UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

ANA MÁRCIA BARBOSA DA SILVA

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6,
AA6063 T6 e AA6351 T6

Lorena - SP
2013

ANA MÁRCIA BARBOSA DA SILVA

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6,
AA6063 T6 e AA6351 T6

Dissertação apresentada a Escola de Engenharia de
Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Mestre em Engenharia de Materiais na
área de Concentração: Materiais Metálicos,
Cerâmicos e Poliméricos

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira
Baptista

Edição reimpressa e corrigida

Lorena - SP
Janeiro, 2013

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

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Silva, Ana Márcia Barbosa da

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de
alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6 / Ana Márcia
Barbosa da Silva. —ed.reimpr., corr.-- 2013.

155 p.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração:
Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de
Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo, 2013.

Orientador: Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.

1. Ligas de alumínio 2. Fadiga de alto ciclo 3. Sensibilidade
ao entalhe 4. Microestrutura 5. Propriedades mecânicas I.
Título.

CDU 669.018

Aos meus queridos pais, Jair Barbosa da Silva e Marlene Barbosa da Silva,
ao meu irmão Carlos Eduardo Barbosa da Silva e ao
meu noivo Felipe Antonio Fernandes Antunes.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela vida e pela renovação da fé e motivação a cada dia.

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista pela orientação, paciência, incentivo, compreensão e amizade.

Ao CNPq pela concessão da Bolsa de Mestrado.

A CBA - Companhia Brasileira de Alumínio pelo fornecimento das ligas de alumínio utilizadas no trabalho.

Ao técnico Francisco Paiva, pelo auxílio na realização dos ensaios mecânicos e pela amizade.

Ao Prof. Dr. Durval Rodrigues e aos Mestres Bento Teixeira e Jorge Rosa pela ajuda na utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura e pela disposição em ajudar.

Aos Professores Dr. Miguel Barboza, Dr. Viktor Pastoukhov, Dr. Marcelo Augusto Santos Torres e ao Dr. Marcelo Paes pelas contribuições dadas ao trabalho.

A Escola de Engenharia de Lorena/Universidade de São Paulo pela oportunidade de realização do mestrado.

Ao meu noivo, Felipe Antonio, pelo amor, apoio e incentivo em todos os momentos.

Aos meus pais, Marlene e Jair, e ao meu irmão, Carlos Eduardo, pelo amor e carinho.

Aos funcionários Sr. Geraldo e Sr. Sérgio pela contribuição dada ao trabalho e pela amizade.

Ao funcionário Sr. José Carlos pela paciência e dedicação no trabalho de desenvolvimento da ferramenta para a produção dos corpos-de-prova com entalhe.

A todos os professores da pós-graduação pelos conhecimentos transmitidos ao longo do curso.

A todos que de alguma forma contribuíram para esse trabalho. Em especial, ao Pós Doutorando Sandro Victor Polanco Espezua pela contribuição no desenvolvimento do trabalho e em especial nas discussões das fractografias e pela amizade.

A todos os meus colegas de pós graduação pelos momentos de estudo, descontração e amizade. Em especial a Doutoranda Denise Ferreira Laurito Nascimento pela amizade, companheirismo e disposição em ajudar sempre.

A todos os funcionários da Escola de Engenharia de Lorena.

“Tudo posso Naquele que me fortalece.”

Filipenses 4:13

RESUMO

SILVA, A. M. B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA 6005 T6, AA 6063 T6 e AA 6351 T6.** 2012. 155.p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

A indústria automotiva tem mostrado um crescente interesse pelas ligas de alumínio, em especial as ligas de alumínio da série 6xxx. Esta classe é amplamente empregada nas áreas de construção e de transporte, devido a sua boa resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. No setor automobilístico sempre houve a necessidade de aprimoramento dos estudos do comportamento em fadiga, pois os componentes estruturais são submetidos a carregamentos vibratórios, esforços e tensões cíclicas e, como consequência, podem trincar e finalmente fraturar. A presença de um entalhe geralmente diminui a vida em fadiga, criando regiões de altas tensões triaxiais localizadas que restringem a deformação plástica, fragilizando o material. A resposta mecânica depende das solicitações, microestrutura, componentes da liga e propriedades do material. Neste trabalho foi realizado o estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo e da sensibilidade ao entalhe de três ligas de alumínio da série 6xxx destinadas à fabricação de componentes de carroçarias para caminhões e ônibus: AA 6005, AA 6063 e AA 6351, todas na condição T6. As curvas S/N foram obtidas por meio de ensaios de fadiga em flexão rotativa ($R = -1$). Ensaios com peças entalhadas ($K_t \cong 3,0$) permitiram determinar e comparar o fator de concentração de tensão em fadiga e a sensibilidade ao entalhe das ligas estudadas. Também foi estudada a influência da microestrutura e das partículas intermetálicas sobre as propriedades de fadiga. As superfícies das peças fraturadas foram observadas ao MEV e verificou-se que a maioria dos sítios de nucleação de trincas por fadiga ocorreram próximos a partículas de segunda fase que atuam como concentradores de tensão.

Palavras-chave: Ligas de alumínio. Fadiga de alto ciclo. Sensibilidade ao entalhe. Microestrutura. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

SILVA, A. M. B. **Study of high cycle fatigue behavior of AA 6005 T6, AA 6351 T6 and AA 6063 T6 alloys.** 2012. 155 p. Dissertation (Master of Science) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2013.

The automotive industry has shown a growing interest in aluminum alloys, particularly the AA 6xxx series. This class of alloys is widely used in construction and transportation because of their good mechanical strength, easy fabrication and excellent corrosion resistance. In the automotive sector there was always a need for improved studies of the fatigue behavior, because the structural components are subjected to vibratory loads and cyclic stresses and, as a consequence, may eventually crack and fracture. The presence of a notch generally decreases the fatigue life, creating regions of high triaxial stresses which restrain plastic deformation, weakening the material. The response depends on the mechanical solicitations, microstructure, the alloy components and the material properties. In this work it was conducted a study of the high cycle fatigue behavior and the notch sensitivity of three aluminum alloys used in components of truck and bus bodies: AA 6005, AA 6063 and AA 6351, all provided in T6 condition. The S/N curves were obtained by tests in rotating bending fatigue ($R = -1$). Tests with notched samples ($K_t \approx 3.0$) allowed to determine and compare the fatigue concentration factor and the notch sensitivity of the studied alloys. It was also studied the influence of microstructure and the intermetallic particles on the fatigue properties. The surfaces of the fractured samples were observed via SEM and showed that most of the nucleation sites of fatigue cracking occurred near the second phase particles, which act as stress concentrators.

Keywords: Aluminum alloys. High Cycle Fatigue. Notch sensitivity. Microstructure. Mechanical Properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Séries das ligas forjadas (adaptado de ALUMINUM, 2011).	38
Figura 2 - Exemplos de aplicações das ligas de alumínio (adaptado de ALUMINUM, 2011).	39
Figura 3 - Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação, onde em I, II e III ocorrem taxas de resfriamento não críticas, em IV ocorre taxa de resfriamento críticas, em IV ocorre taxa de resfriamento crítica e TA é temperatura ambiente (MARTINS,2008).....	43
Figura 4 - Sequência de precipitação das ligas Al-Si-Mg durante o envelhecimento artificial (DUTTA; ALLEN, 1991; MIAO; LAUGHLIN, 1999; MURAYAMA; HONO, 1999; SIMAR, et al. 2012; SON et al., 2011; TSAO et al. , 2006; XIAO-SONG et al., 2011).....	48
Figura 5 - Extremidade rica em alumínio do diagrama de fases pseudo-binário Al-Mg ₂ Si (adaptado de SOARES, 2009).....	49
Figura 6 - Características de envelhecimento da liga Al-0,4%, Mg-1,3%, Si-0,25 % Fe em diferentes condições: (a) solubilizado e envelhecido a 180 °C; (b) solubilizado e envelhecido a 200 °C; (c) solubilizado, submetido à têmpera T4 e envelhecido a 180°C (GUPTA; LOYD; COURT, 2001).....	51
Figura 7 - Microestrutura da liga Al-0,4%, Mg-1,3%, Si-0,25%Fe após envelhecimento por diferentes períodos: (a) 30 minutos; (b) e (c) 8 horas; (d) 24 horas (GUPTA; LOYD; COURT, 2001).....	52
Figura 8 - Variação da dureza com o tempo de envelhecimento da liga 6022 a 175°C sem envelhecimento natural; (b) após 30 dias de envelhecimento natural (MIAO; LAUGHLIN, 1999).	53
Figura 9 - Influência da temperatura de solubilização na dureza da liga (a) 6005; (b) 6082 (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).....	54
Figura 10 - Microestrutura após envelhecimento (a) 6005; (b) 6082 (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).....	55
Figura 11 - Curva tensão versus deformação de engenharia (DOWLING, 1998).....	56
Figura 12 - Diagrama esquemático da formação de um par intrusão - extrusão (FINE, 1980)	61

Figura 13- Furo mal perfurado em uma longarina produzida a partir da liga AA7075-T6 (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).....	63
Figura 14 - Iniciação de trinca por fadiga em pites de corrosão (etch pits) em um corpo-de-prova feito da liga AA 7050 – T 7451 (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).	64
Figura 15 - Trincas por fadiga crescente de vários pontos em torno de um poro de tamanho grande (esboçado pela linha tracejada vermelha) em uma chapa produzida a partir da liga AA 7050 – T 7451 (MOLENT ; BARTER; WANHILL, 2010).	65
Figura 16 - Exemplos de partículas constituintes que iniciaram trincas por fadiga em corpos-de-prova da liga AA7050-T7451. As linhas vermelhas tracejadas indicam as formas aproximadas das partículas MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).	66
Figura 17 - Imagens de MET das estruturas de discordâncias com tensão 135 Mpa: (a) 20 ciclos; (b) 200 ciclos; (c) 2000 ciclos; (d) fratura (XIAO - SONG et al., 2011).	67
Figura 18 - (a) Imagens de MET da forma original da fase Mg_2Si na amostra; (b) Interação entre discordâncias e Mg_2Si (amplitude de tensão = 115 MPa na amostra fraturada) (XIAO-SONG et al., 2011).	68
Figura 19 - Amplitude de tensão versus ciclos para a falha ilustrando (a) limite de fadiga e (b) vida em fadiga (CALLISTER, 2008).	69
Figura 20 - Comparação entre dois modelos de ajuste para os dados de fadiga (METALS HANDBOOK, 1989).	72
Figura 21 - Diferença entre resultados obtidos por vários métodos de análises aplicados aos dados de fadiga incluindo runouts (adaptado de SPINDEL; HAIBACH, 1979).	75
Figura 22 - Distribuição de tensões devido a um furo circular (adaptado de DIETER, 1988).	78
Figura 23 - Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.	84
Figura 24 - Máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200.	85
Figura 25 - Dimensões dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga de alto ciclo (a) sem entalhe e (b) com entalhe.	86
Figura 26 - (a) Projetor de perfis modelo Pantec DP - 100. LOM – EEL/USP (b) Ferramenta utilizada na produção do entalhe dos corpos-de-prova.	

Ampliação de 100x.	86
Figura 27 - Microscopia Óptica (a) liga AA 6005, (b) liga AA 6351 e (c) liga AA 6063 - 500X. O ataque químico utilizado é ácido fluorídrico 0,5%.....	90
Figura 28 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6005 com ampliação de 37, 5X.	91
Figura 29 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6351 com ampliação de 37, 5X.	91
Figura 30 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6063 com ampliação de 37, 5X.	91
Figura 31 - Micrografia da liga AA 6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 100X.....	92
Figura 32 - Micrografia da liga AA 6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.....	93
Figura 33 - Micrografia da liga AA 6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.....	93
Figura 34 - Curvas tensão versus deformação de engenharia representativas das ligas AA6005, AA 6351 e AA 6063.	96
Figura 35 - Perfis de dureza Vickers na direção longitudinal ao centro da amostra – liga AA 6005, AA 6351 e AA 6063.	98
Figura 36 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA6005.	101
Figura 37 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA6351.	101
Figura 38 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA6063.	102
Figura 39 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – ligas AA6005, AA 6351 e AA 6063.	102
Figura 40 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA6005.	104
Figura 41 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA 6351.	105
Figura 42 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – liga AA6063.	105
Figura 43 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – ligas	

AA6005, AA 6351 e AA 6063.....	106
Figura 44 - Coeficiente de Concentração de tensão em fadiga K_f versus número de ciclos - ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.....	108
Figura 45 - Sensibilidade ao entalhe (q) versus número de ciclos - ligas AA 6005, AA6351e AA 6063	109
Figura 46 - Fractografia da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 25X.	111
Figura 47 - Fractografia da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 200X.	112
Figura 48 - Fractografias da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 400X.	112
Figura 49 - Fractografias da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 18X.	113
Figura 50 - Fractografias da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 800X.	113
Figura 51 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. (a) e (b) Superfície de fratura rica em partículas de segunda fase em meio aos dimples - 400X e 1000X.....	114
Figura 52 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. Superfície de fratura rica em partículas de segunda fase em meio aos dimples - 300X.....	115
Figura 53 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. Ampliações das partículas de segunda fase que sofreram clivagem - (a) 1000X e (b) 2000X.....	115
Figura 54 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. 500X.	116
Figura 55 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.	117
Figura 56 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.....	118
Figura 57 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de	

(a) 500X e (b) 1000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.	119
Figura 58 - Fractografia do corpo-de-prova da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.	120
Figura 59 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de (a) 100X, (b) 500X e (c) 800. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de (b) 247 MPa.	121
Figura 60 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.	122
Figura 61 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.	123
Figura 62 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.	123
Figura 63 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.	124
Figura 64 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.	125
Figura 65 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.	125
Figura 66 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.	126
Figura 67 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.	126
Figura 68 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de	

300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.....	127
Figura 69 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.....	127
Figura 70 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.	129
Figura 71 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.	130
Figura 72 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.	130
Figura 73 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhados das ligas AA 6005 (a), AA 6063 (b, d) e AA 6351 (c) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1500X (a), 1000X (b, c) e 2000X (d). A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.	131
Figura 75 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa. ..	132
Figura 76 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 4000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa. ..	133
Figura 77 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1500X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa. .	133
Figura 78 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.	134
Figura 79 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.	135
Figura 80 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e	

- ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa. 135
- Figura 81 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.136
- Figura 82 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.. 137
- Figura 83 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado das ligas AA6005 (a), AA6063 (b, c, d) e AA 6351 (e, f) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X (a, b, c, e), 1000X (d) e 2000X (e). A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa. 138
- Figura 84 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1000X. A tensão máxima aplicada foi de 103 Mpa..... 139
- Figura 85 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada foi de 103 MPa.....141
- Figura 86 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada foi de 103 MPa.....141
- Figura 87 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada foi de 103 MPa.....142

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades nominais do alumínio, aço e aço inoxidável austenítico à temperatura ambiente(MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012).....	33
Tabela 2 - Influência dos principais elementos ligantes nas ligas de alumínio (VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004).	36
Tabela 3 - Faixas de composição das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 (porcentagem em peso).	83
Tabela 4 - Número de níveis de tensão, número de corpos-de-prova e replicância.	88
Tabela 5 - Resultados das análises de EDS das partículas de segunda fase com formato aproximadamente alongado e das partículas de segunda fase com formato aproximadamente esférico.	94
Tabela 6 - Fração volumétrica de partículas de segunda fase das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.	95
Tabela 7 - Média dos resultados dos ensaios de tração das ligas de alumínio AA 6005 AA6351 e AA 6063.	96
Tabela 8 - Valores de dureza Vickers das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.....	98
Tabela 9 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados.....	99
Tabela 10 - Resultados dos cálculos de A1 e A2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.	100
Tabela 11 - Equações obtidas com o cálculo das constantes A'1 e A'2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.	100
Tabela 12 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos - de - prova entalhados.....	103
Tabela 13 – Resultados dos cálculos de A'1 e A'2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.	103
Tabela 14 - Equações obtidas com o cálculo das constantes A'1 e A'2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança	104
Tabela 15 - Valores da variância e do desvio padrão dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa	106
Tabela 16 - Valores do coeficiente de concentração de tensão em fadiga K _f	108
Tabela 17 - Valores da sensibilidade ao entalhe das ligas 6005, 6351 e 6063.....	108

Tabela 18 - Fração em área de rasgamento dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 ensaiados a diferentes níveis de tensão.	140
Tabela 19 - Espaçamento entre as estrias.	140

LISTA DE SIGLAS

AA - ALUMINUM ASSOCIATION

Al – Alumínio

ASM – American Society for Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

CBA - Companhia Brasileira de Alumínio

CFC - Estrutura cristalina cúbica de face centrada

Cr – Cromo

Cu – Cobre

EDE – Energia de defeito de empilhamento

EDS - Energy Dispersive Spectrography

Fe – Ferro

GP - Guiner e Preston

HV - Dureza Vickers

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura.

Mg – Magnésio

Mn - Manganês

MO – Microscopia Óptica

MTS – Materials Testing Systems

Si – Silício

SSSS - Solução sólida supersaturada

T6 – Têmpera na qual as ligas são solubilizadas e então envelhecidas artificialmente à temperatura de 180° C por um intervalo de tempo de 8 horas.

Ti – Titânio

Zn – Zinco

LISTA DE SÍMBOLOS

a - raio do furo

A_0 - área original da seção transversal antes da aplicação de qualquer carga

A_f - área final da seção transversal da amostra

A_1 e A_2 - constantes do modelo matemático quando y é variável dependente

A_1' e A_2' constante do modelo matemático quando x é variável dependente

d^2 - variância

d - desvio padrão

D - diâmetro do corpo-de-prova

D' - diâmetro do corpo-de-prova na posição do entalhe

F - carga instantânea aplicada em uma direção perpendicular à seção transversal do corpo-de-prova

e - deformação total

E - Módulo de Young

h - diferença entre D (diâmetro do corpo-de-prova) e D' (diâmetro do corpo-de-prova na posição do entalhe)

K_f - fator de concentração de tensão em fadiga

K_t - fator de concentração de tensão teórico

l_i - comprimento instantâneo

l_0 - comprimento original antes de qualquer carga aplicada

$L(\theta)$ - função da Verossimilhança

N - número de ciclos necessários para a fratura

n - número de pontos experimentais

$(n - v)$ - observações censuradas

Q - retração de área de fratura

q - sensibilidade ao entalhe

r - distancia do centro do furo até o ponto no qual está sendo calculada a distribuição de tensões

r' - raio do entalhe em V

$R(\theta)$ - função da confiabilidade da Verossimilhança

t - tempo

t_i - tempo inicial

t_n - tempo no momento qualquer n

t_1 – tempo no momento 1

v - observações não censuradas

x - a variável independente

y - a variável dependente

U_T – tenacidade

α – parâmetro a ser estimado de uma determinada distribuição exponencial

ΔL – variação do comprimento da amostra tracionada

ε - deformação axial

μ - média do logaritmo do tempo de falha para a função da densidade para uma distribuição log-normal

θ – parâmetro genérico para o qual a função da verossimilhança pode ser estimada

σ - tensão

σ_a - tensão alternada

σ_e – tensão limite de escoamento

σ_{fe} - resistência à fadiga (para um determinado número de ciclos) do material entalhado

σ_{fu} - resistência à fadiga (para um determinado número de ciclos) do material não entalhado

σ_{max} - tensão máxima

σ_{min} - tensão mínima

σ_{nom} - tensão nominal

$\sigma_r, \sigma_\theta, \tau_\theta$ - tensões produzidas numa chapa de largura infinita contendo um furo que é carregada axialmente.

σ_t - resistência à tração

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	29
2 REVISÃO DA LITERATURA	32
2.1 ORIGEM E OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO.....	32
2.2 METALURGIA DO ALUMÍNIO PURO	33
2.3 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	37
2.4 APLICAÇÕES DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	39
2.4.1 Aplicação na indústria automotiva	40
2.5 LIGAS DA SÉRIE 6xxx.....	41
2.6 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	42
2.6.1 Tratamento de solubilização	43
2.6.2 Tratamento de envelhecimento	43
2.6.3 Nucleação dos precipitados	45
2.6.4 Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas.....	45
2.6.4.1 Efeito sobre as propriedades em tração	46
2.6.4.2 Efeito sobre a tenacidade	47
2.6.4.3 Efeito sobre o comportamento em Fadiga	47
2.6.5 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio da série 6xxx.....	47
2.6.5.1 Siliceto de Magnésio (Mg_2Si)	49
2.6.5.2 Influência da quantidade de Mg e Si nas ligas Al- Mg_2Si	50
2.7 COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO	55
2.7.1 Resistência à tração	57
2.7.2 Tensão limite de escoamento	57
2.7.3 Medidas da ductilidade.....	58
2.7.4 Tenacidade	58
2.7.5 Módulo de Young.....	58

2.8 FADIGA	59
2.8.1 Perspectiva geral.....	59
2.8.2 Iniciação da trinca	60
2.8.3 Iniciação de trincas em componentes estruturais.....	62
2.8.4 Classificação dos tipos de iniciadores de trincas por fadiga	63
2.8.4.1 Furos mal acabados	63
2.8.4.2 Tratamentos superficiais.....	64
2.8.4.3 Porosidade	65
2.8.4.4 Partículas constituintes.....	65
2.9 EVOLUÇÃO DAS ESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS NAS LIGAS DO GRUPO 6XXX DURANTE O CARREGAMENTO CÍCLICO	66
2.9.1 Efeito dos precipitados Mg_2Si nas estruturas de discordâncias.....	68
2.9.2 Efeito da fase secundária de silício nas estruturas de discordâncias	69
2.10 MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA	69
2.10.1 Escolha da variável independente.....	71
2.10.2 Modelo da Distribuição Log-normal.....	72
2.10.3 Cálculo dos parâmetros do modelo	73
2.10.3.1 Método dos Mínimos Quadrados	73
2.10.3.2 Runouts	73
2.10.3.3 Método na máxima verossimilhança (Maximum Likelihood).....	75
2.11 SENSIBILIDADE AO ENTALHE.....	78
2.11.1 Concentradores de tensão	78
2.11.2 Efeito da concentração de tensão	80
3 MATERIAIS E MÉTODOS	83
3.1 MATERIAIS	83
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	83
3.2.1 Análise microestrutural.....	83

3.2.2 Ensaio de tração.....	84
3.2.3 Ensaio de Dureza	85
3.2.4 Ensaio de fadiga por flexão rotativa	85
3.2.5 Análise das superfícies de fratura em tração e de fadiga por flexão rotativa	87
3.3 PROCEDIMENTOS DE ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA.....	887
3.3.1 Construção das curvas tensão-vida em fadiga e análise dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa	87
3.3.2 Estudo da sensibilidade ao entalhe.....	87
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	90
4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	90
4.1.1 Microscopia óptica.....	90
4.1.2 Microscopia eletrônica de varredura	92
4.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	96
4.3 DUREZA	98
4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA DOS CORPOS-DE-PROVA NÃO ENTALHADOS.....	99
4.5 ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA DOS CORPOS-DE-PROVA ENTALHADOS	103
4.6 ESTUDO DA SENSILIDADE AO ENTALHE	107
4.7 SUPERFÍCIES DE FRATURA	110
4.7.1 Análise fractográfica da superfície de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de tração	110
4.7.1.1 Liga AA 6005	110
4.7.1.2 Liga AA 6351	113
4.7.1.3 Liga AA 6063	114
4.7.2 Análises fractográficas da superfície de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de fadiga por flexão rotativa	117
4.7.2.1 Liga AA 6005	117
4.7.2.2 Liga AA 6351	120

4.7.2.3 Liga AA 6063	122
4.7.3 Análises fractográficas da superfície de fratura dos corpos-de-prova sem entalhe dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (177 MPa).....	124
4.7.4 Análises fractográficas da superfície de fratura de fadiga por flexão rotativa dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 (208 Mpa).129	129
4.8 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA E DAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE	143
5. CONCLUSÕES	145
REFERENCIAS.....	147

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

As ligas de alumínio têm sido amplamente utilizadas em estruturas móveis, como veículos e aeronaves, em consequência da sua favorável relação resistência/peso. A produção atual dessas ligas supera a soma da produção de todos os outros metais não ferrosos (ABAL, 1999; MADURO, 2008; YUAN et al., 2010).

A crescente demanda por veículos mais eficientes buscando a redução do consumo de energia e da poluição do ar é um desafio para a indústria automotiva (MILLER et. al, 2000). No setor automobilístico sempre foram necessárias pesquisas em fadiga de materiais, bem como o desenvolvimento de novas ligas para aplicações estruturais. Consequentemente é de grande importância o desenvolvimento dessas ligas com foco simultâneo na maximização e na combinação de propriedades para cada aplicação (ZANDER; SANDSTROM, 2009).

As ligas de alumínio da série 6xxx representam uma alta fração das ligas extrudadas de alumínio produzida para uso comercial (AZZAM; MENZEMER; SRIVATSAN, 2010). Elas são ligas de média resistência, apresentando vantagens adicionais como boa soldabilidade e resistência à corrosão (ALUMINUM ASSOCIATION, 2000).

A liga AA 6005 é usada em produtos que exigem moderada resistência, sendo recomendada para aplicações onde a estrutura pode ser submetida a impactos ou sobrecargas devido a sua ótima característica de resiliência. As aplicações típicas para a liga AA 6005 incluem conectores automotivos, membros estruturais, tubo para corrimão, tubos sem costura e estruturas de escadas. Já a liga AA 6063 é uma das ligas mais populares da série 6xxx, oferecendo boa extrudabilidade e uma alta qualidade de acabamento superficial. Em condições de tratamento térmico, a liga AA 6063 oferece boa resistência à corrosão em geral, incluindo a corrosão por tensão. Essa liga entre todas as ligas da série 6xxx é a mais amplamente usada para fins de processo de extrusão (AZZAM; MENZEMER; SRIVATSAN, 2010).

Finalmente, a liga AA 6351 é geralmente indicada para aplicações estruturais, onde uma média a alta resistência mecânica é exigida. Ela oferece alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão, além de boa conformabilidade. As aplicações mais comuns da liga AA 6351 incluem engenharia estrutural, construção de navios, veículos, equipamentos e acessórios para cabos (ALCOA).

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) iniciou a produção dessas três ligas, na condição T6 na qual as ligas são solubilizadas e então envelhecidas artificialmente à temperatura de 180° C por um intervalo de tempo de 8 horas. No entanto, a empresa tem sido consultada por potenciais clientes quanto às propriedades mecânicas destes materiais, particularmente sua resistência à fadiga, e ainda não dispõe dos dados requeridos.

A fadiga é um processo de degradação contínua de um componente submetido a carregamento cíclico, podendo eventualmente levar à ruptura do material devido à iniciação e posterior propagação de uma ou múltiplas trincas. A fadiga de alto ciclo consiste no comportamento associado a cargas relativamente baixas, onde as tensões envolvidas são sempre menores que a tensão limite de escoamento do material. Números de ciclos relativamente grandes são necessários para produzir a falha por fadiga de alto ciclo.

O concentrador de tensão é definido como qualquer contorno geométrico que interrompa o fluxo de forças pela peça. Pode ser uma ranhura, furo, um chanfro, etc. A presença de um entalhe em um componente mecânico geralmente diminui a vida em fadiga, criando regiões nas proximidades da ponta da trinca com estados triaxiais de tensões, o que restringe a deformação plástica, ou seja, tende a fragilizar o material (DOWLING, 1998; WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

A questão mais complicada quando se deseja prever a vida em fadiga de amostras entalhadas é a influencia do entalhe na região da vida finita (KLESNIL; LUKAS, 1992). O efeito de um entalhe sobre a resistência à fadiga varia consideravelmente com o material e a geometria do entalhe (MCEVILY et al., 2008). O fator de concentração de tensão em fadiga possui um papel muito importante na estimativa da vida em fadiga e da resistência à fadiga das estruturas (WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

No projeto dos componentes mecânicos, o efeito de concentradores de tensão, tal como as discontinuidades geométricas, devem ser considerados, particularmente por componentes com regiões de alta tensão local. O fator de concentração de tensão para uma determinada geometria e condição de carregamento é um importante parâmetro que deve ser avaliado, e na prática os fatores de concentração de tensão são avaliados numericamente ou experimentalmente (HARDY; MALIK, 1992).

O objetivo desse trabalho foi estudar o comportamento em fadiga e a sensibilidade ao entalhe das ligas de alumínio AA 6005, AA 6063 e AA 6351, produzidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) e destinadas ao emprego em estruturas de carroçarias para ônibus e caminhões, fornecendo subsídios para a seleção desses materiais que serão

submetidos a projetos que envolvem o carregamento cíclico. Para isso foi realizada a caracterização e comparação da microestrutura e das propriedades de tração e de fadiga das três ligas. O comportamento em fadiga foi estudado por meio de ensaios de flexão rotativa e o Método da Máxima Verossimilhança foi utilizado nas análises dos resultados. Para complementação do estudo do comportamento mecânico foram realizadas análises microestruturais e fractográficas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 ORIGEM E OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO

O alumínio é o segundo elemento mais abundante da crosta terrestre e o metal não-ferroso mais utilizado. Trata-se de um metal leve, de boa resistência, excelente condutividade térmica e elétrica, é dútil, maleável e fácil de ser reciclado. Somente o ferro supera este elemento no consumo mundial (ASM, 1990).

As aplicações mais importantes do alumínio incluem construção civil, transportes, embalagens e tecnologia elétrica. Sua utilização na indústria automotiva tem sido intensificada pela necessidade da redução do peso do veículo, e com isso reduzir o consumo de combustível e a emissão de gases poluentes ao ar (MOORS, 2006).

Toda a produção de alumínio é baseada no processo Hall-Héroult. O processo de uma refinaria para obtenção do alumínio a partir da bauxita possui como base três etapas: mineração, refinaria e redução (ASM, 1990).

A Bauxita é o principal minério de alumínio e consiste de aproximadamente 50% de óxido de alumínio, 10 a 20% de água, e várias outras impurezas como óxidos de ferro, sílica e titânio. Sua mineração é geralmente realizada em valas abertas com o auxílio de retroescavadeiras e então é transformada em alumina nas refinarias das proximidades por meio do Processo Bayer (POLMEAR, 2005; TAN; KHOO, 2005). Em quase todos os processos industriais, a alumina é extraída da bauxita por este processo (YANG; KNICKLE, 2002).

O processo Bayer envolve essencialmente a dissolução da bauxita em soluções concentradas de hidróxido de sódio em temperaturas acima de 240 °C. Em seguida é realizada a filtração para separar todo o material sólido que é um resíduo insolúvel conhecido como “lama vermelha” e constituído principalmente por óxidos de Fe e sílica). O filtrado é concentrado para a cristalização da alumina. Os cristais são secos e calcinados para a eliminação da água, sendo o pó branco de alumina pura enviado à redução para obtenção de alumínio, através de eletrólise, processo conhecido como Hall-Héroult (POLMEAR, 2005).

Durante o processo de eletrólise, para obtenção do alumínio, a alumina é dissolvida em um banho de criolita (Na_3AlF_6) com várias adições de sais de fluoreto feitas para controlar temperatura, densidade, resistividade, e solubilidade da alumina. Com a aplicação

de uma corrente elétrica através da célula eletrolítica ocorre a redução da alumina e a decantação do alumínio metálico no fundo da célula (POLMEAR, 2005).

Durante esse processo ocorre liberação de oxigênio que se combina com o ânodo de carbono e desprende-se na forma de dióxido de carbono, e em alumínio líquido. O alumínio decantado no fundo da célula é periodicamente retirado por métodos de sifão ou vácuo em cadinhos, os quais são transferidos para as instalações de fundição (ASM, 1990). As células maiores e mais produtivas operam a uma eficiência de cerca de 95 % e têm uma produção diária de cerca de 4000 kg de alumínio (POLMEAR, 2005).

Uma boa porção de impurezas metálicas presentes nas matérias-primas, especialmente Fe, Si, Ti, e Mn, podem também ser encontradas no alumínio. É por isso que as matérias-primas devem ser preparadas tão puras quanto possível. O metal resultante é 99,6 – 99,8% puro (YANG; KNICKLE, 2002).

2.2 METALURGIA DO ALUMÍNIO PURO

O alumínio puro é apreciado por apresentar boa aparência, boa resistência à corrosão, leveza e ductilidade (MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012). Na Tabela 1, estão apresentadas as propriedades físicas do alumínio puro à temperatura ambiente, comparada com as propriedades do aço e do aço inoxidável austenítico:

Tabela 1 - Propriedades nominais do alumínio, aço e aço inoxidável austenítico à temperatura ambiente (MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012).

	Alumínio	Aço	Aço inoxidável austenítico
Massa específica (kg/m ³)	2700	7850	8060
Ponto de fusão (°C)	658	1450-1530	1450
Coefficiente de expansão térmica linear(°C ⁻¹)	24x10 ⁻⁶	12x10 ⁻⁶	17,3x10 ⁻⁶
Calor específico (cal/g)	0,225	0,12	0,12
Condutividade térmica (cal/cm s g)	0, 2	0,062	0.039
Potencial padrão (V)	1,67	- 0,44 à -0,77	-0.60

A observação mais importante do ponto de vista estrutural refere-se à massa específica do alumínio que corresponde à 1/3 da densidade do aço, o que torna as estruturas de alumínio altamente competitivas. Do ponto de vista econômico, o baixo ponto de fusão do alumínio permite uma maleabilidade significativa nos processos de fabricação, o que compensa o alto custo inicial devido à alta energia elétrica necessária para a produção de alumínio pelo processo Hall-Hérolt. Quanto às propriedades térmicas, o

alumínio apresenta um coeficiente térmico significativamente maior do que o aço (MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012).

Além disso, a alta condutividade térmica do alumínio, quando comparada à do aço, possibilita que menos tensões residuais sejam geradas durante processos como a extrusão e a soldagem. A resistência ao escoamento do alumínio puro é cerca de 1/10 daquela para o aço comum e também seu módulo de Young é bem mais baixo que o aço sendo igual a 65.000 N/mm^2 (DALEFFE, 2008; MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012).

Finalmente, deve ser considerado que a forte diferença de potencial padrão entre o alumínio puro e outros materiais metálicos pode induzir à corrosão galvânica, uma vez que o alumínio é anódico para a maioria dos materiais usados em construção, tais como o ferro, o aço inoxidável, o titânio, o cobre e o níquel. Nessas situações, a fim de evitar a corrosão, técnicas propícias tais como a zincagem devem ser aplicadas (MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012).

Metais puros geralmente possuem propriedades muito particulares e frequentemente são limitados a um campo muito estreito de aplicações. Por esse motivo, são criadas as ligas através da adição controlada de outros metais para melhorar ou modificar as propriedades mecânicas, a formabilidade, a soldabilidade, etc (VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004).

Embora a maioria dos metais possam formar ligas com o alumínio, poucos possuem solubilidade sólida suficiente para serem adicionados em grandes quantidades para agir como elementos de liga majoritários (HATCH, 1984). Entre os elementos de liga comumente usados, somente o Zn, o Mg (ambos com solubilidades em porcentagem atômica maiores que 10%), o Cu e o Si possuem solubilidades adequadas. Entretanto vários outros elementos com solubilidades abaixo de 1% atômico podem melhorar as propriedades das ligas de alumínio. Alguns exemplos são os metais de transição como o Cr, Mn e Zr, os quais são usados primariamente para formar compostos que controlam a estrutura de grão. Com exceção do H, gases elementares não possuem solubilidade detectável no alumínio (POLMEAR, 2005).

O alumínio de elevado grau de pureza, no estado recozido possui uma baixa resistência ao escoamento (7-30 Mpa). Quando se deseja utilizar o material recozido, a resistência pode ser aumentada pelo endurecimento por solução sólida (Mn e Cu são os mais efetivos endurecedores a 0,5% ou menos em porcentagem atômica) (ASM, 1990; MATTEIS; BRANDO; MAZZOLANI, 2012; POLMEAR, 2005).

Uma liga pode conter mais do que um aditivo e todos os elementos de liga podem também ser adicionados em outras séries de ligas (VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004).

O Fe e o Si são as duas principais impurezas nas ligas da série 1xxx (não ligadas); sua concentração total determina a pureza dos metais. A razão de Fe/Si é próxima a 2 para a maioria das séries, a menos que sejam deliberadamente modificadas, assim como a série 8xxx (VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004). Devido ao fato do Fe e do Si estarem sempre presentes como impurezas do alumínio e a solubilidade sólida do Fe no alumínio ser muito pequena, as fases Al-Fe ou Al- Fe-Si são vistas na microestrutura do alumínio de alta pureza (HATCH, 1984).

Os elementos ligantes determinam as propriedades das ligas e a influência dos principais elementos das ligas de alumínio é mostrada na Tabela 2 (HATCH, 1984; (VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004).

Tabela 2 - Influência dos principais elementos ligantes nas ligas de alumínio (ESPÓSITO, 2006; HATCH, 1984; VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004).

Elemento	Influência
Cu	<ul style="list-style-type: none"> - melhora as propriedades mecânicas - diminui a resistência à corrosão - diminui a condutividade elétrica - melhora a usinabilidade e a resistência à fluência - torna a soldagem muito difícil - favorece o endurecimento por precipitação durante o envelhecimento
Mn	<ul style="list-style-type: none"> - melhora as propriedades mecânicas - melhora a resistência à corrosão - diminui a resistividade - aumenta a resistência - efeito endurecedor - dificulta a recuperação, inibe a recristalização e o crescimento de grão
Mg	<ul style="list-style-type: none"> - o aumento nas propriedades mecânicas depende da quantidade de Mg - melhora a resistência à corrosão e soldabilidade - o Mg precipita preferencialmente nos contornos de grão, como uma fase altamente anódica Mg_5Al_3 ou Mg_5Al_8, que produz susceptibilidade ao trincamento intergranular e a corrosão por tensão - aumenta a resistência do alumínio e diminui a ductilidade
Si	<ul style="list-style-type: none"> - melhora a fusibilidade das ligas de Al - diminui a usinabilidade - diminui o coeficiente linear de expansão - boa resistência à corrosão para ligas sem Cu - depois do Fe, o Si é a impureza de maior nível no alumínio
Si + Mg	<ul style="list-style-type: none"> - melhora as propriedades mecânicas e a extrudabilidade - muito boa resistência à corrosão - muito boa adequação para tratamentos superficiais
Ti	<ul style="list-style-type: none"> - diminui a condutividade elétrica - é usado principalmente como elemento refinador dos grãos
Fe	<ul style="list-style-type: none"> - É a impureza mais comum encontrada no alumínio - Diminui o tamanho de grão nas ligas trabalhadas
Zn	<ul style="list-style-type: none"> - melhora as propriedades mecânicas
Cr	<ul style="list-style-type: none"> - Exerce grande influência sobre a resistividade elétrica. - Forma fases finamente dispersas que inibem a nucleação e o crescimento de grão.

2.3 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Uma vasta gama de ligas de alumínio está disponível para o uso comercial. As ligas de alumínio mais amplamente utilizadas são aquelas a base de Al-Si, Al-Si-Mg e Al-Si-Cu. No geral, as ligas são classificadas como primárias se preparadas a partir de materiais novos e secundárias se preparadas a partir de materiais reciclados. Ligas secundárias geralmente contêm mais elementos de impureza indesejáveis que muitas vezes levam a propriedades metalúrgicas inferiores àquelas das ligas primárias equivalentes (POLMEAR, 2005).

Além da leveza, as vantagens especiais das ligas de alumínio são relativamente baixo ponto de fusão, solubilidade insignificante para todos os gases exceto o hidrogênio, e bom acabamento superficial que é geralmente alcançado nos produtos finais. A maioria das ligas também apresenta boa fluidez e sua composição pode ser selecionada com faixas de solidificação apropriada para cada aplicação (POLMEAR, 2005).

Apesar das vantagens apresentadas pelas ligas de alumínio, sua resistência é inferior quando comparada com o aço. É necessário um melhor entendimento da ligação entre processamento, microestrutura e propriedades mecânicas dessas ligas para que as mesmas possam ser melhoradas ainda mais (MOONS et al., 1996).

Não há um padrão reconhecido internacionalmente no que diz respeito à nomenclatura e simbologia das ligas de alumínio. O sistema de nomenclatura da Aluminum Association é o mais usado nos Estados Unidos (ASM, 1990).

As ligas podem ser classificadas quanto ao processo de fabricação, composição química ou tratamento térmico que recebem (ALUMINUM, 2000).

De acordo com o processo de fabricação, as ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos. O primeiro é o grupo das ligas trabalhadas, formado pelas ligas destinadas à fabricação de produtos semiacabados, como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames), perfis extrudados e componentes forjados. O segundo grupo é constituído pelas ligas fundidas, que são as ligas destinadas a fabricação de componentes fundidos.

Quanto à composição, as ligas trabalhadas podem ser classificadas em 8 diferentes séries. As séries das ligas trabalhadas são designadas por 4 dígitos que podem ser precedidos ou seguidos por letras. O prefixo A representa o padrão AA da Aluminum Association e o prefixo EM AW representa o padrão Europeu. O primeiro dígito indica a

série e o segundo dígito indica as leves modificações na liga já existente. Os significados do terceiro e quarto dígitos dependem do primeiro: para a série 1xxx, o terceiro e quarto dígitos indicam 0,xx% de alumínio maior do que 99,00% (ALUMINUM, 2011; ASM, 1990).

Para as séries de 2xxx a 8xxx, o terceiro e quarto dígitos representam uma liga específica sem significado físico. Eles somente diferenciam as diversas ligas existentes nesses grupos. A série 8xxx contém todas as ligas com formulações especiais que não se encaixam nos padrões das séries de 1xxx a 7xxx. O sufixo A indica a variação nacional da liga. A Figura 1 mostra os principais elementos que constituem as ligas de cada série (ALUMINUM, 2011; ASM, 1990).

Figura 1 - Séries das ligas forjadas (adaptado de ALUMINUM, 2011).

As ligas fundidas são classificadas de acordo com sua composição em 9 grupos que são designados por um sistema de 3 dígitos seguido por um valor decimal. O decimal .0 em todos os casos diz respeito aos limites de fundição da liga. Decimais .1 e .2 referem-se às composições de lingote, as quais depois da fusão e do processamento devem resultar em produtos químicos em conformidade com as especificações de fusão requeridas (ASM, 1990).

Quanto ao tratamento térmico, as ligas se dividem em não-tratáveis termicamente e tratáveis termicamente. As ligas não-tratáveis termicamente não são endurecidas por meio

de tratamento térmico. Estes tratamentos incluem a solubilização, têmpera, precipitação, envelhecimento e endurecimento.

2.4 APLICAÇÕES DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas em construção, recipientes, embalagens, condutores elétricos e transportes, algumas dessas aplicações encontram-se representadas na Figura 2. As ligas de Al-Si-Mg (série 6xxx) são ligas estruturais de média resistência, de boa soldabilidade, boa resistência à corrosão e alta capacidade de amortecimento. Essas ligas representam a maior parte das ligas extrudadas de alumínio (CAYRON; BUFFAT, 2000; POLMEAR, 1995).

Figura 2 - Exemplos de aplicações das ligas de alumínio (adaptado de ALUMINUM, 2011).

2.4.1 Aplicação na indústria automotiva

A aplicação de novos materiais na indústria automotiva é estabelecida por uma ampla gama de questões técnico-econômicas em conjunto com regulamentos adicionais como os fatores de segurança e menor peso do veículo, além da preocupação com a economia de combustível e a redução de emissões de CO₂ ao ambiente desencadeada por preocupações com o aquecimento global (ALUMINIUM, 2008; BURGER et al., 1995; MILLER et al., 2000).

Para que a redução do peso seja satisfatória e atenda as exigências do cliente, ela deve ser alcançada sem que ocorra a redução do tamanho e da capacidade de transporte do veículo. Este resultado pode ser alcançado através da redução do peso da estrutura automotiva, ou body-in-white, e painéis exteriores (BURGER et al., 1995).

Com a necessidade de obter carros mais leves, a indústria automotiva possui um grande interesse na utilização de chapas de alumínio nas carrocerias de automóveis. As ligas tratáveis a quente da série 6xxx são frequentemente escolhidos para estas aplicações por possuírem uma elevada relação resistência-peso, interessante combinação de formabilidade, resistência à corrosão e soldabilidade (BURGER, et al. 1995; MIAO; LAUGHLIN, 1999), além de apresentarem o endurecimento por precipitação após o processo de pintura sob temperatura (paint bake cycle - ciclo de secagem de pintura pelo calor) (MOONS et al., 1996), alta qualidade de acabamento superficial e possuírem alto potencial reciclagem (MILLER et al., 2000).

A redução de peso alcançada ao se substituir o aço, material dominante na produção de automóveis desde a década de 20, ou cobre usado nas estruturas de automóveis pelo alumínio pode chegar a aproximadamente 50% (MILLER et. al, 2000). Estima-se que uma redução de aproximadamente 10% em peso é igual a uma melhoria de 5,5% na economia de combustível. Essa melhoria da economia de combustível pode ser ainda maior se levado em consideração, por exemplo, que a redução do peso permite a fabricação de um veículo de mesma performance com menor motor, menor transmissor e menor tanque de combustível. Com tal efeito estima-se que a economia de combustível salte de 5,5% para 8-10%. A redução do peso do veículo é também relevante do ponto de vista ambiental, uma vez que com o menor consumo de combustível também se alcança uma diminuição da emissão de CO₂ (BURGER et al., 1995; MILLER et al., 2000).

Apesar das vantagens apresentadas pelo alumínio, fatores como o alto custo e a dificuldade de aplicação em processos de fabricação (soldagem, por exemplo) do metal

merecem uma atenção especial para que este metal alcance ainda mais espaço na indústria. O alumínio é mais caro que o seu principal concorrente, o aço. Por outro lado, uma importante redução de custo pode ser alcançada pelo uso de alumínio reciclado e de processos de produção de custo inferior tal como a fundição contínua (ALUMINIUM, 2008).

2.5 LIGAS DA SÉRIE 6xxx

As ligas ternárias Al-Mg-Si são talvez as mais importantes ligas à base de Al endurecidas por precipitação. Esta classe de ligas é produzida em maior quantidade entre as ligas de Al (ASM, 1990; POLMEAR, 1995; SON et al., 2011; YAOA et al., 2001).

A composição e as condições de tratamento para alcançar as melhores propriedades nessas ligas devem ser devidamente escolhidas desde que a composição e o estágio de precipitação influenciam significativamente em suas propriedades. Assim, numerosos estudos têm sido direcionados a entender a sequência de envelhecimento e as fases metaestáveis que são supostamente responsáveis pelo controle das propriedades mecânicas (SON et al., 2011).

As ligas da série 6xxx utilizam magnésio e silício, na forma do composto intermetálico Mg_2Si , siliceto de magnésio, para garantir uma resposta significativa ao tratamento de solubilização e ao tratamento de precipitação. Esses elementos podem estar presentes em quantidades nominais, ou com o excesso de silício (ASM, 1990).

O excesso de silício aumenta a resistência, mas tende a diminuir levemente a resistência à corrosão quando o material é submetido à tensão. O manganês e o cromo são adicionados a muitas das ligas da série 6xxx permitindo a formação de precipitados que aumentam a resistência e controlam o tamanho de grão (HATCH, 1984).

A adição de cobre também é benéfica para o aumento da resistência, mas quantidades maiores que 0,50% reduzem a resistência à corrosão (ALUMINUM, 1967).

A primeira liga dessa classe que surgiu nos Estados Unidos foi introduzida por volta de 1920. O maior nível de resistência nessa classe de ligas foi desenvolvido pelas ligas AA 6066 e AA 6070. Nessas ligas há silício em excesso e adições de Cu, Mg e Cr para aumentar a resistência (ALUMINUM, 1967).

A facilidade da extrusão tornou-se um requisito essencial para dar formas às estruturas e com isso as ligas mais antigas e mais resistentes foram substituídas pela liga

AA 6063 que apresenta maior extrudabilidade. Para desenvolver a maior resistência para aplicações neste campo, esta liga pode ser temperada a partir de temperaturas relativamente altas empregadas durante a extrusão. Assim, o custo da operação de tratamento de solubilização é eliminado. A qualidade do acabamento superficial da liga AA 6063 também é superior à das ligas mais antigas. Pequenas variações em relação ao teor nominal de 1% de Mg_2Si contido na liga AA 6063 são utilizadas para garantir maior velocidade de extrusão e melhores características de acabamento (ALUMINUM, 1967).

2.6 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O endurecimento por precipitação pode ser definido como o aumento da resistência de um material devido a uma segunda fase insolúvel, finamente dispersa na matriz. Uma liga de alumínio apresenta potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz do alumínio diminui com a diminuição da temperatura.

A presença de partículas precipitadas fornece uma maior resistência por obstruir e retardar o movimento de discordâncias. O grau de endurecimento resultante da presença de partículas de segunda fase depende da distribuição, do tamanho e consequentemente da coerência dessas partículas com a matriz uma vez que essas partículas podem agir como partículas não coerentes fortes e impenetráveis, através das quais as discordâncias só podem mover-se por meio de mudanças acentuadas nas curvaturas de suas linhas. Por outro lado, elas podem agir como partículas coerentes ou não-coerentes através das quais as discordâncias podem passar, mas somente com tensões muito mais elevadas do que as necessárias para as discordâncias se moverem através da matriz (ASM, 1990; MILKEREIT; KESSLER; SCHICK, 2009).

O processo de endurecimento por precipitação das ligas de alumínio envolve várias etapas, como o tratamento térmico de solubilização a elevada temperatura, têmpera e envelhecimento (natural ou artificial) (BUHA, 2005). As etapas deste processo estão esquematizadas na Figura 3.

Figura 3 - Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação, onde em I, II e III ocorrem taxas de resfriamento não críticas, em IV ocorre taxa de resfriamento crítica, em IV ocorre taxa de resfriamento crítica e TA é temperatura ambiente (MARTINS, 2008).

2.6.1 Tratamento de solubilização

Durante o tratamento de solubilização a liga é aquecida a uma temperatura na qual a segunda fase irá se dissolver na fase mais abundante. A liga é mantida nessa temperatura até que uma solução sólida homogênea seja alcançada. Em seguida, a liga é resfriada rapidamente, ou seja, é submetida à têmpera. A têmpera consiste no resfriamento rápido do material desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente. Este processo permite manter a solução sólida obtida durante a solubilização à temperatura ambiente, isto é, obter uma solução sólida supersaturada (SSSS) (MILKEREIT; KESSLER; SCHICK, 2009).

A temperatura de solubilização de cada liga é determinada a partir do respectivo diagrama de fases. Para as ligas de alumínio, a temperatura de solubilização é em torno de 500°C e varia em função da composição da liga.

2.6.2 Tratamento de envelhecimento

Após a etapa de têmpera, se o material for mantido à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou à temperatura mais elevada (envelhecimento artificial) ocorrerá a formação de precipitados endurecedores.

A precipitação, a partir da solução supersaturada, se dá por um processo de nucleação, no qual ocorre a formação dos primeiros precipitados que em seguida crescem pela difusão de átomos da solução para essas partículas. Uma vez iniciada a nucleação, a solução sólida pode perder seus átomos pelo crescimento das partículas que já se formaram ou pelo aparecimento de novos núcleos adicionais.

Em geral a nucleação não se inicia imediatamente, ou seja, um tempo de incubação (t_0) é necessário para que ocorra a formação de núcleos estáveis e visíveis. A precipitação termina muito lentamente, o que se deve à perda contínua de soluto pela solução.

Com o prosseguimento do envelhecimento em uma temperatura suficientemente alta (envelhecimento artificial) ocorre a formação dos precipitados metaestáveis (precipitados nos quais as propriedades mudam lentamente com o tempo) inicialmente coerentes com a matriz e depois semi-coerentes.

A coerência do precipitado causa distorções na matriz como consequência de pequenas diferenças de parâmetro de rede, gerando um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias resultando no endurecimento do material. Com o decorrer do tempo há perda parcial de coerência, o que se deve ao surgimento de discordâncias de interface entre o precipitado e a matriz. Com isso há uma pequena queda de dureza. Em tempos excessivos de envelhecimento há perda total de coerência, ocorrendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, o que alivia as tensões de forma total e provoca um amolecimento significativo. Além disso, os precipitados incoerentes, estáveis e muito grandes localizam-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixando um longo caminho livre para o movimento de discordâncias. Esse fator também favorece o amolecimento típico do superenvelhecimento (REED-HILL, 1982).

O endurecimento da matriz é o efeito principal da precipitação de segunda fase. Um dos fatores que mais influenciam a curva de envelhecimento (dureza versus tempo) é a temperatura na qual o processo ocorre.

A máxima resistência é alcançada quando o tamanho e a estrutura do precipitado dificulta o movimento das discordâncias. Quando uma liga de alumínio envelhecida é recozida e depois resfriada muito lentamente, a reação de precipitação já ocorre durante o resfriamento. Essa reação deve ser eliminada completamente para alcançar a máxima resistência durante o envelhecimento seguinte (MILKEREIT; KESSLER; SCHICK, 2009).

Portanto, o resfriamento deve ser realizado tão rápido quanto necessário para suprimir a precipitação. Por outro lado, o resfriamento deve ser realizado tão lento quanto possível para evitar o aumento de tensões residuais e distorções. Visando encaixar estes

requisitos opostos de resfriamento, ele deve ser feito acima da taxa de resfriamento crítica, que é a menor taxa de resfriamento onde não ocorre a precipitação (MILKEREIT; KESSLER; SCHICK, 2009).

2.6.3 Nucleação dos precipitados

Muitas vezes a fase precipitada passa por várias estruturas cristalinas intermediárias até chegar ao precipitado final estável (REED-HILL, 1982).

A formação de um precipitado coerente num sistema de endurecimento por precipitação ocorre num certo número de etapas.

A liga apresenta regiões de segregação de soluto ou núcleos após o resfriamento rápido a partir da temperatura de solubilização. Esses núcleos são conhecidos como zonas de Guinier-Preston ou GP que são precipitados com tamanho de poucos nanômetros e com morfologia pouco definida ou esferoidal (DIETER, 1988).

A nucleação dos precipitados pode ocorrer de forma heterogênea (quando ocorre nos locais de maior energia, como discordâncias, partículas de impureza ou contornos de grão) ou de forma homogênea (quando ocorre a formação espontânea do núcleo, por meio de flutuações de composição do soluto).

Nas zonas onde acontece a precipitação surgem regiões próximas aos contornos de grão onde ocorre ausência de precipitados denominadas zonas livres de precipitados (PFZ). O surgimento dessas regiões se dá em função de que as regiões de ambos os lados do contorno de grão são regiões pobres em soluto devido à difusão de átomos de soluto para o interior dos contornos para a formação de partículas de precipitado.

2.6.4 Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas

As principais propriedades mecânicas das ligas de alumínio são controladas principalmente por (POLMEAR, 1995):

- Partículas grosseiras de compostos intermetálicos (usualmente na faixa entre 0,5 a 10 μm). Essas partículas se formam durante a solidificação ou durante o processo subsequente e geralmente contêm elementos de impureza como Fe e Si. Esse grupo inclui

compostos insolúveis como $(\text{Mn, Fe})\text{Al}_6$, FeAl_3 , $\alpha\text{-Al}(\text{Fe, Mn})\text{Si}$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e compostos relativamente solúveis como CuAl_2 , Mg_2Si e Al_2CuMg ;

As ligas de alumínio da série 6xxx contêm uma larga fração volumétrica de partículas intermetálicas grosseiras que possuem efeito direto na formabilidade. As mais típicas são as partículas com forma de placas $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ e as partículas arredondadas $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$. As partículas $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ têm um efeito adverso nas propriedades de extrusão da liga que pode ser suavizado por um longo tratamento térmico de homogeneização a uma temperatura suficientemente alta, na qual as partículas da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ se transformam na fase $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ (LASSANCE et al., 2007). A fase α é mais favorável para extrusão, leva à diminuição dos defeitos na superfície extrudada e melhora a ductilidade, pois sua morfologia tem menor probabilidade de induzir microtrincas que a fase plana $\beta\text{-AlFeSi}$ (KUIJPERS et al., 2003).

- Partículas menores ou dispersóides (na faixa entre 0,05 a 0,5 μm), que consistem em compostos intermetálicos contendo elementos de transição como Cr, Mn ou Zr ou outros elementos de elevado ponto de fusão, como $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ e ZrAl_3 ;

- Precipitados finos de até 0,01 μm formados durante o tratamento de envelhecimento e que promovem o endurecimento da liga;

- Forma e tamanho de grão;
- Estrutura de discordâncias.

2.6.4.1 Efeito sobre as propriedades em tração

As partículas finas que encontram-se dispersas na matriz aumentam a tensão limite de escoamento e a resistência à tração do material. As partículas intermetálicas grosseiras exercem pouca influencia nessas propriedades, porém, diminuem a ductilidade da liga. Essas partículas geralmente se alinham na direção de deformação do material, resultando em anisotropia nas propriedades em tração (POLMEAR, 1995).

2.6.4.2 Efeito sobre a tenacidade

A influência dos precipitados na tenacidade de ligas de alumínio causa efeitos positivos e negativos. O efeito positivo está no fato de que essas partículas controlam a recristalização e limitam o crescimento de grão. O efeito negativo é que essas partículas também são responsáveis pela nucleação de vazios, associados à perda de coesão na interface com a matriz. Isso leva a formação de vazios associados com compostos intermetálicos grosseiros (DUMONT; DESCHAMPS; BRECHET, 2003).

2.6.4.3 Efeito sobre o comportamento em Fadiga

O efeito das partículas constituintes no comportamento em fadiga é altamente dependente do tipo de teste de fadiga e do regime de tensão. Em termos de taxa de crescimento de trinca por fadiga, em altos níveis de intensidade de tensão, onde os valores do crescimento da trinca por ciclo (da/dN) são grandes, a fratura e nucleação de cavidades em partículas constituintes torna-se o mecanismo de taxa de crescimento de trinca por fadiga dominante (ASM, 1990).

Um exemplo, é que em amostras submetidas a sobrecargas periódicas, ligas de baixa pureza mostram menor taxa de crescimento de trinca global do que o material de alta pureza. Este efeito é atribuído ao desvio local da ponta da trinca induzido pelas partículas constituintes insolúveis. Dentro de uma dada série de ligas de alumínio, leves mudanças de composição que influenciam o endurecimento por precipitação não tem mostrado influência na resistência à fadiga. Entretanto, significantes diferenças têm sido observadas quando se compara ligas de séries diferentes (ASM, 1990; HATCH, 1984).

2.6.5 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio da série 6xxx

As ligas de alumínio da série 6xxx são ligas endurecidas por envelhecimento com Mg e Si como principais elementos de ligas. A sequência de precipitação geralmente aceita da solução tratada das ligas de Al-Si-Mg durante o envelhecimento artificial encontra-se representada na Figura 4 (DUTTA; ALLEN, 1991; MIAO; LAUGHLIN, 1999;

MURAYAMA; HONO, 1999; SIMAR et al., 2012; SON et al., 2011; TSAO et al., 2006; XIAO-SONG et al., 2011):

Figura 4 - Sequência de precipitação das ligas de Al-Si-Mg durante o envelhecimento artificial (DUTTA; ALLEN, 1991; MIAO; LAUGHLIN, 1999; MURAYAMA; HONO, 1999; SIMAR, et al. 2012; SON et al., 2011; TSAO et al., 2006; XIAO-SONG et al., 2011).

As propriedades mecânicas dessas ligas são principalmente atribuídas às fases metaestáveis de precipitados formados durante o envelhecimento artificial (MOONS et al., 1996).

O tipo de precipitado que dá a máxima resistência às ligas da série 6xxx na condição T6 é designado β'' . São precipitados de Mg_2Si em forma de agulhas muito finas de aproximadamente 30 nm e que desempenham um papel fundamental no mecanismo de endurecimento (SIMAR et al., 2007; YAOA et al., 2001).

Quando a liga é superenvelhecida, os precipitados β'' são dissolvidos e precipitados grosseiros são formados (YAOA et al., 2001). A adição de Cu ou o excesso de Si ($Si >$

1%) promove o refinamento do tamanho das partículas de Mg_2Si e um endurecimento por precipitação adicional (SIMAR et al., 2012). O aumento do teor de Si na liga não afeta a formação dos precipitados β'' e β' , mas afeta a formação de precipitados de Si (YAOA et al., 2001).

2.6.5.1 Siliceto de Magnésio (Mg_2Si)

O diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Mg-Si é relativamente simples e bem estabelecido. A extremidade rica em alumínio do diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg_2Si encontra-se representada na Figura 5. Pode ser observado através do diagrama de fases que a quantidade máxima do composto intermetálico Mg_2Si (proporção Mg:Si=1,73% em peso) que é possível dissolver na matriz de alumínio é 1,85% (em peso) à uma temperatura de 595°C (temperatura do ponto eutético pseudobinário) (ASM, 1990).

Figura 5 - Extremidade rica em alumínio do diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg_2Si (adaptado de SOARES, 2009).

À medida em que a temperatura diminui, a solubilidade do Mg_2Si diminui ao longo da linha solvus que separa a fase α (rica em Al) do campo $\alpha + Mg_2Si$ (normalmente denominado fase β) do diagrama de fases, tornando esta liga susceptível ao endurecimento por precipitação (ASM, 1990).

2.6.5.2 Influência da quantidade de Mg e Si nas ligas Al- Mg_2Si

As ligas Al- Mg_2Si podem ser divididas em 3 grupos. O primeiro grupo possui uma quantidade total de Mg e Si inferior a 1,5%. O Mg e o Si estão em relação quase balanceada ou com um pequeno excesso de Si. A liga AA 6063 pertence a este grupo, amplamente usada para seções arquiteturas extrudadas. Esta liga facilmente extrudável contém 1,1% Mg_2Si . Sua temperatura de tratamento térmico de solubilização é um pouco acima de 500°C e sua baixa sensibilidade a tempera é tal que esta liga não precisa de um tratamento específico de solubilização, podendo ser temperada ao ar imediatamente após a extrusão e em seguida envelhecida artificialmente para alcançar resistência moderada, boa ductilidade, e excelente resistência à corrosão (ASM, 1990).

O segundo grupo contém nominalmente 1,5% ou mais de Mg e Si e outras adições tal como 0,3% Cu, que aumenta a resistência na tempera T6. Elementos tais como Mn, Cr, e Zr são usados para controlar a estrutura do grão. Ligas do segundo grupo, tal como a liga estrutural AA 6061, alcança resistência de aproximadamente 70 Mpa (10Ksi) a mais do que o primeiro grupo na tempera T6. Ligas do segundo grupo requerem uma maior temperatura de tratamento térmico de solubilização do que o primeiro e são sensíveis à têmpera. Dessa forma, elas geralmente requerem um tratamento de solubilização separado seguido por uma tempera rápida e envelhecimento artificial (ASM, 1990).

O terceiro grupo contém uma quantidade de Mg_2Si maior que o primeiro e o segundo grupos, mas com um excesso de Si. Um excesso de 0,2% de Si aumenta a resistência da liga contendo 0,8% de Mg_2Si em aproximadamente 70 Mpa (10 Ksi). Maiores quantidades de excesso de Si são menos benéficas. O excesso de Mg é benéfico somente em baixas quantidades de Mg_2Si porque o Mg diminui a solubilidade do Mg_2Si . Em ligas com excesso de Si, a segregação de Si para o contorno causa fratura no contorno de grão nas estruturas de recristalização. Adições de Mn, Cr ou Zr contrariam o efeito do Si por prevenir a recristalização durante o tratamento a quente. A liga AA 6351 pertence a esse grupo. Adições de chumbo e bismuto nas ligas dessa série melhoram a usinabilidade (ASM, 1990).

Gupta, Loyd e Court (2001), estudaram o processo de endurecimento por precipitação em uma liga de alumínio contendo 0,4% Mg, 1,3% Si e 0,25% Fe. A temperatura de solubilização das amostras foi de 560°C com temperaturas de envelhecimento de 180 e 200°C, essas amostras não foram temperadas. Outras amostras foram solubilizadas e submetidas à têmpera T4 antes do envelhecimento a 180°C.

A Figura 6 apresenta as curvas de dureza em função do tempo de envelhecimento. A dureza da liga envelhecida a 180°C aumenta rapidamente atingindo um pico de máxima dureza após 8 horas de envelhecimento e decresce até 24 horas de tratamento.

A curva (b) que representa o envelhecimento a 200°C apresenta um pico de dureza após aproximadamente 0,5 horas a partir do qual a dureza decresce. O pico de dureza atingido a 200°C é levemente inferior se comparado ao obtido a 180°C. Essa diferença de valores pode estar associada à redução de supersaturação da matriz a altas temperaturas de envelhecimento. A curva (c) representa a amostra que sofreu têmpera antes de ser envelhecida e pode-se observar que ela é similar a curva (a), exceto pelo fato de apresentar maior valor inicial de dureza e valores inferiores para tempos de envelhecimento maiores do que 0,1 hora.

Figura 6 - Características de envelhecimento da liga Al-0,4%, Mg-1,3%, Si-0,25% Fe em diferentes condições: (a) solubilizado e envelhecido a 180 °C; (b) solubilizado e envelhecido a 200°C; (c) solubilizado, submetido à têmpera T4 e envelhecido a 180°C (GUPTA; LOYD; COURT, 2001).

A Figura 7 (a) mostra a microestrutura da liga após ser solubilizada e envelhecida por 30 minutos a 180°C. Pequenas partículas são observadas distribuídas homogeneamente na matriz. Figura 7 (b) e (c) apresentam estruturas típicas da liga envelhecida por 8 horas a 180°C. As partículas são parecidas às observadas na Figura 7 (a), porém maiores. As análises de EDS realizadas mostram que as partículas são constituídas por Si. A Figura 7

(d) mostra a microestrutura típica da liga envelhecida por 24 horas a 180°C, na qual as partículas são maiores e mais estáveis.

Figura 7 - Microestrutura da liga Al-0,4%, Mg-1,3%, Si-0,25%Fe após envelhecimento por diferentes períodos: (a) 30 minutos; (b) e (c) 8 horas; (d) 24 horas (GUPTA; LOYD; COURT, 2001).

Miao e Laughlin (1999) estudaram o comportamento da liga de alumínio AA 6022 durante o processo de endurecimento por precipitação. A liga utilizada possui 1,28% de Si, 0,11% de Fe, 0,07% de Cu, 0,08% Mn, 0,58% Mg e Al completando o balanço com % peso. As amostras com espessura de 1,9 mm foram solubilizadas a temperatura de 560°C durante 20 minutos e temperadas em água gelada. O envelhecimento artificial foi realizado a 175°C. As amostras foram divididas em dois conjuntos. Para um conjunto de amostras o intervalo entre o tratamento de solubilização e o envelhecimento artificial foi limitado a poucos minutos. Para o outro conjunto de amostras a liga foi envelhecida naturalmente por 30 dias antes de ser envelhecida artificialmente.

A Figura 8 mostra a dureza em função do tempo de envelhecimento artificial para esses dois conjuntos de amostras. Para as amostras sem envelhecimento natural, a dureza aumenta com o tempo de envelhecimento até 500 minutos e depois diminui levemente.

Figura 8 - Variação da dureza com o tempo de envelhecimento da liga 6022 a 175°C (a) sem envelhecimento natural; (b) após 30 dias de envelhecimento natural (MIAO; LAUGHLIN, 1999).

As amostras envelhecidas naturalmente exibiram maior dureza inicial, como era esperado, devido à presença de partículas que precipitaram durante esse tempo. Por outro lado, as mesmas apresentaram uma diminuição de dureza durante o início do envelhecimento artificial. Foi observado ainda que a dureza para as amostras envelhecidas naturalmente é menor a 175°C comparada com as amostras não envelhecidas naturalmente.

Isso pode estar associado ao fato de que as incrustações formadas durante o envelhecimento natural consomem as vacâncias e os átomos do soluto sendo difíceis de serem redissolvidos. O decréscimo de dureza inicial para as amostras envelhecidas naturalmente é atribuído à reversão da zona GP formada durante o envelhecimento natural.

Mrówka-Nowotnik e Sieniawski (2005) realizaram um estudo dos efeitos da temperatura de solubilização na cinética de envelhecimento das ligas comerciais AA 6005

e AA 6082. A composição da liga AA 6005 estudada no trabalho em percentagem em peso é 0,60% de Si, 0,21% de Fe, 0,12% de Cu, 0,15% de Mn, 0,54% de Mg, 0,028% de Cr, 0,01% de Zn e 0,15 % de outros. Já a composição da liga AA 6082 também em % em peso é 1,2% de Si, 0,33% de Fe, 0,08% de Cu, 0,50% de Mn, 0,78% de Mg, 0,14 de Cr, 0,05% de Zn e 0,15% de outros.

As ligas foram tratadas termicamente (têmpera T4) em uma faixa de temperatura de solubilização de 510 a 580°C e posteriormente envelhecidas naturalmente por até 100 horas. Medidas de dureza foram realizadas a fim de se analisar a influência do tempo de envelhecimento no endurecimento por precipitação.

As Figuras 9 (a) e 9 (b) apresentam a influência que as diferentes temperaturas de solubilização possuem sobre a dureza das ligas.

Figura 9 - Influência da temperatura de solubilização na dureza da liga (a) 6005; (b) 6082 (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Foi observado que para a liga AA 6005 a dureza não depende da temperatura de solubilização. Por outro lado, para a liga AA 6082 a dureza aumenta com o aumento da temperatura. Isso pode ser explicado pelo aumento da quantidade de Si e Mg na solução sólida supersaturada com o aumento da temperatura de solubilização, o que é fundamental para que ocorra a formação de partículas da fase Mg_2Si de elevada dureza, durante o processo de envelhecimento. O número de zonas GP e fases de elevada dureza, que são responsáveis pelo endurecimento das ligas, aumenta com o aumento da quantidade de elementos de liga, que estão presentes em maior quantidade na liga AA 6082 (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

As Figuras 10 (a) e 10 (b) mostram as micrografias das ligas obtidas por microscopia eletrônica de transmissão após o envelhecimento. É evidente através da

observação das figuras que a liga AA 6082 apresenta uma maior quantidade de precipitados.

Figura 10 - Microestrutura após envelhecimento (a) 6005; (b) 6082 (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

2.7 COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO

A forma e a magnitude da curva tensão versus deformação obtida por meio do ensaio tração de um metal depende de vários fatores, tal como a composição, tratamento térmico, histórico prévio de deformação plástica, taxa de deformação, temperatura e tensão imposta durante o teste. Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão-deformação de um metal são a resistência à tração, tensão limite de escoamento, deformação axial média e redução de área. Os dois primeiros são parâmetros de resistência e os dois últimos indicam a ductilidade (ASM, 1985).

A curva tensão versus deformação é construída a partir de medidas da tensão de tração (σ_t) (equação 1) e da deformação axial média (ϵ) (equação 2) em um corpo-de-prova padronizado.

$$\sigma_t = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L_i - L_0}{L_0} \quad (2)$$

Nas equações acima, F é a carga instantânea aplicada em uma direção perpendicular à seção transversal do corpo-de-prova, A_0 é a área original da seção

transversal antes da aplicação de qualquer carga, l_0 é o comprimento original antes de qualquer carga aplicada e l_i é o comprimento instantâneo (ASM, 1985).

Na Figura 11 pode-se observar a forma geral da curva tensão versus deformação de engenharia e a evolução do aspecto da região útil de um corpo-de-prova durante as várias etapas do ensaio, designadas de (a) a (d).

Figura 11 - Curva tensão versus deformação de engenharia (DOWLING, 1998).

Na Figura 22 pode ser observado que a tensão é linearmente proporcional à deformação na porção elástica da curva tensão versus deformação (corpo-de-prova (a)). Quando a carga ultrapassa o valor correspondente a tensão limite de escoamento, o corpo-de-prova sofre deformação plástica generalizada. A partir desse momento, se a carga for reduzida a zero ele estará permanentemente deformado.

A tensão para produzir cada vez mais deformação plástica cresce com o aumento dessa última, ou seja, o material sofre encruamento (corpo-de-prova (b)).

Durante a deformação plástica o volume do corpo-de-prova não se altera. Com o alongamento, a área da seção reta transversal diminui de forma uniforme ao longo do seu comprimento útil. A princípio, a diminuição da área da seção reta transversal é compensada pelo encruamento e a tensão de engenharia continua a aumentar conforme a deformação aumenta. Com o decorrer do ensaio, chega-se a um ponto no qual a diminuição da área da seção reta do corpo-de-prova é maior que o aumento da carga de deformação proveniente do encruamento (corpo-de-prova (c)). Isso ocorrerá primeiramente em um determinado ponto do material que apresenta resistência ligeiramente inferior. Toda a

deformação plástica que ocorrer a partir desse momento será localizada neste ponto, onde ocorrerá o empescoamento (corpo-de-prova (d)).

A área da seção reta então diminui mais rapidamente do que ocorre o aumento da carga de deformação pelo encruamento. Assim, a carga necessária para deformar o corpo-de-prova torna-se menor, a tensão de engenharia diminui e a fratura final é atingida (DIETER, 1988; DOWLING, 1998).

2.7.1 Resistência à tração

A resistência à tração é dada pela razão da carga máxima pela área inicial da seção transversal da amostra. Para materiais dúcteis, a resistência à tração pode ser considerada como a medida da carga máxima que o metal pode resistir sob carregamento uniaxial.

Seu valor tem pouca relação com a resistência útil dos metais sob condições mais complexas de tensão que são usualmente encontradas, entretanto, é bastante útil para descrever a resistência dos materiais e utilizada em sua caracterização. Além disso, como a resistência á tração é uma propriedade reprodutível e fácil de ser determinada, ela é usualmente aplicada na especificação e no controle da qualidade de produtos. Extensivas correlações empíricas entre a resistência a tração e propriedades tal como dureza e resistência a fadiga são frequentemente usadas (ASM, 1985).

2.7.2 Tensão limite de escoamento

A tensão limite de escoamento (σ_e) é a máxima tensão que o material suporta ainda no limite elástico de deformação e encontra-se indicada na Figura 11.

Nos EUA ela é especificada como uma deformação de 0,2% ou 0,1% ($e = 0,002$ ou $0,001$), conforme apresentado na equação (3):

$$\sigma_e = \frac{F_{(Deformação=0,002)}}{A_0} \quad (3)$$

Alguns materiais não possuem uma porção essencialmente linear para sua curva tensão-deformação. Para esses materiais, o método citado anteriormente não pode ser

usado e a prática usual é definir a resistência ao escoamento como uma tensão que produz uma deformação total, por exemplo, $e = 0,005$ (ASM, 1985).

2.7.3 Medidas da ductilidade

A ductilidade é considerada uma propriedade qualitativa do material. As medidas de ductilidade indicam a extensão na qual o metal pode ser deformado sem que ocorra a fratura em operações como extrusão e laminação e pode servir ainda como um indicador de mudanças no nível de impurezas ou condições de processamento. A alta ductilidade indica que o metal é trabalhável e provavelmente deforma localmente sem fraturar (ASM, 1985).

As medidas convencionais de ductilidade que são obtidas através do teste de tração são a elongação ϵ , já definido na equação (2) e a retração da área de fratura Q , definida na equação (4) onde A_f é a área final da seção transversal da amostra e A_0 , é a área inicial.

$$Q = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (4)$$

2.7.4 Tenacidade

A tenacidade de um material é sua capacidade de absorver energia durante a deformação plástica, ou seja, é a capacidade de suportar tensões ocasionais acima do limite e escoamento sem fraturar. Ela é determinada pela área do diagrama tensão versus deformação até a fratura da amostra e pode ser calculada pelo método integral (ASM, 1985; SOUZA, 1982).

2.7.5 Módulo de Young

A inclinação da porção linear inicial da curva tensão versus deformação é o módulo de elasticidade, ou módulo de Young denotado por E , é a medida da rigidez elástica do material. Quanto maior o módulo, menor a deformação elástica resultante da aplicação de uma certa tensão. O módulo de Young é determinado pela força de ligação entre os átomos (ASM, 1985).

2.8 FADIGA

2.8.1 Perspectiva geral

A maior parte das fraturas em estruturas ou componentes de máquinas é devida à fadiga (BATHIAS; PINEAU, 2010). A fadiga ocorre quando um material é submetido a condições geradoras de tensões e deformações flutuantes em algum ou alguns pontos. Ela pode ser definida também como um processo progressivo de alteração estrutural localizada e permanente que pode resultar em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações (ASM, 1986).

As fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. A tensão e a deformação cíclica iniciam a trinca enquanto a tensão de tração é responsável por sua propagação (ASTM, 1986).

O processo de fadiga pode ser dividido em 3 estágios. O primeiro estágio é o dano por fadiga inicial levando à nucleação e iniciação da trinca. Este estágio é seguido pelo crescimento progressivo cíclico ou propagação da trinca e por último ocorre a etapa final que é a fratura súbita da seção transversal restante (ASTM, 1986; BATHIAS; PINEAU, 2010; MAKKONEN, 2009).

A trinca por fadiga normalmente resulta de tensões cíclicas inferiores à tensão de escoamento do material, ela se inicia e se propaga em regiões onde a deformação é maior. Os principais iniciadores de trincas por fadiga são os defeitos estruturais. Sob a ação do carregamento cíclico, a zona plástica, ou região de deformação se desenvolve na ponta do defeito. Assim a zona de alta deformação torna-se um sítio de iniciação de trinca por fadiga (ASTM, 1986).

A maioria dos componentes no campo da engenharia mecânica é sujeita a cargas cíclicas. Componentes do motor, peças de automóveis, rodas de trem, trilhos, pontes, instrumentos médicos, etc. tem de suportar um número de ciclos superiores a 10^7 (PYTTEL; SCHWERDT; BERGER, 2011). A falha por fadiga de componentes em serviço pode ser evitada através de um estudo criterioso baseado em resultados experimentais (BAPTISTA, 2000).

2.8.2 Iniciação da trinca

A aplicação de técnicas experimentais de alta resolução como a microscopia eletrônica, tem ampliado o conhecimento de detalhes dos sítios de nucleação de trincas e da morfologia dessas trincas. Enquanto a nucleação da trinca pode representar somente uma pequena fração da vida em fadiga total na região de fadiga de baixo ciclo, ela pode representar uma parte substancial na região de vida em fadiga de alto ciclo e a maior parte da vida na região de fadiga de giga-ciclo (LUKÁS; KUNZ, 2001). Em muitos casos práticos, o estágio de iniciação representa uma boa parte da vida em fadiga chegando até 90% do tempo de vida (BATHIAS; PINEAU, 2010).

O processo de fadiga é bastante sensível às condições da superfície do material sendo influenciado pelo acabamento superficial e pelo tratamento da superfície, uma vez que as trincas por fadiga iniciam-se preferencialmente em superfícies livres (BAPTISTA, 2000; LUKÁS; KUNZ, 2001).

A presença de entalhes e partículas de segunda fase, tais como inclusões e precipitados (que possuem propriedades elásticas diferentes da matriz) em componentes mecânicos, combinados a carregamentos complexos ou à existência de pequenas excentricidades num carregamento axial, resulta em gradientes de tensão. Esse efeito é maior na superfície do material e favorece o início da trinca. Além disso, as microtrincas podem também estar contidas no material antes que o carregamento cíclico seja aplicado, como resultado de soldas, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Nesta situação não há de fato um processo de iniciação de trinca por fadiga, pois as trincas embrionárias já se encontravam no material antes da aplicação do carregamento cíclico (BAPTISTA, 2000; BARTER; MOLENT; WANHILL, 2011).

A nucleação da trinca, assim como todo o processo de fadiga, é controlada pela deformação plástica cíclica. Logo, espera-se que as trincas se iniciem em pontos de concentração de deformação, os quais estão diretamente relacionados com a concentração de tensão (BAPTISTA, 2000; LUKÁS; KUNZ, 2001).

Acredita-se que a formação de extrusões (ressaltos) e intrusões (reentrâncias) na superfície do material é uma característica exclusiva da deformação por fadiga. Existem vários modelos destinados a explicar o mecanismo de formação de intrusões e extrusões. Wood sugeriu a partir de observações microscópicas do deslizamento produzido por fadiga que as bandas de deslizamento resultam do acúmulo sistemático de pequenos movimentos de deslizamento. Este mecanismo justifica a acomodação da deformação total, que resulta

da soma das micro deformações de cada ciclo, sem causar um encruamento apreciável do material (BATHIAS; PINEAU, 2010; DIETER, 1988).

Outro mecanismo de formação de intrusões e extrusões nas superfícies livres do material foi proposto por Cottrell e Hull. O modelo proposto se baseia na ativação de dois planos de deslizamento em períodos de um quarto de ciclo, numerados de 1 a 4 como mostra a Figura 12 (BATHIAS; PINEAU, 2010; FINE, 1980).

Figura 12 - Diagrama esquemático da formação de um par intrusão-extrusão (FINE, 1980).

A ativação da fonte de discordâncias representada por S1 e a movimentação de discordâncias no plano 1 produz um degrau na superfície do cristal. Em seguida, a ativação de S2 no plano de deslizamento 2 (que pode ser, por exemplo, resultado do endurecimento do plano 1) leva à formação de um outro degrau e ao deslocamento da borda de intersecção entre 1 e 2 ao longo do plano 2 (BATHIAS; PINEAU, 2010; FINE, 1980).

Durante a parcela compressiva do ciclo, o deslizamento reverso do plano 1 leva à formação da reentrância I simultaneamente ao deslocamento da borda de intersecção do plano 2 com o plano 1. O deslizamento reverso no plano 2 gera a extrusão, evidenciando assim a coexistência de intrusões e extrusões. Durante esse processo, trincas são iniciadas das irregularidades da superfície causadas pelas bandas de deslizamento e microtrincas são formadas dentro dessas bandas, as quais são então chamadas bandas de deslizamento persistentes (BDPs) (BATHIAS; PINEAU, 2010). Essas bandas de deslizamento são chamadas persistentes porque elas reaparecem mesmo após o polimento da superfície (MEYERS; CHAWLA, 1981).

Há várias discussões quanto à formação de BDPs e o efeito de uma série de características microestruturais sobre este processo, sua aparição geralmente coincide com o final do processo de endurecimento ou amolecimento cíclico. As primeiras microtrincas são detectáveis nesses locais com a clivagem subsequente (BAPTISTA, 2000).

A definição de iniciação de trinca pode ser diferente dependendo se o foco está na evolução microestrutural do material ou na formação da microtrincas. A avaliação do estágio de iniciação de trinca dentro de uma estrutura, usualmente depende da definição de microtrincamento, o que depende diretamente dos meios de observação usados. Do ponto de vista dos mecanismos da fadiga, pode-se definir uma trinca em termos do instrumento com maior poder de resolução existente, ou seja, o microscópio eletrônico (BATHIAS; PINEAU, 2010).

2.8.3 Iniciação de trincas em componentes estruturais

Em condições próximas às ideais, mesmo em peças ou estruturas cuidadosamente preparadas, um período significativo de dano microestrutural induzido por fadiga pode preceder a iniciação da trinca, embora as condições de serviço possam permitir que outros mecanismos como corrosão, fretting e dano incidente contribuam com danos que antecedem a trinca. Durante a produção de estruturas frequentemente surgem muitas fontes de descontinuidades na superfície ou próximas à superfície, capazes de iniciar as trincas de fadiga. Isto inclui várias formas de danos de usinagem (riscos, sulcos, rebarbas, etc.); pites de corrosão (etch pits) dos tratamentos de superfície (decapagem, anodização); porosidade, especialmente em chapas grossas de peças de ligas de alumínio. Nos casos das ligas de alumínio e de aço pode-se ainda incluir, partículas constituintes que podem se quebrar (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

Embora a maioria das descontinuidades seja pequena – da ordem de 0,01 mm – em profundidade, elas podem iniciar trincas de fadiga rapidamente em amostras altamente tensionadas, componentes e estruturas. Além do mais, estruturas com muitas características críticas, furos ou grandes áreas sobre alta tensão, são susceptíveis a iniciação de trincas múltiplas. Uma ou mais dessas trincas irá levar a outras, para se tornarem trincas críticas que irão determinar a vida em fadiga (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

As trincas de fadiga em estruturas feitas de ligas de alumínio de alta resistência quase sempre se iniciam nas superfícies externas. Em alguns trabalhos anteriores, houve uma tendência em focar a iniciação da trinca por fadiga e seu desenvolvimento ao longo das bandas de deslizamento. No entanto estudos mostraram que a trinca também pode nuclear em partículas trincadas ou não, e que estes são os sítios de nucleação de trincas predominantes nas ligas comerciais (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

As partículas grandes são evidentemente associadas com o crescimento inicial de trincas ao longo das interfaces partícula/matriz. Aparentemente, algumas trincas podem ter início em vazios, que são gerados durante o processamento, entre partículas estreitamente espaçadas.

2.8.4 Classificação dos tipos de iniciadores de trincas por fadiga

A maioria das descontinuidades é gerada durante o processo de produção. Algumas dessas descontinuidades, como por exemplo, a ocorrência de furos mal acabados pode ser evitada por um melhor controle de qualidade. Outros tipos de descontinuidades são simplesmente inevitáveis, como por exemplo, os pites de corrosão causados por tratamentos químicos e as partículas constituintes nas ligas de alumínio e no aço.

Molent, Barter e Wanhill (2010), sugeriram uma classificação para tipos de descontinuidades e citou exemplos para cada uma dessas categorias:

2.8.4.1 Furos mal acabados

Na Figura 13 estão indicadas as trincas por fadiga que começaram nos dois lados de um furo e terminaram na falha da longarina. Do lado direito do furo, três trincas, indicadas pelas setas, interagiram e se uniram, e assim cresceram mais rápido do que a trinca única do lado esquerdo. A seta neste lado indica a extensão dessa trinca quando o lado direito falhou.

Figura 13- Furo mal perfurado em uma longarina produzida a partir da liga AA7075-T6 (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

2.8.4.2 Tratamentos superficiais

Os tratamentos superficiais podem ter influencia prejudicial no comportamento em fadiga, criando sítios de iniciação de trincas, mas, dentro de certos limites, eles devem ser aceitos. Um exemplo é o shot-peening, que possui o propósito de deformar plasticamente a camada superficial do material (através do bombardeio de esferas) gerando tensão residual compressiva na superfície, melhorando a vida em fadiga. Por outro lado, se a intensidade do bombardeio ou a qualidade das esferas utilizadas no tratamento não forem rigorosamente controladas, esse tratamento pode danificar a superfície do material, gerando pontos de iniciação de trinca (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

A decapagem, anodização e moagem química são tratamentos comuns para as ligas de alumínio e todos eles podem causar pites de corrosão (etch pits). Os pites estão usualmente nos contornos de grão e partículas constituintes que possuem superfície quebrada. As formas de pits, particularmente seus perfis de profundidade, determinam a facilidade com a qual a trinca de fadiga irá se iniciar e começar a crescer.

A Figura 14 mostra um corpo-de-prova apresentando crescimento de trincas por fadiga a partir de etch pits. A linha tracejada vermelha delimita a interface aproximada entre as falhas e o início das trincas por fadiga.

Figura 14 - Iniciação de trinca por fadiga em pites de corrosão (etch pits) em um corpo-de-prova feito da liga AA7050-T7451 (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

2.8.4.3 Porosidade

A Figura 15 mostra uma trinca de fadiga crescendo da quebra de superfície por porosidade em um componente produzido a partir da liga de alumínio 7050-T7451. Este poro é grande comparado a outras descontinuidades iniciadoras de fadiga.

Figura 15 - Trincas por fadiga crescente de vários pontos em torno de um poro de tamanho grande (esboçado pela linha tracejada vermelha) em uma chapa produzida a partir da liga AA7050-T745 (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

2.8.4.4 Partículas constituintes

As ligas de alumínio contêm vários tipos de partículas constituintes que são intermetálicos duros e frágeis. As partículas maiores podem trincar durante o processamento, usinagem e acabamento do componente, fornecendo sítios de iniciação de trincas por fadiga.

Na Figura 16 podem ser observadas trincas de fadiga crescendo de vários tipos de partículas constituintes em chapas da liga 7050-T7451.

Figura 16 - Exemplos de partículas constituintes que iniciaram trincas por fadiga em corpos de prova da liga AA7050-T7451. As linhas vermelhas tracejadas indicam as formas aproximadas das partículas (MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010).

2.9 EVOLUÇÃO DAS ESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS NAS LIGAS DO GRUPO 6XXX DURANTE O CARREGAMENTO CÍCLICO

Xiao-Song et al. (2011) realizou o estudo da evolução da estrutura de discordâncias em uma liga Al-Si-Mg, contendo em porcentagem em massa 7,41% de Si, 0,138 % de Fe, 0,314% de Mn, 0,27% de Mg, 0,006% de Zn e de Ti e 0,001% de Cu e Cr.

Os resultados mostraram que a estrutura de discordâncias é diretamente dependente da amplitude de tensão, e que sua densidade no momento da falha das amostras aumenta com o aumento da amplitude de tensão. Os precipitados de Mg_2Si e as partículas de segunda fase de Si exercem um forte efeito de impedimento do movimento de discordâncias durante o processo de fadiga das ligas da série 6xxx que mostrou-se fortemente dependente da microestrutura do material (XIAO-SONG et al., 2011).

Foi observado que no material não ensaiado, as discordâncias apresentam estrutura e distribuição irregulares e que sua densidade é muito menor em comparação ao material sob tensão. Além disso, não foram observados emaranhamentos de discordâncias ao redor dos precipitados em amostras não deformadas.

A Figura 17 mostra a estrutura de discordâncias em planos cristalinos (011) em diferentes números de ciclos para uma tensão aplicada de 135 MPa.

Figura 17 - Imagens de MET das estruturas de discordâncias com tensão 135 Mpa: (a) 20 ciclos; (b) 200 ciclos; (c) 2000 ciclos; (d) fratura (XIAO-SONG et al., 2011).

Comparando as Figuras 16 (a), (b), (c) e (d) pode-se observar que aumento na densidade de discordâncias não é rápido, mas há um claro deslizamento linear de discordâncias na direção na qual pode haver rearranjo da rede original. As estruturas de discordâncias se desenvolvem em fitas e gradualmente se ampliam para formar bandas de deslizamento com desvio (cross-banded sliding).

As ligas Al-Si-Mg tem alto nível de energia de defeito de empilhamento (EDE), que é a energia resultante da falha na sequência de empilhamento de planos atômicos. Em materiais que possuem alta EDE, há grande mobilidade de discordâncias, sendo propensos ao deslizamento com desvio sob a aplicação de cargas. Duas linhas de deslizamentos são claramente observadas nas direções $[2\bar{1}1]$ ou $[211]$ (XIAO-SONG et al., 2011).

Com o aumento da amplitude de tensão a densidade de discordâncias dentro do sistema de deslizamento aumenta. O espaço torna-se estreito para discordâncias se movendo rapidamente e a interação entre elas aumenta de forma rápida, resultando em um aumento da resistência da liga (XIAO-SONG et al., 2011).

2.9.1 Efeito dos precipitados Mg_2Si nas estruturas de discordâncias

Devido ao seu alto ponto de fusão, baixa densidade, alta dureza e alto módulo de Young, a fase Mg_2Si é a fase de endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si que ajuda a melhorar o seu desempenho (XIAO-SONG et al., 2011).

A Figura 18 (a) mostra as imagens de MET da forma original da fase Mg_2Si na amostra. Pode ser visto que a fase Mg_2Si está principalmente na forma de agulhas com $0,3\mu m$ de comprimento e $0,03\mu m$ de largura.

Figura 18 - (a) Imagens de MET da forma original da fase Mg_2Si na amostra; (b) Interação entre discordâncias e Mg_2Si (amplitude de tensão = 115 MPa na amostra fraturada) (XIAO-SONG et al., 2011).

A Figura 18 (b) mostra a interação entre as discordâncias e a fase Mg_2Si quando a amplitude de tensão é 115 MPa na amostra fraturada. Pode-se observar a abundância de precipitados Mg_2Si distribuídos aleatoriamente na matriz e o amontoamento de discordâncias ao seu redor. A fase Mg_2Si está arranjada na matriz de forma desordenada, podendo deter o movimento de discordâncias (XIAO-SONG et al., 2011).

2.9.2 Efeito da fase secundária de silício nas estruturas de discordâncias

O teor de silício influencia o comportamento do crescimento das trincas por fadiga e tem um papel importante na iniciação de microtrincas nas ligas Al-Si-Mg. As partículas de Si encontradas pela ponta da trinca mudam a orientação do deslizamento local e a seleção do caminho da trinca. Como a ligação Si-Si é forte, o excesso de Si facilmente forma aglomerados bem como situações de silício livre distribuído na liga em ordem de aumentar o módulo de Young e a resistência da liga. Assim como a fase Mg_2Si , a fase secundária de silício também dificulta o movimento de discordâncias e leva à formação de novas discordâncias (XIAO-SONG et al., 2011).

2.10 MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA

O objetivo principal das análises matemáticas dos resultados dos ensaios de fadiga é dar forma matemática ao relacionamento entre a vida em fadiga e parâmetros como amplitude de tensão, tensão máxima ou amplitude de deformação. O método básico para apresentação dos dados experimentais de fadiga é através da utilização da curva tensão – vida em fadiga na qual o número de ciclos necessários para a fratura N é lançado contra a tensão (para a qual os valores podem ser σ_a - tensão alternada, σ_{max} - tensão máxima ou σ_{min} - tensão mínima) (CONWAY; SJODAHL, 1991; MAKKONEN, 2009).

Existem dois tipos diferentes de comportamento da curva tensão - vida em fadiga que estão representados na Figura 19.

Figura 19 - Amplitude de tensão versus ciclos para a falha ilustrando (a) limite de fadiga e (b) vida em fadiga (CALLISTER, 2008).

Verifica-se que quanto maior a magnitude de tensão, menor é o número de ciclos que o material é capaz de suportar antes da falha. Para alguns aços e algumas ligas de titânio, que sofrem endurecimento por deformação, observa-se um patamar na curva tensão – vida em fadiga, que corresponderia ao limite de resistência à fadiga do material. Este limite representa o maior valor de amplitude de tensão alternada que não irá causar a falha do material para um número de ciclos infinito (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990). No caso de materiais policristalinos, a ocorrência deste patamar foi relacionada à parada (arrest) de trincas logo após a nucleação, ao encontrarem obstáculos microestruturais como contornos de grãos (LUKAS; KLESNIL, 1992).

Para a maioria das ligas não ferrosas (por exemplo, ligas de alumínio, cobre e magnésio) a curva tensão - vida em fadiga não apresenta um patamar de limite de resistência à fadiga, a curva mantém sua tendência de queda para um número de ciclos (N) cada vez maiores (Figura 19 b). Para estes materiais a resistência à fadiga, é definida como o nível de tensão no qual a falha irá ocorrer para um número específico de ciclos.

Os ensaios de fadiga devem ser acompanhados pela análise estatística dos dados registrados devido à grande dispersão e variabilidade normalmente encontrada nos resultados, o que gera a necessidade de uma análise consistente dos dados para que os valores do limite de resistência à fadiga a ser determinado possuam maior consistência (METALS, 1989).

As análises matemáticas dos resultados dos testes de fadiga geralmente buscam a identificação do tipo do modelo a ser usado, da variável dependente adequada, do cálculo de constantes para o modelo, do grau de adequação com o qual o modelo descreve os resultados do teste e do grau de confiança com o qual o modelo pode ser usado para prever, inclusive a vida em fadiga em extrapolações além da faixa de dados existentes (CONWAY; SJODAHL, 1991).

Não há um modelo matemático universalmente aceito e utilizado para descrever as Curvas tensão – vida em fadiga. Atualmente, poucos modelos matemáticos são utilizados, tais como (METALS, 1989):

$$\log N = A_1' + A_2' * \log(\sigma_{max} - \sigma_{min}) \quad (5)$$

$$\log N = A_1' + A_2' * \sigma_{max} \quad (6)$$

$$N = A_1' + A_2' * \sigma_{max} \quad (7)$$

$$N = A_1' + A_2' * \log \sigma_{max} \quad (8)$$

Nas equações acima, σ_{max} é a tensão máxima e σ_{min} é a tensão mínima aplicada no carregamento cíclico. A equação (5) é considerada a mais efetiva, mas é limitada ao regime entre 10^3 e 10^6 ciclos. A maioria dos estudos de fadiga para definir curvas tensão – vida em fadiga abrange o regime da vida em fadiga além de 10^6 ciclos.

2.10.1 Escolha da variável independente

Ao determinar a expressão analítica que deve definir a relação entre tensão e vida, é importante determinar qual será a variável considerada como a variável dependente. Na equação (9), definida para expressar a relação entre duas variáveis, y é a variável dependente, e x é a variável independente.

$$y = A_1 + A_2 x \quad (9)$$

Um simples rearranjo da equação (9) leva a:

$$x = A_1' + A_2' y \quad (10)$$

A vida em fadiga tem sido frequentemente adotada como a variável independente, entretanto a escolha estatística correta é o oposto, a vida em fadiga deve ser adotada como a variável dependente, para isso os novos valores das constantes A_1' e A_2' devem ser calculados (METALS, 1989).

O uso da vida em fadiga como a variável independente faz com que a estimativa obtida seja tendenciosa e inconsistente, forçando o modelo a superestimar e/ou subestimar a verdadeira variável dependente (METALS, 1989). Além disso, quando uma análise considerando a vida em fadiga como a variável independente é aplicada, previsões não conservativas da vida em fadiga para extrapolações além da faixa de dados existente podem ocorrer (CONWAY; SJODAHL, 1991).

Se a vida em fadiga é utilizada como a variável dependente, temos como resultado a linha cheia observada na Figura 20. Essa expressão é a mais realista uma vez que é possível observar claramente, que a linha tracejada subestima a vida média na região de alta tensão, e superestima a vida média na região de baixa tensão (METALS, 1989).

Figura 20 - Comparação entre dois modelos de ajuste para os dados de fadiga (METALS, 1989).

Utilizando a vida em fadiga como a variável dependente, pode-se construir uma variedade de modelos de regressão linear dos dados. O modelo de regressão linear plausível para a análise dos dados de fadiga está representado pela equação (6) que utiliza a distribuição log-normal (METALS, 1989).

2.10.2 Modelo da Distribuição Log-normal

Na análise de dados de durabilidade é conveniente muitas vezes trabalhar com o logaritmo dos valores observados. A distribuição log-normal é muito usada para caracterizar tempo de vida em fadiga de metais (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

A função da densidade para uma distribuição log-normal é dada pela equação (11):

$$f(t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}td} \exp \left\{ -\frac{[\log(t) - \mu]^2}{2d^2} \right\} \quad t \geq 0 \quad (11)$$

Onde t é o tempo de falha, μ é a média do logaritmo do tempo de falha e d é o desvio padrão. Existe uma relação entre as distribuições log-normal e normal que facilita a apresentação e análise de dados provenientes da distribuição log-normal. Como o nome

sugere, o logaritmo de uma variável com distribuição log-normal com parâmetros μ e d tem uma distribuição normal com a média μ e desvio padrão d . Esta relação significa que dados provenientes de uma distribuição log-normal podem ser analisados segundo uma distribuição normal se o logaritmo dos dados for usado no lugar dos valores originais (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

2.10.3 Cálculo dos parâmetros do modelo

2.10.3.1 Método dos Mínimos Quadrados

Diversas técnicas podem ser utilizadas para se determinar os coeficientes da equação (6). A Regressão pelos Mínimos Quadrados é utilizada com mais frequência no campo de engenharia, e aplicando esta técnica para se determinar os coeficientes da equação (6), chega-se às equações (12) e (13) (METALS HANDBOOK, 1989).

$$A_1 = \frac{\sum \log N * \sum (\sigma_{max}^2) - \sum \sigma_{max} * \sum (\sigma_{max} * \log N)}{n * \sum (\sigma_{max}^2) - (\sum \sigma_{max})^2} \quad (12)$$

$$A_2 = \frac{n * \sum (\sigma_{max} * \log N) - \sum \sigma_{max} * \sum \log N}{n * \sum (\sigma_{max}^2) - (\sum \sigma_{max})^2} \quad (13)$$

De acordo com esse princípio, a reta fornece o melhor ajuste de dados se a distancia vertical (desvios) dos pontos observados na reta são pequenos. A medida da qualidade do ajuste é a soma dos quadrados destes desvios. A reta de melhor ajuste é então aquela que possui a menor soma dos desvios dos quadrados (DEVORE, 2004).

2.10.3.2 Runouts

Às vezes durante um experimento, dentro de uma série de testes, alguns ensaios individuais não se completam, devem ser interrompidos ou são danificados de alguma forma. Estes pontos são referenciados como “suspensos”, “pontos censurados”, ou no caso da fadiga, são chamados de runouts (SARKANI et al., 2007).

A maior parte dos testes de fadiga apresenta runouts. Estes termos indicam que o número de ciclos obtido no ensaio não representa o número de ciclos para falha correspondente às condições de teste impostas, ou seja, os valores das resistências foram alcançados sem a falha da amostra no final do teste porque o teste foi interrompido em um limite pré-determinado ou porque alguma outra parte da amostra falhou (SARKANI et al., 2007; SPINDEL; HAIBACH, 1979). Esses dados, também chamados N_c , são considerados incompletos no sentido de que a falha não ocorre dentro da vida esperada, mesmo quando todas as condições experimentais são constantes durante todo o teste (CONWAY; SJODAHL, 1991).

O ensaio de fadiga de um corpo-de-prova que termina com um número baixo de ciclos, obviamente contribui pouco ou não contribui com os resultados finais das análises. Entretanto, ensaios nos quais a fratura ocorre em um número de ciclos maior do que o esperado contribuirão fortemente para determinar verdadeiras tendências de comportamento em fadiga (CONWAY; SJODAHL, 1991).

É necessário um cuidado especial ao lidar com runouts durante a análise e interpretação de dados. Mesmo censurados, todos os resultados provenientes de um teste devem ser usados na análise estatística. As várias abordagens para tratar runouts, como ignorar a observação de excentricidade, ou tratar runouts como falhas, podem afetar significativamente o processo de estimativa. Os dados são muitas vezes plotados e representados por uma função matemática utilizando, por exemplo, o Método dos Mínimos Quadrados para minimizar a dispersão de dados sobre o “melhor ajuste” da função. Entretanto runouts não podem ser diretamente incorporados na análise quando se utiliza o Método dos Mínimos Quadrados (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996; SARKANI et al., 2007).

Vários métodos para tratar de runouts têm sido usados em análises de fadiga e um método especialmente efetivo é incorporar os runouts nos resultados através do Método da Máxima Verossimilhança. Os resultados obtidos por este método são idênticos àqueles obtido pelo Método dos Mínimos Quadrados quando não se considera os runouts (METALS, 1989; SPINDEL; HAIBACH, 1979).

2.10.3.3 Método na máxima verossimilhança (Maximum Likelihood)

O método da máxima verossimilhança é geralmente usado para levar em consideração os runouts ocorridos nos resultados dos testes de fadiga. Este método fornece uma abordagem consistente para problemas de estimação de parâmetros. Isto significa que a estimativa da máxima verossimilhança pode ser desenvolvida por uma ampla variedade de situações de estimação. Por exemplo, ela pode ser aplicada em análises de confiabilidade para dados “censurados” sob vários modelos de “censura” (NIST/SEMATECH).

O método da máxima verossimilhança é baseado na premissa de que, entre as hipóteses existentes, a mais provável é aquela que apresenta maior probabilidade de gerar o resultado observado. A verossimilhança de uma hipótese é tomada como proporcional à probabilidade de se obter um dado resultado, pressupondo que a hipótese particular seja verdadeira. Para cada uma das hipóteses a serem testadas deverá ser especificado um modelo matemático a partir do qual esta probabilidade possa ser calculada (SPINDEL; HAIBACH, 1979).

A Figura 21 ilustra a diferença nos resultados que podem ser obtidos quando se utiliza diferentes métodos de análises.

Figura 21 - Diferença entre resultados obtidos por vários métodos de análises aplicados aos dados de fadiga incluindo runouts (Adaptado de SPINDEL; HAIBACH, 1979).

Os resultados indicados na Figura 21 incluem quatro runouts (esferas com setas) dentro de um conjunto de dez pontos. O valor médio de resistência a fadiga correspondente

ao limite de 2×10^6 foi calculado por quatro métodos diferentes e os seguintes resultados foram obtidos:

- (1) Todos os runouts foram tratados como se eles fossem pontos de falha, o que dá como resultado uma resistência à fadiga de 59 N/mm^2 .
- (2) Os runouts foram desconsiderados, o que dá uma resistência de 63 N/mm^2 .
- (3) Foi realizada a análise gráfica resultando em uma resistência de 66 N/mm^2 .
- (4) A utilização da estimativa da máxima verossimilhança dá a resistência de 68 N/mm^2 .

As diferenças nesses exemplos não são muito grandes, entretanto levam ao desacordo entre os valores de resistência à fadiga usados em projetos, o que deixa clara a necessidade de um método de análise objetivo e uniforme (SPINDEL; HAIBACH, 1979).

O método da máxima verossimilhança apresenta uma abordagem consistente para problemas de estimação de parâmetros. Uma de suas vantagens é que seus estimadores tornam-se estimadores não viciados de variância mínima, conforme o tamanho da amostra aumenta. Um estimador é considerado não viciado quando, ao tomar um número grande de amostras, os valores médios dos estimadores dos parâmetros serão teoricamente, exatamente iguais aos valores da população. Um estimador tem variância mínima quando o mesmo apresenta a menor variância e, portanto o intervalo de confiança mais estreito dentre todos os estimadores do tipo (NIST/SEMATECH).

Para uma suposta amostra de observações $t_1, \dots, t_n$ de uma certa população de interesse, considerando-se inicialmente todas as observações “não-censuradas”, a população é caracterizada pela sua função de densidade $f(t)$. Por exemplo, se $f(t) = (1/\alpha)\exp(-t/\alpha)$ significa que as observações vem de uma distribuição exponencial com parâmetro α a ser estimado. A função de verossimilhança para um parâmetro genérico θ é dada pela equação 14:

$$L(\theta) = \prod_{i=1}^n f(t_i, \theta) \quad (14)$$

Nessa expressão, θ pode estar representando um único parâmetro ou um conjunto de parâmetros. Por exemplo, no modelo log-normal, $\theta = (\mu, \sigma)$. Em termos matemáticos, o Método da Máxima Verossimilhança obtém o valor de θ que maximiza a função $L(\theta)$. Isto

é, obtém o valor de θ que maximiza a probabilidade da amostra observada ocorrer (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

A função de verossimilhança $L(\theta)$ mostra que a contribuição de cada observação “não-censurada” é a sua função de densidade e também que a contribuição de cada observação censurada não é a sua função de densidade. Estas observações somente nos informam que o tempo de falha é maior que o tempo de censura observado e que a sua contribuição para $L(\theta)$ é a sua função de confiabilidade $R(t)$. As observações podem ser divididas em dois conjuntos, as v primeiras são as “não-censuradas” (1, 2,..., v), e as $n - v$ seguintes são as “censuradas” ($v + 1$, $v + 2$,..., n). A função de verossimilhança assume a seguinte forma apresentada na equação 15:

$$L(\theta) = \prod_{i=1}^r f(t_i, \theta) \prod_{i=r+1}^n R(t_i, \theta) \quad (15)$$

A expressão acima para a verossimilhança é válida para os mecanismos de censura do tipo I (no qual o teste é terminado após um período pré-estabelecido) e tipo II (no qual o teste é terminado após ter ocorrido a falha em um número pré-estabelecido de itens sob teste) e também para o mecanismo do tipo aleatório (quando um item é retirado no decorrer do teste sem ter atingido a falha). Os estimadores de máxima verossimilhança são os valores de θ que maximizam $L(\theta)$ ou equivalentemente $\log(L(\theta))$. Eles são encontrados resolvendo o seguinte sistema de equações (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996):

$$U(\theta) = \frac{\partial \log L(\theta)}{\partial \theta} = 0 \quad (16)$$

Os estimadores possuem distribuições aproximadamente normais e variância aproximada da amostra que pode ser usada para gerar limites de confiança para os parâmetros. Vários pacotes populares de software estatísticos fornecem excelentes algoritmos para estimativas da máxima verossimilhança para muitas das distribuições comumente usadas, um exemplo é o software MINITAB® (NIST/SEMATECH).

2.11 SENSIBILIDADE AO ENTALHE

2.11.1 Concentradores de tensão

Um dos maiores problemas no acompanhamento da integridade de componentes mecânicos é a possibilidade de ocorrência de fratura frágil, repentina e inesperada, mesmo quando o componente é submetido a condições normais de operação. O dano que uma estrutura pode sofrer principalmente se houver a presença de um concentrador de tensão, depende, basicamente, da capacidade que o material possui de absorver deformações plásticas localizadas, gerando uma região deformada na ponta da trinca (CHAVES; NAVARRO, 2009; WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

O concentrador de tensão, ou entalhe, pode ser definido como qualquer contorno geométrico que interrompa o fluxo de forças pela peça. Pode ser uma ranhura, um furo, um chanfro, etc. e resulta numa distribuição de tensões não uniforme nas proximidades da descontinuidade em questão (ASM, 1986; STEPHENS et al., 2001).

Uma determinada peça pode sofrer uma elevação do nível de tensão em função dos concentradores de tensão. Na Figura 22 encontra-se representada uma chapa que contém um furo circular de raio a , que está sendo submetida a um carregamento uniaxial.

Figura 22 - Distribuição de tensões devido a um furo circular (adaptado de DIETER, 1988).

Se não houvesse a presença de um concentrador de tensão na chapa, a distribuição de tensão seria uniforme sobre a seção reta da mesma e seu valor seria dado pela razão da

carga pela área da seção reta da chapa. A presença do concentrador de tensões resulta em uma distribuição de tensões não uniforme, de modo que a tensão será maior nas proximidades do entalhe onde a área útil é menor do que no restante da peça (DIETER, 1988).

A representação da concentração de tensão é realizada por meio do fator de concentração de tensão teórico K_t que encontra-se indicado na Equação (17)

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (17)$$

na qual (σ_{max}) é a tensão máxima e (σ_{nom}) é a tensão nominal baseada na seção resistente líquida. Alguns autores utilizam um valor da tensão nominal baseado em toda a seção reta do componente numa região onde não exista um concentrador de tensão (ASM, 1986).

Um concentrador de tensão, também cria uma condição de tensão localizada bi ou triaxial na peça. As tensões produzidas numa chapa de largura infinita contendo um furo e que é carregada axialmente podem ser expressas pelas equações 18 a 20, onde a é o raio do furo e r é a distancia do centro do furo até o ponto no qual está sendo calculada a distribuição de tensões (DIETER, 1988).

$$\sigma_r = \frac{\sigma}{2} \left(1 + \frac{a^2}{r^2} \right) + \frac{\sigma}{2} \left(1 + 3 \frac{a^3}{r^4} - 4 \frac{a^2}{r^2} \right) \cos 2\theta \quad (18)$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma}{2} \left(1 + \frac{a^2}{r^2} \right) - \frac{\sigma}{2} \left(1 + 3 \frac{a^4}{r^4} \right) \cos 2\theta \quad (19)$$

$$\tau_{r,\theta} = -\frac{\sigma}{2} \left(1 - 3 \frac{a^4}{r^4} + 2 \frac{a^2}{r^2} \right) \sin 2\theta \quad (20)$$

Observando as equações pode-se observar que a tensão máxima ocorre no ponto A quando $\theta = \pi/2$ e $r = a$. Para este caso:

$$\sigma_\theta = 3\sigma = \sigma_{max}$$

onde σ é a tensão de tração uniforme aplicada às extremidade da placa. Logo, o fator de concentração de tensão teórico para uma chapa contendo um furo circular é igual a 3.

Uma melhor observação destas equações mostra que $\sigma_\theta = -\sigma$ para $r = a$ e $\theta = 0$, ou seja, quando uma tensão de tração é aplicada à chapa, existe uma força compressiva de

igual intensidade na aresta do furo, no ponto B, em uma direção perpendicular à do eixo de carregamento no plano da chapa (DIETER, 1988).

Os valores de K_t podem ser obtidos matematicamente (usando a teoria da elasticidade) ou experimentalmente (por meio da análise fotoelástica, por exemplo, que é a técnica mais amplamente empregada e aplicável principalmente a problemas de tensão plana, embora seja possível fazer análises fotoelásticas tridimensionais) (PETERSON, 1953).

O efeito de um concentrador de tensão é mais intenso em um material frágil do que em um material dúctil (PETERSON, 1953). Quando a tensão de escoamento é excedida no ponto de tensão máxima em um material dúctil ocorre deformação plástica. Com o aumento da carga ocorrerá um aumento local na deformação na região criticamente tensionada, com pequeno aumento na tensão. Em função do encruamento, a tensão cresce em regiões adjacentes ao concentrador de tensão e a distribuição de tensão se torna essencialmente uniforme.

Assim, um metal dúctil carregado estaticamente não desenvolverá totalmente o fator de concentração de tensão teórico. Entretanto, em um material frágil nunca ocorrerá redistribuição de tensão, resultando, desta forma, em um fator de concentração de tensão com valor próximo ao teórico (DIETER, 1988).

Embora concentradores de tensão geralmente não tenham muito impacto a um material dúctil submetido a um carregamento estático, se o mesmo material dúctil for solicitado em condições de fadiga ou tensões alternadas efeitos apreciáveis de concentração de tensão ocorrerão (PETERSON, 1953).

2.11.2 Efeito da concentração de tensão

A resistência à fadiga das estruturas é altamente influenciada pela presença de entalhes. Os concentradores de tensão geralmente diminuem a vida em fadiga, criando regiões nas proximidades da ponta da trinca com estados triaxiais de tensões, o que causa a restrição da deformação plástica, ou seja, leva à fragilização do material (DOWLING, 1998; WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

A questão mais complicada quando se deseja prever a vida em fadiga de amostras entalhadas é a influencia do entalhe na região da vida finita (KLESNIL; LUKÁS, 2008). O efeito de um entalhe sobre a resistência à fadiga varia consideravelmente com o material e

a geometria do entalhe (MCEVILY et al., 2008). O fator de concentração de tensão em fadiga possui um papel muito importante na estimativa da vida em fadiga e da resistência à fadiga das estruturas (WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

Ao se comparar um corpo de prova que não possui entalhe sob carregamento uniaxial com um corpo de prova que possui um entalhe pode-se observar a ocorrência do aumento ou da concentração da tensão na raiz do entalhe; a formação de um gradiente de tensão da raiz do entalhe para o centro do corpo-de-prova e a produção de um estado triaxial de tensões.

Definindo o fator de concentração de tensão em fadiga como K_f , o fenômeno que faz com que o efeito do entalhe na vida em fadiga seja menor do que K_t é denominado “Sensibilidade ao Entalhe” e pode ser descrito pelo fator de sensibilidade ao entalhe denotado por q . O fator q pode ser definido pela equação 21, na qual K_f pode ser calculado pela equação 22 (CIAVARELLA; MENEGHETTI, 2004; DIETER, 1988; MEGGIOLARO; MIRANDA; CASTRO et al., 2007; PETERSON, 1953; STEPHENS et al., 2001; WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (21)$$

$$K_f = \frac{\sigma_{fu}}{\sigma_{fe}} \quad (22)$$

onde σ_{fe} e σ_{fu} são as resistências à fadiga (para um determinado número de ciclos) do material entalhado e do material não entalhado sob as mesmas condições experimentais (PETERSON, 1953).

A sensibilidade ao entalhe é definida como a medida do grau de acordo entre o fator de concentração de tensão experimental e o fator de concentração de tensão teórico para um corpo-de-prova em particular contendo um concentrador de tensão de um determinado tamanho e forma (PETERSON, 1953; STALK, 1955; SURESH, 1998).

Na equação 21, um material que não sofre redução no limite de fadiga devido a um entalhe ($K_f = 1$) possui um fator $q = 0$, enquanto que um material no qual o entalhe exerça seu efeito teórico total ($K_f = K_t$) possui um fator $q = 1$ (STEPHENS et al., 2001).

O valor de q varia com a severidade e tipo do entalhe, com o tamanho do corpo-de-prova e com o tipo do carregamento, portanto não pode ser considerada uma constante

verdadeira do material. A sensibilidade ao entalhe aumenta com a resistência à tração, logo é possível diminuir o desempenho em fadiga de um material aumentando-se sua dureza ou resistência à tração em alguns casos.

A forma mais direta e confiável de determinar K_f é experimentalmente, este processo demanda tempo e dinheiro, além disso, varia de acordo com a severidade do entalhe, tipo do entalhe, material, tipo do carregamento e nível de tensão. Por isso, na previsão da resistência a fadiga ou da vida em fadiga K_f é usualmente obtido por análises com algum suporte experimental (WEIXING; KAIQUAN; YI, 1995).

A equação 21 é baseada em dados experimentais e satisfaz a condição $1 \leq K_f \leq K_t$. Apesar dos valores de K_f publicados na literatura estarem sujeitos a uma considerável dispersão, pode-se observar duas tendências para condições de ensaio em carregamento alternado: K_f é geralmente menor do que K_t e, a razão K_f/K_t decresce à medida que K_t aumenta.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizadas três ligas de alumínio da série 6xxx com as designações AA 6005, AA 6063 e AA 6351, fornecidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) e destinadas à fabricação de componentes de carroçarias para caminhões e ônibus.

As ligas foram tratadas termicamente na condição T6, na qual as ligas foram solubilizadas à 580° C e envelhecidas artificialmente à 180° C durante 6 horas. A extrusão foi realizada à aproximadamente 400 °C e o material foi fornecido na forma de barras de 10 mm de diâmetro e 500 mm de comprimento, a partir das quais foram confeccionados os corpos-de-prova para o desenvolvimento do trabalho.

As faixas de composição em porcentagem em peso das ligas AA 6005, AA 6063 e AA 6351 encontram-se indicadas na Tabela 03.

Tabela 3 – Faixas de composição das ligas AA 6005, AA 6063 e AA 6351 (porcentagem em peso).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA6005	0,50 - 0,9	0,35	0,30	0,50	0,40 - 0,7	0,30	0,20	0,10
AA6063	0,2 - 0,6	0,35	0,10	0,10	0,45 - 0,9	0,10	0,10	0,10
AA6351	0,7 - 1,3	0,5	0,10	0,40 - 0,8	0,40 - 0,8	-	0,20	0,20

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.2.1 Análise microestrutural

Para a caracterização microestrutural das ligas estudadas, realizou-se a preparação metalográfica em amostras do material, no sentido longitudinal da extrusão.

As amostras foram cortadas com disco adiamantado em uma cortadeira de precisão Isomet 1000 – Buehler, embutidas em baquelite e lixadas manualmente utilizando-se lixas de carbeto de silício na seguinte sequência: 600, 800, 1200 e 2000 mesh, sucessivamente, e então polidas com pano OP-CHEM, com suspensão de sílica coloidal O-PS e água. A superfície das amostras foi atacada com ácido fluorídrico 0,5% para revelar a microestrutura.

Cada amostra foi observada com Microscópio Óptico Olympus BX51M e Microscópio Eletrônico de Varredura – Modelo LEO 1450VP - EEL/USP. Foi utilizado detector de elétrons retroespalhados para a observação das características microestruturais finas, como partículas de segunda fase. Também foram realizadas análises de EDS (Energy Dispersive Spectrography) para analisar a composição das partículas de segunda fase e da matriz. O cálculo das frações volumétricas das partículas de segunda fase presentes nas ligas AA6005, AA6063 e AA6351 foi realizado utilizando o software IMAGE J 1.30. Os resultados correspondem à média da quantificação de partículas realizada em 6 imagens de microscopia eletrônica de varredura para cada liga.

3.2.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de ensaios mecânicos do LOM - EEL/USP em conformidade com a norma ASTM E8/E8M - 11 (ASTM, 2011). Foram realizados 3 ensaios para cada liga a temperatura ambiente e utilizando uma máquina de ensaios mecânicos servo-hidráulica MTS mod. 810.23M com capacidade para 250kN. As dimensões dos corpos-de-prova utilizados para o ensaio de tração encontram-se representados na Figura 23. A velocidade de avanço utilizada foi de 1,0 mm/min e utilizou-se extensômetro axial com comprimento de referencia de 25 mm para medir a deformação.

Figura 23 - Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.

Os corpos-de-prova utilizados nos ensaios foram produzidos na oficina mecânica do LOM- EEL/USP em torno mecânico convencional modelo Tormax 20 – marca Romi, utilizando ferramenta de aço com corte rápido, frequência de 1000 rpm e sob refrigeração com óleo solúvel para não aquecer o material.

3.2.3 Ensaio de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers em um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV Micro Hardness Tester no departamento de materiais e tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP, sendo as impressões feitas com uma carga de 50 gf por um tempo de aplicação de 15 segundos. As impressões foram feitas em sentido perpendicular a laminação. Foram realizados 10 indentações partindo do centro da amostra em direção a sua extremidade. A distância entre cada indentação foi de 0,5 mm. Este procedimento foi repetido cinco vezes resultando em um total de 50 pontos por amostra. A distância entre cada sequência de indentações foi de 0,25 mm. As curvas de dureza foram plotadas através da média dos cinco pontos de cada posição.

3.2.4 Ensaio de fadiga por flexão rotativa

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram conduzidos no laboratório de ensaios mecânicos do LOM- EEL/USP, em uma máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200 em condições de flexão rotativa ($R = -1$) conforme apresentada na Figura 24. A frequência foi ajustada de modo que houve a menor vibração possível do corpo-de-prova e variou de 36 a 46 Hertz.

Figura 24 - Máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200.

Os corpos-de-prova sem entalhe e com entalhe para os ensaios de fadiga de alto ciclo foram confeccionados sob as mesmas condições descritas para a produção dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de tração e os corpos-de-prova sem entalhe foram lixados na porção central com lixas de 400, 600 e 1200 mesh. As dimensões dos corpos-de-prova são indicadas nas Figuras 25 (a) e (b).

Figura 25 - Dimensões dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga de alto ciclo (a) sem entalhe e (b) com entalhe.

Foi utilizado um projetor de perfis Modelo Pantec DP-100. LOM – EEL/USP, apresentado na Figura 26 (a) para medir o raio da ferramenta utilizada na produção do entalhe de 0,1 mm nos corpos-de-prova. Foi utilizada lente com ampliação de 100x, de forma que o raio da ferramenta foi trabalhado até atingir o raio desejado. A Figura 26 (b) apresenta a projeção da ferramenta utilizada na produção dos corpos-de-prova.

Figura 26 - (a) Projetor de perfis modelo Pantec DP-100. LOM – EEL/USP. (b) Ferramenta utilizada na produção do entalhe dos corpos-de-prova. Ampliação de 100x.

3.2.5 Análise das superfícies de fratura em tração e de fadiga por flexão rotativa

A superfície de fratura das amostras dos ensaios de tração e de fadiga foi observada utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV Modelo LEO 1450VP - EEL/USP com detector de elétrons secundários que permite avaliar a topografia da fratura. Também foram realizadas análises de EDS (Energy Dispersive Spectrography).

3.3 PROCEDIMENTOS DE ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA

3.3.1 Construção das curvas tensão-vida em fadiga e análise dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa

Para a construção das curvas tensão- vida em fadiga o ensaio de fadiga de cada liga foi iniciado com um valor elevado de tensão máxima ($\sigma_{\max}$), para o qual espera-se que a fratura do corpo-de-prova ocorra para um baixo número de ciclos (N). A tensão máxima a ser aplicada foi convertida em momento fletor e então a máquina foi ajustada para cada ensaio. Em seguida a tensão foi diminuída até que não ocorreu mais a fratura do corpo-de-prova, após 10^7 ciclos. Para a obtenção da resistência à fadiga dentro da faixa de vida de 10^4 a 10^7 ciclos foram realizados ensaios em diferentes níveis de tensão. Devido ao espalhamento das vidas em fadiga obtidas para um mesmo nível de tensão, vários ensaios foram realizados repetindo cada tensão máxima para que um melhor valor estatístico fosse alcançado.

O número de ensaios realizados foi determinado de acordo com a norma ASTM E739-10 que determina o número mínimo de 6 a 12 ensaios e uma replicância acima de 50% em ensaios para pesquisa e desenvolvimento. A replicância pode ser obtida de acordo com a equação (23) e seus valores estão apresentados na Tabela 4 assim como o número de níveis de tensão e o número total de ensaios realizados para cada liga (ASTM, 2010):

$$\% \text{ replicância} = 100 \left[1 - \left(\frac{\text{Número total de diferentes níveis de tensão}}{\text{Número de corpos – de – prova testados}} \right) \right] \quad (23)$$

Tabela 4 - Número de níveis de tensão, número total de corpos-de-prova e replicância.

Corpos-de-prova não entalhados			
Liga	Número de Níveis de tensão	Corpos-de-prova	Replicância (%)
AA 6005	6	14	57,14
AA 6351	6	14	57,14
AA 6063	6	22	72,73
Corpos-de-prova entalhados			
AA 6005	4	16	75,00
AA 6351	4	16	75,00
AA 6063	4	16	75,00

Como pode ser observado na Tabela 4, um maior número de ensaios com corpos-de-prova não entalhados foi realizado para a liga AA 6063 devido observação de um maior espalhamento apresentado nos ensaios dos corpos-de-prova dessa liga.

As análises dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizadas utilizando-se a vida em fadiga (número de ciclos) como a variável dependente e a distribuição log-normal (ASTM, 2010). As curvas foram plotadas utilizando o software Origin® 8. O Método da Máxima Verossimilhança que é um método especialmente efetivo para incorporar os runouts aos resultados foi aplicado para a análise dos dados através do software Minitab® 15.

Os valores da variância dos resultados dos ensaios de fadiga foram calculados por meio da equação 24, na qual n é o número de pontos experimentais, Y_{exp} é o valor experimental da vida em fadiga e Y_{calc} é o valor esperado para a vida em fadiga de acordo com o Método da Máxima Verossimilhança (ASTM, 2010).

$$d^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (Y_{exp} - Y_{calc})^2}{K - 2} \quad (24)$$

3.3.2 - Estudo da sensibilidade ao entalhe

Para o estudo da sensibilidade ao entalhe o valor do fator de concentração de tensão teórico (K_t) foi calculado a partir da equação 25, para a qual os valores de k_1 , k_2 , k_3 e k_4 são dados nas equações de 26 a 29, para o entalhe em V com raio (r') de aproximadamente 0,1mm ($0,11025 \pm 0,00075$ mm), ângulo de 60°, diâmetro do corpo-de-prova (D) de 6,35mm e diâmetro na posição do entalhe (D') de 4,05mm, como pode ser observado na

Figura 25 (b) da seção 3.2.4 (YOUNG, 1989). Nas equações que seguem h corresponde à $D-D'$ e o valor de K_f obtido foi de 3,24.

$$k = k_1 + k_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + k_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + k_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 \quad (25)$$

$$k_1 = 0,935 + 1,922 \sqrt{\frac{h}{r'}} + 0,004 \frac{h}{r'} \quad (26)$$

$$k_2 = -0,552 - 5,327 \sqrt{\frac{h}{r'}} + 0,086 \frac{h}{r'} \quad (27)$$

$$k_3 = 0,754 + 6,281 \sqrt{\frac{h}{r'}} - 1,121 \frac{h}{r'} \quad (28)$$

$$k_4 = -0,138 - 2,876 \sqrt{\frac{h}{r'}} + 0,031 \frac{h}{r'} \quad (29)$$

A partir das curvas de fadiga dos corpos-de-prova entalhados e não entalhados, os valores da sensibilidade ao entalhe q e do coeficiente de concentração de tensão em fadiga K_f foram determinados de acordo com as equações 21 e 22 da seção 2.11.2 para 10^4 e 10^5 ciclos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.1.1 Microscopia óptica

As Figuras 27 (a), (b) e (c) mostram as imagens de microscopia óptica produzidas na CBA – Companhia Brasileira de Alumínio das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063. As amostras analisadas das ligas AA 6005 e AA 6351 revelam a microestrutura formada pela fase α -(Fe,Mn)SiAl com formato levemente arredondado e tamanho máximo de 3 μm na liga AA 6005 e 5 μm na liga AA 6351. A amostra analisada da liga AA 6063 revela a microestrutura formada pela fase α -FeSiAl com formato alongado e tamanho máximo de 8 μm .

Figura 27 - Microscopia Óptica (a) liga AA 6005, (b) liga AA 6351 e (c) liga AA 6063 - 500X. O ataque químico utilizado é ácido fluorídrico 0,5%.

As Figuras de 28 a 30 apresentam as imagens também produzidas na CBA obtidas por microscopia óptica das amostras polarizadas das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 respectivamente com ampliação de 37,5X.

As amostras analisadas foram cortadas em direção longitudinal ao sentido da extrusão e possuem 10 mm de largura. Os resultados dos ensaios de fadiga correspondem a região central do material que encontra-se delimitada pelas duas linhas na cor azul (corpo-de-prova com diâmetro útil de 4,05 mm) e os resultados dos ensaios de tração refletem a região central do material que encontra-se delimitada pelas duas linhas na cor amarela (corpo-de-prova com diâmetro útil de 6,00 mm).

A estrutura granular das ligas AA 6005 e AA 6351 revelam grãos recristalizados na periferia e grosseiros e alongados no centro enquanto a estrutura granular da liga AA6063 revela grãos equiaxiais da periferia para o centro da amostra.

Figura 28 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6005 com ampliação de 37, 5X.

Figura 29 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6351 com ampliação de 37, 5X.

Figura 30 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA 6063 com ampliação de 37, 5X.

4.1.2 Microscopia eletrônica de varredura

As Figuras de 31, 32 e 33 apresentam as micrografias das amostras das ligas AA6005, AA 6351 e AA 6063. Observa-se a presença de partículas de segunda fase (alinhadas no sentido da extrusão) que tendem ao formato arredondado ou retangular e de microcavidades (pontos pretos) oriundas do deslocamento de partículas de segunda fase. Pode-se observar os contornos de grãos e a diferença de coloração de um grão para outro que é devida a diferença de orientação entre os grãos.

Observa-se ainda que na liga AA 6063 os grãos são finos e apresentam morfologia equiaxial enquanto na liga AA 6005 os grãos são maiores e mais alongados.

O limite de resistência da liga AA 6063 é menor do que o da liga AA 6005 e da liga AA 6351, uma possível justificativa é a presença de partículas de segunda fase com tamanhos maiores na liga AA 6063 e a distribuição das partículas de segunda fase que é mais irregular nessa liga. As três ligas apresentam Fe e Si em maior quantidade nas partículas de segunda fase (o que foi confirmado pelas análises de EDS), esses dois elementos são as impurezas mais comuns encontradas no alumínio.

Figura 31 - Micrografia da liga AA 6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 100X.

Figura 32 - Micrografia da liga AA 6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.

Figura 33 - Micrografia da liga AA 6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.

Os resultados das análises de EDS são apresentados na Tabela 5 e mostram que as partículas intermetálicas de segunda fase (partículas brancas que podem ser observadas nas imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura) observadas na liga AA 6063 são principalmente constituídas por Al, Fe e Si. A grande maioria das análises de EDS não identificaram Mn e Cr nas partículas de segunda fase, e quando esses elementos foram identificados apresentaram quantidades muito baixas. Isso indica que provavelmente estas partículas são constituídas pelas fases $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$, $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$ ou por uma mistura das duas (dependendo da proporção de Mg, Si e Fe). Essas são as fases ricas em Fe quando não há a presença de Mn e Cr (HATCH, 1984).

Tabela 5 - Resultados das análises de EDS das partículas de segunda fase com formato aproximadamente alongado e das partículas de segunda fase com formato aproximadamente esférico.

Formato aproximadamente alongado				Formato aproximadamente esférico			
% peso	AA 6005	AA 6351	AA 6063	% peso	AA 6005	AA 6351	AA 6063
Al	87,2	92,2	87,2	Al	87,8	89,8	82,4
Mg	0,5	0,3	0,3	Mg	0,6	0,3	0,4
Mn	0,9	1,8	0,1	Mn	1,2	1,9	0,1
Si	3,6	2,2	4,2	Si	3,7	2,3	4,8
Fe	7,8	3,2	8,0	Fe	7,1	4,4	12,2
Cr	0,1	0,0	0,1	Cr	0,0	0,0	0,0
Cu	0,0	0,2	0,1	Cu	0,1	0,3	0,1
Ti	0,0	0,0	0,1	Ti	0,0	0,9	0,1
Zn	0,0	0,1	0,2	Zn	0,1	0,1	0,1

Por outro lado as análises de EDS das ligas AA 6351 e AA 6005 mostram que as partículas intermetálicas de segunda fase são principalmente constituídas por Al, Fe, Si e Mn. Portanto nessas ligas as partículas de segunda fase devem ser constituídas principalmente pela fase $(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{SiAl}_{12}$, lembrando que a liga AA 6351 não apresenta Cr como elemento de liga.

O Fe é a impureza mais comum encontrada no alumínio, é uma impureza difícil de ser retirada e, além disso, ele pode ser incorporado à liga no momento da fundição por ser um constituinte do material de revestimento dos tanques de fundição. A solubilidade do Fe no alumínio é muito baixa, e dessa forma a maior parte do Fe é encontrada nas ligas de alumínio formando partículas de segunda fase em conjunto com Al e outros elementos como o Mn e o Cr. Esses elementos formam, por exemplo, a fase $(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{SiAl}_{12}$ (HATCH, 1984).

As frações volumétricas das partículas de segunda fase observadas nas ligas AA6005, AA 6063 e AA 6351 foram calculadas utilizando o software IMAGE J 1.30 e os resultados encontram-se apresentados na Tabela 6.

Essas partículas quantificadas são as partículas intermetálicas brancas correspondentes às fases intermetálicas constituídas principalmente por Fe, Mn, Cr, Si e Al que agem como pinning de contornos de grãos e inibem a recristalização e o crescimento de grão (ASTM, 1990; NANNINGA; WHITE; MILLS; LUKOWSKI, 2010).

As partículas de Mg_2Si que são as principais responsáveis pelo endurecimento das ligas da série 6xxx não podem ser observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura uma vez que possuem tamanho nanométrico. A observação de tais partículas é possível através de Microscopia Eletrônica de Transmissão. Pode-se observar que a liga AA 6005 apresenta a maior fração volumétrica de partículas de segunda fase seguida pela liga AA6351 e AA6063.

Tabela 6 - Fração volumétrica de partículas de segunda fase das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Liga	Fração volumétrica de partículas de segunda fase	Desvio padrão
AA 6005	3,0	$\pm 0,3$
AA 6351	2,7	$\pm 0,2$
AA 6063	2,5	$\pm 0,2$

4.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO UNIAXIAL

A Figura 34 mostra curvas tensão versus deformação de engenharia representativas das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Figura 34 - Curvas tensão versus deformação de engenharia representativas das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

A Tabela 7 apresenta os valores médios e o desvio padrão dos resultados do ensaio de tração, onde σ_e representa a tensão limite de escoamento, σ_t é o limite de resistência à tração, ϵ representa o alongamento percentual, U_T indica o valor de tenacidade e U_R indica a resiliência do material. Os valores da tenacidade e da resiliência do material foram calculados pelo método integral utilizando o software Origin® 8.

Tabela 7 - Média dos resultados dos ensaios de tração das ligas de alumínio AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Liga	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	E (GPa)	ϵ (%)	σ_u/σ_e	U_T (N.m/m ³)	U_R (N.m/m ³)
6005	256 ± 0,97	286 ± 1,11	66 ± 1,55	18 ± 0,59	1,12 ± 0,005	46±1,42	1,51±0,22
6351	331 ± 2,58	354 ± 2,46	68 ± 1,54	15 ± 0,45	1,07 ± 0,001	46±1,00	2,43±0,17
6063	230 ± 0,54	261 ± 0,86	63 ± 0,72	19 ± 0,62	1,14 ± 0,002	43±2,30	0,89±0,04

Observando os resultados de tração encontrados para as ligas de alumínio mostrado na Tabela 3, observamos que a liga AA 6351 apresenta a maior tensão limite de escoamento quando comparado com as ligas AA 6005 e AA 6063 (22,3% maior que a liga AA 6005 e 30,6% maior que a liga AA 6063) e também a maior resistência à tração (19,1% maior que a liga AA 6005 e 26,1% maior que a liga AA 6063). Os valores da tensão limite de escoamento das ligas são bastante próximos aos valores apresentados na literatura que são de 241 MPa, 283 MPa e 214 MPa para as ligas 6005, 6351 e 6063 respectivamente. A resistência a tração das ligas estudadas também apresenta valores próximos aos valores apresentados na literatura que são de 262 MPa, 310 MPa e 241 MPa para as três ligas na mesma sequência (ASM, 1990).

O módulo de Young ou módulo de elasticidade da liga AA 6351 é também o valor mais alto (2,9% maior que a liga AA 6005 e 6,2% maior que a liga AA 6063). O módulo de Young fornece uma indicação da rigidez do material e depende fundamentalmente das forças de ligação atômicas. Quanto maior o módulo de Young, menor a deformação elástica resultante de uma dada tensão aplicada (ASM, 1985; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000).

A liga AA 6063 apresenta a maior elongação (2,8% maior que a liga AA 6005 e 18,4% maior que a liga AA 6351). As ligas AA 6005 e AA 6351 possuem valores de tenacidade muito próximos e maiores (7% maior) quando comparados à liga AA 6063, portanto essas duas ligas possuem maior capacidade para absorver energia na região plástica. Em outras palavras, possui maior capacidade de suportar tensões ocasionais acima da tensão de escoamento sem fraturar (ASM, 1985; SOUZA, 1982). A liga AA 6351 apresenta a maior resiliência (37,9% maior do que a liga AA 6005 e 63,4% maior do que a liga AA 6063), ou seja, essa liga é capaz de absorver uma maior quantidade de energia na região elástica.

O maior valor da razão σ_U/σ_e é apresentado pela liga AA 6063 (6,1% maior que a liga AA 6351 e 1,8% maior que a liga AA 6005). A razão σ_U/σ_e é a medida do grau do endurecimento por deformação e indica o grau de encruamento do material. Valores acima de 1,4 são considerados relativamente altos e abaixo de 1,2 são considerados relativamente baixos, pois facilita o deslizamento com desvio. Os valores desta razão para as ligas de alumínio estão abaixo de 1,2, o que significa que a razão de encruamento (razão de endurecimento por deformação) é baixa (DOWLING, 1998).

Os valores da relação σ_U/σ_e apresentados pelas 3 ligas é bem próximo aos valores encontrados na literatura, sendo os valores experimentais de 1,12 ; 1,07 e 1,14 para as

ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 respectivamente, e os valores encontrados na literatura de 1,2%, 1,14% e 1,13% respectivamente (ASTM, 2008).

4.3 DUREZA

A Figura 35 apresenta o perfil de dureza Vickers medida por indentação em amostras obtidas a partir de cortes transversais dos vergalhões, com os pontos partindo do centro da seção para a superfície e a Tabela 8 mostra os valores médios da dureza das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Figura 35 - Perfis de dureza Vickers na direção longitudinal ao centro da amostra – liga AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Tabela 8 - Valores de dureza Vickers das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

Liga	AA 6005	AA 6351	AA 6063
Dureza (HV)	112 ± 1,99	108 ± 1,05	99 ± 0,58

A liga AA 6063 apresenta os menores valores para a dureza enquanto a liga AA6005 apresenta os maiores valores. As ligas da série 6xxx, como já discutido anteriormente possuem compostos intermetálicos de Mg_2Si , que são os principais responsáveis pelo endurecimento dessas ligas. Sabe-se que o aumento da quantidade de Si e Mg na solução sólida supersaturada com o aumento da temperatura de solubilização, é

fundamental para que ocorra a formação dessas partículas durante o processo de envelhecimento (ASM, 1990; TROEGER, 2000). Além disso, o endurecimento das ligas aumenta com o aumento da quantidade de elementos de liga (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Pode-se observar que a liga AA 6005 que apresentou a maior dureza não é a liga que apresenta as melhores propriedades em tração conforme podia-se esperar, uma possível justificativa para essa ocorrência é a maior quantidade de Cu nessa liga que melhora a cinética de precipitação e aumenta o pico de dureza (MAN; JING; JIE, 2007).

4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA DOS CORPOS-DE-PROVA NÃO ENTALHADOS

Os resultados experimentais dos ensaios de fadiga por flexão rotativa dos corpos-de-prova não entalhados são mostrados na Tabela 9.

Tabela 9 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados.

AA 6005		AA 6351		AA 6063	
Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)	Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)	Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)
43300	265	166500	247	568000	212
242000	247	55100	247	102800	212
72600	247	146800	247	79100	212
115300	247	485200	212	75700	212
130600	212	300000	212	43300	212
266600	212	765800	212	241400	194
179500	212	473900	194	2484800	194
554100	177	412000	194	832700	194
328200	177	912500	194	102400	194
479900	177	546700	177	219800	177
1142100	159	10000000	177	269900	177
1389200	159	4334200	177	1029600	177
2404300	141	10000000	168	147100	177
4404400	141	10000000	159	562400	159
				1071000	159
				263700	159
				942400	141
				4444300	141
				3033100	141
				3581100	124
				4135800	124
				6286300	124

Foram observados 3 runouts nos resultados dos ensaios dos corpos-de-prova não entalhados da liga AA 6351 (10^7 ciclos) que estão indicados nos gráfico por setas. Pode-se observar que os runouts nos resultados experimentais dos ensaios de fadiga da liga AA6351 ocorrem em níveis de tensão maiores do que os níveis de tensão nos quais se observa a fratura dos corpos-de-prova das ligas AA 6005 e AA 6063 que por sua vez, ocorrem em um número de ciclos bastante inferior quando comparada à liga AA 6351.

Os resultados do ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança encontram-se apresentados nas Tabelas 10 e 11.

Tabela 10 - Resultados dos cálculos de A_1 e A_2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.

Liga	A'_1	A'_2
AA 6005	8,11298	- 0,0128657
AA 6351	10,7674	- 0,0238341
AA 6063	8,64937	- 0,0168160

Tabela 11 - Equações obtidas com o cálculo das constantes A'_1 e A'_2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.

Liga	Equação
AA 6005	$\log N = 8,11298 - 0,0128657 * (\sigma_{\max})$
AA 6351	$\log N = 10,7674 - 0,0238341 * (\sigma_{\max})$
AA 6063	$\log N = 8,64937 - 0,0168160 * (\sigma_{\max})$

Os gráficos referentes ao ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança encontram-se apresentados nas Figuras de 36 a 38. Na Figura 39 encontra-se apresentada a sobreposição dos ajustes do modelo para as ligas AA 6005, AA6351 e AA 6063, o que permite observar que quanto menor a tensão aplicada, mais se destaca a resistência à fadiga da liga AA 6351 em relação às ligas AA6005 e AA 6063, as quais têm um comportamento semelhante. A liga AA 6005 tende a apresentar uma menor resistência à fadiga em alto ciclo quando comparada à liga AA 6063 e uma maior resistência à fadiga em baixo ciclo.

Figura 36 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança - liga AA 6005.

Figura 37 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança - liga AA 6351.

Figura 38 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança - liga AA 6063.

Figura 39 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

4.5 ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA DOS CORPOS-DE-PROVA ENTALHADOS

Os resultados experimentais dos ensaios de fadiga por flexão rotativa dos corpos-de-prova entalhados são mostrados na Tabela 12.

Tabela 12 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova entalhados.

AA 6005		AA 6351		AA 6063	
Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)	Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)	Vida (ciclos)	Tensão máxima(MPa)
10100	208	8100	208	6700	208
9200	208	7500	208	4900	208
8100	208	6500	208	6600	208
7300	208	6900	208	6800	208
14200	173	15400	173	13600	173
21600	173	14900	173	20400	173
19400	173	17200	173	11400	173
19500	173	17100	173	16800	173
64100	139	41300	139	58500	139
58400	139	61800	139	41800	139
362700	139	48700	139	50100	139
73300	139	42700	139	76600	139
247300	104	351400	104	223900	104
453300	104	190000	104	84800	104
824800	104	201000	104	103200	104
206800	104	195700	104	221900	104

Os resultados do ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança encontram-se apresentados nas Tabelas 13 e 14.

Tabela 13 - Resultados dos cálculos de A'_1 e A'_2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.

Liga	A'_1	A'_2
AA 6005	7,23387	- 0,0162892
AA 6351	6,76284	- 0,0143416
AA 6063	6,57107	- 0,0134747

Tabela 14 - Equações obtidas com o cálculo das constantes A'_1 e A'_2 utilizando o Método da Máxima Verossimilhança.

Liga	Equação
AA 6005	$\log N = 7,23387 - 0,0162892 * (\sigma_{\max})$
AA 6351	$\log N = 6,76284 - 0,0143416 * (\sigma_{\max})$
AA 6063	$\log N = 6,57107 - 0,0134747 * (\sigma_{\max})$

Os gráficos referentes ao ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança encontram-se apresentados nas Figuras de 40 a 42. Na Figura 43 encontra-se apresentada a sobreposição dos ajustes do modelo para as ligas AA 6005, AA6351 e AA 6063.

Comparando-se o ajuste do modelo para as três ligas pode-se observar que quanto menor a tensão aplicada mais se destaca a resistência à fadiga da liga AA 6005 quando comparada às outras duas ligas que apresentam um comportamento semelhante.

Figura 40 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – Liga AA6005.

Figura 41 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança – Liga 6351.

Figura 42 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança - liga AA 6063.

Figura 43 - Ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança - ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

A Tabela 15 apresenta os valores da variância e do desvio padrão calculados para as três ligas. Pode-se observar que para os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados foi observado um maior desvio padrão para os resultados da liga AA6063.

Tabela 15 - Valores da variância e do desvio padrão dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Liga	Variância (d^2)	Desvio Padrão (d)
Corpos-de-prova não entalhados		
AA 6005	0,0487462	0,2208
AA 6351	0,1467795	0,3831
AA 6063	0,1701346	0,4125
Corpos-de-prova entalhados		
AA 6005	0,0575367	0,2399
AA 6351	0,0130162	0,1141
AA 6063	0,0184036	0,1357

O espalhamento observado nos resultados dos ensaios de fadiga não são consequência do desajuste do equipamento ou de técnicas deficientes aplicadas ao teste, mas está diretamente relacionado à fatores característicos do material, como inclusões, diferença de tamanho de grão, etc. Assim para a vida em fadiga costuma-se trabalhar com a vida média e com o desvio padrão dentro dos limites de confiança aceitáveis (FONSECA Jr., 2003).

Há um visível maior espalhamento na vida em fadiga de corpos-de-prova não entalhados das ligas AA 6063 e AA 6351 quando comparado ao espalhamento da vida em fadiga de corpos-de-prova entalhados. A presença de um entalhe minimiza as diferenças entre a vida em fadiga de corpos-de-prova ensaiados sob as mesmas condições, sugerindo assim, uma propagação de trinca de forma semelhante depois que a mesma foi iniciada no concentrador de tensão. Nesse contexto, o espalhamento na vida de corpos-de-prova não entalhados é parcialmente associada com variações nos sítios de nucleação de trinca (nas imperfeições da superfície ou nas partículas de segunda fase presentes no material, por exemplo) (ASM, 1996). O espalhamento nos resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados da liga AA 6005 foi bem menor do que o espalhamento nos resultados das ligas AA 6063 e AA 6351 e, além disso, foi bem próximo ao espalhamento dos resultados dos corpos-de-prova entalhados.

4.6 ESTUDO DA SENSILIDADE AO ENTALHE

Os valores de K_f e q encontram-se apresentados nas Tabelas 16 e 17 e nas Figuras 44 e 45. É evidente a partir da Tabela 16 e da Figura 44 que os valores de K_f para as ligas AA 6351 e AA 6063 variam de forma semelhante, enquanto para a liga AA 6005 o valor de K_f diminui conforme a vida em fadiga aumenta.

Pode ser observado na Tabela 17 que os valores de q aumentam conforme aumenta a vida em fadiga para ambas as ligas. O efeito do entalhe na vida em fadiga tende a ser menor para a liga AA 6005 em vidas de 10^5 ciclos. O melhor comportamento em sensibilidade ao entalhe desta liga, quando comparada às ligas AA 6351 e AA 6063, pode ser relacionado a sua habilidade de acumular deformação plástica cíclica.

Tabela 16 - Valores do fator de concentração de tensão em fadiga K_f .

AA 6005		AA 6351		AA 6063	
Vida	K_f	Vida	K_f	Vida	K_f
10^4	1,61	10^4	1,47	10^4	1,45
10^5	1,76	10^5	1,97	10^5	1,86

Tabela 17 - Valores da sensibilidade ao entalhe das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

AA 6005		AA 6351		AA 6063	
Vida	q	Vida	q	Vida	q
10^4	0,27	10^4	0,21	10^4	0,20
10^5	0,34	10^5	0,43	10^5	0,38

Figura 44 - Coeficiente de Concentração de tensão em fadiga K_f versus número de ciclos - ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063

Figura 45 - Sensibilidade ao entalhe (q) versus número de ciclos - ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

4.7 SUPERFÍCIES DE FRATURA

4.7.1 Análise fractográfica da superfície de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de tração

4.7.1.1 Liga AA 6005

Ductilidade e fragilidade são termos que descrevem a quantidade de deformação plástica macroscópica que precede a fratura (ASM, 1986). Para os materiais em engenharia são possíveis duas modalidades de fratura: dúctil e frágil. Essa classificação é baseada na habilidade do material de apresentar deformação plástica. Os materiais dúcteis exibem uma deformação plástica substancial com uma grande absorção de energia antes da fratura. O contrário observa-se na fratura frágil, pouca ou nenhuma absorção plástica antes da fratura, com uma baixa absorção de energia (DIETER, 1988).

A topografia da superfície de fratura dúctil é caracterizada por inúmeros dimples que se originam através da nucleação e crescimento de microcavidades em partículas de segunda fase na microestrutura do material. Já a fratura frágil é caracterizada por facetas de clivagem cuja extensão é limitada pelo tamanho do grão do material (ASM, 1986).

Na Figura 46 pode-se observar que a liga AA 6005 apresentou fratura dúctil que ocorreu através da formação e coalescência de microcavidades em torno de partículas de segunda fase e pela localização de deformação cisalhante em bandas bem definidas (DIETER, 1988).

A fratura dúctil é dividida em três estágios. O primeiro estágio é a iniciação das microcavidades, geralmente nas partículas de segunda fase ou em inclusões. As microcavidades são iniciadas devido às partículas que não se deformam, forçando a matriz ao seu redor a se deformar mais do que o normal. Com isso, a interface matriz-partícula pode se separar ou a partícula pode trincar. Como resultado, a ductilidade é fortemente dependente do tamanho e densidade de partículas de fase secundária (ASM, 1985). O segundo estágio de fratura dúctil é o crescimento das microcavidades. Conforme as microcavidades crescem, elas se alongam e assim o estágio final da fratura dúctil é a coalescência das microcavidades que ocorre pela alongação das microcavidades e do material entre as microcavidades (ASM, 1985).

A fractografia mostrada na Figura 46 indica que houve a coalescência, ou seja, houve a contração do material devido à deformação plástica. O processo de formação e coalescência de microcavidades envolve uma deformação plástica localizada considerável e requer um grande gasto de energia, a qual é a base para a seleção de um material com boa tenacidade a fratura (ASM, 1986). Foram observadas ainda partículas de segunda fase indicadas pelas setas roxas. A seta preta indica uma cavidade formada devido ao coalescimento das cavidades menores. Quanto maior a estricção de um material, maior é a sua ductilidade, a estricção para a liga AA 6005 foi de 19,01%, sendo um valor intermediário quando comparado às ligas AA 6351 e AA 6063 que apresentaram valores de stricção de 27,91% e 12,72 % respectivamente.

Figura 46 - Fractografia da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 25X.

A Figura 47 mostra a ocorrência de uma microtrinca (indicada pela seta vermelha) ligada a uma cavidade presente em meio à superfície de fratura dúctil. A cavidade apresenta diâmetro médio de aproximadamente 80 μm . É provável que durante a tensão tenha ocorrido a formação de cavidades e em seguida a formação de microtrincas devido a coalescência das cavidades.

Figura 47 - Fractografia da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 200X.

A cruz verde indica na Figura 48 uma fase intermetálica composta por Si, Fe, Mn, Mg e Cr, confirmada pelos resultados das análises de EDS apresentados na Tabela 5 da seção 4.1.2.

Figura 48 - Fractografias da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 400X.

4.7.1.2 Liga AA 6351

A superfície de fratura da liga AA 6351 apresenta característica de fratura completamente dúctil, sendo constituída por dimples como pode ser observado na Figura 49. A liga AA 6351 apresenta uma maior resistência à tração, quando comparada à liga AA 6005 e AA 6063.

Figura 49 - Fractografias da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 18X.

Na Figura 50 podemos observar dimples e microtrincas formadas na superfície de fratura por tração da liga AA 6351.

Figura 50 - Fractografias da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 800X.

4.7.1.3 Liga AA 6063

Nas Figuras 51 (a) e (b) pode-se observar que a superfície de fratura da liga AA6063 apresenta grandes partículas de segunda fase em meio aos dimples, quando comparada à liga AA 6005 e AA 6351.

A presença de grandes partículas de segunda fase pode ser uma das justificativas para os menores valores das propriedades em fadiga observados para essa liga (Hatch, 1984). A presença das grandes partículas de segunda fase observadas na superfície de fratura da Figura 51 (b), bem como na análise microestrutural (Figura 27 (c)), pode ser uma justificativa para a menor resistência à fadiga observada para esta liga. É geralmente aceito que a fratura de partículas frágeis induz caminhos preferenciais para o avanço da trinca e reduz a tenacidade à fratura do material, embora, no caso do comportamento em fadiga, o efeito dessas partículas seja altamente dependente do tipo de ensaio e nível de tensão escolhido para esta avaliação (Hatch, 1984). Sabe-se, no entanto, que partículas maiores tendem a induzir maior concentração local de tensão, contribuindo para reduzir a resistência à fadiga (JUVONEN, 2004; KIESSLING, 1988).

Figura 51 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. (a) e (b) Superfície de fratura rica em partículas de segunda fase em meio aos dimples - 400X e 1000X.

Na Figura 52 observa-se claramente na superfície de fratura as diferenças entre a topografia da matriz (dimples - característica de fratura dúctil) e a superfície das partículas de segunda fase (clivagem - característica de fratura frágil). Nas Figuras 53 (a) e (b) podem ser observadas ampliações das partículas de segunda fase que sofreram clivagem.

Figura 52 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. Superfície de fratura rica em partículas de segunda fase em meio aos dimples - 300X.

Figura 53 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. Ampliações das partículas de segunda fase que sofreram clivagem - (a) 1000X e (b) 2000X.

Em ligas com partículas duras de segunda fase é comum encontrarmos essa aparência dúctil-frágil. Primeiro porque as partículas de segunda fase são consideradas mais duras do que a matriz. Segundo, porque os mecanismos de fratura atuam de maneira diferente nos locais onde estão localizadas essas partículas (ASM, 1986).

Na Figura 54 o círculo azul indica uma partícula de segunda fase, em torno da qual ocorreu uma cavidade (indicada pelo círculo na cor verde), possivelmente resultante da coalescência de dimples. Também pode-se observar uma trinca formada ao redor da cavidade, indicada pela seta na cor vermelha.

Figura 54 - Fractografias da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários. 500X.

4.7.2 Análises fractográficas da superfície de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de fadiga por flexão rotativa

4.7.2.1 Liga AA 6005

Na Figura 50 pode ser observada a superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005, para o qual a tensão máxima aplicada durante o ensaio foi de 247 MPa e a vida em fadiga foi de 242.000 ciclos. A superfície de fratura apresenta facetas planas (indicadas com círculos na cor azul) e vários sítios de nucleação de trinca (indicadas com círculos na cor vermelha).

Figura 55 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.

Conforme observado na Tabela 6 da seção 4.1.2 a liga AA 6005 apresenta o maior número de partículas de segunda fase e consequentemente o maior número de sítios de nucleação de trinca. Além disso, a liga AA 6005 apresenta grãos grosseiros, e consequentemente apresenta deformação mais localizada resultando em uma superfície de fratura mais irregular quando comparada às ligas AA6351 e AA6063. Observou-se, nos pontos indicados como sítios de nucleação de trinca, a presença de partículas de segunda fase, que atuam como concentradores de tensão e, também foram observadas estrias

posicionadas de forma radial aos pontos de iniciação de trincas. A superfície de fratura apresenta vales que acompanham o crescimento da trinca por fadiga desde a origem próxima à superfície até o centro do corpo-de-prova.

As estrias dispostas no sentido radial aos iniciadores de trinca podem ser observadas na Figura 56. A distância entre cada estria é correspondente ao avanço da ponta da trinca em cada ciclo (BATHIAS; PINEAU, 2010). Também pode-se observar a área de fratura final no centro do corpo-de-prova.

Figura 56 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.

A Figura 57 apresenta ampliações das estrias de fadiga. Pode-se observar uma grande variação no espaçamento entre as estrias. À medida em que a trinca aumenta (o sentido de crescimento é indicado por uma seta vermelha) observa-se um aumento no espaçamento entre as estrias e a evidência de trincas secundárias indicando uma propagação mais rápida nessas regiões.

Figura 57 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de (a) 500X e (b) 1000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.

4.7.2.2 Liga AA 6351

A Figura 58 apresenta a superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6351 para o qual a tensão máxima aplicada durante o ensaio de fadiga foi de 247 MPa e a vida em fadiga foi de 55.100. Observa-se vários pontos de nucleação de trinca, porém em menor quantidade do que a liga AA 6005, essa ocorrência pode ser justificada pelo fato de esta liga possuir menos partículas de segunda fase quando comparada com a liga AA 6005.

Figura 58 - Fractografia do corpo-de-prova da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.

Em meio aos dimples, foram observadas partículas de segunda fase com aspecto de fratura frágil como pode ser visto na Figura 59.

Figura 59 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de prova da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de (a) 100X, (b) 500X e (c) 800. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 247 MPa.

4.7.2.3 Liga AA 6063

A Figura 60 apresenta a superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 para qual a tensão máxima aplicada durante o ensaio de fadiga foi de 212 MPa e a vida em fadiga foi de 79.100. Podem ser observados vários sítios de nucleação de trinca próximos à superfície do corpo-de-prova, porém em menor quantidade quando comparada às ligas AA 6005 e AA 6351, essa ocorrência pode estar relacionada à menor quantidade de partículas de segunda fase na liga AA 6063. Entre eles o mais representativo é aquele marcado pelo círculo azul. Esta liga apresenta grãos mais finos, conforme foi discutido na seção 4.1.2, o que pode justificar a topografia mais regular da superfície de fratura quando comparada às ligas AA 6005 e AA 6351.

Figura 60 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 16X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.

A ampliação do sítio de nucleação de trinca mais representativo encontra-se apresentado na Figura 61.

Figura 61 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.

Na Figura 62 em vermelho está indicado um sítio de nucleação de trinca no qual uma partícula agiu como concentrador de tensão e em azul a presença de estrias. Também são observadas várias facetas planas.

Figura 62 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 50X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 212 MPa.

4.7.3 Análises fractográficas da superfície de fratura dos corpos-de-prova sem entalhe dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (177 MPa).

As fractografias a seguir apresentam as superfícies de fratura das ligas AA 6005, AA 6063 e AA 6351, as quais foram ensaiadas sob a aplicação de uma tensão máxima de 177 MPa. O corpo-de-prova da liga AA 6063 fraturou com uma vida em fadiga de 219.800 ciclos. Os corpos-de-prova das ligas AA 6005 e AA 6351 apresentaram vida em fadiga de 554.100 e 546.700 ciclos respectivamente. Os corpos-de-prova das ligas AA 6005 e AA6351 não fraturaram durante o ensaio e por isso após o término do ensaio de fadiga foram rompidos por tração.

Comparando as três superfícies de fratura, a liga AA 6005 (Figura 63) e AA 6063 (Figura 65) apresentam uma superfície de fratura mais irregular enquanto a liga AA 6351 (Figura 64) apresenta uma superfície de fratura mais lisa.

Figura 63 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

Figura 64 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

Figura 65 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 20X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

As Figuras de 66 a 68 apresentam um dos sítios de nucleação de trinca para cada uma das ligas ensaiadas. Na liga AA 6063 (Figura 68) pode-se observar facetas planas próximas do sítio de nucleação de trinca. Essas facetas são típicas de fratura por clivagem. As ligas AA 6005 (Figura 66) e AA 6351 (Figura 67) não apresentam facetas de grãos clivados como a AA 6063.

Figura 66 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

Figura 67 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

Figura 68 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 300X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

A Figura de 69 apresenta as estrias de fadiga observadas nas superfícies de fratura da liga AA 6063 no sentido radial ao interior do corpo-de-prova.

Figura 69 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 177 MPa.

Como discutido na seção 4.1.2, a liga AA 6063 apresenta partículas de maior tamanho e distribuição menos homogênea comparada às ligas AA 6005 e AA 6351. Esta ocorrência pode explicar seu pior comportamento em fadiga comparada às outras duas ligas, pois as partículas grosseiras constituintes ($>1\text{ }\mu\text{m}$) nas ligas de alumínio podem reduzir a tenacidade. Tais partículas incluem fases relativamente insolúveis como AlCu_2Fe , Mg_2Si , e $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$ e relativamente solúveis com o CuAl_2 e CuAl_2Mg . Durante a tensão, essas partículas fraturam e microcavidades são geradas (ASM, 1985).

4.7.4 Análises fractográficas da superfície de fratura de fadiga por flexão rotativa dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 (208 Mpa).

A iniciação de trincas por fadiga em concentradores de tensão é um tópico de considerável interesse em uma variedade ampla de aplicações de engenharia (SURESH, 1998). As superfícies de fratura dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA6351 e AA 6063 são mostradas nas Figuras 70 a 72. Os corpos-de-prova foram ensaiados sob a tensão máxima de 208 MPa. A vida em fadiga foi de 10.100, 6.500 e 4.900 ciclos, respectivamente. Pode-se observar que os corpos-de-prova entalhados, apresentam vários pontos de nucleação de trinca que ocorreram na raiz do entalhe, que por sua vez é o local onde há maior concentração de tensão. Esses concentradores de tensão acumulam energia suficiente para originar uma trinca. Após a nucleação, a trinca se propaga de forma radial com direção ao centro do corpo-de-prova, como pode ser observado nas Figuras 70, 71 e 72. Consequentemente, a fratura ocorreu aproximadamente no centro dos corpos-de-prova. A área de fratura final pode ser claramente observada no centro dos corpos-de-prova nas Figuras 70, 71 e 72.

Figura 70 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

Figura 71 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

Figura 72 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

Sabe-se que o estágio de iniciação de trinca por fadiga (estágio I) ocorre por carregamento de fadiga de alto ciclo e baixa tensão, porém, sob estas circunstâncias, foram observados na Figura 73, os pontos de iniciação das trincas originadas nas superfícies irregulares ou defeitos de usinagem do entalhe no corpo-de-prova e estão indicados por círculos na cor azul. Também foram observadas fases intermetálicas que agem como concentradores de tensão próximos aos pontos de nucleação de trinca.

Figura 73 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhados das ligas AA 6005 (a), AA 6063 (b,d) e AA 6351 (c) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1500X (a), 1000X (b, c) e 2000X (d). A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

A propagação da trinca por fadiga (estágio II), geralmente aparece na superfície de fratura com o avanço da frente da trinca, mostrando regiões de depressão e elevação, assim como também a presença de estrias ou não. As estrias comumente estão associadas ao crescimento da trinca durante um carregamento cíclico, embora em mecanismos de fina escala a formação de estrias não sejam muito visíveis. Nas Figuras de 74 a 76 foi observado que as estrias de fadiga acompanham o sentido radial aos pontos de iniciação de trinca. Pode-se observar na superfície de fratura das três ligas a presença de partículas de segunda fase (círculos na cor azul) e cavidades (círculos na cor preta) formadas devido à separação das partículas intermetálicas da matriz no momento da fratura.

Figura 74 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

Figura 75 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 4000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

No corpo-de-prova da liga AA 6063 observa-se que a trinca se propaga em planos múltiplos (chamados de A) que estão em altitudes diferentes um em relação ao outro, semelhante ao observado para a liga 6082 no trabalho de Borrego et al. (2004) (BORREGO et al., 2004).

Figura 76 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1500X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 208 MPa.

4.7.5 Análises fractográficas da superfície de fratura de fadiga por flexão rotativa dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 (173 MPa).

Nas Figuras de 77 a 79 pode-se observar a superfície de fratura dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 ensaiados sob a tensão máxima de 173 MPa. Os corpos-de-prova apresentaram vida em fadiga de 14.200, 14.900 e 11.400 ciclos respectivamente. Nas Figuras 77, 78 e 79 os círculos na cor vermelha indicam a área de rasgamento.

Figura 77 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

Figura 78 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

Figura 79 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 42X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

As estrias de fadiga observadas nos corpos-de-prova podem ser observadas nas Figuras de 84 a 86. Pode-se observar ainda a presença de partículas de segunda fase (indicadas por círculos na cor azul) e as cavidades (indicadas por círculos na cor preta) formadas devido à separação das partículas intermetálicas da matriz no momento da fratura conforme discutido para a superfície de fratura dos corpos-de-prova com entalhe ensaiados a 208MPa

Figura 80 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

Figura 81 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

Figura 82 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 2000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

A Figura 83 mostra alguns pontos de nucleação de trincas dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6063 e AA 6351. Pode-se notar a presença de fases intermetálicas próximas aos pontos de nucleação de trinca situados na raiz do entalhe.

Figura 83 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado das ligas AA 6005 (a), AA 6063 (b, c, d) e AA 6351 (e, f) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X (a, b, c, e), 1000X (d) e 2000X (e). A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 173 MPa.

Pode-se observar que as trincas iniciam-se no entalhe e que existem fases intermetálicas próximas aos sítios de iniciação de trincas nas Figuras 83 (a) e (b)) que são mais duras que a matriz, apresentam aspecto de fratura frágil e agem como concentradores de tensão. Também pode ser observado nas Figuras 83 (e) e (f) a presença de facetas planas.

Para a liga de alumínio AA 6063, a presença de partículas de segunda fase (Mg_2Si) e $AlFeSi$ ao longo das regiões dos contornos de grão juntamente com o efeito de concentração de tensão local e suas interações mutuamente competitivas é responsável pelo trincamento observado que é facilmente identificado na superfície de fratura dos corpos-de-prova (Figuras 83 (c) e (d) e Figura 84) (AZZAM; MENZEMER; SRIVATSAN, 2010; NANNINGA et al., 2010). Esse tipo de fratura intergranular observada para a liga AA 6063 na qual ocorre o trincamento ao longo dos contornos de grão também foi observada de forma semelhante para a liga 6061 no trabalho de Xu et al.(2012).

Figura 84 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 1000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 103 MPa.

A Tabela 18 apresenta a fração em área de fratura final dos corpos-de-prova entalhados das três ligas. Foi observado que a liga AA 6063 sempre apresenta a maior área de fratura final quando comparada às outras duas ligas, o que significa que esse material

demora menos tempo para atingir o tamanho crítico de trinca apresentando uma menor resistência à fadiga.

Tabela 18 - Fração em área de fratura final dos corpos-de-prova entalhados das ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063 ensaiados a diferentes níveis de tensão.

Fração de área de fratura final				
Tensão máxima aplicada durante o ensaio	104 Mpa	173 MPa	208 Mpa	
AA 6005	4,73%	13,61%	21,26%	
AA 6351	4,15%	12,66%	23,71%	
AA 6063	7,48%	19,52%	26,52%	

Enquanto nos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova polidos a etapa de nucleação de trincas ocupa a maior parte da vida em fadiga, nos ensaios dos corpos-de-prova entalhados é a propagação que toma a maior parte do tempo de vida em fadiga.

Os valores médios de espaçamento entre estrias obtidos por meio das medições realizadas em diferentes áreas da superfície de fratura dos corpos-de-prova em conjunto com os valores percentuais da área de fratura final mostram que a liga AA 6063 além de apresentar a maior porcentagem em área de fratura final, também apresenta o maior valor médio de espaçamento entre estrias, evidenciando seu menor tempo de propagação de trincas no regime de alto ciclo quando comparada às outras duas ligas, o que entre outros fatores justifica sua menor resistência à fadiga. As análises de espaçamento entre estrias foram realizadas nas superfícies de fratura de 3 corpos-de-prova para cada liga ensaiados à tensão máxima de 103 MPa. Foram realizadas 10 medidas na superfície de fratura de cada corpo-de-prova e pode-se observar algumas medições nas Figuras de 85 a 87.

Tabela 19 - Espaçamento médio entre as estrias.

Liga	Diâmetro do CDP/Diâmetro médio do rasgamento	% área de fratura final	Espaçamento médio de estrias (µm)
AA 6005	0,22	4,73	0,69
AA 6351	0,20	4,15	0,85
AA 6063	0,27	7,48	0,93

Figura 85 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6005 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 103 MPa.

Figura 86 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6351 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 103 MPa.

Figura 87 - Fractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova entalhado da liga AA 6063 obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 7000X. A tensão máxima aplicada no ensaio foi de 103 MPa.

4.8 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA E DAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE

Os resultados experimentais em conjunto com as análises fractográficas mostram que a quantidade de elementos de liga, associada à diferença de estrutura de grãos e quantidade e tamanho de partículas de segunda fase são os principais fatores que definem a diferença de comportamento entre as ligas AA 6005, AA 6351 e AA 6063.

A distinção básica entre as ligas analisadas neste trabalho está na quantidade de Mn e Cr adicionada como elementos de liga que formam partículas intermetálicas de segunda fase (dispersóides) com formato alongado ou esférico e que encontram-se distribuídas de forma homogênea na matriz. A maior quantidade de elementos nas ligas AA 6005 e AA6351 (que pode ser observado na tabela de composição química e na tabela de resultados de EDS) levam a uma maior quantidade de partículas que são ricas em Mn/Cr quando comparadas à liga AA 6063 (o que pode ser observado nas micrografias das três ligas). Essa observação é semelhante ao observado no trabalho de Borrego et al. (2004).

Essas partículas fazem com que o avanço da trinca tenha grandes desvios da sua direção de crescimento, o que melhora as propriedades de fadiga. As maiores vidas em fadiga observadas para as ligas AA 6005 e AA 6351 podem ser principalmente atribuídas à maior quantidade de partículas contidas nessas ligas quando comparada à liga AA 6063 (BORREGO et al., 2004;VASUDEVAN; SADANANDA; RAJAN, 1997).

O aumento da quantidade de partículas de segunda fase também leva a uma diminuição da elongação do material, enquanto o aumento na quantidade de elementos de liga, como o Mg, por exemplo, resulta em um aumento da resistência ao escoamento das ligas de alumínio (HATCH, 1984). Sabe-se que o módulo de Young de ligas de alumínio é dependente de sua composição. As propriedades elásticas dos compostos intermetálicos ou da segunda fase que os elementos de liga formam no alumínio, exercem sua influencia individual no módulo de Young da liga como um todo. As adições de elementos como, por exemplo, o Mn e o Si aumentam o módulo de Young do alumínio. Pode-se observar de acordo com a tabela de composição química que a liga AA 6351 apresenta uma maior quantidade de elementos de liga o que pode ser uma justificativa para seu módulo de Young mais alto (HATCH, 1984).

Adições de Cu nas ligas Al-Mg-Si também melhoram as propriedades mecânicas, especialmente a ductilidade. O Cu também melhora a cinética de precipitação das ligas Al-Si-Mg, aumenta o pico de dureza e reduz o tempo envelhecimento necessário para alcançar o pico de dureza (MAN; JING; JIE, 2007).

Man, Jing e Ji (2007) observaram em seu trabalho que as ligas com 0,6% de Cu sempre apresentaram dureza maiores do que ligas sem Cu tratadas sob as mesmas condições de tratamento térmico (MAN; JING; JIE, 2007). Na tabela de composição química pode-se observar que a liga AA 6005 que apresentou a maior dureza, também apresenta a maior quantidade de Cu.

Nos materiais laminados contendo partículas intermetálicas de segunda fase (dispersóides), os grãos tendem a ser alongados na direção da laminação. Grãos com forma alongada em ligas contendo Cr e Mn podem ter uma forte influencia no alongamento uniforme durante a laminação. Desde que com a disposição dos grãos alongados na direção longitudinal da tensão aplicada, há mais contornos de grãos perpendiculares na direção transversal (direção de propagação da trinca) que pode inibir o crescimento e propagação de trincas (JENISKI, 1997).

A prevalência da fratura intergranular observada na liga AA 6063, relacionada à precipitação das fases Mg_2Si e $AlFeSi$ nos contornos de grãos conforme foi discutido na seção 4.7.5 também pode estar relacionada à baixa quantidade de Mn observada nessa liga quando comparada às ligas AA 6005 e AA 6351. A adição de Mn formando dispersóides nas ligas Al-Si-Mg tem mostrado mudar o modo de fratura de principalmente intergranular para transgranular e melhorar substancialmente a tenacidade à fratura (JENISKI, 1997).

De acordo com a literatura, a fratura de partículas constituintes grosseiras que apresentam características frágeis reduzem a tenacidade do material. Consequentemente, a redução dos níveis de Fe e Si tem sido adotada para melhorar a tenacidade de ligas de alumínio (HATCH, 1984). Foi observada uma maior quantidade de Fe e Si nas partículas de segunda fase da liga AA 6063 quando comparada às partículas de segunda fase das ligas AA 6005 e AA 6351 como pode ser observado na tabela de resultados de EDS. Também foi observada a presença de partículas grosseiras com tamanhos maiores na liga AA 6063. Essa maior quantidade de Fe e Si, formando partículas grosseiras na liga AA 6063 pode ser uma justificativa para sua tenacidade mais baixa. Além disso, essas partículas grosseiras presentes na liga AA6063 também podem ser outra justificativa para o seu pior comportamento em fadiga e para a maior dispersão dos resultados de vida em fadiga obtidos uma vez que essas partículas agem como concentradores de tensão e assim com sítios de nucleação de trincas por fadiga.

5. CONCLUSÕES

- Os ensaios de tração mostram que a liga AA 6351 apresenta a maior tensão limite de escoamento e resistência à tração, seguida pelas ligas AA 6005 e AA 6063. A liga AA6351 apresenta também o maior módulo de Young ou módulo de elasticidade, maior tenacidade e menor alongação quando comparada às ligas AA 6005 e AA 6063.
- Os resultados do ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança para os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados mostram que quanto menor a tensão aplicada, mais se destaca a resistência à fadiga da liga AA 6351 em relação às ligas AA 6005 e AA 6063. A liga AA 6005 tende a apresentar uma menor resistência à fadiga em alto ciclo quando comparada à liga AA 6063 e uma maior resistência à fadiga em baixo ciclo.
- Os resultados do ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança para os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova entalhados mostram que quanto menor a tensão aplicada, mais se destaca a resistência à fadiga da liga AA 6005 em relação às ligas AA 6351 e AA 6063. A liga AA 6005 apresenta também um melhor comportamento em sensibilidade ao entalhe, para a qual o valor diminui conforme a vida em fadiga aumenta.
- A análise fractográfica das superfícies de fratura dos corpos-de-prova sem entalhe mostraram que a maioria dos sítios de nucleação de trincas ocorreram próximos à superfície de fratura e/ou próximos a partículas de segunda fase. As imagens das superfícies de fratura dos corpos-de-prova entalhados da liga AA 6063 apresentaram maior área média de fratura e de espaçamento entre estrias indicando que essa liga demora menos tempo para atingir um tamanho crítico de trinca, o que está de acordo com as menores vidas em fadiga apresentadas pelos ensaios dos corpos-de-prova dessa liga.
- A liga AA 6063 apresentou partículas de segunda fase (partículas brancas ricas em Al, Fe, Si, Mn e Cr) de maior tamanho e distribuição menos homogênea comparada às ligas AA 6005 e AA 6351. Esta ocorrência entre outros fatores pode explicar seus piores comportamentos em tração e fadiga, pois as partículas grosseiras nas ligas de alumínio

podem reduzir a tenacidade, diminuindo a resistência à fadiga e a resistência à tração do material além de agirem como concentradores de tensão, servindo como sítios de nucleação de trincas por fadiga.

- A menor quantidade de elementos de liga na liga AA 6063, resultando em uma menor quantidade de partículas ricas em Mn/Cr (que fazem com que o avanço da trinca tenha grandes desvios da sua direção de crescimento, o que melhora as propriedades de fadiga) associado ao tipo de fratura intergranular apresentado na liga AA 6063 (que é favorecido pela precipitação das fases Mg_2Si e $AlFeSi$ nos contornos de grãos dessa liga) contribui para o pior comportamento em fadiga da liga AA 6063 quando comparada às ligas AA6005 e AA 6351.

REFERENCIAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Metalurgia do alumínio**. São Paulo: 1999.

ALCOA. **Manual de ligas e têmperas de extrusão**. Disponível em: <http://www.alcoa.com/brazil/catalog/pdf/Catalogo_Ligas_e_Temperas_final_baixa.pdf> Acesso em: 25/04/2010.

ALUMINUM: Properties, Physical metallurgy and phase diagrams. New York: American Society for Metals, 1967. v. 1.

ALUMINIUM ALLOYS: Their physical and mechanical properties. New York: Wiley-VCH, 2008. v. 1.

ALUMINUM ASSOCIATION. Alloy and Temper Designation System for Aluminum. USA: Aluminum Association, 2000.

ALUMINUM MATTER. **European Aluminium** Association and MATTER[®], The University of Liverpool, 2011. Disponível em: <<http://aluminium.matter.org.uk>>. Acesso em: 04/01/2011.

ASM International Handbook. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1990. v. 2.

_____. **Mechanical testing**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1985. v. 8.

_____. **Metallography and microstructures**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1985. v. 9.

_____. **Failure analysis and prevention**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1986. v. 11.

_____. **Fatigue and fracture**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1996. v. 19.

_____. **Materials selection and design**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1997. v. 20.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **B221-08**. Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Extruded Bars, Rods, Wire, Profiles, and Tubes. In: ANNUAL book of ASTM standards. Philadelphia: ASTM, 2008.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E739-10** Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data. In: ANNUAL book of ASTM standards. Philadelphia: ASTM, 2010.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M-11**. Standard test methods for tension testing of metallic materials. In: ANNUAL book of ASTM standards. Philadelphia: ASTM, 2011.

AZZAM D.; MENZEMER C. C.; SRIVATSAN, T. S. The fracture behavior of an Al-Mg-Si alloy during cyclic fatigue, **Materials Science and Engineering**, v. A 527, p. 5341-5345, 2010.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J.; HANDROCK, J. **Fundamentals of fatigue analysis**. Englewood Cliffs: Prentice Hall, 1990.

BAPTISTA, C. A. R. P. **Modelagem preditiva do comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial**. 2000. 130 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo – EEL/USP, Lorena, 2000.

BARTER, S. A.; MOLENT, L.; WANHILL, R. J. H. Typical fatigue-initiating discontinuities in metallic aircraft structures, **International Journal of Fatigue**, 2011.

BATHIAS, C.; PINEAU, A. **Fatigue of Materials and Structures: fundamentals**. Hoboken, USA: Wiley, 2010.

BORGES, W. S.; COLOSIMO, E. A.; FREITAS, M. A. **Métodos estatísticos e melhoria da qualidade: construindo confiabilidade em produtos**. Caxambu: ABE - Associação Brasileira de Estatística, 1996.

BORREGO, L.P.; ABREU, L.M.; COSTA, J.M.; FERREIRA, J. M.. Analyses of low cycle fatigue in AlMgSi aluminum alloys. **Engineering Failure Analyses**, v. 11, p. 715-725, 2004.

BUHA, J. **Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys**. PhD (Thesis), University of New South Wales, 2005.

BURGER, G. B.; GUPTA, A. K.; JEFFREY, P. W.; LLOYD, D. J. Microstructural Control of Aluminum Sheet Used in Automotive Applications. **Mater. Charact.**, v. 35, p. 23, 1995.

CALLISTER, W. **Ciência e engenharia dos materiais: uma Introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2008.

CAYRON, C.; BUFFAT, P. A. Transmission electron microscopy study of the b' phase (Al-Mg-Si alloys) e QC phase (Al-Cu-Mg-Si alloys): ordering mechanism e crystallographic structure. **Acta mater.** v. 48, p. 2639-2653, 2000.

CHAVES, V.; NAVARRO, A. Application of a microstructural model for predicting notch fatigue limits under mode I loading. **International Journal of Fatigue**, 2009.

CHRIST, H. J.; MUGHRABI, H. Cyclic stress-strain response and microstructure under variable amplitude loading. **Fatigue Fract Eng Mater Struct**, v. 19, p. 335-348, 1996.

CIAVARELLA, M.; MENEGHETTI, G. On fatigue limit in the presence of notches: classical vs. recent unified formulations. **International Journal of Fatigue**, 2004.

CONWAY, J. B.; SJODAHL, L. H. **Analysis and Representation of Fatigue Data**. Materials Park: ASM International-The Materials Information Society, 1991.

DALEFFE, A. **Estudo do processo de estampagem incremental em chapa de alumínio puro**. 2008. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

DEVORE, J. L. **Probability and statistics for engineering and the sciences**. 6 ed. Toronto: Thomson-Brooks/Cole, 2004.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3rd ed. Boston: McGraw-Hill, 1988.

DOWLING, E. M. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue**. New Jersey: Prentice Hall, 1998.

DUMONT, D.; DESCHAMPS, A.; BRECHET, Y. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA 7050 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering**, p. 326-336, 2003.

DURMUŞ, H. K.; ÖZKAYA, E.; MERİÇ, C. The use of neural networks for the prediction of wear loss and surface roughness of AA 6351 aluminum alloy. **Materials and Design**, v. 27, p. 156-159, 2006.

DUTTA, I.; ALLEN, S. M. A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. **J Mater Sci Lett**, 1991.

ESPÓSITO, I. M. **Caracterização e cinética de recristalização da liga de alumínio 6063 após tratamentos termomecânicos**. 2006. 82 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN, São Paulo, 2006.

FINE, M. E. Fatigue Resistance of metals. **Metall trans.** v. 11A, p. 365-379, 1980.

FONSECA Jr., T. M. I. **Métodos de discussão da curva-deformação vida em fadiga para as ligas de alumínio AA 6261-T6 e AA6351-T6**. 2003. 120 f. Dissertação (Mestrado) Universidade Estadual de Campinas-Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2003.

GARCIA A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaaios dos Materiais**. Rio de Janeiro: LTC – Livros técnicos e científicos, 2000.

GUPTA, A. K.; LOYD, D. J.; COURT, S. A. Precipitation hardening process in an Al-0,4%Mg-1,3%Si-0,25%Fe aluminum alloy. **Materials Science and Engineering, A**, v. 301, p. 140-146, 2001.

HARDY, S. J.; MALIK, N. H. A survey of post-Peterson stress concentration factor data. **Int J Fatigue**, v. 14, p. 147-153, 1992.

HATCH, J. E. Aluminium: Properties and physical metallurgy. Metals Park: American Society for Metals, 1984.

JENISKI, R. A. Effects of Cr addition on the microstructure and mechanical behavior of 6061-T6 continuously cast and rolled redraw rod. **Materials Science and Engineering, A** 237, p. 52-64, 1997.

JUVONEN, PEKKO. Effects of Non-metallic Inclusions on Fatigue Properties of Calcium Treated Steels. Espoo 2004, Helsinki University of Technology. 2004.

KIESSLING, R. Nonmetallic Inclusions in Steel, The Metal Society, 1988.

KLESNIL, M.; LUKAS, P. **Fatigue of metallic materials**. Amsterdam: Elsevier, 1992.

KUIJPERS, N. C. W.; KOOL, W. H.; KOENIS, P. T. G.; NILSEN, K. E.; TODD, I.; ZWAAG, S. V. Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys. **Materials Characterization**, v. 49, p. 409-420, 2003.

LASSANCE, D.; FABREGUE, D.; DELANNAY, F.; PARDOEN, T. Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys. **Progress in Materials Science**, v. 52, p. 62-129, 2007.

LUKÁS, P.; KUNZ, L. Cyclic slip localisation and fatigue crack initiation in fcc single crystals. **Materials Science and Engineering**, p. 75-80, 2001.

MADURO, L. P. **Efeitos da razão de carregamento, da orientação da trinca e da pré-deformação no comportamento de trincas de fadiga na liga Al 2524-T3**. 2008. 107 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, EEL-USP, Lorena, 2008.

MAKKONEN, M. Predicting the local fatigue life in metals. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 1163-1175, 2009.

MAN, J.; JING, L.; JIE, S. G. The effects of Cu addition on the microstructure and thermal stability of an Al-Mg-Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 437, p. 146-150, 2007.

MARTINS, M. M. M. **Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082**, Dissertação (Mestrado), Universidade de Aveiro, Aveiro, 2008.

MATTEIS, G.; BRANDO, G.; MAZZOLANI, F. M. Pure aluminium: An innovative material for structural applications in seismic engineering. **Construction and Building Materials**, v. 26, p. 677-686, 2012.

MCEVILY, A. J.; ENDO, M.; YAMASHITA, K.; ISHIHARA, S.; MATSUNAGA, H. Fatigue notch sensitivity and the notch size effect. **International Journal of Fatigue**, 2008.

MEGGIOLARO, M. A.; MIRANDA, A. C. O.; CASTRO, J. T. P. Short crack threshold estimates to predict notch sensitivity factor in fatigue. **International Journal of Fatigue**, 2007.

METALS Handbook. 9th ed. Mechanical Testing, EUA, 1989. v. 8.

MEYERS, M. A.; CHAWLA K. K. **Princípios de metalurgia mecânica**. Rio de Janeiro: Edgard Blücher Ltda, 1981.

MIAO, W. F.; LAUGHLIN, D. E. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022, **Scripta Materialia**, v. 40, n. 7, p. 873-878, 1999.

MILKEREIT, B.; KESSLER, O.; SCHICK, C. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. **Thermochimica Acta**, v. 492, p. 73-78, 2009.

MILLER, W. S.; ZHUANG, L.; BOTTEMA, J.; WITTEBROOD, A. J.; SEMT, P. D.; HASZLER, A.; VIEREGEE, A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering**, p. 37-49, 2000.

MOLENT, L.; BARTER, S. A.; WANHILL, R. J. H. The lead crack fatigue lifing framework. Netherlands: Australian Government - Departament of defence. Defence Science and Technology Organization, 2010.

MOONS, T.; RATCHEV, P.; SMET, P. D.; VERLINDEN, B.; HOUTTE, P. V. A. Comparative study of two Al-Mg-Si alloys for automotive applications. **Scripta Materialia**, v. 35, p. 939-945, 1996.

MOORS, E. H. M. Technology strategies for sustainable metals production systems: a case study of primary aluminum production in The Netherlands and Norway. **Journal of Cleaner Production**, v. 14, 1121-1138, 2006.

MRÓWKA-NOWOTNIK, G.; SIENIAWSKI, J. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminum alloys. **Journal of Materials Characterization**, v. 58, p. 312-317, 2005.

MURAYAMA, M.; HONO, K. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys, **Acta mater.** v. 47, p. 1537-1548, 1999.

NANNINGA, N.; WHITE, C.; MILLS, O.; LUKOWSKI, J. Effect of specimen orientation and extrusion welds on the fatigue life of an AA6063 alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 32, p. 238-246, 2010.

NAVEEN KUMAR, G.; NARAYANASAMY, R.; NATARAJAN, S.; KUMARESH BABU, S. P.; SIVAPRASAD, K.; SIVASANKARAN, S. Dry sliding wear behaviour of AA 6351-ZrB₂ in situ composite at room temperature. **Materials and Design**, v. 31, p. 1526-1532, 2010.

NIST/SEMATECH. **Handbook of statistical methods**. National Institute of Standards and Technology. Disponível em: <<http://www.itl.nist.gov/div898/handbook/>>. Acesso em: 20/10/2011.

PETERSON, R. E. **Stress Concentration design factors**. New York: John Wiley & Sons, 1953.

POLMEAR, I. J. **Cast aluminium alloys: light alloys**. 4th ed. Melbourne: Butterworth-Heinemann, 2005.

POLMEAR, I. J. Light Alloys: metallurgy of the light metals, ed. R. Honeycombe and P. Hancock. Arnold, London: Metallurgy and Materials Science Series, 1995.

PYTTEL, P.; D. SCHWERDT; BERGER, C. Very high cycle fatigue – Is there a fatigue limit? **International Journal of Fatigue**. v. 33, p. 49-58, 2011.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

ROSSINO, L. S. **Estudo do comportamento em fadiga por fretting da liga de Al 7050-T7451**. 2008. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos, 2008.

SARKANI, S.; MAZZUCHI, T. A.; LEWANDOWSKI, D.; KIHIL, D. P. Runout analysis in fatigue investigation. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, p. 2971-2980, 2007.

SIDDIQUI, R. A.; ABDULLAH, H. A.; AL-BELUSHI, K. R. Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 102, p. 234-240, 2000.

SIMAR, A.; BRÉCHET, Y.; MEESTER, B.; DENQUIN, A.; PARDOEN, T. Sequential modeling of local precipitation, strength and strain hardening in friction stir welds of an aluminum alloy 6005A-T6, **Acta Materialia**, v. 55, p. 6133–6143, 2007.

SIMAR, A.; BRÉCHET, Y.; MEESTER, B.; DENQUIN, A.; GALLAIS, C.; PARDOEN, T. Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series. Al alloys: Process, microstructure and properties, **Progress in Materials Science**, v. 57, 95 – 183, 2012.

SOARES, M. R. N. **Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio**. Tese (Mestrado). Universidade de Aveiro. Departamento de Engenharia Cerâmico e Vidro, 2009.

SON, S.K.; MATSUMURA, S.; FUKUI, K.; TAKEDA, M. The compositions of metastable phase precipitates observed at peak hardness condition in an Al–Mg–Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 241 - 245, 2011.

SOUZA, S. A. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

SPINDEL, J. E.; HAIBACH, E. The method of maximum likelihood applied to the statistical analysis of fatigue data. **International Journal of Fatigue**, v. 1, p. 81 - 88, 1979.

STALK, G. **A study of fatigue notch sensitivity of 2014-T and 7075-T at elevated temperatures**. Pasadena - California: California Institute of Technology. 1955.

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R.; FUCHS, H. O. **Metal fatigue in engineering**, 2nd ed. New York: John Wiley, 2001.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2th ed. New York: Cambridge University Press, 1998.

TAN, R. B. H.; KHOO, H. H.; An LCA study of a primary aluminum supply chain, **Journal of Cleaner Production**, v. 13, 607 - 618, 2005.

TROEGER, L. P. Mechanical Characterization of a Superplastic 6xxx Aluminum Alloy, **Materials Science and Engineering: A**, v. 277, n. 1, p. 102 - 113, 2000.

TSAO, C. S.; CHEN, C. Y.; JENG, U. S.; KUO, T. Y. Precipitation kinetics and transformation of metastable phases in Al–Mg–Si alloys. **Acta Materialia**, p. 4621 - 4631, 2006.

VARGEL, C.; JACQUES, M.; SCHMIDT, M. P. **Corrosion of Aluminium**. Elsevier, 2004. p. 23 - 57.

VASUDEVAN, A. K.; SADANANDA, K.; RAJAN, K. Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks. **Int. J. Fatigue**, v. 19, p. 151 - 159, 1997. Supplement 1.

XIAO-SONG, J.; GUO-QIU, H.; BING, L.; SONG-JIEL, F.; MIN-HAO, Z. Microstructure-based analysis of fatigue behaviour of Al-Si-Mg alloy. **Trans. Nonferrous. Met. Soc. China**, v.21, p. 443 - 448, 2011.

XU, X.; YANG, X.; ZHOU, G.; TONG, J. Microstructures and fatigue properties of friction stir lap welds in aluminum alloy AA6061-T6. **Materials and Design**, v. 35, p. 175–183, 2012.

YANG, S.; KNICKLE, H. Design and analysis of aluminum/air battery system for electric vehicles. **Journal of Power Sources**, v. 112, p.162 - 173, 2002.

YAOA, J. Y.; GRAHAMA D. A.; RINDERER, B.; COUPER, M. J.; A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys. **Micron**, p. 865 - 870, 2001.

YOUNG, W. C. **Roark's Formulas For Stress And Strain**. 6th ed. New York: McGraw-Hill, 1989.

YUAN, S. P.; WANG, R. H.; LIU, G.; LI, R.; PARK, J. M.; SUN, J.; CHEN, K. H. Effects of precipitate morphology on the notch sensitivity of ductile fracture in heat-treatable aluminum alloys. **Materials Science and Engineering**, v. A 527, p. 7369 - 7381, 2010.

ZANDER, J.; SANDSTROM, R. Modelling technological properties of commercial wrought aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 30, p. 3752 - 3759, 2009.

WEIXING, Y.; KAIQUAN, X.; Yi, G. On the fatigue notch factor, Kf. **Int. J. Fatigue**, v. 17, n. 4, p. 245-251, 1995.