciclos para falhar) para a liga Al-Li AA 2050-T84 realizados em ar, para $k_t = 1,0$ e razão de tensões (R) igual a $R = 0,1$. As tabelas 9, 10 e 11 mostram, respectivamente, os mesmos parâmetros da Tabela 8 para as seguintes condições avaliadas: $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$; $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$ e $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$. Essas Tabelas completas podem ser vistas também no apêndice. Os dados de 10^6 referem-se à parada programada (run out). “Para efeito de cálculo dos níveis de tensões utilizou-se o limite de resistência à tração, σ_{LRT} retirado do ensaio de tração da dissertação de Maciel. C, (2013), em publicação na Universidade de São Paulo.”

Tabela 8: Dados de entrada de tensão e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$.

$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	Média N_f (ciclos)	Desvio Padrão (%)
42,58	425,80	234,19	191,61	28266	14,83
33,33	333,33	183,33	150,00	68360	3,99
27,78	277,78	152,78	125,00	124155	12,84
26,11	261,11	143,61	117,50	339536	6,21
24,44	244,44	134,44	110,00	1000000	--

Tabela 9: Dados de entrada de tensão e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$.

$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	Média N_f (ciclos)	Desvio Padrão (%)
230	460	345	115	72080	4,68
212,92	425,83	319,37	106,46	111299	2,08
198	396	297	99	152794	6,15
185	370	277,5	92,50	279960	8,24
150	300	225	75	1000000	--

Tabela 10: Dados de entrada de tensão e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$.

$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	Média N_f (ciclos)	Desvio Padrão (%)
22,22	222,22	122,22	100	29447	10,76
17,78	177,78	97,78	80	84591	17,35
15,56	155,56	85,56	70	159915	4,87
14,44	144,44	79,44	65	445457	8,86
13,33	133,33	73,33	60	1000000	--

Tabela 11: Dados de entrada de tensão e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$.

$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	Média N_f (ciclos)	Desvio Padrão (%)
149,07	298,14	223,61	74,54	31981	5,42
119,26	238,52	178,89	59,63	85299	11,3
104,35	208,7	156,53	52,18	226411	3,90
89,44	178,88	134,16	44,72	284139	11,5
70	140	105	35	1000000	--

As Figuras 48 e 49 apresentam, respectivamente, as curvas S-N obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar, comparando o efeito da razão de tensões (R) para o concentrador de tensão $k_t = 1,0$ e $k_t = 3,0$.

Por meio dessas Figuras nota-se que para um mesmo concentrador de tensão e uma amplitude de tensão constante, quanto maior for a razão de tensões (R), maior será a magnitude da tensão média, nesse caso trativa, aplicada (Eq. 13) e menor é o número de ciclos

necessários para falhar como era de se esperar. Katnam et al., 2010 obteve o mesmo comportamento da curva S-N que a deste projeto. O autor estudou o efeito da razão de tensões no comportamento em fadiga de juntas adesivas coladas. Em seu trabalho Katnam usou $R = 0,1, 0,5$ e $0,75$ e, pode concluir que, quanto maior foi o seu R menor foi o número de ciclos para falhar, ou seja, menor foi a vida em fadiga. Além disso, neste trabalho, notou-se que, à medida que a vida em fadiga aumenta a influência de R também é aumentada.

Figura 48: Curvas amplitude de tensão vs número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$, $R = 0,1$ e $R = 0,5$.

Figura 49: Curvas amplitude de tensão vs número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$, $R = 0,1$ e $R = 0,5$.

Apartir dos ensaios houve uma maior dispersão dos resultados para os corpos de provas não entalhados do que para os entalhados. Esta parece ser a evidência de que a presença de um entalhe localiza a nucleação da trinca levando a uma similar propagação de trinca após a mesma nuclear. Nesse contexto, o espalhamento da vida em fadiga para os corpos de prova não entalhados está parcialmente associado com a variação nos sítios de iniciação trinca (nas imperfeições da superfície ou deformações localizadas). O espalhamento observado para os corpos de prova não entalhados ($k_t = 1,0$) pode também estar associado com o efeito de amostragem, pois a área amostrada é maior quando comparada com a dos corpos de prova entalhados ($k_t = 3,0$). Isto é, para os corpos de provas não entalhados, há maior chance de se ter “defeitos” microestruturais como inclusões, precipitados, e macroestruturais como riscos superficiais, que acabam gerando diferentes sítios de nucleações em pontos aleatórios da amostra. As deformações plásticas que geram o mecanismo de intrusão e extrusão para os corpos de provas entalhados, devido ao concentrador de tensão, ficam restritas a um pequeno volume do corpo de prova o que reduz a probabilidade da amostragem de “defeitos”.

As Figuras 50 e 51 apresentam, respectivamente, o gráfico da amplitude de tensão (σ_{amp}) em função da vida em fadiga (N_f), S-N obtido para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar, comparando o efeito do concentrador de tensão k_t , para a mesma razão de tensões $R = 1,0$ e $R = 0,5$, na vida em fadiga.

Figura 50: Curvas amplitude de tensão vs número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $R = 0,1$, $k_t = 1,0$ e $k_t = 3,0$.

Figura 51: Curvas amplitude de tensão vs número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $R = 0,5$, $k_t = 1,0$ e $k_t = 3,0$.

Para fins de comparação, a Figura 52 apresenta curvas de fadiga S-N obtidas em ensaios de flexão rotativa para duas ligas de Al da série 2XXX (AA2024 e AA2014) mostrando o efeito do concentrador de tensão na vida em fadiga.

Observa-se que, tanto as curvas S-N apresentadas para as ligas de Al da série 2XXX (AA2024 e AA2014) quanto a experimental deste trabalho, utilizando corpos de prova entalhados e sem entalhe, independente do tipo de carregamento, apresentam o mesmo comportamento quando se estuda o efeito do concentrador de tensão na vida em fadiga. Nota-se que independente de R o efeito do entalhe reduz a amplitude de tensão aplicada correspondente para qualquer vida, o que diminui o número de ciclos para falhar. Isso se deve ao concentrador de tensão, que amplifica o valor da tensão aplicada localmente na frente do entalhe. Uma ressalva que deve ser levada em conta é que na diferença entre a vida de iniciação para o caso sem entalhe e entalhado existe, além da influencia de k_t , o efeito das diferenças das rugosidades devido aos diferentes acabamentos superficiais, mesmo esse efeito sendo muito mais baixo que o do concentrador de tensão, k_t .

(a)

(b)

Figura 52: Curvas amplitude de tensão vs número de ciclos para falhar (S-N) obtidas para a liga 2024-T4 em (a) e 2014-T6 em (b). Entalhe (60°) muito afiado ($k_t > 12$) com um raio de aproximadamente 0,0002" (0,00508 mm).

Fonte: Adaptado ASM HANDBOOK, 1996.

Utilizando a equação simplificada de Neuber (eq. 23), as curvas elaboradas por Kuhn (Figura 22) e o raio do entalhe determinou-se o valor de k_f teórico para o caso dos corpos de

prova entalhados. Pelas curvas S-N das Figuras 50 e 51 foram calculados os valores de k_f experimentais utilizando a Equação 23 para as duas razões de tensões, R. As tensões tomadas para esse cálculo foram as do nível imediatamente acima das tensões que causam o run out. A Tabela 12 apresenta esses resultados.

Tabela 12: Valores de k_f teórico e experimental.

k_t	σ_{LRT} (MPa)	β (mm)	ρ (mm)	k_f teórico	k_f (R = 0,1)	k_f (R = 0,5)
3,0	511	0,5	2	2,17	1,81	2,07

Os valores de k_f diferem para os diferentes R principalmente devido à influência da rugosidade. Para o primeiro caso em que R = 0,1 k_f é 16,6% menor; enquanto que para o segundo k_f é 4,61% menor quando comparados ao valor teórico.

O cálculo da sensibilidade ao entalhe, q para os corpos de prova entalhados foi obtido, sendo seu valor 0,665. Este valor está dentro da faixa de 0 a 1, como esperado.

Nas Figuras de 53-56 encontram-se representadas as curvas S-N para probabilidades de falha considerando a distribuição lognormal segundo a norma ASTM E3739 (2010) para uma confiabilidade de 95%.

Figura 53: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 1$ e R = 0,1. Confiabilidade de 95%.

Figura 54: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 1$ e $R = 0,5$. Confiabilidade de 95%.

Figura 55: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$. Confiabilidade de 95%.

Figura 56: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga Al-Li AA 2050-T84, para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$. Confiabilidade de 95%.

Após a análise de todos os dados estatísticos foi possível identificar uma dispersão de dados e, desta forma, alguns dados ficaram do lado de fora do limite de confiabilidade de 95%, de acordo com a norma ASTM E-739 (2010). Tal fato pode ser atribuído a uma não uniformidade dada ao acabamento superficial dos corpos de prova ensaiados.

Utilizando as equações de Gerber (eq. 14) e Smith-Watson-Topper (SWT – eq. 19) fez-se a correção para a tensão média igual a zero ($\sigma_m = 0$) no intuito de comparar com dados da literatura advindos de ensaios com $R = -1$. A Tabela 13 mostra um comparativo entre os valores obtidos da tensão média corrigida para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$. As Tabelas 14, 15 e 16 mostram, respectivamente, os mesmos parâmetros da Tabela 13 para as seguintes condições avaliadas: $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$; $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$ e $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$. Essas Tabelas completas podem ser vistas também no apêndice.

Tabela 13: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$.

Média N_f (ciclos)	σ_{amp} , MPa (experimental)	σ_{ar} , MPa (Gerber)	σ_{ar} , MPa (SWT)
28266	191,61	242,56	285,64
68360	150	172,16	223,61
124155	125	137,27	186,34
339536	118	127,58	175,16
1000000	110	118,18	163,98

Tabela 14: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$.

Média N_f(ciclos)	σ_{amp}, MPa (experimental)	σ_{ar}, MPa (Gerber)	σ_{ar}, MPa (SWT)
72080	115	211,33	230
111299	106,46	174,70	212,92
152794	99	149,50	198
279960	92,5	131,19	185
1000000	75	93,04	150

Tabela 15: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$.

Média N_f(ciclos)	σ_{amp}, MPa (experimental)	σ_{ar}, MPa (Gerber)	σ_{ar}, MPa (SWT)
29447	100	106,07	149,07
84591	80	83,04	119,26
159915	70	72,02	104,35
445457	65	66,61	96,9
1000000	60	61,25	89,44

Tabela 16: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$.

Média N_f(ciclos)	σ_{amp}, MPa (experimental)	σ_{ar}, MPa (Gerber)	σ_{ar}, MPa (SWT)
31981	74,54	92,19	149,07
85299	59,63	67,96	119,26
226411	52,18	57,58	104,35
284139	44,72	48,03	89,44
1000000	35	36,54	70

As Figuras de 57-60 apresentam as curvas S-N corrigidas para tensão média igual a zero e razão de tensões, R igual a -1, realizada nas quatro condições avaliadas.

Figura 57: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber, e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,1$ e $k_t = 1,0$.

Figura 58: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber, e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,5$ e $k_t = 1,0$.

Figura 59: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber, e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,1$ e $k_t = 3,0$.

Figura 60: Gráfico comparativo entre os valores Experimental, Gerber, e SWT para a liga Al-Li AA 2050-T84 para a condição $R = 0,5$ e $k_t = 3,0$.

É possível observar por meio destas Figuras que à medida que a amplitude de tensão vai diminuindo e o número de ciclos aumentando, as curvas corrigidas por Gerber, Goodman e SWT e a experimental deste trabalho vão se aproximando. Desta forma, observa-se que a correção proposta por Gerber ajusta-se melhor ao comportamento em fadiga deste material.

Além disso, a partir da análise dessas Figuras pôde-se concluir que as correções da tensão média realizadas não alteraram consideravelmente as vidas em fadiga da liga estudada.

Gamboni (2011) estudou o efeito do comportamento em fadiga de duas ligas da série 2XXX, Al-Li AA 2198-T851, AA 2524-T3, e duas ligas da série 7XXX, AA 7081-T73511 e AA 7050-T7451. Curvas S-N foram levantadas pelo autor em ar e em ambientes pré-condicionados por 15 dias usando uma solução de 3,5% NaCl (0,6 molar). Os ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram realizados em corpos de prova com geometria $k_t = 1,0$, com uma razão de tensões, $R = 0,1$ e frequência de 30-50 Hz. A Figura 61 compara a curva S-N levantada por Gamboni para as duas ligas da série 2XXX com a obtida nesse trabalho.

Figura 61: Comparação do comportamento em fadiga para as diferentes ligas da série 2XXX.

Comparando os resultados obtidos para as ligas da série 2XXX é possível verificar que para uma mesma amplitude de tensão, σ_{amp} , a liga Al-Li AA 2050-T84 apresenta maior números de ciclos para falhar, ou seja, uma maior vida, e consequentemente maior resistência à fadiga.

Os corpos de prova fraturados, tanto para $k_t = 1,0$ quanto para $k_t = 3,0$, tiveram sua região de fratura registrada e analisada na região do sítio de nucleação da trinca e modo de fratura, no intuito de comparar o efeito de R nas condições estudadas.

A Figura 62 ilustra a partir da superfície de fratura, as regiões de nucleação de trinca por fadiga (sítios) para os corpos de prova sem entalhe.

Pela análise fractográfica, é possível verificar, nos corpos de prova sem entalhe, claramente os sítios de nucleação de trinca, correspondendo tanto aos cantos quanto nas laterais dos mesmos. Verificou, também, que em todos os outros corpos de provas, houve somente um único sítio de nucleação.

Figura 62: Nucleação de trinca por fadiga nos ensaios S-N para $k_t = 1,0$ mostrando em (a) sítio no canto e em (b) na lateral.

A Figura 63 ilustra a partir da superfície de fratura, as regiões de nucleação de trinca por fadiga (sítios) para os corpos de prova com entalhe em dois exemplos característicos.

Figura 63: Nucleação de trinca por fadiga nos ensaios S-N para $k_t = 3,0$ mostrando em (a) propagação uniforme e em (b) propagação não-uniforme.

Para os corpos de prova entalhados não é nítido o ponto exato aonde a trinca se iniciou. Isso ocorre porque o entalhe proporciona a formação simultânea de múltiplos sítios de nucleação o que impede a clara visualização dos mesmos. Observou-se que, independente da razão de tensões, dependendo do nível de tensão aplicado a trinca inicia de maneira diferente. Para elevados níveis de tensão a trinca inicia em ambos os lados quase que simultaneamente (Figura 63 – a). Para níveis mais baixos a iniciação se dava preferencialmente em um dos

lados com pouca propagação no lado oposto, mostrando um retardo na nucleação deste (Figura 63 – b).

Por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV), foi possível observar as regiões de nucleação, propagação e região de fratura final. As Figuras de 64 e 65 indicam essas regiões para os corpos de prova sem entalhe; e as Figuras 66 e 67 para os corpos de prova entalhados.

Foi também observado que, independentemente de k_t e do nível de tensão, em grande parte dos sítios de iniciação de trincas, inclusões estavam presentes.

Figura 64: Sítio de nucleação do CP 01 sem entalhe da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$ em (a) e em (b) superfície de fratura final.

Figura 65: Sítio de nucleação do CP 03 sem entalhe da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$ em (a) e em (b) superfície de fratura final.

Figura 66: Sítio de nucleação do CP 08 com entalhe da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$ em (a), em (b) região de propagação e em (c) superfície de fratura final.

Figura 67: Sítio de nucleação do CP 02 com entalhe da liga Al-Li AA 2050-T84 indicado pela seta para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$ em (a), em (b) região de propagação e em (c) superfície de fratura final.

4.2.2 Ensaio de propagação de trinca por fadiga em ar

A Figura 68 apresenta as curvas da/dN vs ΔK obtidas para a liga estudada, comparando o efeito da razão de tensões (R) para a mesma direção de carregamento LT. Os dados computados referem-se à região de Paris da curva sigmoidal. A Figura 69 por sua vez apresenta as curvas para a direção TL.

Figura 68: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito de R para a direção LT.

Figura 69: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito de R para a direção TL.

Por meio das Figuras 68 e 69 observa-se que quando a razão de carga, R é aumentada para um mesmo valor de ΔK , essa provoca um aumento na taxa de crescimento como esperado.

A Figura 70 exibe o comportamento da curva da/dN vs ΔK mostrando o efeito da direção de carregamento para uma razão de tensões constante, $R = 0,1$. A Figura 71 apresenta esse comportamento para $R = 0,5$.

Figura 70: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito da direção de carregamento para $R = 0,1$

Figura 71: Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs ΔK) para a liga Al-Li AA 2050-T84 em ar comparando o efeito da direção de carregamento para $R = 0,5$.

Pelas Figuras 70 e 71, verifica-se que a taxa de propagação de trinca por fadiga em ligas de Al são relativamente insensíveis a orientação uma vez que para baixos valores de ΔK

as curvas ficam muito próximas. Para médios e altos valores de ΔK , as curvas apresentam mudança de comportamento uma vez que os valores de K_{IC} são diferentes para cada direção, sendo igual a $41,9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ na direção LT e $32,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ na direção TL [Maciel, C. 2013/ dissertação em andamento na Universidade de São Paulo].

A Tabela 17 apresenta os resultados dos parâmetros da equação de Paris e Erdogan (Eq. 28) obtidos dos ensaios de propagação de trinca por fadiga para a liga de alumínio estudada. Os valores de m representam o coeficiente angular da reta de regressão linear, e C é coeficiente encontrado pela extensão da linha reta para $\Delta K = 1 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Tabela 17: Resumo dos resultados obtidos dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar para a liga Al-Li AA 2050-T84.

Direção	Razão de tensões (R)	m	$C \frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m}$	Paris	R^2
LT	0,1	2,9	1,28E-07	$da/dN = 1,28E-07(\Delta K)^{2,9}$	0,988
TL		3,59	2,37E-08	$da/dN = 2,37E-08(\Delta K)^{3,59}$	0,978
LT	0,5	3,38	5,70E-08	$da/dN = 5,70E-08(\Delta K)^{3,38}$	0,985
TL		3,88	1,05E-08	$da/dN = 1,05E-08(\Delta K)^{3,88}$	0,971

Para a obtenção desses parâmetros utilizou-se uma região de regressão nas curvas definida entre os seguintes valores de ΔK de 10 a $25 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Comparando-se os valores de m obtidos para uma mesma razão de tensões (R) pode-se observar que para essa liga seu valor é maior para a direção TL, indicando maior velocidade de crescimento de trinca. Isto se deve à maior facilidade da trinca se propagar nessa direção, uma vez que as partículas de segunda fase estão todas alinhadas.

A Equação de Paris descreve bem o comportamento da taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, porém não leva em consideração o efeito da razão de tensões, R. Forman propôs uma outra formulação generalizada em que o autor inclui esse efeito (Eq. 35). As Figuras 72 e 73 apresentam o efeito da razão de tensões, R na taxa de propagação de trinca por fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 com base na Equação de Forman.

Figura 72: Efeito da razão R na taxa de crescimento de trinca da liga Al-Li AA 2050-T84 obtida com base na Equação de Forman para a direção LT.

Figura 73: Efeito da razão R na taxa de crescimento de trinca da liga Al-Li AA 2050-T84 obtida com base na Equação de Forman para a direção TL.

Por meio das Figuras 72 e 73 percebe-se que Equação de Forman, que é utilizada para corrigir o efeito da razão de tensões, R das regiões II e III da curva da/dN vs ΔK , ajusta-se bem tanto para a região de Paris quanto para a região de fratura final. O valor de K_c foi tomado a partir das curvas da/dN vs ΔK .

Moretto (2012) realizou ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar, utilizando corpos de prova do tipo C(T) com espessura igual a 12,5 mm, $R = 0,1$ e $f = 15$ Hz, na direção TL, para duas ligas da série 2XXX. A Figura 74 compara as curvas da/dN vs ΔK para as ligas obtidas por pelo autor e a neste trabalho.

Figura 74: Comparação entre as curvas da/dN vs ΔK para obtenção da região de Paris das ligas estudadas por Moretto e a neste trabalho.

Por meio da Figura 74 pode-se concluir que para a condição avaliada os comportamentos das curvas para as duas ligas são semelhantes, embora a microestrutura, a tensão média aplicada e a espessura dos corpos de provas sejam diferentes. Isso significa que a taxa de propagação de trinca por fadiga na região II (região de Paris) é controlada pelas deformações cíclicas sendo pouco sensível aos parâmetros acima mencionado. Observa-se que para um mesmo valor de ΔK que a liga AA 2050 apresenta taxa de propagação inferior a da AA 7050, similar a da AA 2198 e levemente superior a da AA 2524.

Após o ensaio de propagação de trinca por fadiga, os corpos de prova foram colocados no nitrogênio líquido para a fratura final. Foram retiradas fotos do aspecto macroscópico das fraturas para as quatro condições avaliadas, sendo as mesmas mostradas nas Figuras de 75-78.

Figura 75: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção LT e $R = 0,1$.

Figura 76: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção TL e $R = 0,1$.

Figura 77: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção TL e $R = 0,1$.

Figura 78: Aspecto macroscópico da fratura da liga Al-Li AA 2050-T84 para a direção TL e $R = 0,5$.

As Figuras 79-82 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar analisadas via MEV. As análises foram

realizadas nas três posições do corpo de prova acima mostradas: pré-trinca, **A** ($\Delta K = 12-8 \text{ MPa.m}^{1/2}$), propagação estável da trinca, **B** ($\Delta K = 8-25 \text{ MPa.m}^{1/2}$) e fratura instável, **C** ($\Delta K > 26 \text{ MPa.m}^{1/2}$).

(A) **(B)** **(C)**

Figura 79: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 **(A)** pré-trinca, **(B)** propagação e **(C)** fratura para a direção LT e $R = 0,1$.

Figura 80: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção LT e R = 0,5.

(C)

Figura 81: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção TL e $R = 0,1$.

(A)

(B)

(C)

Figura 82: Aspecto da superfície de fratura obtida via MEV das três regiões da liga Al-Li AA 2050-T84 (A) pré-trinca, (B) propagação e (C) fratura para a direção TL e $R = 0,5$.

5. CONCLUSÕES

Por meio da análise do microscópio eletrônico de varredura – MEV e Espectroscopia de Energia Dispersiva de raios-X (EDS) foi possível observar alguns dos precipitados dispersos na matriz. Esses precipitados são os que fornecem a melhora das propriedades mecânicas para a liga.

Foi possível observar que quanto maior R menor é a vida. Nota-se também que, à medida que a vida aumenta, a influência de R é aumentada. O espalhamento observado para os corpos de prova não entalhados está associado com o efeito da amostragem.

Para uma mesma razão de tensões, observa-se que o concentrador de tensão reduziu significativamente a vida em fadiga. O valor de k_f experimental foi 16,6% menor para $R = 0,1$ e 4,61% para $R = 0,5$ quando comparado com o valor de k_f teórico.

Para o efeito da tensão média, observa-se que a correção proposta por Gerber ajusta-se melhor ao comportamento em fadiga deste material.

Comparando-se o comportamento em fadiga de duas ligas de alumínio-lítio da série 2XXX verificou-se que para uma mesma amplitude de tensão, σ_{amp} , a liga Al-Li AA 2050-T84 apresenta maior números de ciclos para falhar do que a liga Al-Li AA 2198-T851, além de possuir maior limite de fadiga.

Foi possível verificar, nos corpos de prova sem entalhe, claramente os sítios de nucleação de trinca acontecendo tanto nos cantos quanto nas laterais dos mesmos. Nota-se, também, que para esse caso, há somente um único sítio de nucleação. Já para os corpos de prova entalhados ocorreu à formação de múltiplos sítios de nucleação. Nesse caso, independente de R , quando elevados níveis de tensão eram aplicados, a trinca se iniciava em ambos os lados quase que simultaneamente, enquanto que, para níveis mais baixos a iniciação se dava preferencialmente em um dos lados com pouca propagação no lado oposto mostrando um retardo na nucleação deste. Além disso, verificou-se que independentemente de k_t e do nível de tensão, em grande parte dos sítios de iniciação de trincas, inclusões estavam presentes.

A partir dos resultados para o período de propagação da trinca foi possível observar que, independente da direção de laminação a frio, quanto maior é a razão de tensões para um mesmo valor de ΔK maior é a taxa de propagação de trinca por fadiga. Quando avaliamos o efeito da direção para diferentes valores de razão de tensões, verifica-se que as ligas de alumínio são relativamente insensíveis a orientação uma vez que para baixos valores de ΔK as

curvas ficam muito próximas. Para médios e altos valores as curvas apresentam mudança de comportamento uma vez que os valores de K_{IC} são diferentes para cada direção.

Utilizando a Equação de Forman para corrigir o efeito de R , observou-se que ela ajusta-se bem para a região II (Paris) da curva da/dN vs ΔK e para a região final III.

As curvas da/dN vs ΔK , para as ligas Al-Li AA 2198-T851, Al-Li AA 2050-T84, AA 2524-T3 e AA 7050-T7451 quando comparadas para a região de Paris, observa-se que para um mesmo valor de ΔK que a liga AA 2050 apresenta taxa de propagação de trinca inferior a da AA 7050, similar a da AA 2198 e levemente superior a da AA 2524.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Caracterizar a microestrutura utilizando Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET);
2. Utilizar a técnica de EBSD para determinar a orientação cristalográfica dos grãos de nucleação preferencial, bem como aqueles do caminho de propagação de trinca;
3. Utilização da técnica de Correlação Digital de Imagens em corpos de prova entalhados para a análise do campo de deformação e sua influência na nucleação de trincas por fadiga;
4. Realizar ensaios de nucleação de trinca por fadiga em névoa salina (3,5% NaCl).

REFERÊNCIAS

- ALLISON, J.E. (1988). The Measurement of Crack Closure During Fatigue Crack Growth. Fracture Mechanics – Eighteenth Symposium, ASTM-STP 945, ASTM, p. 913-933.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. (1990). Metals handbook. 9thed. Ohio: ASM International.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia, ASTM E8/8M-11: “Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials”.
- (2011). ASTM E466: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia, ASTM E739-10: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -n) Fatigue Data.
- (2011). ASTM E647: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. Philadelphia.
- (2011) ASTM E399: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia.
- SAE AMS 4413 (Aluminum Alloy, Plate 3.5 Cu 1.0Li .40Mg .35Mn .45Ag 0.12Zr (2050-T84) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Artificially Aged).
- ANDERSON, T. L.(1995). Fracture mechanics fundamentals and applications. 2nded. Boca Raton: CRC Press. Cap. 2.
- ASM SPECIALTY Handbook: Aluminum and aluminum alloys in aluminum-lithium alloys. (1993). Ohio: ASM International. p.121.
- ASM Handbook: Fatigue and Fracture. (1996). Vol. 19. ASM International p.771-812.
- BANNANTINE, J. A.; COMER, J.J.; HANDROCK, J. (1990). Fundamentals of metal fatigue analysis. New York: Prentice Hall.
- BRANCO, C. A. G. M., Mecânica dos Materiais, Ed. FCG, Lisboa, 1985. Cap. 14, p. 903-1047.
- BRESCIANI, E. F. (1991). Seleção de materiais metálicos. 3.ed.Campinas: Editora da Unicamp.Cap.3, p.51-150.
- CALLISTER JR., W.D. (2002). Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. Traduzido por S.M.S. Soares. 5.ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos.

- CHANANI, G., NARAYAN G. H. NARAYAN and TELLSMAN, I. J. in High Strength PM Aluminum Alloys, edited by M. J. Koczak and G. H. Hildeman, Conference Proceedings The Metals Society of AIME, 1982) pp. 341-68.
- COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). Proceedings of Royal Society of London, v.242A, p.211-217.
- DUGGAN, T.,V.; BYRNE, J., Fatigue as a Design Criterion, The MacMillan Press Ltda, 1977, UK.
- DIETER, G.E. (1981). Metalurgia mecânica. 2.ed. RIO DE JANEIRO: Guanabara dois. Cap.12, p.344-484.
- DOWLING, N. E. (2007). Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue. 3.ed. Lebanon: Pearson Prentice Hall.
- ESWARA, P. N., KAMAT S. V., PRASAD, K. S., MALAKONDAIAH, G. KUTUMBARAO, V. V., 1993-1994. In-plane anisotropy in fracture toughness of an Al–Li 8090 plate. Eng. Fracture Mech. 46: 209–223.
- FORREST, P.G. (1970). Fatigue of metals. Oxford: Pergamon Press.
- GAMBONI, O.C. (2011). Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de AL de grau aeronáutico. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.
- HAFLEY, R.A., DOMACK, M.S., HALES, S.J., and SHENOY, R.N. Evaluation of Aluminium Alloy 2050-T84 Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Cryogenic Temperatures. Nasa. Langley Research Center, Hampton, Virginia, July 2011.
- HUANG, B.P. and ZHENG, Z.Q., Effect of Li Content on Precipitation in Al-Cu-(Li)-Mg-Ag-Zr Alloys, Scripta Mater., 1998, 38, p 357–362
- JATA, K. V., PANCHANDEESWARAN, S., VASUDEVAN, A. K., 1998. Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al–Li–Cu alloy. Mater. Sci. Eng. A257: 37–46.
- JUVINALL, R. C. (1967). Engineering design. 4.ed. New York: McGraw-Hill.
- KANG, S., and GRANT, N. J. in Aluminum-Lithium II, edited by E. A. Starke Jr and T. H. Sanders Jr, (AIME, New York, 1983) pp. 469 84.
- Katnam, K.B., Crocombe, A.D., Khoramishad, H., and Ashcroft, I.A. Load Ratio Effect on the Fatigue Behaviour of Adhesively Bonded Joints: An Enhanced Damage Model. 2010.

- KIRBY, B.R.; BEEVERS, C.J. (1979). Slow fatigue crack growth and threshold behavior in air and vacuum of commercial aluminum-alloys. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, New York, v.1, n.2, p. 203-215.
- LAVERNIA, E. J, GRANT, N.J (1987). Aluminium-lithium alloys. *Journal of Materials Science* May 1987, Volume 22, Issue 5, pp 1521-1529.
- LEQUEU, Ph., SMITH, K. P., DANIELLOU A. Aluminum-Copper-Lithium Alloy 2050 Developed for Medium to Thick Plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Volume 19, Number 6 841-847. (2010).
- LIN, F. S., CHAKRAVORTY, S. B., STARKE, E. A., 1982. Microstructure-property relationships of two Al-3Li-2Cu-0,2XCd alloys. *Metall. Trans. A13*: 401-410
- LUDWICZAK, E. A. and RIOJA, R. J. in *Aluminum- Lithium III*, Proceedings of the Third International Conference on Aluminum-Lithium Alloys, edited by C. Baker et al. (The Institute of Metals, London, 1986) p. 471.
- MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. (1999). *Mechanical behavior of materials*. New Jersey: Prentice Hall. Cap.7.
- MILLER, K. J. (1993). Materials science perspective of metal fatigue resistance. *Materials Science and Technology*, London, v.9, n.6, p.453-462, June.
- MORETO, J.A. (2011). Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al – Li de Alta Resistência para Aplicação Aeronáutica. Dissertação (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.
- P. S. PAO, K. K. SANKARAN and J. E. O'NEAL, in "Aluminum-Lithium Alloys", edited by T. H. Sanders Jr and E. A. Starke Jr, (AIME, New York, 1981) pp. 307-23.
- PEEL C. J., MCDARMAID, D., EVANS, B., 1988. Considerations of critical factors for the design of aerospace structures using current and future aluminium-lithium alloys. In *Aluminium-lithium alloys – design, development and applications update* (eds) R J Kar, S P Agrawal, W E Quist (Metals Park, Ohio: ASM Int.) pp 315-337.
- QUIST, W.E; NARAYANAN, G.H; e WINGERT, A.L. Aluminium-Lithium Alloys for Aircraft Structure, an Overview, 2. International Aluminium-Lithium Conf. Monterey, 12.4 – 14.4, 1983.
- RADMILOVIC, V.; THOMAS, G.; SHIFLET G. and STARKE JR., E.A. *Scripta Metallurgica*, vol.23, p.1141, 1989.
- REED-HILL, R., E., "Physical Metallurgy Principles", Nostrand Company, New York, 1973.

- REBIERE, M.; MAGNIN, T. (1947). Corrosion fatigue mechanisms of an 8090 Al-Li-Cu alloy. *Material Science and Engineering A*, Lausanne, v., n.1, p.99- 106.
- RICHARDS, C.E., Some Guidelines to the Selection of Techniques. In: *The Measurement of Crack Length and Shape During Fracture and Fatigue*, Engineering Materials Advisory Services LTD, pp. 461 – 468, 1980.
- RIOJA, R.J., BRETZ, P.E., SAWTELL, R.R., HUNT, W.H., and LUDWICZAW, E.A., Precipitation Reactions, Strength and Toughness of Al-Li-Cu Alloys, *Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties, Vol III*, Charlottesville, Virginia, USA, 15-20 June 1986, p 1781–1797
- ROESLER, J.; HARDERS, H.; BAEKER, M. (2007). Mechanical behavior of engineering materials: molds, ceramics, polymers, and composites. Berlin: Teubner Verlag Wiesbaden.
- RUCKERT, C.O.F.T. (2007). Correlação de estrias de fadiga com espectro de cargas em liga de Al aeronáutica SAE-MAS 7475 T7351. Tese (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.
- SANDERS JR, T. H., Factors Affecting Fracture Toughness and Other Properties of Al-Li Alloys, Final Report, Naval Air Development Center, Contract No. N2269-76-C-0271, June 14, 1979.
- SANKARAN, K. K, GRANT, N. J., 1980. The structure and properties of splat-quenched aluminium alloy 2024 containing lithium additions. *Mater. Sci. Eng.* 44: 213–227.
- STARKE JR., E. A.; LUTJERING, G. (1981). Fatigue and microstructure. *Metal Park: American Society for Metals*. p.205.
- SCHÖN, C. G. Mecânica dos materiais. São Paulo : Escola Politécnica da USP, 2010.
- SILCOCK, J. M., *J.Inst. Metals* 88 (1959-60) 357.
- SURESH, S. (1998). Fatigue of materials. 2nded. Boston: Cambridge. p.1-29.
- VENKATESWARA, Rao, K. T., H. F. HAYASHIGATANI, W. Yu and R. O. RITCHIE (1989). On the fracture toughness of aluminum-lithium alloy 2090-T8E41 at ambient and cryogenic temperatures. *Scripta Metall.*, 2..22,93-98.
- WILLIAMS, D. B., in *Aluminum-Lithium Alloys*, edited by T. H. Sanders Jr and E. A. Starke Jr, (AIME, New York, 1981) pp. 90-100.

APÊNDICE

Tabela 8: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$.

CP's	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f (ciclos)
1	30	234,19	191,61	42,58	425,80	23728
2	30	234,19	191,61	42,58	425,80	31964
3	30	234,19	191,61	42,58	425,80	31699
4	30	234,19	191,61	42,58	425,80	25673
5	30	183,33	150	33,33	333,33	71227
6	30	183,33	150	33,33	333,33	65008
7	30	183,33	150	33,33	333,33	69774
8	30	183,33	150	33,33	333,33	67432
9	30	152,78	125	27,78	277,78	107965
10	30	152,78	125	27,78	277,78	113102
11	30	152,78	125	27,78	277,78	139630
12	30	152,78	125	27,78	277,78	135923
17	30	143,61	117,5	26,11	261,11	348712
18	30	143,61	117,5	26,11	261,11	319685
19	30	143,61	117,5	26,11	261,11	324875
20	30	143,61	117,5	26,11	261,11	364871
13	30	134,44	110	24,44	244,44	1000000
15	30	134,44	110	24,44	244,44	1000000

Tabela 9: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$.

CP's	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f (ciclos)
1	30	345,00	115,00	230,00	460,00	72532
2	30	345,00	115,00	230,00	460,00	68375
3	30	345,00	115,00	230,00	460,00	76432
4	30	345,00	115,00	230,00	460,00	70981
5	30	319,37	106,46	212,92	425,83	109144
6	30	319,37	106,46	212,92	425,83	114485
7	30	319,37	106,46	212,92	425,83	110427
8	30	319,37	106,46	212,92	425,83	111138
9	30	297,00	99,00	198,00	396,00	162432
10	30	297,00	99,00	198,00	396,00	146753
11	30	297,00	99,00	198,00	396,00	142958
12	30	297,00	99,00	198,00	396,00	159034
17	30	277,50	92,50	185,00	370,00	307287
18	30	277,50	92,50	185,00	370,00	274236
19	30	277,50	92,50	185,00	370,00	252063
20	30	277,50	92,50	185,00	370,00	286253
13	30	225,00	75,00	150,00	300,00	1000000
15	30	225,00	75,00	150,00	300,00	1000000

Tabela 10: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$.

CP's	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f (ciclos)
1	30	122,22	100,00	22,22	222,22	28747
2	30	122,22	100,00	22,22	222,22	34099
3	30	122,22	100,00	22,22	222,22	27744
4	30	122,22	100,00	22,22	222,22	27197
6	30	97,78	80,00	17,78	177,78	93081
7	30	97,78	80,00	17,78	177,78	75166
8	30	97,78	80,00	17,78	177,78	69489
9	30	97,78	80,00	17,78	177,78	100626
13	30	85,56	70,00	15,56	155,56	146421
21	30	85,56	70,00	15,56	155,56	152863
14	30	85,56	70,00	15,56	155,56	161243
16	30	85,56	70,00	15,56	155,56	179134
12	30	79,44	65,00	14,44	144,44	488964
19	30	79,44	65,00	14,44	144,44	433916
21	30	79,44	65,00	14,44	144,44	396784
20	30	79,44	65,00	14,44	144,44	462165
11	30	73,33	60,00	13,33	133,33	1000000
15	30	73,33	60,00	13,33	133,33	1000000

Tabela 11: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$.

CP's	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f (ciclos)
1	30	223,61	74,54	149,07	298,14	29437
2	30	223,61	74,54	149,07	298,14	32909
3	30	223,61	74,54	149,07	298,14	32366
4	30	223,61	74,54	149,07	298,14	33213
6	30	178,89	59,63	119,26	238,52	96963
7	30	178,89	59,63	119,26	238,52	79830
8	30	178,89	59,63	119,26	238,52	89043
9	30	178,89	59,63	119,26	238,52	75358
13	30	156,53	52,18	104,35	208,70	230246
21	30	156,53	52,18	104,35	208,70	236690
14	30	156,53	52,18	104,35	208,70	221949
16	30	156,53	52,18	104,35	208,70	216757
12	30	134,16	44,72	89,44	178,88	320047
19	30	134,16	44,72	89,44	178,88	287828
21	30	134,16	44,72	89,44	178,88	240707
20	30	134,16	44,72	89,44	178,88	287975
11	30	105,00	35,00	70,00	140,00	1000000
15	30	105,00	35,00	70,00	140,00	1000000

Tabela 13: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,1$.

N_f (ciclos)	σ_{amp}, MPa (experimental)	σ_{ar}, MPa (Gerber)	σ_{ar}, MPa (SWT)
23728	191,61	242,56	285,64
31964	191,61	242,56	285,64
31699	191,61	242,56	285,64
25673	191,61	242,56	285,64
71227	150,00	172,16	223,61
65008	150,00	172,16	223,61
69774	150,00	172,16	223,61
67432	150,00	172,16	223,61
107965	125,00	137,27	186,34
113102	125,00	137,27	186,34
139630	125,00	137,27	186,34
135923	125,00	137,27	186,34
348712	117,50	127,58	175,16
319685	117,50	127,58	175,16
324875	117,50	127,58	175,16
364871	117,50	127,58	175,16
1000000	110	118,18	163,98
1000000	110	118,18	163,98

Tabela 14: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 1,0$ e $R = 0,5$.

NF (ciclos)	σ_{amp} (MPa) (experimental)	σ_{amp} (MPa) (Gerber)	σ_{amp} (MPa) (SWT)
72532	115,00	211,33	230,00
68375	115,00	211,33	230,00
76432	115,00	211,33	230,00
70981	115,00	211,33	230,00
109144	106,46	174,70	212,92
114485	106,46	174,70	212,92
110427	106,46	174,70	212,92
111138	106,46	174,70	212,92
162432	99,00	149,50	198,00
146753	99,00	149,50	198,00
142958	99,00	149,50	198,00
159034	99,00	149,50	198,00
307287	92,50	131,19	185,00
274236	92,50	131,19	185,00
252063	92,50	131,19	185,00
286253	92,50	131,19	185,00
1000000	75	93,04	150,00
1000000	75	93,04	150,00

Tabela 15: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,1$.

NF (ciclos)	s_{amp} , MPa (experimental)	s_{amp} , MPa (Gerber)	s_{amp} , MPa (SWT)
28747	100,00	106,07	149,07
34099	100,00	106,07	149,07
27744	100,00	106,07	149,07
27197	100,00	106,07	149,07
93081	80,00	83,04	119,26
75166	80,00	83,04	119,26
69489	80,00	83,04	119,26
100626	80,00	83,04	119,26
176421	70,00	72,02	104,35
161243	70,00	72,02	104,35
166863	70,00	72,02	104,35
179134	70,00	72,02	104,35
488964	65,00	66,61	96,90
433916	65,00	66,61	96,90
396784	65,00	66,61	96,90
462165	65,00	66,61	96,90
1,00E+06	60,00	61,26	89,44
1,00E+06	60,00	61,26	89,44

Tabela 16: Resultados da tensão corrigida para a liga Al-Li AA 2050-T84 para $k_t = 3,0$ e $R = 0,5$.

NF (ciclos)	σ_{amp} , MPa (experimental)	σ_{amp} , MPa (Gerber)	σ_{amp} , MPa (SWT)
29437	74,535	92,19	149,07
32909	74,535	92,19	149,07
32366	74,535	92,19	149,07
33213	74,535	92,19	149,07
96963	59,63	67,96	119,26
79830	59,63	67,96	119,26
89043	59,63	67,96	119,26
75358	59,63	67,96	119,26
230246	52,175	57,58	104,35
236690	52,175	57,58	104,35
221949	52,175	57,58	104,35
216757	52,175	57,58	104,35
320047	44,72	48,03	89,44
287828	44,72	48,03	89,44
240707	44,72	48,03	89,44
287975	44,72	48,03	89,44
1000000	35	36,54	70,00
1000000	35	36,54	70,00