**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA**

DENISE FERREIRA LAURITO NASCIMENTO

**Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais
das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351**

Lorena
2015

DENISE FERREIRA LAURITO NASCIMENTO

**Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais
das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351**

Tese apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da
Universidade de São Paulo para a obtenção do título de
Doutora em Ciências do Programa de Pós-Graduação
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
Abril, 2015

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

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Nascimento, Denise Ferreira Laurito

Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351 / Denise Ferreira Laurito Nascimento; orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista - ed. reimp., corr. - Lorena, 2015. 205 p.

Tese (Doutorado em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2015

Orientador: Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

1. Ligas de alumínio. 2. Fadiga de baixo ciclo. 3. Fadiga multiaxial. 4. Análise microestrutural. 5. Superfície de fratura. I. Título. II. Baptista, Carlos Antonio Reis Pereira, orient.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela vida e pela força para lutar, mesmo nos momentos mais difíceis.

Ao meu orientador Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista pela oportunidade que me proporcionou em realizar estudos de pós-graduação. Agradeço pela orientação, paciência, compreensão, amizade e acima de tudo incentivo.

A CAPES pela concessão da Bolsa de doutorado.

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

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

Ao professor Dr. José Célio Dias e ao técnico Angelo de Souza, do Instituto de Engenharia Mecânica (IEM) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI) pela realização dos ensaios de fadiga multiaxial.

Aos Professores Dr. Miguel Barboza, Dr. Marcelo Paes, Dr. José Célio Dias, pelas contribuições dadas ao trabalho.

À Escola de Engenharia de Lorena pela oportunidade de realização do doutorado.

Ao meu marido, Marcelo, pelo amor, incentivo em todos os momentos.

Aos meus pais, Elisabeth e Arnaldo e a minha irmã Débora e ao meu cunhado Daniel, pelo amor e carinho. A todos os meus familiares que sempre estão presentes em todos os momentos.

In Memoriam ao funcionário Sr. Geraldo pela contribuição dada ao trabalho e pela amizade.

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 pela amizade.

A todos os meus colegas de pós-graduação, especialmente aos amigos da sala A13, pelos momentos de estudo, descontração e amizade.

Em especial a Doutoranda Ana Márcia Barbosa da Silva Antunes e a Dra. Verônica Mara Cortez Alves de Oliveira pela amizade e companheirismo

A todos os funcionários da Escola de Engenharia de Lorena/ USP

“Nas grandes batalhas da vida, o primeiro passo para a vitória é o desejo de vencer”

Mahatma gandhi

“A mente que se abre a uma nova idéia jamais voltará ao seu tamanho original”

Albert einstein

RESUMO

NASCIMENTO, D. F. L. **Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351**. 2015. 205p. Tese (Doutorado em Ciências) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2015.

O uso das ligas de alumínio em aplicações estruturais tem crescido consideravelmente nas últimas décadas. Nos transportes, a baixa massa específica do alumínio resulta em uma alta razão resistência/ peso, favorecendo a fabricação de aviões, trens e automóveis. Com a crescente preocupação em reduzir a emissão de gases poluentes, vem tornando-se promissora a alternativa de reduzir o peso dos veículos substituindo peças convencionalmente produzidas com outros materiais por peças de alumínio. As ligas tratáveis termicamente da série 6xxx são frequentemente escolhidas para estas aplicações. Assim, para que o emprego dessas ligas seja otimizado, é importante um estudo mais detalhado de suas propriedades mecânicas, principalmente sob solicitações cíclicas.

Neste trabalho foram estudadas ligas de Al-Si-Mg que são amplamente utilizadas nas indústrias automotivas, em especial na fabricação de componentes de carroçarias para caminhões e ônibus. Foi realizado o estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga multiaxial das ligas AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6, fornecidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) visando caracterizar e comparar essas ligas em sua microestrutura, propriedades de tração e fadiga. As propriedades básicas de fadiga foram determinadas por meio do método ϵ -N (fadiga de baixo ciclo) e os ensaios foram realizados com controle de deformação total, onda triangular e taxa de deformação $0,005 \text{ seg}^{-1}$. As análises dos laços de histerese elasto-plástica permitiram inferir sobre aspectos microestruturais relacionados às propriedades mecânicas das ligas estudadas. O comportamento em fadiga multiaxial foi avaliado por meio de carregamentos combinados axial-torcional em fase e fora de fase. Para ajustar os dados experimentais obtidos, foram testados alguns dos modelos encontrados na literatura. Os cálculos baseados no modelo de plano crítico, proposto por Fatemi e Socie, apresentaram resultados satisfatórios. Também foram realizadas análises microestruturais e fractográficas para as três ligas. As superfícies de fratura dos ensaios de fadiga multiaxial mostraram resultados diferentes de acordo com o carregamento adotado. A avaliação comparativa das três ligas estudadas fornece subsídios para fundamentar a seleção de materiais para a fabricação de componentes estruturais para o setor automotivo.

Palavras-chave: Ligas de alumínio. Fadiga de baixo ciclo. Fadiga multiaxial. Análise microestrutural. Superfície de fratura.

ABSTRACT

NASCIMENTO, D. F. L. **Low cycle and multiaxial fatigue behavior of aluminum alloys AA6005, AA6063 e AA635.** 2015. 205p. Thesis (Doctoral of Science) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2015.

The use of aluminum alloys in structural applications has grown considerably in recent decades. In transportation, the low density of aluminum results in a high strength-to weight ratio, proving attractive for production of aircrafts, trains and automobiles. With a growing concern for the reduction of pollutant gas emissions, aluminum alloys are becoming a promising alternative to diminish vehicle weight through the replacement of conventionally produced parts made from other heavier materials for aluminum parts. The heat treatable alloys from the 6xxx series are often chosen for these applications. Therefore, to optimize the employment of these alloys, a detailed study of their mechanical properties, primary under cyclic solicitations is necessary

For the present study Al-Mg-Si alloys were chosen, which are widely used in automotive industries, particularly in the manufacturing of components for trucks and bus bodies. The low-cycle fatigue behavior and multiaxial fatigue of the three following aluminum alloys: AA6005 T6, AA6063 T6 and AA6351 T6, provided by CBA (Brazilian Aluminum Company), were assessed, with the aim of characterizing and comparing these alloys in their microstructure, tensile properties and fatigue. The basic properties of fatigue were studied by ϵ -N method (low cycle fatigue) and the experiments were performed with total strain control, triangular waveform and with a constant deformation rate of $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The analyses of hysteresis loops elasto-plastic provided insight about microstructural aspects, related to mechanical properties of the studied alloys. Multiaxial fatigue behavior was assessed in combined axial-torsion loading in phase and out of phase. To adjust the experimental data, some models found in the literature were tested. Calculations based on critical plane model, proposed by Fatemi Socie, presented satisfactory results. Furthermore, microstructure analyses and fractography were performed for these three alloys. The fracture surface of multiaxial fatigue assays demonstrated different results according to the adopted loading. Comparative evaluation of the three studied alloys provides support for the selection of materials for manufacturing structural components of the automotive sector.

Keywords: Aluminum alloys. Low-cycle fatigue. Multiaxial fatigue Microstructural Analysis. Fracture surface.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.	35
Figura 2 - Ligas de alumínio e suas aplicações estruturais.	35
Figura 3 - Variação da temperatura com o tempo durante as etapas no processo de endurecimento por precipitação nas ligas tratáveis termicamente.	42
Figura 4 - Vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si.	44
Figura 5 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg ₂ Si.	44
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. ...	50
Figura 7- 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.	51
Figura 8 - Influência da temperatura de solubilização na dureza da liga (a) AA6005; (b) AA6082.	52
Figura 9 - Ciclos de Tensões típicos em Fadiga (a) tensão alternada; (b) Tensão Flutuante; (c) Ciclo de tensão irregular ou aleatória.	58
Figura 10 - Ciclo de deformação com forma de onda triangular.	60
Figura 11 - Variação da tensão correspondente ao ciclo de deformação.	60
Figura 12 - Desenvolvimento de laços de histerese com controle de deformação.	61
Figura 13 - Representação de possíveis comportamentos cíclicos.	62
Figura 14 - Curva tensão- deformação cíclica.	64
Figura 15 - Imagem da liga Al-Si-Mg não ensaiada (a) no microscópio óptico; (b) MET.	65
Figura 16 - Imagens de MET das estruturas de discordâncias com amplitude de tensão de 135 MPa: (a) 20 ciclos; (b) 200 ciclos; (c) 2000 ciclos; (d) fratura.	66
Figura 17 - Estruturas de discordâncias na liga Al-Si-Mg sob diferentes amplitudes de tensões: (a) 125MPa; (b) 145MPa; (c) 165MPa; (d) 185MPa.	67
Figura 18 - (a) Imagens de MET da forma original da fase Mg ₂ Si na amostra; (b) Interação entre discordâncias e Mg ₂ Si (amplitude de tensão = 115 MPa).	68
Figura 19 - Interação entre fase de silício secundária e discordâncias, $\sigma_a = 115$ MPa fratura.	69
Figura 20 - Curva de Coffin Manson para o aço carbono 11423 atingindo a região de alto e baixo ciclo.	70

Figura 21 - Superposição das curvas elástica e plástica, gerando a curva da vida-fadiga em termos da deformação total.	72
Figura 22- Ilustração da técnica de Cottrell para as tensões de atrito e recuo.	73
Figura 23 - Componentes de tensão normal e cisalhante necessários para descrever um estado de tensão tridimensional.	77
Figura 24 - Plano de tensão normal máximo em um plano.	77
Figura 25- Carregamentos de tensão nos planos cisalhantes (a) τ_{12} ; (b) τ_{13}	78
Figura 26 - Plano de tensão máximo, resultante da aplicação da tensão cisalhante máxima ($\sigma_1 = \tau_{xy}$).	79
Figura 27 - Carregamentos de torção nos planos cisalhantes (a) τ_{13} ; (b) τ_{12}	79
Figura 28 - Estado de tensão em corpo-de-prova cruciforme.	80
Figura 29 - Tensões nos planos octaédrais.	82
Figura 30 - Carregamentos combinados (a) proporcional; (b) não proporcional.	85
Figura 31 - Pressão cíclica e torção constante combinadas em um tubo de parede fina com extremidades fechadas.	86
Figura 32 - (a) Combinação de carregamento axial e torcional; (b) Aplicação em fase de tensões cisalhantes e axial; (c) carregamento em fase e 90° fora de fase; (d) carregamento não proporcional 90° fora de fase para tensão axial e cisalhante.	88
Figura 33 - Carregamento com defasagem e 90°.	88
Figura 34 - Fator de não proporcionalidade da história das deformações, F_{NP}	90
Figura 35 - Comparação para tensão plana entre os critérios de tensão cisalhante octaédrica ou critério de Von Mises e teoria da tensão cisalhante máxima mais conhecida como teoria de Tresca.	93
Figura 36 - Efeito de cargas cíclicas não proporcionais no encruamento NP.	94
Figura 37 - Critério de Sines para o caso de tensões alternadas combinadas axiais e torcionais.	101
Figura 38 - Parâmetros de dano que afetam os modelos baseados nas deformações solicitantes (a) Brown e Miller; (b) Fatemi e Socie.	105
Figura 39 - Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração em mm.	110
Figura 40 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga de baixo ciclo em mm.	110
Figura 41 - Fotografia do corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga.	111
Figura 42 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga multiaxial em mm.	111

Figura 43 - Máquina de ensaios MTS 810.23M.	113
Figura 44 - Fotografia do ensaio de fadiga de baixo ciclo, mostrando o dispositivo de fixação/ extensômetro.	114
Figura 45 - Método empregado para determinar as parcelas elásticas e plásticas da deformação cíclica, exemplificado com o laço de histerese da liga de alumínio AA6005.	115
Figura 46- Determinação da amplitude de tensão σ_a e da tensão de escoamento σ_e , para a liga de alumínio AA6005.....	116
Figura 47 - Máquina de ensaios INSTRON modelo 8874.....	117
Figura 48 - História das tensões aplicadas e caminho da tensão para: (a) e (b) carregamento proporcional (em fase); (c) e (d) carregamento não proporcional (defasagem de 90°); (e) e (f) carregamento não proporcional (defasagem de 45°).	118
Figura 49 - Estereoscópio modelo Discovery.V12, marca ZEISS, DEMAR/EEL/USP. ..	119
Figura 50 - Microscópio Eletrônico de varredura (a) Modelo 1450VP; (b) Modelo TM 3000.	119
Figura 51 - Microscopia Óptica da liga AA6005. (a) 200X e (b) 500X.....	121
Figura 52 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6005 com ampliação de 37,5X.....	121
Figura 53 - Microscopia Óptica da liga AA6063. (a) 200X e (b) 500X.....	122
Figura 54 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6063 com ampliação de 37,5X.....	122
Figura 55 - Microscopia Óptica da liga AA6351. (a) 200X e (b) 500X.....	122
Figura 56 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6351 com ampliação de 37,5X.....	122
Figura 57 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 100X.	123
Figura 58 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 400X.	124
Figura 59 - Micrografia da liga AA6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500x.	124
Figura 60 - Micrografia da liga AA6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.	125
Figura 61 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.	126

Figura 62 - Micrografia da liga AA6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.....	126
Figura 63 - Micrografia da liga AA6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.....	127
Figura 64 - Curvas tensão-deformação de engenharia representativas das três ligas de alumínio estudadas, AA6005, AA6063 e AA6351.....	130
Figura 65 - Curvas tensão-deformação representativas das ligas (a) AA6005-01, (b) AA6063 -01 e (c) AA6351-02, descritas pelo modelo de Ludwik.	133
Figura 66 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6005.	135
Figura 67 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6063.	135
Figura 68 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6351.	136
Figura 69 - Comparação das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 para amplitude de deformação total 0,5%.	136
Figura 70 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6005.	138
Figura 71 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6063.	138
Figura 72 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6351.	139
Figura 73 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6005.....	140
Figura 74 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6063.....	141
Figura 75 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6351.....	141
Figura 76 - Curvas das três ligas amplitude de deformação total.	142
Figura 77 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6005, $\epsilon_a=0,5\%$	145
Figura 78 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6063, $\epsilon_a=0,5\%$	145
Figura 79 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6351, $\epsilon_a=0,5\%$	146
Figura 80 - Sobreposição dos valores experimentais e das curvas S/N para carregamentos axiais das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.	148
Figura 81 - Sobreposição dos valores experimentais e das curvas S/N para carregamentos torcionais das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.....	149
Figura 82 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6005.	151

Figura 83 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6063.	152
Figura 84 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6351.	152
Figura 85 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6005.	153
Figura 86 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6063.	154
Figura 87 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6351.	154
Figura 88 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6005.	155
Figura 89 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6063.	156
Figura 90 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6351.	156
Figura 91 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6005...	159
Figura 92 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6063...	159
Figura 93 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6351...	160
Figura 94 – Máxima tensão cisalhante e gama de tensão cisalhante durante um ciclo, em diferentes planos de corte, para o carregamento 90° considerado.	161
Figura 95 - Variação da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, em um ciclo, para o carregamento com defasagem de 90°	163
Figura 96 - Variação da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, em um ciclo, para o carregamento com defasagem de 45°	164
Figura 97 - Planos correspondentes aos valores de $\theta_p \pm 45^\circ$, combinado com defasagem de 45°	164
Figura 98 - Variação da tensão τ no plano $\theta = -20,8^\circ$ em um ciclo completo.	165
Figura 99 - Variação da tensão σ no plano $\theta = -20,8^\circ$ em um ciclo completo.	166
Figura 100 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6005.	167
Figura 101 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6063.	167
Figura 102 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6351.	168
Figura 103 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6005. .	169
Figura 104 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6063. .	170
Figura 105 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6351. .	170
Figura 106 - Liga AA6351, CDP 3 ($\sigma = 230\text{MPa}$), ensaio de fadiga multiaxial puramente axial, ampliação 80X.	171
Figura 107 - Liga AA6351, CDP 38, ensaio de fadiga multiaxial combinado com defasagem de 90° ($\sigma = 138,6\text{ MPa}$ e $\tau = 80\text{ MPa}$), ampliação 150X.	172

Figura 108 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV utilizando detector de elétrons secundários.(a) Liga AA6005 – 20X, (b) Liga AA6063,16X, (c) Liga AA6351 – 16X.....	176
Figura 109 - Fractografia da liga AA6005 obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários, com ampliação de 40X.....	177
Figura 110 - Fractografia da liga AA6063 obtidas via MEV utilizando detector de elétrons secundários com ampliação de 300X.....	178
Figura 111 - Fractografia da liga AA6351 (ampliação da região I da Figura 108(c)) obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 350X.....	179
Figura 112 - Fractografia da liga AA 6351 (ampliação da região II da Figura 108(c)) obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 150X.....	179
Figura 113 - Fractografia da liga AA6351 obtidas via MEV utilizando detector de elétrons secundários com ampliação de 800X.....	180
Figura 114 - Factografia mostrando o avanço das estrias via MEV utilizando detector de elétrons secundários. (a) Liga AA 6005 – 600X, (b) Liga AA 6063 – 500X, (c) Liga AA 6351 – 600X.....	181
Figura 115 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA 6005, $\sigma = 200$ MPa e $N_f = 21.801,5$ ciclos; (b) Liga AA 6063, $\sigma = 180$ MPa e $N_f = 49.541,25$ ciclos; (c) Liga AA 6351, $\sigma = 230$ MPa e $N_f = 54.465,25$ ciclos.....	182
Figura 116 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV. Liga AA6005, ampliações de 300X (a) e (b) $\sigma = 200$ MPa e $N_f = 21.801,5$ ciclos; Liga AA6063, ampliações de 300X (c) e (d) $\sigma = 180$ MPa e $N_f = 49.541,25$ ciclos; Liga AA6351, ampliação de (e) 300X e (f) 600X, $\sigma = 230$ MPa e $N_f = 54.465,25$ ciclos.....	183
Figura 117 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X e 40X (a) Liga AA6005, $\tau = 155$ MPa e $N_f = 16.202,5$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\tau = 110$ MPa e $N_f = 35.216,5$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\tau = 145$ MPa e $N_f = 62.213,5$ ciclos.....	184
Figura 118 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X e 60X (a) Liga AA6005, $\sigma = 173,2$ MPa e $\tau = 100$ MPa e $N_f = 14.519,5$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 138,6$ MPa e $\tau = 80$ MPa e $N_f = 64.480,5$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 164,5$ MPa e $\tau = 95$ MPa e $N_f = 58.484,5,5$ ciclos.....	185
Figura 119 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.....	186

Figura 120 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 300X e 500X	
(a) Liga AA 6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA 6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA 6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.....	187
Figura 121 - Fractografias mostrando o avanço das estrais via MEV, ampliações de 1500X e 2000X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.....	188
Figura 122 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.....	189
Figura 123 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 300X e 500X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.	190
Figura 124 - Fractografias mostrando o avanço das estrias via MEV, ampliações de 2000X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.	191

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Principais elementos de liga e impurezas por grupo.....	31
Tabela 2 - Designações básicas de têmpera.	34
Tabela 3 - Tensão e deformação para carregamento uniaxial.....	78
Tabela 4 - Tensão e deformação para torção.	79
Tabela 5 - Composição das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.	109
Tabela 6 - Análise de EDS das partículas de segunda fase com aspecto alongado.	127
Tabela 7 - Análise de EDS das partículas de segunda fase com aspecto esférico.	128
Tabela 8 - Fração volumétrica de partículas de segunda fase das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.....	129
Tabela 9 - Média dos resultados dos ensaios de tração das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351.	130
Tabela 10 - Resultados das médias dos valores das constantes K e n das ligas de Alumínio AA 6005, AA6063 e AA6351.....	133
Tabela 11 - Propriedades das curvas cíclicas tensão- deformação.	139
Tabela 12 - Propriedades de fadiga de baixo ciclo.	142
Tabela 13 - Amplitudes de tensão cisalhante e amplitudes de tensão normal para as ligas AA6005 e AA6063, AA6351.....	149
Tabela 14 - Valores de k para o modelo de Fatemi e Socie.....	158
Tabela 15 - Inclinação da trinca em graus nos ensaios de fadiga multiaxial para as três ligas estudadas.	172

LISTA DE SIGLAS

AA - ALUMINUM ASSOCIATION

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio

ASM – American Society for Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

CBA - Companhia Brasileira de Alumínio

CDP-s - Corpos-de-prova

CFC - Estrutura cristalina cúbica de face centrada

CTDC - Curva tensão-deformação cíclica

EDE – Energia de defeito de empilhamento

EEL/ USP - Escola de Engenharia de Lorena/ Universidade de São Paulo

IEM – Instituto de Engenharia Mecânica

F - Material como fabricado

GP - Guiner e Preston

H - Material endurecido por deformação

HIP – Prensagem isostática a quente

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica

MTS – Materials Testing Systems

O - Material recozido

PFZ - Zonas livres de precipitados

SSSS - Solução sólida supersaturada

T - Material tratado termicamente

TA – Temperatura ambiente

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

UNIFEI – Universidade federal de Itajubá

W - Material em condição instável – solubilizado

LISTA DE SÍMBOLOS

$\Delta\epsilon_p$ - Deformação plástica
 N_f - Número de ciclos por falha
 $2N_f$ - Número de reversões para falha
 σ_{max} - Maior valor algébrico da tensão no ciclo
 σ_{min} - Menor valor algébrico da tensão no ciclo
 σ_m - Valor médio das tensões máxima e mínima.
 σ_r - Intervalo de tensões
 R - Razão entre a tensão ou deformação mínima e máxima
 $\Delta\epsilon$ - Variação da deformação
 ϵ_m - Deformação média
 ϵ_a - Amplitude de deformação
 ϵ_{at} - Amplitude de deformação total
 $\Delta\epsilon_e/2$ - Amplitude de deformação elástica
 σ_a - Amplitude de tensão
 τ_a - Amplitude de tensão cisalhante
 σ'_f - Coeficiente de resistência à fadiga
 b - Expoente de resistência à fadiga
 $\Delta\epsilon_p/2$ - Amplitude de deformação plástica
 ϵ'_f - Coeficiente de ductilidade em fadiga
 c - Expoente de ductilidade em fadiga
 $\Delta\epsilon_t$ - Amplitude de deformação total (plástica e elástica)
 σ_n - Tensão normal
 ϵ_n - Deformação normal
 τ_{xy} - Tensão cisalhante
 σ_x - Tensão na direção x
 σ_y - Tensão na direção y
 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ - Componentes de tensão
 $\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ - Componentes da deformação
 p - Pressão manométrica
 r - Raio do tubo de parede fina
 t - Espessura do tubo de parede fina

T – Torque

J - Momento de inércia polar da seção transversal do tubo

σ_1, σ_2 e σ_3 – Tensões principais

θ_p - Variação da direção principal

σ_h – Tensão hidrostática

F_x e F_y – Forças perpendiculares

γ - Deformações angulares

a e b - Semi-eixos da elipse

τ_e - Tensão cisalhante de escoamento

σ_e – Tensão de escoamento ou limite de escoamento

τ_{oct} - Tensão cisalhante octaédrica

γ_{oct} - deformação angular octaédrica

σ_{eq} – Tensão equivalente

$\sigma_{m1}, \sigma_{m2}, \sigma_{m3}$ - Tensões nominais médias

m - Coeficiente de influência da tensão média

σ_{NF} - Resistência à fadiga totalmente reversa

$f(\tau)$ - Função da tensão de cisalhamento

$g(\sigma)$ - Função da tensão normal

λ - Parâmetro do material

$\Delta\sigma_{eq}$ - Variação da tensão equivalente

$\Delta\epsilon_1, \Delta\epsilon_2$ e $\Delta\epsilon_3$ - Deformações alternadas principais

$\Delta\epsilon_{eq}$ - Deformação alternada equivalente

$\Delta\tau/2$ - Tensão cisalhante alternada

$\Delta\gamma_{max}/2$ - Amplitude de deformação cisalhante máxima

$\Delta\epsilon_n$ - Variação da deformação axial

$\sigma_{n,a}$ - Tensões normais alternadas

$\sigma_{n,m}$ - Tensões normais residuais ou médias

ν – Razão de Poisson

$\sigma_{n,max}$ - Tensão normal máxima

$\bar{\nu}$ - Razão de Poisson efetiva

$\bar{\epsilon}_e$ - Deformação efetiva elástica

$\bar{\epsilon}_p$ - Deformação efetiva plástica

$\bar{\varepsilon}_t$ - Deformação efetiva total

$\bar{\sigma}$ - Tensão efetiva

$\bar{\varepsilon}$ - Deformação efetiva

k e C – Constantes

G - Módulo de cisalhamento

τ'_f - Coeficiente de resistência à fadiga cisalhante

γ'_f - Coeficiente de ductilidade a fadiga cisalhante

b_0 - Expoente de resistência a fadiga

c_0 - Expoente de ductilidade a fadiga

ν_e - Razão de Poisson elástica

ν_p - Razão de Poisson plástica

σ e $\tilde{\sigma}$ - Tensão de engenharia e tensão verdadeira

ε e $\tilde{\varepsilon}$ - Deformação de engenharia e deformação verdadeira

σ_f - Tensão de atrito

σ_b - Tensão de recuo

σ_a - Tensão de pico

σ_t - Limite de resistência à tração

ΔL - Alongamento percentual

U_T – Tenacidade

U_R - Módulo de resiliência

E - Módulo de Young ou módulo de elasticidade

K – Coeficiente de resistência

n - Exponente de encruamento ou endurecimento

F_{NP} - Fator de não-proporcionalidade

α_{NP} - Fator de encruamento NP

H_c - Coeficiente de encruamento cíclico

h_c - Expoente da curva cíclica uniaxial

H_{cNP} - Novo coeficiente no encruamento NP

σ_{mx} - Tensão média de tração

σ_{my} - Tensão média de compressão

$\sigma_{x, \text{máx}}$ - Tensão máxima do ciclo

$\tau_{xy, \text{máx}}$ - Tensão cisalhante máxima

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS.....	25
1.1 OBJETIVOS	27
2 REVISÃO DA LITERATURA: CONSIDERAÇÕES SOBRE LIGAS DE ALUMÍNIO E TRATAMENTOS TÉRMICOS	28
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	28
2.1.1 Considerações Gerais	28
2.1.2 Obtenção do Alumínio.....	29
2.1.3 Classificação das ligas de alumínio.....	30
2.1.4 Aplicações das ligas de alumínio.....	34
2.1.5 Características do grupo 6xxx	37
2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	40
2.2.1 Solução sólida	41
2.2.2 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio	42
2.2.3 Tratamento de solubilização	43
2.2.4 Tratamento de envelhecimento.....	44
2.2.5 Nucleação dos precipitados	46
2.2.6 Sequência de precipitados das ligas de alumínio da série 6xxx	46
2.2.7 Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas	53
3 REVISÃO DA LITERATURA: CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE FADIGA .	57
3.1 CARACTERIZAÇÃO DAS SOLICITAÇÕES CÍCLICAS	58
3.2 CARREGAMENTOS CÍCLICOS E COMPORTAMENTO MECÂNICO	61
3.2.1 Comportamento Cíclico sob controle de tensão e deformação.....	62
3.2.2 Resposta Cíclica de um material em termos do laço de Histerese.....	63
3.2.3 Evolução das estruturas de discordâncias em ligas do grupo 6xxx durante o carregamento cíclico	65
3.2.4 Efeito dos precipitados Mg_2Si e da fase secundária de silício.....	67
3.3 FADIGA CONTROLADA POR DEFORMAÇÕES CÍCLICAS	69
3.4 ANÁLISES DAS TENSÕES INTERNAS	72
3.5 CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DA FADIGA	75
3.6 FADIGA MULTIAXIAL	76
3.6.1 Estados de tensão e deformação	76

3.6.2 Tensão efetiva, hidrostática e desviatória	81
3.6.3 Tensões cíclicas - Carregamentos proporcionais e não proporcionais.....	84
3.6.4 Escoamento e plasticidade em fadiga multiaxial.....	90
3.6.5 Previsão de vida em fadiga multiaxial.....	95
3.6.6 Modelos Multiaxiais baseados nas tensões solicitantes.....	97
3.6.7 Modelos Multiaxiais baseados na deformação, energia e plano crítico	101
4 MATERIAS E MÉTODOS	108
4.1 MATERIAIS	108
4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	109
4.2.1 Corpos-de-prova.....	109
4.2.2 Caracterização microestrutural.....	112
4.2.3 Ensaio de tração	112
4.2.4 Ensaio de Fadiga de Baixo Ciclo.....	113
4.2.5 Análises das Tensões Internas.....	115
4.2.6 Ensaio de Fadiga Multiaxial.....	116
4.2.7 Análise das superfícies de fratura em fadiga de baixo ciclo e fadiga multiaxial	119
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	120
5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	120
5.1.1 Microscopia óptica	120
5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura	123
5.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO	129
5.3 ANÁLISE DOS RESULTADOS DE FADIGA DE BAIXO CICLO	134
5.3.1 Tensões internas	144
5.4 FADIGA MULTIAXIAL	147
5.4.1 Testes de fadiga controlados pelo carregamento – Resultados dos testes axiais e torcionais.....	147
5.4.2 Critérios de tensões equivalentes para os carregamentos em fase	150
5.4.3 Modelo de Fatemi e Socie	157
5.5 INCLINAÇÃO DAS TRINCAS NOS ENSAIOS DE FADIGA MULTIAXIAL	171
5.6 SUPERFÍCIES DE FRATURA	175
5.6.1 Análises fractográficas dos ensaios de fadiga de baixo ciclo	175
5.6.2 Análises fractográficas dos ensaios de fadiga multiaxial.....	181

6. CONCLUSÕES.....	192
REFERÊNCIAS.....	195

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

A utilização das ligas de alumínio tem adquirido importância crescente nas indústrias e o grande aumento no consumo de alumínio é a prova do que este metal significa na indústria moderna. O alumínio é o mais importante dos metais não ferrosos e está entre os mais consumidos anualmente. A variedade de aplicações do alumínio está relacionada com suas características físico-químicas, com destaque para seu baixo peso específico, comparado com outros metais de grande consumo, resistência à corrosão e alta condutibilidade elétrica e térmica (ABAL, 1999).

Os materiais a serem empregados neste trabalho são ligas de alumínio da série 6xxx produzidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio), empresa que pretende se firmar como fornecedora para o mercado automotivo. Essas ligas são aplicadas para estruturas de ônibus e carroçarias em geral. Devido à existência de incertezas entre os clientes da indústria com respeito à seleção otimizada das ligas de alumínio para os diferentes componentes das estruturas automotivas, existe uma grande necessidade de conhecer melhor o comportamento em fadiga das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

O estudo do fenômeno da fadiga é baseado em três enfoques: fadiga controlada por tensões cíclicas (fadiga de alto ciclo), fadiga controlada por deformações cíclicas ou método ϵ -N (fadiga de baixo ciclo) e propagação da trinca por fadiga. Neste trabalho, é feito inicialmente um estudo da fadiga controlada por deformação cíclica, que está associada a cargas relativamente altas que produzem não somente deformações elásticas, mas também alguma deformação plástica durante cada ciclo. Consequentemente, as vidas em fadiga são relativamente curtas e ocorrem com menos do que 10^4 a 10^6 ciclos aproximadamente (CONWAY, 1991).

Os estudos sobre o comportamento em fadiga de baixo ciclo de um material são particularmente importantes no estudo da iniciação de trincas e previsão de falhas empregando-se análises de deformação local em peças que apresentam concentradores de tensão (AGHAIE-KHAFRI, 2010). Os mecanismos de deformação cíclica induzem a deformação plástica localizada e consequentemente a nucleação de trincas (LEWANDOWSKA, 2000). Atualmente, considera-se o método ϵ -N a forma mais importante de se determinar as propriedades de fadiga de um material (KLESNIL;

LUCAS, 1992). As propriedades de fadiga de baixo ciclo são empregadas também na aplicação de alguns critérios de fadiga multiaxial.

Muitos componentes de engenharia geralmente sofrem carregamentos complexos multiaxiais, que levam a mudanças nas direções de tensões e deformações durante o ciclo de carregamento. Pesquisas têm sido realizadas no sentido de estudar a fadiga controlada por deformações cíclicas e a previsão da vida em fadiga em materiais e componentes sob condições de carregamento multiaxial (REIS et al., 2009). O endurecimento adicional do material, causado pela rotação dos eixos principais de tensão e deformação, tem uma relação com a redução da vida em fadiga sob carregamento não-proporcional quando comparados a carregamentos proporcionais (WANG; YAO, 2006).

Os ensaios de fadiga uniaxial, realizados rotineiramente na EEL/USP, permitem determinar as propriedades básicas de fadiga dos materiais. No entanto, as cargas reais de serviço, que podem atuar em um ou vários pontos de uma peça, podem provir de múltiplas fontes, introduzindo estados tensão-deformação complexos nos diversos componentes de equipamentos (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010; SOCIE, 2000). O comportamento em fadiga multiaxial das ligas adotadas para o presente trabalho foi avaliado também por meio de carregamentos combinados axial-torcional. Estes ensaios foram realizados no laboratório do Instituto de Engenharia Mecânica (IEM) da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI). A fadiga sob carregamentos multiaxiais é atualmente uma importante linha de pesquisa em propriedades mecânicas dos materiais (DOWLING, 2007).

Muitos modelos de fadiga multiaxial já foram testados a saber: fórmulas empíricas, aplicação de invariantes do estado de tensão ou deformação, planos críticos e aproximações baseadas na energia de deformação (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010; LI, 2009; CASTRO; MEGGIOLARO, 2005; PAPADOPOULOS, 1997; YOU, 1996). Neste trabalho foram testados alguns modelos multiaxiais de dano à fadiga baseados nas tensões e deformações solicitantes e no plano crítico.

Os principais problemas com relação aos danos em fadiga multiaxial são devido à seleção incorreta de modelos, de acordo com o tipo de material, e também devido à complexidade desses modelos (LI, 2009). Uma das metas do presente estudo foi verificar o modelo mais adequado para a descrição do comportamento em fadiga multiaxial das ligas adotadas. Apesar das pesquisas realizadas, ainda existem questões em aberto quanto ao conhecimento do comportamento dos materiais em condições de fadiga multiaxial. Em particular, segundo Zhao e Jiang (2008), a incidência de trincas em ligas de alumínio sob diferentes estados de tensão ainda não foi suficientemente investigada.

1.1 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo o estudo do comportamento em fadiga das seguintes ligas de alumínio da serie 6xxx: AA6005, AA6063 e AA6351, produzidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) e destinadas ao emprego em estruturas de carroçarias para ônibus e caminhões.

A proposta deste trabalho é caracterizar e comparar essas ligas de alumínio em sua microestrutura, propriedades de tração e de fadiga. A resistência à fadiga é estudada por meio do método ϵ -N (fadiga de baixo ciclo) e ensaios de fadiga sob cargas multiaxiais, empregando-se uma máquina equipada com atuadores axial e torcional. Além do estudo experimental, o trabalho tem como objetivo testar modelos para a descrição do comportamento em fadiga multiaxial. Pretende-se com este trabalho fornecer subsídios para uma seleção otimizada de material visando o projeto à fadiga.

2 REVISÃO DA LITERATURA: CONSIDERAÇÕES SOBRE LIGAS DE ALUMÍNIO E TRATAMENTOS TÉRMICOS

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

2.1.1 Considerações Gerais

A bauxita, mineral a partir do qual se obtém o alumínio, é um dos minerais mais abundantes da crosta terrestre, correspondendo a aproximadamente 8% dos minerais disponíveis, e contém de 35% a 55% de óxido de alumínio. O alumínio é o metal mais jovem usado em escala industrial, começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. Sua produção atual supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. (ABAL, 2011).

A bauxita foi identificada pela primeira vez em 1821 na localidade de Lês Baux, por Berthier. O metal foi isolado alguns anos mais tarde (1825) pelo químico Oersted, porém a primeira obtenção industrial do alumínio por via química foi realizada por Sainte-Claire Deville em 1854 (ABAL, 2011).

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 dúctil, 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, que visa reduzir o consumo de combustível e a emissão de gases poluentes ao ar (MOORS, 2006).

Hoje, os Estados Unidos e o Canadá são os maiores produtores mundiais de alumínio. Entretanto, nenhum deles possui jazidas de bauxita em seu território, dependendo exclusivamente da importação. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo, localizada na região norte (estado do Pará), perdendo apenas para Austrália e Guiné. Além da Amazônia, o alumínio pode ser encontrado no sudeste do Brasil, na região de Poços de Caldas (MG) e Cataguases (MG) (ABAL, 2011).

Apesar das vantagens apresentadas pelas ligas de alumínio, sua formabilidade e a resistência são inferiores quando comparadas 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).

2.1.2 Obtenção do Alumínio

Toda a produção de alumínio é baseada no processo Hall-Héroult (ASM HANDBOOK, 1990). O processo de extração e obtenção do alumínio metálico consiste em três etapas distintas, que são (ABAL, 1999; ASM HANDBOOK, 1990): extração da bauxita, obtenção da alumina, e redução do alumínio.

O alumínio metálico é obtido pela redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) dissolvida em criolita líquida. O processo, chamado de Hall-Herolut foi desenvolvido em 1886 de maneira independente por Charles Hall (Estados Unidos) e Paul Heroult (França) (ASM, 1990).

A bauxita é o minério do qual se obtém o óxido de alumínio (alumina - Al_2O_3), que acontece através de extração mecânica de aproximadamente 4,5m da superfície da crosta terrestre, sob céu aberto, após limpeza e separação mecânica de impurezas macroscópicas. Para a obtenção da alumina, primeiramente o minério é moído e adiciona-se soda cáustica, depois é realizado o aquecimento sob alta pressão e separação por sedimentação, através de emprego de precipitadores. Após esta sequência, o produto obtido é chamado de alumina hidratada, que é aquecido em calcinadores e passa a se chamar alumina calcinada. Para se transformar a alumina calcinada em alumínio é necessária uma grande quantidade de energia para separar os átomos de oxigênio da alumina (ABAL, 1999; ASM, 1990).

A dissolução da alumina ocorre através da passagem de corrente elétrica por um banho de criolita, onde ocorre a separação por exalação do oxigênio. O alumínio no estado líquido que se deposita no fundo do forno vai para fornos de espera, onde são retiradas as impurezas e adicionados os elementos de liga (ABAL, 1999; ASM, 1990; ROSATO, 2003). Uma boa porção de impurezas metálicas presentes nas matérias-primas, especialmente Fe, Si, Ti, e Mn, podem também ser encontras 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).

O Alumínio puro comercial contém um teor de impureza abaixo de 1%, o que influencia diretamente nas suas propriedades. É um metal bastante leve quando comparado com outros, como aço e cobre, sua massa específica é de $2,7\text{g/cm}^3$, possui um baixo ponto de fusão, tem uma elevada resistência à corrosão e grande facilidade na formação de ligas com propriedades bastante distintas entre si. Com relação à aplicabilidade é um material facilmente maleável, fácil de soldar, propício a diferentes acabamentos superficiais, adequado para tratamentos térmicos e decorativo (MACKENZIE; TOTTEN, 2003). O módulo de Young é baixo comparado às ligas de aço, aços inoxidáveis, aço carbono e cobre, uma vez que o alumínio não é um material rígido. O baixo ponto de fusão, em torno de 660°C , confere-lhe uma multiplicidade de aplicações, especialmente na aeronáutica. (MARTINS, 2008).

Conforme veremos abaixo, o alumínio é combinado com outros elementos, formando ligas adequadas a uma variedade enorme das aplicações. As propriedades do alumínio dependem particularmente de outros elementos presentes, como elementos de liga ou elementos residuais.

2.1.3 Classificação das ligas de alumínio

Devido à grande variedade de ligas de alumínio e tratamentos térmicos existentes, uma classificação se faz necessária, sendo que a mais comum é a ALUMINUM ASSOCIATION (AA). 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 ASSOCIATION, 2000).

A) Quanto ao processo de fabricação

Dependendo do processo pelo qual as ligas de alumínio são produzidas, desde o lingote até o produto final, as ligas de alumínio podem ser divididas em ligas trabalháveis mecanicamente (Wrought Alloy), caso a peça ou componente assuma sua forma final por deformação plástica, ou ligas fundidas (Casting Alloy).

A diferença básica que existe entre os dois grupos é que no primeiro grupo estão às ligas mais dúcteis, permitindo posterior trabalho a quente ou a frio. É formado pelas ligas destinadas à fabricação de produtos semi-acabados, 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.

B) Quanto à composição química – principais elementos de liga

Quanto à composição, as ligas forjadas podem ser classificadas em oito diferentes séries. As séries das ligas forjadas são designadas por quatro dígitos que podem ser precedidos ou seguidos por letras. O prefixo A representa o padrão AA da Aluminum Association e o prefixo EM AW represente o padrão Europeu. É constituída de quatro dígitos, sendo que o primeiro define o grupo da liga e indica seu principal elemento, como mostrado na Tabela 1 (ALUMINUM MATTER; ASM, 1990).

Tabela 1- Principais elementos de liga e impurezas por grupo.

Designação	Grupo – principais elementos de liga	Principais impurezas	Composição
1xxx	Alumínio (min. 99,00% de pureza)	Fe, Si	Al- Fe- Si
2xxx	Cobre	Mg	Al- Cu- Mg
3xxx	Manganês		Al- Mn
4xxx	Silício		Al- Si
5xxx	Magnésio		Al- Mg
6xxx	Magnésio e Silício		Al- Mg- Si
7xxx	Zinco	Mg, Cu, Cr	Al- Zn- Mg- Cu -Cr
8xxx	Outros elementos	_____	_____

Fonte: Aluminum Matter (2011).

As propriedades das ligas são determinadas pelos elementos ligantes. As séries descritas pela Tabela 1 mostram os principais elementos de liga, embora uma liga possa conter mais do que um aditivo e todos os elementos de liga possam também ser adicionados em outras séries de ligas.

Os elementos ligantes determinam as propriedades das ligas e a influência dos principais elementos das ligas de alumínio é descrita a seguir (ESPÓSITO, 2006; HATCH, 1984; VARGEL; JACQUES; SCHMIDT, 2004):

- O Cu melhora as propriedades mecânicas, a usinabilidade e resistência à fluência, além de favorecer o endurecimento por precipitação durante o envelhecimento. As desvantagens da adição de Cu são a diminuição da resistência à corrosão e a condutividade elétrica, e também dificultar o processo de soldagem.
- O Mn também melhora as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão, além de apresentar um efeito endurecedor e dificultar a recuperação, inibir a recristalização e o crescimento de grão e diminuir a resistividade.
- O Fe e o Si são as principais impurezas das séries 1xxx, sendo o Fe a impureza mais comum encontrada no alumínio, responsável pela diminuição do tamanho de grão das ligas trabalhadas. O Si é a segunda impureza de maior nível no alumínio melhorando a fusibilidade das ligas. Na ausência de Cu, apresenta uma boa resistência à corrosão, outras características são diminuir a usinabilidade e o coeficiente linear de expansão.
- O Mg aumenta as propriedades mecânicas, melhora a resistência à corrosão e soldabilidade, além de aumentar a resistência do alumínio e diminuir a ductilidade. 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.
- O Ti é usado principalmente como elemento refinador dos grãos, além de diminuir a condutividade elétrica.
- O Cr exerce grande influência sobre a resistividade elétrica. Além de formar fases finas dispersas que inibem a nucleação e o crescimento de grão.
- O Zn melhora as propriedades mecânicas.

C) Quanto ao tratamento térmico

A principal finalidade dos tratamentos térmicos é alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensões residuais de um produto metálico, com o aquecimento do material a uma temperatura abaixo do seu ponto de fusão e posterior resfriamento, de forma controlada (CONWAY e SJODAHL, 1991). Mais

especificamente, os principais objetivos dos tratamentos térmicos para as ligas de alumínio são:

- Diminuir a resistência mecânica, promovendo um aumento na ductilidade e consequente melhora nas propriedades de conformação;
- Aumentar os valores de propriedades mecânicas pela precipitação de elementos de liga;
- Promover o alívio de tensões residuais originadas de deformações causadas por choque térmico (aquecimento e resfriamento brusco).

As ligas de alumínio trabalháveis são classificadas em não-tratáveis termicamente e tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas que permitem o aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura por meio do fornecimento de energia térmica e resfriamento brusco. As ligas não tratáveis termicamente são aquelas em que o aumento da resistência mecânica só é possível mediante a realização de um trabalho a frio. As ligas não-tratáveis termicamente não são endurecidas por meio de tratamento térmico. Estes tratamentos incluem a solubilização, têmpera, precipitação, envelhecimento e endurecimento (ASM, 1990).

De acordo com as especificações da ANSI H35.1 (ASM, 1990) deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e a maioria da série 8xxx, das não tratáveis, das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx.

A designação de têmpera das ligas de alumínio tratáveis termicamente é parte de um sistema adotado pela ANSI H35.1 (ASM, 1990). O sistema é baseado na sequência de tratamento mecânico, térmico, ou de ambos, utilizados para produzir as diferentes têmperas do material. A designação básica de têmpera consiste de uma letra maiúscula individual e subdivisões principais das têmperas básicas são indicadas por um ou mais dígitos após a letra. Os números correspondem a sequências específicas de tratamentos que promovem combinações de características específicas ao material. As designações básicas de têmpera incluem as letras “O”, “W”, “T”, “F” e “H”, conforme mostrado na Tabela 2.

A designação para as ligas tratáveis termicamente, definida pela letra “T”, seguida de um número, variando de 1 a 10, define a sequência de tratamentos térmicos sofridos pela liga, conforme mostrado abaixo (GUIA, 2003):

T1 - Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T2 - Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, seguido de deformação plástica a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T3 - Solubilizado, deformado plasticamente a frio e envelhecido naturalmente até uma condição estável.

T4 - Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição estável.

T5 - Resfriado de uma temperatura elevada e envelhecido artificialmente.

T6 - Solubilizado e envelhecido artificialmente.

T7 - Solubilizado e estabilizado (superenvelhecimento).

T8 - Solubilizado, deformado plasticamente a frio, e então envelhecido artificialmente.

T9 - Solubilizado, envelhecido artificialmente, seguida de deformação plástica a frio.

T10 - Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, deformada plasticamente a frio e então envelhecido artificialmente.

Tabela 2 - Designações básicas de têmpera.

“O”	Material recozido
“W”	Material em condição instável – solubilizado.
“T”	Material tratado termicamente, para produzir uma têmpera estável e diferente de “W”.
“F”	Material como fabricado.
“H”	Material endurecido por deformação.

Fonte: ASM (1990).

2.1.4 Aplicações das ligas de alumínio

Devido a sua combinação única de propriedades como aparência, leveza, baixa densidade, resistência, reciclabilidade, resistência à corrosão, durabilidade, ductilidade, formabilidade e condutividade, o alumínio e suas ligas tornam-se atrativos e econômicos para uma ampla variedade de aplicações (ALUMINUM MATTER; ASM, 1990). As ligas

de alumínio são amplamente utilizadas em diversos setores conforme mostrado nas Figuras 1 e 2.

Figura 1 - Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.

Fonte: Adaptado de Aluminum Matter (2011).

Figura 2 - Ligas de alumínio e suas aplicações estruturais.

Fonte: Adaptado de Aluminum Matter (2011).

O uso das ligas de alumínio em aplicações estruturais tem crescido consideravelmente em poucas décadas. Nos transportes, a baixa densidade do alumínio resulta em uma alta razão resistência/ peso, favorecendo a fabricação de aviões, trens e automóveis. Na construção e engenharia civil a baixa densidade também é um fator

determinante na escolha do material empregado, como exemplo: pontes, plataformas, etc. Entretanto, existem outras propriedades favoráveis como, resistência à corrosão, conformação plástica e perfis de extrusão e estética que tornam as ligas de alumínio um material tão promissor (ALUMINUM MATTER).

2.1.4.1 Aplicações na indústria automotiva

Neste trabalho serão estudadas ligas de Al-Si-Mg (série 6xxx) que são amplamente utilizadas nas indústrias automotivas e aeroespaciais, em cabeçotes cilíndricos, blocos de motores, chassis entre outros (MODE FENG et al, 2010). São ligas de excelente soldabilidade, resistência à corrosão, boa resistência e alta capacidade de amortecimento (BORREGO et al, 2004; XIAO-SONG et al, 2011).

A principal vantagem da aplicação do alumínio na indústria automotiva é a combinação do baixo peso e resistência adequada, que agregada à baixa densidade garante as ligas de alumínio uma vasta aplicabilidade em componentes automotivos. Outras atribuições importantes do alumínio para a construção dos veículos são: resistência à corrosão; fácil manutenção com a aparência na fabricação ou no acabamento (ALUMINUM, 1967).

Com a necessidade de obter carros mais leves, a indústria automotiva possui um grande interesse na utilização de chapas de alumínio nas carroçarias de automóveis. Para esta aplicação as chapas devem apresentar como requisito fundamental uma alta conformabilidade, possibilitando que as peças sejam conformadas no formato desejado e ainda mantenham ou aumentem sua resistência, quando a peça é pintada sob temperatura (*paint bake cycle* - ciclo de secagem de pintura pelo calor) (MOONS et al., 1996; BURGER, et al. 1995).

O uso de ligas de alumínio na indústria automotiva tem sido impulsionado por uma série de questões, em particular a redução do peso. As ligas tratáveis termicamente da série 6xxx são frequentemente escolhidas 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 (MOONS et

al., 1996) e possuírem alto potencial de reciclagem (MILLER et al., 2000). Essas ligas são usadas para o revestimento de painéis exteriores devido a sua maior resistência e alta qualidade de acabamento superficial (BURGER et al., 1995, MILLER et al., 2000).

Apesar das vantagens apresentadas pela aplicação do alumínio, fatores como o custo e a fabricação 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. Para alcançar este objetivo uma alta proporção de alumínio usado na indústria precisa ser reciclada e as tecnologias para reciclagem necessitam receber investimentos a fim de reduzir o custo (ALUMINIUM ALLOYS, 2008).

A cada dia as empresas automotivas estão mais competitivas no mercado, por outro lado, os clientes cada vez mais exigentes em busca de modelos luxuosos, com excelente desempenho e segurança (por exemplo, *air-bags*), com isso, espera-se um aumento no peso médio dos veículos. Com a utilização de materiais mais leves, como o alumínio, pode-se alcançar uma redução no peso dos veículos permitindo a fabricação de um veículo de mesmo desempenho com um motor reduzido, menor transmissor e menor tanque de combustível. (MILLER et. al, 2000). A redução do peso do veículo é também um fator relevante do ponto de vista ambiental, uma vez que com o menor consumo de combustível é possível alcançar uma diminuição na emissão de CO₂ (MILLER et al., 2000).

2.1.5 Características do grupo 6xxx

As ligas ternárias que tem como base Al-Si-Mg (série 6xxx) representam uma nova geração de ligas de alumínio que vem sendo desenvolvida nos últimos anos. Devido a excelente soldabilidade, resistência à corrosão, aumento da energia eficiente e benefícios ambientais, ligas com essas composições, têm sido utilizadas em larga escala nas indústrias, principalmente nas indústrias automotivas (XIAO-SONG, 2011). As ligas mecanicamente trabalháveis (Wrought Alloy) são mais utilizadas, devido à ausência de limitação quanto à forma e exigência de alta resistência, ductilidade e resistência à corrosão (ALUMINUM, 1967).

As ligas do grupo 6xxx são talvez as mais importantes ligas à base de Al endurecidas por precipitação. 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 deste grupo contêm silício e magnésio em proporções aproximadamente iguais para formar compostos da família Si-Mg na matriz de alumínio, tornando a liga tratável termicamente. Durante a etapa de envelhecimento artificial do tratamento térmico, há formação de considerável quantidade do precipitado intermetálico silicato de magnésio (Mg_2Si) (ASM, 1990). Portanto, suas quantidade e localização na matriz são indicadores da eficiência do tratamento térmico e, conseqüentemente, das suas propriedades mecânicas finais.

O excesso de silício aumenta a resistência, entretanto tende a diminuir levemente a resistência à corrosão quando o material é submetido à tensão. Manganês ou cromo são adicionados a muitas das ligas da série 6xxx para aumentar a resistência e controlar o tamanho de grão, e estabilizam em $(Fe,Mn,Cr)_3SiAl_{12}$. A adição de cobre também é benéfica para o aumento da resistência, mas quantidades maiores que 0,50% reduzem a resistência à corrosão. Na ausência de cromo e manganês as fases ricas em ferro são Fe_3SiAl_{12} e $Fe_2Si_2Al_9$ ou a mistura das duas, dependendo da proporção de magnésio, silício e ferro (ALUMINUM, 1967; ALUMINUM, 1984).

2.1.5.1 AA 6005

Os limites de composição química da liga AA6005 em porcentagem em peso são 0,6 a 0,9 de Si; 0,4 a 0,6 de Mg, no máximo 0,35 de Fe; 0,10 Cu; 0,1 Mn; 0,1 Cr; 0,1 Ti; 0,1 Zn e 0,05 no máximo de cada uma das outras impurezas dando um total de 0,15, com balanço total em alumínio (ASM, 1990).

As ligas da série 6005 possuem resistência à corrosão e soldabilidade muito boas. Apresentam ainda uma boa resistência ao tratamento térmico de extrusão, possuem

resistência um pouco maior que a liga 6060 e 6063. Apresentam também uma alta resistência à fadiga e melhores características de extrusão do que as ligas 6082 e 6061 (ALUMINUM MATTER).

Suas aplicações acontecem em formas extrudadas (acabamento superficial a quente aplicado nas ligas de alumínio) na indústria elétrica e mecânica onde é necessária boa precisão. Em aplicações comerciais de tubos e canos onde requer uma boa resistência. Escadas e antenas de televisão também estão entre os produtos mais comuns fabricados por essa liga. É aplicada também em perfis de estruturas ferroviárias e de ônibus, engenharia estrutural, torres, plataformas, gasodutos (ALUMINUM MATTER; ASM, 1990).

2.1.5.2 AA 6351

Os limites de composição química em porcentagem em peso da liga AA6351 são 0,7 a 1,3 de Si; 0,4 a 0,8 de Mn; no máximo 0,5 de Fe; 0,10 Cu; 0,4 a 0,8 Mg; 0,2 Ti; 0,2 Zn e 0,05 no máximo de cada uma das outras impurezas dando um total de 0,15 de outros, com balanço total em alumínio (ASM, 1990).

Essas ligas contém uma grande quantidade de Mg_2Si , com excesso de silício. O excesso de 0,2% de silício aumenta a resistência da liga contendo 0,8% de Mg_2Si para 70 MPa, porém em grandes concentrações, o silício não é benéfico, causando fratura nos contornos de grãos em estruturas recristalizadas. Por isso adiciona-se manganês, cromo ou zircônio para prevenir a recristalização durante o tratamento térmico (ASM, 1990).

As ligas da série 6351 possuem boa formabilidade, soldabilidade, usinabilidade, e resistência à corrosão, com média resistência comparada com outras ligas de alumínio (DURMUŞ et al, 2006; NAVEEN KUMAR et al., 2010). Suas aplicações são em estruturas extrudadas utilizadas em rodas de veículos, ferrovias, tubos e transporte de água, óleo ou gasolina (ASM, 1990).

2.1.5.3 AA 6063

Os limites de composição em porcentagem em peso da liga AA6063 são 0,2 a 0,6 de Si; 0,45 a 0,9 de Mg; no máximo 0,35 de Fe; 0,10 Cu; 0,1 Mn; 0,1 Cr; 0,1 Ti; 0,1 Zn e 0,05 no máximo de cada uma das outras impurezas dando um total de 0,15 de outros, com balanço total em alumínio (ASM, 1990).

As ligas AA6063 apresentam uma resistência moderada, boa ductilidade e uma excelente resistência à corrosão (ALUMINUM, 1984). A boa conformabilidade acontece especialmente na têmpera T4, para sessões transversais muito complexas (ALUMINUM MATTER; SIDDIQUI, et al., 2000).

Essas ligas tem uma quantidade de magnésio e silício que não ultrapassa 1,5%. Esses elementos são balanceados quase proporcionalmente, ou com um leve excesso de silício. Tipicamente, as aplicações dessa liga são em secções arquitetônicas extrudadas (ASM, 1990). Também são empregadas em tubos de irrigação, móveis, grades, caminhões, portas, janelas, assoalhos, iluminação, escadas, corrimões, caixas de motor elétrico, elementos de máquinas especiais, caminhões, piso de reboque, instalações pneumáticas, trens, equipamentos de escritório, radiadores e outras aplicações em trocadores de calor, etc. (ALUMINUM MATTER; ASM, 1990).

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Conforme foi explicado na secção 2.1.3, algumas ligas de alumínio são tratáveis termicamente, como as ligas da série 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da série 8xxx. Em geral, um tratamento térmico consiste num processo de aquecimento e resfriamento realizado com o objetivo de alterar as propriedades mecânicas, as microestruturas ou o estado de tensões de um material. No caso particular das ligas de alumínio, um tratamento térmico diz respeito às operações realizadas com o objetivo de aumentar a resistência mecânica, a dureza, resistência ao desgaste ou a fadiga. Efeitos dessas propriedades são específicos para diferentes combinações de elementos de liga, representado nos diagramas de fases, assim como em sua microestrutura formada como resultado da solidificação, história termomecânica, tratamentos térmicos ou trabalhos a frio (ASM, 1990).

Nesta etapa do trabalho será feita uma revisão dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio e em maior detalhe daqueles que mais influenciam a resistência mecânica das ligas da série 6xxx.

2.2.1 Solução sólida

Quando misturas homogêneas de duas ou mais espécies atômicas ocorrem no estado sólido, elas são chamadas de soluções sólidas. Essas soluções sólidas cristalinas são muito comuns e equivalem as soluções líquidas e gasosas, pois as proporções dos componentes podem variar dentro de certos limites fixos e as misturas não se separam naturalmente. A forma atômica mais abundante se refere ao solvente e a menos abundante ao soluto (RED HILL, 1982).

A introdução de átomos de soluto em solução sólida numa rede de átomos solventes, invariavelmente produz uma liga mais forte que o metal puro. Existem dois tipos de solução sólida. Se os átomos de soluto e solvente são aproximadamente similares em tamanho, os átomos de soluto vão ocupar parte da rede cristalina do átomo solvente, sendo chamada de solução sólida substitucional. Se os átomos de soluto são muito menores que os átomos de solvente, eles ocupam as posições intersticiais na rede cristalina do solvente (DIETER, 1988).

A distribuição de átomos de soluto numa rede de solvente não é, em geral, totalmente aleatória. Existem cada vez mais evidências de que os átomos de soluto se agrupam preferencialmente nas discordâncias, falhas de empilhamento, contornos de baixo ângulo e contornos de grãos. Entretanto mesmo em uma rede atômica perfeita, a distribuição dos átomos de soluto não é totalmente aleatória (DIETER, 1988).

Ao entrarem em solução sólida esses átomos de soluto geralmente impõem deformações na rede cristalina. As interações do campo de deformação entre a rede cristalina, as discordâncias e os átomos de soluto restringem o movimento das discordâncias e conseqüentemente aumentam a resistência do material. Este processo é chamado de endurecimento por solução sólida (REED-HILL, 1982).

2.2.2 Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio

O aumento da resistência de um material devido a uma segunda fase insolúvel dispersa na matriz é conhecido como endurecimento por precipitação, produzido por um tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera em uma liga na qual uma segunda fase fica em solução sólida em temperaturas elevadas, mas precipita frente a um resfriamento rápido e envelhece a baixas temperaturas. Para o endurecimento por precipitação ocorrer é necessário que a segunda fase seja solúvel em temperaturas elevadas, mas que diminua a sua solubilidade com o decréscimo da temperatura (DIETER, 1988).

Esse processo é largamente utilizado para melhorar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. A presença de partículas precipitadas fornece uma maior resistência por obstruir e retardar o movimento de discordâncias (ASM, 1990). 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 (MILKEREIT et al., 2009).

O processo de endurecimento por precipitação envolve algumas etapas como tratamento de solubilização, têmpera e envelhecimento natural ou artificial, conforme descrito na Figura 3 e descrito mais detalhadamente nos próximos itens. Nos números I, II e III ocorrem taxas de resfriamento não críticas, em IV ocorre taxa de resfriamento crítica e TA significa temperatura ambiente.

Figura 3 - Variação da temperatura com o tempo durante as etapas no processo de endurecimento por precipitação nas ligas tratáveis termicamente.

Fonte: Martins (2008).

2.2.3 Tratamento de solubilização

O tratamento térmico de solubilização é realizado a temperaturas elevadas, e tem como objetivo dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio obtendo-se uma solução sólida homogênea. 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, com o objetivo de obter uma solução sólida supersaturada (SSSS) (MILKEREIT et al., 2009).

A temperatura de solubilização de cada liga é determinada a partir do respectivo diagrama de fases. Esses diagramas definem as regiões de estabilidade das fases que podem ocorrer em um sistema sob condições de equilíbrio (DIETER, 1988). Nos diagramas de fases ternários, as composições são geralmente indicadas usando como base um triângulo equilátero. As composições do sistema ternário são representadas nesta base, colocando os componentes puros em cada um dos vértices do triângulo. As composições binárias são representadas sobre os três lados do triângulo.

Para as ligas de alumínio, a temperatura de solubilização é em torno de 500°C e varia em função da composição da liga. A Figura 4 mostra o vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si. A Figura 5 mostra o diagrama pseudo-binário (adição de Mg ao sistema binário Al-Si) na liga Al-Mg-Si, resultando em Al-Mg₂Si (Mg:Si=1,73), em que o precipitado Mg₂Si é o responsável pelo endurecimento da liga. O campo monofásico alfa mostra que acima da linha solvus, o magnésio e o silício encontram-se dissolvidos na matriz de alumínio. Para um teor de 1% de Mg₂Si a temperatura de 500°C os precipitados de Mg₂Si se encontram completamente dissolvidos na matriz de alumínio. Para este sistema pseudo-binário, o ponto eutético ocorre aos 595°C a uma solubilidade sólida máxima de 1,85% (em peso) de Mg₂Si (ASM, 1990). Com a diminuição da temperatura, a solubilidade do Mg₂Si diminui ao longo da linha *solvus* que divide o campo α (fase rica em Al) do campo α +Mg₂Si (normalmente fase β) do diagrama de fases, tornando esta liga susceptível ao endurecimento por precipitação (ASM, 1990).

Figura 4 - Vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si.

Fonte: Talat (1999).

Figura 5 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si.

Fonte: Adaptado de Soares (2009).

2.2.4 Tratamento de envelhecimento

Após o resfriamento rápido do material desde a temperatura de solubilização até a temperatura ambiente, processo conhecido como têmpera, têm-se os tratamentos de envelhecimento responsáveis pela formação dos precipitados endurecedores, ou seja, regiões de segregação do soluto ou núcleos. Esses núcleos são conhecidos como zonas de

Guiner e Preston ou GP (DIETER, 1988). A fase precipitada passa por várias estruturas cristalinas intermediárias até chegar ao precipitado final estável (REED-HILL, 1982). Estes precipitados impedem o movimento das discordâncias durante a deformação, forçando-as a cisalhar ou a formar anéis em torno das partículas precipitadas, resultando em um aumento da dureza e resistência mecânica das ligas de alumínio tratáveis termicamente (SOARES, 2008).

O principal efeito da precipitação das partículas de segunda fase é o endurecimento da matriz, que está diretamente relacionado com a temperatura na qual o processo ocorre. A manutenção do material a temperatura ambiente recebe o nome de envelhecimento natural, ou a uma temperatura mais elevada conhecida como envelhecimento artificial. No final deste processo espera-se obter uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz do alumínio. O tamanho, a forma e a distribuição dos precipitados obtidos são parâmetros que dependem da eficácia deste processo e logo condicionam as propriedades mecânicas finais da liga (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

Prosseguindo o 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 com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a pequenas diferenças de parâmetros de rede, gera um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, endurecendo o material (REED-HILL, 1982). A máxima resistência é alcançada quando o tamanho e a estrutura do precipitado dificultam 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 (MILKERIT; KESSLER; SCHICK, 2009).

Com o tempo ocorre a perda parcial de coerência, através do surgimento de discordâncias na interface entre o precipitado e a matriz, o que está associado a uma pequena queda de dureza. Prolongando o envelhecimento para tempos excessivos, ocorre a perda total de coerência, havendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando totalmente as tensões, provocando um amolecimento significativo. Além disso, como os precipitados incoerentes, estáveis e muito grandes, encontram-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixam um longo caminho livre para a

movimentação das discordâncias, o que também favorece o amolecimento típico do superenvelhecimento (DIETER, 1988; REED-HILL, 1982).

2.2.5 Nucleação dos precipitados

A precipitação, a partir da solução sólida supersaturada ocorre por um processo de nucleação e crescimento. Muitas vezes a fase precipitada passa por várias estruturas cristalinas intermediárias até chegar ao precipitado final estável. Os estágios iniciais de precipitação são mais difíceis de serem analisados devido ao tamanho extremamente pequeno das partículas precipitadas e da sua distribuição relativamente uniforme. Essas partículas conhecidas como zonas G.P (Guinier-Preston) têm composição e estrutura definidas e são mais fáceis de nuclear do que o precipitado final estável (REED-HILL, 1982).

A nucleação de uma partícula de precipitado 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 (REED-HILL, 1982).

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 (REED-HILL, 1982).

2.2.6 Sequência de precipitados 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 razão entre esses elementos tem um importante efeito durante o endurecimento e nas propriedades alcançadas. O excesso do silício, com relação à estequiometria da fase Mg_2Si , pode provocar uma considerável mudança na precipitação e composição das fases (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

A sequência de precipitação geralmente aceita da solução tratada das ligas de Al-Si-Mg durante o envelhecimento artificial pode ser descrita da seguinte maneira: solução sólida supersaturada α (SSSS) – aglomerados de átomos de silício e magnésio; zonas GP-I; precipitados β'' metaestáveis em forma de agulhas; precipitados β' metaestáveis em forma de ripas; fase metaestável β (MIAO; LAUGHLIN, 1999; GUPTA et al., 2001; MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005; GAFFAR et al., 2007).

a) Aglomerados de átomos de soluto

Os aglomerados de soluto aparecem no início do tratamento térmico de envelhecimento. Estes aglomerados são conjuntos de átomos de magnésio e silício juntamente com lacunas, formando-se co-aglomerados de Mg-Si (GUPTA et al., 2001; TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

b) Zonas GP- I

As zonas GP são precipitados com tamanho muito reduzido de poucos nanômetros e com morfologia pouco definida ou esferoidal (MIAO; LAUGHLIN, 1999; GAFFAR et al., 2007). A sua composição geralmente depende da composição química da liga e apesar dos diversos estudos já realizados, a sua estrutura cristalina continua desconhecida. Estes precipitados são completamente coerentes com a matriz de alumínio (SOARES, 2009).

c) Precipitados β'' ou zonas GP-II

Estes precipitados são os mais efetivos no endurecimento das ligas de alumínio da série 6xxx. Os precipitados β'' têm formas de agulhas ao longo da direção $\langle 100 \rangle_{Al}$, com uma estrutura monoclinica, são parcialmente coerentes em contraste com as zonas GP-I, completamente coerentes para as ligas da serie 6xxx. (MACKENZIE; TOTTEN, 2003; GAFFAR et al., 2007).

Quando a liga é superenvelhecida, precipitados β'' são dissolvidos e precipitados grosseiros são formados (YAO 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).

d) Precipitados β'

Estes precipitados têm formas de bastões com seção transversal circular ao longo da direção $\langle 100 \rangle_{Al}$, com uma estrutura hexagonal, com parâmetros de rede $a = 0,705$ nm e $c = 0,405$ nm, entretanto podem existir outros parâmetros de rede para esses precipitados (MIAO; LAUGHLIN, 1999; GAFFAR, 2007).

e) Precipitados β

Os precipitados β aparecem na forma de plaquetas ou cubos e são precipitados da fase Mg_2Si de equilíbrio. Nesta fase a razão de Mg: Si é de 1,73 e a sua estrutura cristalina é cúbica de faces centradas, CFC, com um parâmetro de rede $a = 0,639$ nm. Esta fase nucleia heterogeneamente e é incoerente com a matriz de alumínio (GAFFAR et al., 2007).

As composições das fases metaestáveis são diferentes da composição do Mg_2Si . A razão de Mg_2Si aumenta continuamente nas séries GP, β'' , β' , β . A resistência máxima é alcançada em ligas com excesso de silício e no estágio de precipitação β'' . A transição entre modificações metaestáveis parece ocorrer separadamente. Os precipitados coerentes dissolvem-se, partículas semi-coerentes formam-se e a fase coerente pode precipitar nas fronteiras de grão. As fases β' e β podem coexistir por muito tempo durante as elevadas temperaturas de recozimento (300-350°C) (SOARES, 2009).

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

As ligas do grupo 6xxx contém até cerca de 1,5% de cada composto, magnésio e silício, formando o composto intermetálico conhecido por Mg_2Si . A máxima solubilidade deste composto é 1,85% e diminui com a temperatura (ASM, 1990). Além das adições intencionais dos elementos de liga e elementos de transição, como ferro e manganês. Durante a fundição de ligas dessa série, uma ampla variedade de fases intermetálicas como Al-Fe, Al-Fe-Si e Al-Fe-Mn-Si, são formadas. A formação dessas fases depende

principalmente das taxas de resfriamento e da relação entre as quantidades de Fe e Si (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Ligas Al-Mg₂Si são divididas em três grupos: o primeiro contém uma quantidade total de magnésio e silício que não ultrapassa 1,5%. A liga AA 6063 pertence a este grupo, amplamente usada para seções arquiteturais extrudadas. Esta liga facilmente extrudável contém 1,1% Mg₂Si; o segundo grupo contém 1,5% ou mais de magnésio e silício e adições de outros elementos como cobre que aumentam a resistência na têmpera T6. Elementos como manganês, cromo e zircônio são usados para controlar a estrutura de grão; o terceiro grupo contém uma grande quantidade de Mg₂Si, com excesso de silício. O excesso de Mg é benéfico somente em baixas quantidades de Mg₂Si porque o Mg diminui a solubilidade do Mg₂Si. Em ligas com excesso de Si, a segregação de Si para o contorno causa fratura no contorno de grão nas estruturas de recristalização. A liga AA 6351 pertence a esse grupo (ALUMINUM, 1984; ASM, 1990).

Mrówka-Nowotnik e Sieniawski (2005) estudaram os efeitos da temperatura de solubilização na cinética de envelhecimento das ligas AA6005 e AA6082. 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.

Observou-se 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 Mg₂Si 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).

Gupta et al., 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 (GUPTA et al., 2001).

A Figura 6 apresenta as curvas de dureza em função do tempo de envelhecimento da liga Al-0,4%, Mg-1,3%, Si-0,25%Fe. A dureza da liga envelhecida a 180°C, representada pela curva (a), aumenta rapidamente atingindo um pico de máxima dureza após 8 horas de envelhecimento. 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 superior 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 à 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.

Fonte: Gupta et al. (2001).

Miao e Laughlin (1999) estudaram o comportamento da liga de alumínio 6022 durante o processo de endurecimento por precipitação. A liga utilizada possui 1,28% de Si, 0,11% de Fe. As amostras 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 há poucos minutos. Para o outro conjunto de amostras a liga foi envelhecida naturalmente por 30 dias antes de ser envelhecida artificialmente.

A Figura 7 mostra a dureza Rockwell 15T, em função do tempo de envelhecimento artificial para esses dois conjuntos de amostras (MIAO; LAUGHLIN, 1999). Essa dureza é dependente da carga e do penetrador, por isso é necessário especificar a combinação utilizada, ou seja, deve vir acompanhado do índice de dureza por uma letra indicativa e pelo escala empregada (DIETER, 1988). Para as amostras sem envelhecimento natural, a dureza aumenta com o tempo de envelhecimento até 500 minutos e depois diminui levemente.

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 (MIAO; LAUGHLIN, 1999).

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 (MIAO; LAUGHLIN, 1999).

Figura 7- 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.

Fonte: Miao e Laughlin (1999).

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. 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 120 horas. Medidas de dureza Brinell foram realizadas a fim de se analisar a influência do tempo de envelhecimento no endurecimento por precipitação. As Figuras 8 (a) e (b) apresentam a influência que as diferentes temperaturas de solubilização possuem sobre a dureza das ligas.

Figura 8 - Influência da temperatura de solubilização na dureza da liga (a) AA6005; (b) AA6082.

Fonte: Mrówka-Nowotnik; Sieniawski (2005).

A dureza da liga AA6005 não depende da temperatura de solubilização (Figura 8 (a)). Esse fato, provavelmente aconteceu devido a menor quantidade de elementos como Si, Mg e Mn comparados com a liga AA6082. Por outro lado, para a liga AA 6082 a dureza aumenta com o aumento da temperatura (Figura 8(b)). O aumento da quantidade de Si e Mg na solução sólida supersaturada com o aumento da temperatura de solubilização é relevante durante o processo de envelhecimento na formação de partículas Mg_2Si de elevada dureza. 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. Esta liga apresenta praticamente o dobro de precipitados (3,23%) do que a liga AA6005 (1,808%) (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

2.2.7 Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas

As propriedades das ligas de alumínio dependem das interações complexas das composições químicas e características microestruturais desenvolvidas durante a solidificação, tratamentos térmicos e processos de deformação. A significativa diferença entre as resistências das ligas comerciais e teóricas são devido a presença de defeitos de rede, principalmente discordâncias. Embora as ligas comerciais alcancem altos valores de resistência devido a restrição na movimentação das discordâncias.

Conforme discutido nas seções anteriores, elementos de liga afetam as propriedades das ligas de alumínio. A presença de partículas constituem uma forte barreira a movimentação das discordâncias afetando as taxas de endurecimento e a inclinação das curvas tensão deformação sofrem um aumento significativo (MACKENZIE; TOTTEN, 2003).

As principais propriedades mecânicas das ligas de alumínio são controladas principalmente por:

- a) 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 $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Al}_6$, FeAl_3 , $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e compostos relativamente solúveis como CuAl_2 , Mg_2Si e Al_2CuMg (POLMEAR, 1981).

As ligas de alumínio da série 6xxx contêm uma larga fração volumétrica de partículas intermetálicas grosseiras que possuem efeito direto na formabilidade. As propriedades mecânicas dessas ligas são principalmente atribuídas às fases metaestáveis de precipitados formados durante o envelhecimento artificial (MOONS et al., 1996). As mais típicas são as partículas com forma de placas $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ e as partículas arredondadas $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$.

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 essas partículas se transformam na fase $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$ (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 (KUIJPERS et al., 2003).

O manganês é o elemento mais utilizado para neutralizar o ferro nas ligas de alumínio Al-Si, devido ao seu baixo custo. Porém em grande quantidade pode afetar a usinabilidade dessas ligas. De acordo com Kumari et al (KUMARI et al., 2006) a adição de 0,3% de Mn na liga Al-7Si-0,3Mg-0,6Fe mudou a morfologia do ferro, levando a uma significativa melhora nas propriedades mecânicas. Entretanto, não foi alcançada uma melhora significativa na resistência ao impacto.

b) Partículas menores ou dispersóides (na faixa entre 0,05 a 0,5 μm):

Consistem em compostos intermetálicos contendo elementos de transição como Cr, Mn ou Zr ou outros elementos de elevado ponto de fusão, como $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Cr}$ e ZrAl_3 (POLMEAR, 1981).

c) Precipitados finos de até 0,01 μm :

São formados durante o tratamento de envelhecimento e promovem o endurecimento da liga. São responsáveis pelo aumento do limite de escoamento e da resistência a tração do material (POLMEAR, 1981).

d) Forma e tamanho de grão:

A mais significativa característica microestrutural que diferencia as ligas trabalháveis mecanicamente é o grau de recristalização. A recuperação dinâmica do alumínio durante a deformação a quente produz uma rede de subgrãos, e estas características são atribuídas à alta energia de defeito de empilhamento (EDE) apresentada pelas ligas de alumínio. Entretanto, nas áreas mais densas, onde a deformação é menor, geralmente não sofrem recristalização durante o processo de alongação da estrutura do grão.

e) Estrutura de discordâncias:

São causadas durante o trabalho a frio que não respondem ao endurecimento por envelhecimento, e se desenvolvem devido às tensões de serviço.

f) Textura cristalográfica:

È resultado principalmente do trabalho e recozimento, principalmente em produtos laminados. A textura tem efeito principalmente na formabilidade contribuindo para a anisotropia das propriedades mecânicas.

Todas essas características podem influenciar os diferentes estágios envolvidos durante o processo de solidificação tanto das ligas trabalháveis mecanicamente, quanto das ligas fundidas, resultando assim em uma influência direta no comportamento mecânico.

As partículas intermetálicas grosseiras exercem pouco influencia sobre o escoamento ou a resistência a tração, porém diminuem a ductilidade das ligas. Essas partículas podem formar pequenas deformações plásticas nas trincas, sob a ação de uma deformação plástica maior, podem aglutinar-se levando a uma ruptura precoce. Entretanto, as partículas finas que encontram-se dispersas na matriz aumentam a tensão limite de escoamento e a resistência à tração do material. (POLMEAR, 1995).

A tenacidade das ligas de alumínio também é influenciada positivamente e negativamente pelos precipitados. Como fator positivo, é observado que essas partículas controlam a recristalização e limitam o crescimento do grão. Como influência negativa, essas mesmas partículas são responsáveis pela nucleação de vazios, associados à perda de coesão na interface com a matriz, resultando na formação de vazios associados com compostos intermetálicos grosseiros (DUMONT; DESCHAMPS; BRECHET, 2003).

No comportamento em fadiga, o tipo de teste e o regime de tensão são fortemente dependentes dos efeitos das partículas que constituem as ligas. Para altos níveis de intensidade de tensão, a fratura e nucleação de cavidades em partículas constituintes torna-se o mecanismo de taxa de crescimento de trinca por fadiga dominante (ASM, 1990). Através dos estudos sobre o comportamento em fadiga de ligas de alumínio 6063 realizados por Azzam et. al. (2010) foi verificado que trincas macroscópicas e microscópicas foram encontradas em regiões após o crescimento da trinca estável e em regiões de sobrecarga. As trincas surgiram nas regiões de contornos de grãos devido à

combinação de partículas de segunda fase Mg_2Si , sendo este um local de concentração de tensão aliado a tendência de ocorrer escorregamento entre os grãos vizinhos (AZZAM, D, et al, 2010).

3 REVISÃO DA LITERATURA: CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE FADIGA

A fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamento que produzem tensões e deformações flutuantes, que podem culminar em trincas ou fratura completa, após certo número de flutuações (ASTM, 1987).

As estruturas sujeitas a tensões dinâmicas e oscilantes tais como pontes, aeronaves e componentes de máquinas, podem sofrer falha por fadiga. Sob essas circunstâncias, é possível que uma falha ocorra em um nível de tensão consideravelmente menor do que o limite de resistência à tração ou o limite de escoamento para uma carga estática. Uma situação bastante comum é a existência de um concentrador de tensão no componente, que induz a iniciação de uma trinca, a qual cresce até atingir o tamanho crítico onde ocorre a fratura (DOWLING, 2007). O termo “fadiga” é usado, porque esse tipo de falha ocorre normalmente após um longo período de tensões repetidas ou ciclos de deformação (CALLISTER, 2008). Um metal rompe-se por fadiga quando a tensão cíclica aplicada tem uma flutuação suficientemente grande e é maior que um valor característico de cada metal, denominado limite de fadiga, o qual pode ser determinado pelo ensaio de fadiga (SOUZA, 1982).

A falha por fadiga é uma grande preocupação nos projetos em engenharia em todo mundo e corresponde a maior causa individual de falhas, representando aproximadamente 90% de todas as falhas em serviço de componentes metálicos (DOWLING, 2007). Experiências mostram que a fratura de estruturas ou partes de máquinas durante condições de operações regulares são mais frequentes devido à fadiga, comprometendo a integridade estrutural das peças (BATHIAS; PINEAU, 2010).

Para a ocorrência do fenômeno da fadiga é necessária ação conjunta de três fatores:

- Carregamentos cíclicos (ou variáveis no tempo);
- Deformações plásticas (macro ou microscópicas);
- Tensões normais de tração durante o carregamento cíclico.

Se qualquer um desses três fatores é eliminado, não ocorre o fenômeno da fadiga (GARCIA et al., 2000). Uma falha por fadiga pode ser reconhecida a partir do aspecto da superfície de fratura, a qual apresenta uma região lisa decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca através da secção do material, e uma

região áspera na qual a peça rompeu-se de maneira frágil, quando a secção transversal não suporta a carga aplicada. O progresso da fratura geralmente é indicado por uma série de marcas se praia que se desenvolvem do ponto de início da trinca para o interior da secção (DIETER, 1988).

3.1 CARACTERIZAÇÃO DAS SOLICITAÇÕES CÍCLICAS

Diversos parâmetros são especificados ao se executar ensaios de fadiga. Dependendo do modo de controle, pode-se fazer a distinção entre ciclos de carregamento e ciclos de deformação, sendo o segundo caso empregado em fadiga de baixo ciclo. Outros fatores abrangem a forma de onda (senoidal, triangular, etc) e a frequência da solicitação cíclica. A Figura 9 ilustra ciclos de tensões típicos em fadiga. A Figura 9(a) ilustra um ciclo de tensões alternadas de forma senoidal, no qual as tensões máxima e mínima são iguais. A Figura 9(b) ilustra um ciclo de tensão flutuante no qual as tensões máxima e mínima são diferentes. A Figura 9(c) ilustra um ciclo de tensões complicado encontrado num material sujeito a sobrecargas periódicas imprevisíveis, como em asas de aviões expostas as correntes de ventos (DIETER, 1988).

Figura 9 - Ciclos de Tensões típicos em Fadiga (a) tensão alternada; (b) Tensão Flutuante; (c) Ciclo de tensão irregular ou aleatória.

Fonte: Dieter (1988).

Os principais parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão são:

- $\sigma_{\text{máx}}$ = Maior valor algébrico da tensão no ciclo.
- $\sigma_{\text{mín}}$ = Menor valor algébrico da tensão no ciclo.
- σ_m = Valor médio das tensões máxima e mínima.
- σ_r = Intervalo de tensões
- σ_a = Amplitude de tensão no ciclo ou tensão alternada
- R = Razão entre a tensão mínima e a tensão máxima.

Os quatro últimos parâmetros são calculados a partir dos dois primeiros de acordo com as equações (1) a (4), apresentadas a seguir:

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}})}{2} \quad (1)$$

$$\sigma_r = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}})}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{\text{min}}}{\sigma_{\text{max}}} \quad (4)$$

Quando a deformação axial é a variável controlada, o corpo-de-prova é deformado dentro dos mesmos limites em cada ciclo. As Figuras 10 (a) e (b) mostram exemplos de ciclos de deformações com formas de ondas triangulares. Na Figura 10(a) a deformação é máxima no ponto A, depois o carregamento é reverso até uma deformação compressiva mínima no ponto B. Essa forma de onda é simétrica com relação à abscissa, assim para este ciclo a tensão de pico e a deformação compressiva têm os mesmos valores absolutos em módulo, portanto para este caso a deformação média é zero. Na Figura 10(b) observamos uma variação deste último caso, onde a deformação média não é zero.

Variações das tensões correspondentes aos ciclos de deformações são mostradas nas Figuras 11 (a) e (b). De maneira análoga ao ensaio com controle pela deformação, são

definidas as tensões máxima, mínima e média no ciclo, bem como a amplitude e a razão da mínima pela máxima. Neste caso é possível observar que a taxa de tensão não é constante no ciclo. Tendo em vista a ocorrência de deformação plástica, nota-se que a tensão é compressiva quando a deformação se anula (CONWAY, 1991).

Figura 10 - Ciclo de deformação com forma de onda triangular.

Fonte: Conway (1991).

Figura 11 - Variação da tensão correspondente ao ciclo de deformação.

Fonte: Conway (1991).

3.2 CARREGAMENTOS CÍCLICOS E COMPORTAMENTO MECÂNICO

As mudanças nas propriedades dos materiais desencadeadas no início do processo de fadiga geralmente atingem valores de saturação e estão condicionadas pela deformação plástica cíclica, que é o resultado da movimentação e interação de discordâncias. Dentre as mudanças que podem ser observadas, as mais importantes se referem às propriedades mecânicas do material e são mais adequadamente avaliadas através de medições contínuas do laço de histerese durante o carregamento cíclico (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

A Figura 12 mostra um exemplo das características de curvas tensão-deformação durante o carregamento inicial e alguns ciclos subsequentes (CONWAY, 1991). Observa-se que os valores de tensão necessária para atingir os limites da deformação total (elástico + plástico) aumentam progressivamente (sequência O-A-B-C-D), embora os limites de deformação permaneçam constantes. A situação descrita anteriormente caracteriza o que se define como endurecimento por deformação cíclica (um efeito inverso, o amolecimento por deformação cíclica, também pode ocorrer). Finalmente os laços de histerese tornam-se coincidentes, geralmente dentro de 10 a 20% da vida em fadiga, definindo um comportamento tensão-deformação cíclico estável ou saturado. Mesmo quando não há uma saturação bem definida, é certo que a taxa de variação torna-se cada vez menor com o aumento do número de ciclos (CONWAY, 1991).

Figura 12 - Desenvolvimento de laços de histerese com controle de deformação.

Fonte: Conway (1991)

3.2.1 Comportamento Cíclico sob controle de tensão e deformação

As constantes alterações no material que levam a falhas estruturais irreversíveis são originadas dos carregamentos cíclicos. As três etapas principais desse processo são endurecimento e/ ou amolecimento, nucleações de microtrincas e propagação final da trinca/ ruptura (DIETER, 1988; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

Na Figura 13 estão representados o endurecimento e o amolecimento cíclicos correspondentes a carregamentos com controle de tensão (a) e deformação (b). No caso da Figura 13(a) a tensão σ_a tem uma amplitude constante, contrária à deformação. A resistência do material a deformação pode aumentar com o carregamento cíclico, tornando-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão. Chama-se este comportamento de endurecimento cíclico. Por outro lado, um material pode mostrar um fenômeno de aumento nas deformações durante um carregamento cíclico, sendo chamado de amolecimento cíclico.

Para a Figura 13(b) a função controladora é a deformação ε_a . O endurecimento implica que a resistência do material a deformação aumenta com o carregamento cíclico, sendo necessárias tensões maiores para levar o material aos limites constantes impostos pela deformação. Já o amolecimento cíclico sob controle de deformação, faz com que o material se deforme mais facilmente, sendo necessárias tensões cada vez menores (MEYERS, 1982).

Figura 13 - Representação de possíveis comportamentos cíclicos.

Fonte: Hertzberg (1995).

Um material apresenta endurecimento ou amolecimento cíclico dependendo em geral da sua condição inicial e em alguns casos, da magnitude das cargas cíclicas impostas (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992; MEYERS, 1982). Mas a razão pela qual esses comportamentos ocorrem está relacionada à natureza e estabilidade da estrutura de discordâncias do material, além de sua interação mútua e também com outros tipos de defeitos de rede. A movimentação das discordâncias é mais influenciada pelos precipitados, partículas estranhas e contornos de grão (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

Para um material inicialmente macio ou recozido, a densidade de discordâncias é baixa. Com o carregamento a densidade de discordâncias aumenta rapidamente, contribuindo para o endurecimento cíclico. Para um material sob condição inicial encruada, o carregamento subsequente pode causar um rearranjo de discordâncias em uma configuração que oferece menor resistência à deformação com o consequente amolecimento (MEYERS, 1982; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

A mobilidade das discordâncias que afeta diretamente a estabilidade da subestrutura depende fortemente da energia de defeito de empilhamento (EDE). O material utilizado neste trabalho, o alumínio, tem uma alta EDE, com isso uma alta mobilidade de discordâncias. Assim, a distância entre as discordâncias parciais no material é pequena, facilitando o deslizamento ou escorregamento com desvio, provocando uma aniquilação de discordâncias alta, e com isso gerando um encruamento baixo e o amolecimento cíclico (DIETER, 1988; REED HILL, 1982).

3.2.2 Resposta Cíclica de um material em termos do laço de Histerese

Através da realização dos ensaios cíclicos controlados pela tensão ou deformação sob diferentes amplitudes, obtém-se um conjunto de laços de histerese estáveis. Essa estabilidade é alcançada após um período de tempo de duração menor do que cem ciclos para os limites impostos (MEYERS, 1982; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992). A relação entre as amplitudes de tensão e deformação na saturação é obtida ao se conectar as pontas dos laços de histerese, como mostrada na Figura 14, sendo denominada curva tensão deformação cíclica (CTDC). O comportamento tensão-deformação do material, descrito por uma CTDC é estável na maior parte da vida em fadiga. Os processos de endurecimento e

amolecimento geralmente ocupam apenas uma pequena parcela do número de ciclos para a fratura (CONWAY, 1991; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

As curvas tensão deformação cíclicas dependem da temperatura, da taxa de deformação ou frequência e das tensões médias. Estudos foram realizados visando o entendimento da influência da história das deformações, a fim de se determinar até que ponto uma CTDC representa uma equação mecânica cíclica, relacionando os valores de saturação da amplitude de tensão com a amplitude de deformação e a temperatura. As CTDC(s) para materiais com deslizamento com desvio dependem muito pouco da história das deformações. Resultados experimentais mostram que o escorregamento com desvio é um fator decisivo na história das deformações cíclicas. A melhor maneira de analisar os efeitos na história de deformação plástica cíclica é através de testes de amplitude de deformação plástica que mudam repentinamente (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

Figura 14 - Curva tensão- deformação cíclica.

Fonte: Conway (1991).

3.2.3 Evolução das estruturas de discordâncias em ligas do grupo 6xxx durante o carregamento cíclico

Muitos trabalhos vêm sendo realizados sobre o comportamento em fadiga de ligas Al-Mg-Si, principalmente com relação à influência da microestrutura na trajetória tensão-deformação cíclica (XIAO-SONG et al., 2011; LIU XIAOSHAN, et al, 2009; BORREGO et al, 2004). O grau e a taxa de danos são fortemente influenciados pela resistência da matriz e principalmente pelo tamanho das partículas eutéticas, sua morfologia e distribuição (LIU XIAOSHAN, et al, 2009).

Xiao-Song et al. (2011) realizou o estudo da evolução da estrutura de discordâncias em uma liga Al-Si-Mg na condição T6. Observou-se que a redução da amplitude de tensão, aumentou significativamente a vida em fadiga da liga Al-Si-Mg. De acordo com as Figuras 15(a) e 15(b), a estrutura de discordância da liga não ensaiada apresenta uma distribuição irregular. As discordâncias apresentam-se com estrutura e distribuição irregulares e uma densidade muito menor em comparação ao material sob tensão. Além disso, não foram observados emaranhados de discordâncias ao redor dos precipitados em amostras não deformadas, como mostrado na Figura 15(b).

Figura 15 - Imagem da liga Al-Si-Mg não ensaiada (a) no microscópio óptico; (b) MET.

Fonte: Xiao-Song et al. (2011).

Ainda no trabalho de Xiao-Song et al. (2011), as amostras foram expostas a diferentes amplitudes de tensão que variaram de 115 a 185 MPa. Esses experimentos foram conduzidos com controle de tensão, frequência de 10Hz, forma de onda senoidal e razão de tensão -1. Nas Figuras 16(a - d) observa-se uma estrutura de discordâncias em planos cristalinos (011) para diferentes números de ciclos, para uma amplitude de tensão de 135

MPa. Nota-se nestas figuras que o aumento na densidade de discordâncias não é rápido, embora haja um claro deslizamento linear de discordâncias na direção na qual pode haver rearranjo da rede original. As estruturas de discordâncias se desenvolvem em bandas e gradualmente se ampliam para formar bandas de deslizamento cruzado (*cross-banded sliding*). As ligas Al-Si-Mg têm alto nível de energia de defeito de empilhamento (EDE), assim há grande mobilidade de discordâncias, sendo propensos ao escorregamento com desvio sob a aplicação de cargas (DIETER, 1988; REED HILL, 1982). Duas linhas de deslizamentos são claramente observadas nas direções $[\bar{2} \ 1 \ 1]$ ou $[2 \ \bar{1} \ 1]$ (XIAO-SONG et al., 2011). Liu Xiaoshan et. al. (2009) realizaram um estudo bastante semelhante ao descrito anteriormente para uma liga específica do grupo 6xxx, a liga 6063-T6 e encontraram resultados semelhantes, nos quais a vida em fadiga diminui com o aumento da amplitude de tensão. A mobilidade das discordâncias torna-se menor à medida que o material se aproxima da ruptura (LIU XIAOSHAN et al, 2009).

Constatou-se através da Figura 17, que a estrutura de discordâncias é diretamente dependente da amplitude de tensão, e sua densidade no momento da falha das amostras aumenta com o aumento da amplitude de tensão. O espaço torna-se estreito para discordâncias movendo-se rapidamente e a interação entre elas aumenta de forma rápida, resultando em um aumento da resistência da liga (XIAO-SONG et al., 2011).

Figura 16 - Imagens de MET das estruturas de discordâncias com amplitude de tensão de 135 MPa: (a) 20 ciclos; (b) 200 ciclos; (c) 2000 ciclos; (d) fratura.

Fonte: Xiao-Song et al. (2011).

Figura 17 - Estruturas de discordâncias na liga Al-Si-Mg sob diferentes amplitudes de tensões: (a) 125MPa; (b) 145MPa; (c) 165MPa; (d) 185MPa.

Fonte: Xiao-Song et al. (2011).

3.2.4 Efeito dos precipitados Mg_2Si e da fase secundária de silício

Os precipitados de Mg_2Si e as partículas de segunda fase de Si exercem um forte efeito de dificultar o movimento de discordâncias durante o processo de fadiga das ligas da série 6xxx. A microestrutura de ligas Al-Si-Mg submetidas ao processo de prensagem isostática a quente (HIP) é tipicamente composta por dendritas de $\alpha(Al)$, silício eutético e poros. Tanto os precipitados Mg_2Si como a fase secundária de silício desempenham um importante papel na movimentação das discordâncias. O módulo de Young e a resistência da liga aumentam devido ao excesso de Si. A fase Mg_2Si está distribuída na matriz de forma desordenada, podendo deter o movimento de discordâncias na fase inicial. A fase secundária de silício apresenta-se na forma de partículas de morfologia aproximadamente circular com diâmetro na faixa 0,87-1,34 μm . Ela também interage com as discordâncias, dificultando sua movimentação (XIAO-SONG et al., 2011).

Devido ao seu alto ponto de fusão, baixa densidade, alta dureza e alto módulo de elasticidade, a fase Mg_2Si é a fase de endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si

que ajuda a melhorar o seu desempenho. A Figura 18 (a) mostra as imagens de MET da forma original da fase Mg_2Si . Esta fase está principalmente na forma de agulhas com $0,3\mu m$ de comprimento e $0,03\mu m$ de largura. Durante o processo de envelhecimento, três tipos de fases metaestáveis podem ser precipitadas, com isso, a interação entre matriz e fase Mg_2Si se torna mais complexa. Em um ciclo de fadiga o endurecimento cíclico inicial deve-se ao aumento das densidades de discordâncias e interações entre discordâncias, precipitados e fases (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. Pode-se observar a abundância de precipitados Mg_2Si distribuído aleatoriamente na matriz e as discordâncias ao seu redor. Uma rede de discordâncias mais complexa é formada por causa da aglomeração e multiplicação de discordâncias ao redor da fase Mg_2Si (XIAO-SONG et al., 2011).

A quantidade de silício tem influência no comportamento de trincas longas em ligas Al-Mg-Si porque as partículas de Si encontradas ao longo do caminho da trinca mudam a sua orientação, promovendo um maior nível de fechamento da trinca induzido pela rugosidade. As Figuras 19 (a - b) mostram interações da fase secundária de silício com as discordâncias. Na Figura 19(a) observa-se uma densa rede de discordâncias ao redor da partícula de silício, impedindo assim a movimentação das discordâncias (XIAO-SONG et al., 2011).

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).

Fonte: Xiao-Song et al. (2011).

Na Figura 19(b) o grau de empilhamento de discordâncias ao redor das partículas de silício é menor do que na Figura 19(a) devido à existência da fase Mg_2Si , que impede a

movimentação das discordâncias. Contudo, com a movimentação subsequente das discordâncias, a concentração de tensão aumenta e algumas das partículas de Mg_2Si podem ser cisalhadas. Assim como a fase Mg_2Si , a fase secundária de silício também dificulta o movimento de discordâncias, levando ao aumento da densidade de discordâncias nas vizinhanças das partículas e promovendo um efeito de endurecimento cíclico (XIAO-SONG et al., 2011).

Figura 19 - Interação entre fase de silício secundária e discordâncias, $\sigma_a = 115$ MPa fratura.

Fonte: Xiao-Song et al. (2011).

3.3 FADIGA CONTROLADA POR DEFORMAÇÕES CÍCLICAS

O estudo do fenômeno da fadiga é baseado em três enfoques diferentes: fadiga controlada por tensões cíclicas ou fadiga de alto ciclo, fadiga controlada por deformações cíclicas ou fadiga de baixo ciclo e propagação da trinca por fadiga.

Na fadiga de baixo ciclo o carregamento em termos das deformações cíclicas também pode ser descrito como uma função harmônica, de modo similar ao descrito para o carregamento controlado pela tensão. Neste caso, assume-se que os parâmetros envolvidos são a deformação média (ϵ_m) e amplitude de deformação (ϵ_a).

A fadiga controlada por deformações cíclicas ou fadiga de baixo ciclo está associada a cargas relativamente altas que produzem não somente deformações elásticas, mas também alguma deformação plástica durante cada ciclo. Consequentemente, as vidas

em fadiga são relativamente curtas e ocorre com menos do que aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos (CALLISTER, 2008).

A maneira usual de apresentação dos resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo consiste no lançamento em gráfico do intervalo de deformação plástica $\Delta\epsilon_p$ contra o número de ciclos por falha N_f ou o número de reversões para falha ($2N_f$). A Figura 20 mostra que em coordenadas log-log obtém-se uma linha reta cuja inclinação apresenta pequena variação entre os materiais e possui um valor médio de cerca de -0.5. A equação (5) mostra essa relação, muitas vezes chamada Lei de Coffin-Manson, (DIETER, 1988):

$$\Delta\epsilon_p N_f^b = C \quad (5)$$

Figura 20 - Curva de Coffin Manson para o aço carbono 11423 atingindo a região de alto e baixo ciclo.

Fonte: Klesnil e Lukáš (1992).

Este tipo de comportamento é observado em muitos locais de concentração de tensão, como por exemplo, entalhes. O comportamento cíclico do material é muito mais controlado pela deformação do que pela tensão, sendo que a deformação plástica ocorre localizadamente. As condições para ocorrer fadiga de baixo ciclo são geralmente criadas a partir de tensões repetidas de origem térmica. Como as expansões térmicas estão relacionadas às tensões térmicas conta-se que a fadiga de baixo ciclo resulta de deformação cíclica ao invés de tensão cíclica (DIETER, 1988; SURESH, 1998).

È conveniente considerar os componentes de deformação elástica e plástica separadamente. Assim, a amplitude de deformação elástica é relacionada com a amplitude de tensão, a qual determina o número de reversões para a falha por meio da lei de Basquin, dada pela equação (6) (CONWAY, 1991, KLESNIL; LUKÁŠ, 1992; MEYERS, 1991, STEPHENS, 2001):

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} E = \sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (6)$$

$\Delta \varepsilon_e/2$ = amplitude de deformação elástica

σ_a = amplitude de tensão

σ'_f = coeficiente de resistência à fadiga

$2N_f$ = número de reversões para falha

b = expoente de resistência à fadiga

O componente plástico da deformação é descrito pela seguinte relação de Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} E = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (7)$$

$\Delta \varepsilon_p/2$ = amplitude de deformação plástica

ε'_f = coeficiente de ductilidade em fadiga

$2N_f$ = número de reversões para falha

c = expoente de ductilidade em fadiga

Manson e Hirshberg mostraram que para um material sujeito a uma faixa de deformação total $\Delta \varepsilon_t$ (elástica + plástica), pode-se determinar a resistência à fadiga por uma superposição dos componentes de deformação elástico e plástico. De acordo com a notação de Morrow, somando as equações (6) e (7):

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (8)$$

Assim espera-se que a curva da vida-fadiga em termos de deformação total atingirá a curva denominada plástica para grandes amplitudes de deformação total, enquanto ela atingirá a curva denominada elástica para baixas amplitudes de deformação total, como mostrado na Figura 21.

Figura 21 - Superposição das curvas elástica e plástica, gerando a curva da vida-fadiga em termos da deformação total.

Fonte: Adaptado de Klesnil e Lukáš (1992).

3.4 ANÁLISES DAS TENSÕES INTERNAS

Ao se analisar o formato dos laços de histerese podem-se obter importantes informações sobre as tensões internas (FEAUGAS; CLAVEL, 1996; KUHLMANN-WILSDORF; LAIRD, 1979; MEININGER; GIBELING, 1992; PEDERSEN; CARSTENSEN, 2000). Por meio de uma técnica simples proposta por Cottrell (1965), avalia-se dois parâmetros importantes no comportamento das discordâncias em metais submetidos à fadiga: a tensão de atrito σ_f e a tensão de recuo σ_b . Assim, informações quantitativas são retiradas dos laços de histerese elasto-plástica. Considera-se a tensão de pico como a amplitude de tensão no ciclo de carregamento, σ_a , e designa-se por σ_e a tensão

de escoamento durante a deformação cíclica. As tensões de atrito e de recuo podem ser calculadas a partir das equações (9) e (10), que rearranjadas fornecem as equações (11) e (12). A determinação dessas tensões a partir do laço de histerese é ilustrada na Figura 22.

$$\sigma_a = \sigma_f + \sigma_b \quad (9)$$

$$\sigma_e = \sigma_f - \sigma_b \quad (10)$$

$$\sigma_f = \frac{(\sigma_a + \sigma_e)}{2} \quad (11)$$

$$\sigma_b = \frac{(\sigma_a - \sigma_e)}{2} \quad (12)$$

Figura 22- Ilustração da técnica de Cottrell para as tensões de atrito e recuo.

Fonte: Adaptado de Kuhlman-Wilsdorf & Laird (1979).

Os processos de amolecimento e endurecimento cíclico se manifestam através da variação da amplitude de tensão necessária para causar uma determinada amplitude de deformação. A alteração microestrutural no material acontece de maneira contínua, mesmo para parcelas da vida em fadiga em que a tensão de pico se mantém constante. As tensões externas e internas devem estar em equilíbrio, e podem ser subdivididas de acordo com a distância em que elas são efetivas. As discordâncias devem superar campos de tensões internas de diferentes alcances para se movimentarem. Essas tensões podem ser analisadas em termos de dois componentes principais, as tensões de longo alcance, que dependem da deformação e as tensões de curto alcance, que podem ser superadas por ativação térmica e, portanto, dependem da temperatura e da taxa de deformação (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

As tensões de atrito (σ_f) são de curto alcance, sendo que em termos metalúrgicos, essas tensões se opõem ao deslizamento planar devido a distorções da rede cristalina. De acordo com Feugas e Clavel (1996) a tensão de recuo (σ_b) induz interações de longo alcance com discordâncias móveis, podendo estar relacionada a um processo de deformação local. Metalurgicamente, a tensão de recuo se opõe à movimentação de discordâncias devido ao empilhamento de discordâncias de mesmo sinal. Essa tensão atua de forma a reduzir a tensão de escoamento no sentido reverso, atingindo seu valor máximo no ponto de máxima deformação do ciclo de fadiga. Assim, a tensão de recuo muda de sinal durante cada reversão, enquanto a tensão de atrito é independente do sentido da deformação. Isso ocorre, devido à natureza elástica da tensão de recuo, decrescendo durante a deformação reversa (a qual tem o mesmo sentido que ela) e depois torna a aumentar, agora no sentido oposto, de forma a se opor à continuidade da deformação (COTTRELL, 1965; SILVA et al., 2004). Dessa maneira essa tensão é direcionada a causar um efeito Bauschinger (KUHLMANN-WILSDORF, 1979). Deve-se ressaltar que o valor da tensão de escoamento é um tanto arbitrário, uma vez que depende do método adotado para definir o início da deformação plástica. Entretanto, ao se adotar um mesmo critério ao longo dos ensaios realizados, essa limitação não impede que os valores relativos das tensões de atrito e recuo calculados através dessas equações tenham significado (MEININGER; GIBELING, 1992).

3.5 CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DA FADIGA

Os estudos relacionados com as variações estruturais experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas levaram à divisão do processo de fadiga nos seguintes estágios (DIETER, 1988; ELLYIN, 1997):

1. Iniciação ou Nucleação da trinca – ocorre na maioria das vezes em superfícies livres. Raramente ocorre no interior do material, porém, quando acontece, existe sempre uma interface envolvida, por exemplo, entre a matriz metálica e inclusões ou partículas de segunda fase.

O mecanismo de iniciação de uma trinca por fadiga está relacionado diretamente à existência de descontinuidades e/ou singularidades do material onde verifica-se uma concentração das tensões aplicadas. Estas singularidades podem ser intrusões e/ou extrusões que, durante o carregamento cíclico, se desenvolvem como consequência do escorregamento de planos atômicos, e depois de formadas, atuam como concentradores de tensão agravando o problema e levando à formação de trincas (HERTZBERG, 1996).

2. Crescimento da trinca em banda de deslizamento – relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cisalhante. Este estágio é frequentemente chamado estágio I de crescimento de trinca.

3. Crescimento de trinca nos planos de alta tensão de tração - envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima. Esse estágio é chamado de estágio II de crescimento.

Verifica-se geralmente, na superfície de fratura, a presença de estrias produzidas pelo carregamento cíclico e a presença de marcas de praia devido à variação da frequência ou amplitude da carga durante o carregamento. As marcas de praia são macroscópicas e podem possuir milhares de estrias (microscópicas). A presença de estrias garante a existência de fadiga, no entanto, pode haver a propagação da trinca por fadiga sem a formação destas. Cada estria pode corresponder a um ciclo do carregamento e são linhas pequenas e paralelas mais facilmente observáveis neste estágio, no qual a superfície da trinca é plana (HERTZBERG, 1996).

A fração relativa do número total de ciclos para a ruptura, que está associada a cada estágio, depende das condições de ensaio e do material. A propagação de trincas do estágio II consome uma fração relativa do número total de ciclos, que é maior no caso da fadiga de baixo-ciclo do que na fadiga de vida longa (DIETER, 1988).

4. Ruptura final estática - ocorre quando a trinca atinge um tamanho crítico tal que a torna instável, ocasionando a fratura instantânea da seção restante, que tem como característica usual a formação de uma região mais áspera da superfície de fratura.

3.6 FADIGA MULTIAXIAL

É bastante comum encontrar carregamentos cíclicos que causam estados de tensão e deformação complexos em diversos componentes de equipamentos. Assim, é fundamental o entendimento do efeito do estado de tensão no fenômeno da fadiga.

Do ponto de vista matemático, as tensões principais existem somente em poucos planos individuais. Do ponto de vista da fadiga e fratura de materiais, qualquer plano próximo ao plano de máxima tensão ou deformação irá experimentar os efeitos do carregamento aplicado.

3.6.1 Estados de tensão e deformação

O estado de tensão e deformação para um pequeno elemento de volume de um corpo pode ser descrito através de seis componentes de tensão (σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{yz} , τ_{zx}), e seis componentes de deformação (ϵ_x , ϵ_y , ϵ_z , γ_{xy} , γ_{yz} , γ_{zx}), atuando nos planos ortogonais x, y e z. As componentes de tensão necessárias para descrever o estado de tensão em um ponto estão mostradas na Figura 23.

As tensões atuando perpendicularmente às faces do cubo elementar são identificadas pelo sub-índice, que identifica também a direção na qual a tensão atua. As tensões normais têm valores maiores do que zero quando são trativas. Para descrever as

tensões cisalhantes são necessários dois sub-índices. O primeiro indica o plano e o segundo a direção na qual a tensão atua. Todos os componentes de tensão atuando no volume elementar representado na Figura 23 são positivos (DIETER, 1988).

Figura 23 - Componentes de tensão normal e cisalhante necessários para descrever um estado de tensão tridimensional.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Através de equações de transformação ou graficamente através do círculo de Mohr, determinam-se as tensões e deformações atuando em qualquer direção ou plano. Para o carregamento uniaxial simples, o círculo de Mohr mostra diferentes tensões, dependendo da direção. O correspondente estado de deformação é triaxial. A Figura 24 mostra o plano de tensão normal máxima. As Figuras 25 (a) e (b) mostram quatro planos de tensão cisalhante máxima associados ao carregamento uniaxial (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Figura 24 - Plano de tensão normal máximo em um plano.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Figura 25- Carregamentos de tensão nos planos cisalhantes (a) τ_{12} ; (b) τ_{13} .

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Com o auxílio da lei de Hooke e da equação (13), as deformações elásticas são definidas. As tensões e deformações principais que resultam da aplicação da tensão uniaxial σ são mostradas na Tabela 3.

$$G = E / 2(1 + \nu) \quad (13)$$

Tabela 3 - Tensão e deformação para carregamento uniaxial.

Tensão		Deformação	
σ_1	σ	ϵ_1	$\epsilon = \sigma / E$
σ_2	0	ϵ_2	$-\nu \epsilon$
σ_3	0	ϵ_3	$-\nu \epsilon$
τ_{12}	$\sigma / 2$	γ_{12}	$\epsilon(1 + \nu)$
τ_{13}	$\sigma / 2$	γ_{13}	$\epsilon(1 + \nu)$
τ_{23}	0	γ_{23}	0

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Para o estado de cisalhamento puro (obtido pela aplicação de um carregamento de torção simples), a Figura 26 mostra o plano de tensão máxima, resultante da aplicação da tensão cisalhante máxima τ_{xy} , com o correspondente círculo de Mohr para a tensão e deformação. As Figuras 27 (a) e (b) mostram planos de máxima tensão cisalhante. As tensões e deformações principais resultam da aplicação da tensão τ , como demonstrado na Tabela 4 (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Figura 26 - Plano de tensão máximo, resultante da aplicação da tensão cisalhante máxima ($\sigma_1 = \tau_{xy}$).

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Figura 27 - Carregamentos de torção nos planos cisalhantes (a) τ_{13} ; (b) τ_{12} .

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Tabela 4 - Tensão e deformação para torção.

Tensão		Deformação	
σ_1	τ	ϵ_1	$\gamma/2$
σ_2	0	ϵ_2	0
σ_3	$-\tau$	ϵ_3	$-\gamma/2$
τ_{12}	$\tau/2$	γ_{12}	$\gamma/2$
τ_{13}	τ	γ_{13}	γ
τ_{23}	$\tau/2$	γ_{23}	$\gamma/2$

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Em componentes de engenharia são comuns os carregamentos cíclicos que causam estados de tensão complexos. As cargas reais de serviço podem atuar em um ou em vários pontos da peça, e podem provir de uma única ou de múltiplas fontes. No caso geral, estas cargas podem induzir momentos fletores, torçores, forças normais e/ou cortantes, que

combinados geram tensões bi ou tri-axiais variáveis nos pontos críticos da peça. A iniciação e/ou propagação de uma trinca por fadiga nestas condições é chamada de fadiga multiaxial (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010). Cargas constantes que causam tensões médias também podem estar combinadas com as cargas cíclicas. A situação torna-se ainda mais complexa se os carregamentos cíclicos diferirem em fase, ou frequência, ou ambas (DOWLING, 2007).

Diferentes aparatos experimentais foram concebidos para avaliar o comportamento de materiais sob carregamento biaxial e multiaxial. Além disso, é possível empregar também corpos-de-prova com geometria especial que estabelece estados de tensão multiaxiais em partes da peça empregando-se um equipamento de ensaio uniaxial (ASTM, 1974).

O carregamento biaxial planar é obtido empregando-se máquinas servo-hidráulicas com quatro atuadores planares e perpendiculares entre si e corpos-de-prova cruciformes. As solicitações biaxiais podem estar em fase ou não, e as condições experimentais podem incluir ambientes agressivos e presença de trincas previamente nucleadas sob carregamento uniaxial (SMITH, 1989; YUUKI, 1989). A Figura 28 apresenta um detalhe de amostra cruciforme para ensaio de fadiga, indicando o estado de tensão biaxial.

Figura 28 - Estado de tensão em corpo-de-prova cruciforme.

Fonte: Yuuki (1989).

Outros sistemas incluem a combinação de pressurização cíclica e cargas de tração em peças tubulares, carregamentos combinados de flexão e torção, dispositivos especiais para tensões triaxiais e sistemas para carregamentos combinados de tração/torção (ASTM, 1974). Neste último caso, diferentes técnicas podem ser empregadas para aplicar simultaneamente carregamentos axiais e torcionais em corpos-de-prova, os quais geralmente são tubulares ou cilíndricos maciços (no caso de materiais metálicos) ou planos (no caso de compósitos). Atualmente, é relativamente comum o emprego de sistemas servo-hidráulicos com atuadores axial e torcional para a realização de ensaios de fadiga com aplicação simultânea de carregamentos de tração e torção em aços (REIS et al., 2009) e ligas de alumínio (ZHAO; JIANG, 2008).

3.6.2 Tensão efetiva, hidrostática e desviatória

Tensões e deformações efetivas são usadas como um meio de comparar estados de tensão multiaxiais complexos a um estado de tensão ou deformação uniaxial equivalente. Esses critérios foram definidos de forma que a magnitude da tensão efetiva para um estado complexo iguale a resistência uniaxial no ponto de escoamento estático.

O critério de tensão efetiva mais amplamente utilizado é baseado nas tensões nos planos octaédricos (von Mises ou energia de distorção). Para um elemento de tensão orientado nas direções principais (ou seja, x, y e z são os eixos principais), um plano que intercepta esses três eixos principais a distâncias iguais tem seus três cossenos diretores iguais e dados por $\frac{1}{\sqrt{3}}$. Este plano é chamado octaédrico porque forma um dos lados de um octaedro regular, com os vértices orientados nas direções principais. As duas tensões cisalhantes atuando neste plano são mostradas na Figura 29 e podem ser combinadas em uma única tensão cisalhante τ_{oct} , que pode ser calculada facilmente dos seis componentes de tensão, conforme mostrado na equação (14) ou na equação (15):

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (14)$$

Ou

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (15)$$

Figura 29 - Tensões nos planos octaédricos.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Em um ensaio de tração simples, a tensão cisalhante octaédrica será reduzida à equação (16), pois neste caso, $\sigma_x = \sigma_1$.

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_x = 0,471 \sigma_x \quad (16)$$

A deformação angular octaédrica pode ser calculada da mesma maneira da tensão cisalhante, conforme mostrado na equação (17):

$$\gamma_{oct} = \frac{2}{3} \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + (\epsilon_y - \epsilon_z)^2 + (\epsilon_z - \epsilon_x)^2 + 6(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)} \quad (17)$$

Tensões e deformações efetivas podem ser definidas, relacionando um estado complexo ao estado uniaxial. Este tópico será abordado mais detalhadamente no item sobre escoamento e plasticidade em fadiga multiaxial. Pelo critério baseado nos planos octaédricos, a tensão efetiva e a deformação efetiva são dadas pelas equações (18) e (19) respectivamente.

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (18)$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{\sqrt{2}(1+\nu)} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)} \quad (19)$$

Onde: $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ e $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ são respectivamente tensões e deformações arbitrárias no sistema de coordenadas ortogonais.

O critério de tensão efetiva baseado na tensão cisalhante atuando nos planos octaédricos ou na energia de distorção independe da orientação do sistema de coordenadas. A magnitude da deformação efetiva depende da razão de Poisson ν . A razão de Poisson efetiva $\bar{\nu}$ (equação 20) geralmente é necessária para condições de deformação elásticas e plásticas.

$$\bar{\nu} = \frac{\nu_e \bar{\varepsilon}_e + 0,5 \bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_t} \quad (20)$$

Onde: $\bar{\varepsilon}_e, \bar{\varepsilon}_p$ e $\bar{\varepsilon}_t$ são deformações efetivas elástica, plástica e total respectivamente, e ν_e é a razão de Poisson elástica.

Tensão Hidrostática

O primeiro invariante do tensor de tensão é dado por $I_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$. A tensão hidrostática definida como a tensão normal média em um ponto, está relacionada com o primeiro invariante através da equação (21):

$$\sigma_h = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3} = \frac{I_1}{3} \quad (21)$$

Sabendo-se que em um plano octaédrico os cossenos diretores são todos iguais a $\frac{1}{\sqrt{3}}$, é possível demonstrar que σ_h é igual à tensão normal no plano octaédrico. Em fadiga,

a tensão hidrostática é utilizada algumas vezes para uma medida de tensão média ao se calcular o dano por fadiga.

Tensão desviatória

Para componentes sujeitos à deformação plástica, muitas vezes é conveniente separar as tensões em uma parcela hidrostática (que não influencia a deformação plástica), e componentes desviatórias, que influem no escoamento plástico. Ao subtrair uma tensão normal constante, as tensões principais não são alteradas, assim as tensões desviatórias principais estarão nas mesmas direções que as tensões principais originais. Observa-se também que as componentes cisalhantes permanecem inalteradas. As tensões desviatórias são definidas abaixo (equação (22)), sendo I_1 o primeiro invariante:

$$\begin{bmatrix} s_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & s_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & s_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} - \frac{1}{3} \begin{bmatrix} I_1 & 0 & 0 \\ 0 & I_1 & 0 \\ 0 & 0 & I_1 \end{bmatrix} \quad (22)$$

Podem-se obter relações entre os invariantes do desviador e os invariantes do estado de tensão original. Sendo que $J_1 = 0$ (primeiro invariante do desviador é nulo) e J_2 é demonstrado na equação (23):

$$J_2 = \frac{I_1^2 + 3I_2}{3} = \frac{3}{2} \tau_{oct}^2. \quad (23)$$

3.6.3 Tensões cíclicas - Carregamentos proporcionais e não proporcionais

Em tensões estáticas as magnitudes das tensões principais e orientações dos eixos principais são fáceis de definir. No caso das tensões cíclicas, tanto a orientação dos eixos principais em relação ao componente como a magnitude das tensões principais mudam com o tempo. Para um caso geral, ambas variam com o tempo (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Por isso, é necessário cuidado ao extrapolar teorias de fadiga uniaxial para o caso multiaxial.

Considerando um eixo submetido simultaneamente a carregamentos torcional e axial como mostrado nas Figuras 30 (a) e (b). A história de carregamento é dita proporcional quando gera tensões cujos eixos principais mantêm uma orientação fixa ao longo de toda a vida da peça, como demonstrado na Figura 30 (a). Essa Figura mostra que o tamanho do círculo de Mohr muda com o tempo, entretanto x' sempre coincide com o eixo da tensão normal principal. A história de carregamento é não proporcional se os eixos principais das tensões por ela induzidas girarem ao longo do tempo, como demonstrado na Figura 30 (b), neste caso x' nem sempre coincide com o eixo da tensão normal principal (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010, SOCIE; MARQUIS, 2000).

Figura 30 - Carregamentos combinados (a) proporcional; (b) não proporcional.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

A história de carregamento não proporcional também pode ser exemplificada por uma outra situação aparentemente simples em que um torque constante é aplicado a um tubo de parede fina sob pressão cíclica, como mostrado na Figura 31 (DOWLING, 2007). Sendo p a pressão manométrica, r o raio e t a espessura da parede, as tensões nas direções x e y (longitudinal e circunferencial) são dadas por $\sigma_x = (pr/2t)$ e $\sigma_y = (pr/t)$ e variam com o tempo na medida em que p varia, conforme indicado nos gráficos da Figura 31. Já o torque T causa uma tensão cisalhante constante, dada por $\tau_{xy} = (Tr/J)$, onde J é o momento de inércia polar da seção transversal do tubo. Nos instantes em que a pressão se anula, as direções principais são controladas pela tensão cisalhante e estão orientadas a $\pm 45^\circ$ do eixo do tubo. À medida que a pressão aumenta, as direções principais giram e tornam-se cada vez mais próximas das direções x e y , sem contudo nunca atingi-las, exceto no caso limite em que $(\sigma_x, \sigma_y) \gg \tau_{xy}$. A Figura 31 também mostra as tensões principais σ_1 e σ_2 em um dado instante, bem como a variação da direção principal θ_p com o tempo (DOWLING, 2007).

Figura 31 - Pressão cíclica e torção constante combinadas em um tubo de parede fina com extremidades fechadas.

Fonte: Dowling (2007).

Nas histórias de carregamentos causadas por várias cargas periódicas e de mesma frequência, pode-se separar também as cargas em fase das cargas fora de fase. Cargas em fase são sempre proporcionais, mas não vale à recíproca. Exemplo: as tensões principais induzidas numa placa por forças F_x e F_y perpendiculares ($\perp$) são sempre proporcionais, pois os eixos principais neste caso são fixos até mesmo se F_x e F_y estiverem fora de fase. Para qualquer combinação de forças, as tensões principais na placa sempre são $\sigma_1 = \sigma_x$ e $\sigma_2 = \sigma_y$ (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010).

Exemplos de carregamentos cíclicos de amplitude constante em fase e fora de fase são observados nas combinações de solicitações axiais e de torção aplicadas ao eixo mostrado na Figura 32 (a) (STEPHENS, 2001). Quando as cargas são aplicadas em fase, os valores máximos e mínimos das tensões devidas à força axial e ao torque ocorrem simultaneamente, como mostra a Figura 32 (b), e a razão entre a tensão normal σ_n e a tensão cisalhante τ_{xy} permanece constante durante o ciclo de carregamento, caracterizando o carregamento proporcional mostrado por uma linha reta na Figura 32(c). Se os dois carregamentos cíclicos apresentam uma defasagem de 90° , o caminho das tensões $\sigma_x - \tau_{xy}$ segue a elipse mostrada na Figura 32 (c). Neste caso, a razão entre as tensões normal e cisalhante varia continuamente durante o ciclo, conforme mostra a Figura 32 (d), caracterizando um carregamento não proporcional (STEPHENS, 2001). Verifica-se que combinações de carregamentos de tração e torção fora de fase sempre geram histórias não proporcionais (NP) (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Considere, por exemplo, um eixo submetido a carregamento combinado axial e torcional, de tal maneira que haja uma diferença de fase de 90° entre as tensões normal e cisalhante (ou seja, tem-se aqui um carregamento NP), conforme mostrado na Figura 33, e as tensões aplicadas sejam definidas conforme as equações (24) e (25):

$$\sigma_x = \sigma \sin\left(\omega t + \frac{\pi}{2}\right) \quad (24)$$

$$\tau_{xy} = \left(\frac{\sigma}{\sqrt{3}}\right) \sin(\omega t) \quad (25)$$

Figura 32 - (a) Combinação de carregamento axial e torcional; (b) Aplicação em fase de tensões cisalhantes e axial; (c) carregamento em fase e 90° fora de fase; (d) carregamento não proporcional 90° fora de fase para tensão axial e cisalhante.

Fonte: Stephens (2001).

Figura 33 - Carregamento com defasagem e 90°.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Se a tensão efetiva deste carregamento for calculada com base na tensão cisalhante octaédrica (critério de von Misses), verifica-se que $\bar{\sigma} = \sigma = \text{constante}$, ou seja, a tensão efetiva será constante no tempo.

Reescrevendo a equação (18) para tensão efetiva, substituindo $\sigma_y = \sigma_z = 0$ e $\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{2\sigma_x^2 + 6\tau_{xy}^2} \quad (26)$$

Substituindo em (26) as equações (24) e (25):

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{2 \left[\sigma \sin \left(\omega t + \frac{\pi}{2} \right) \right]^2 + 6 \left[\frac{\sigma}{\sqrt{3}} \sin(\omega t) \right]^2} \quad (27)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\left[\sigma \sin \left(\omega t + \frac{\pi}{2} \right) \right]^2 + [\sigma \sin(\omega t)]^2} \quad (28)$$

Verificando que $\sin \left(\omega t + \frac{\pi}{2} \right) = -\cos(\omega t)$.

$$\bar{\sigma} = \sqrt{[\sigma \cos(\omega t)]^2 + [\sigma \sin(\omega t)]^2} = \sigma \quad (29)$$

Assim, a tensão efetiva não reconhece um componente cíclico, e dessa forma, não há dano por fadiga a ser calculado com base nesse critério. Este caso simples de carregamento NP mostra uma das dificuldades em aplicar parâmetros de tensão ou deformação efetiva na fadiga multiaxial.

Pode-se definir o Fator de não proporcionalidade F_{NP} de um dado carregamento por meio da forma da elipse que envolve a história das deformações normais ε e angulares γ no diagrama de Mises $\varepsilon \times \gamma / \sqrt{3}$. Denominando-se **a** e **b** os semieixos da elipse envoltória, o Fator de não proporcionalidade é definido como: $F_{NP} = b/a$, ($0 \leq F_{NP} \leq 1$) (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010; CASTRO; MEGGIOLARO, 2005). A Figura 34 apresenta algumas situações de carregamentos multiaxiais e os respectivos F_{NP} . O carregamento proporcional ($F_{NP} = 0$) é mostrado na Figura 34 (a). Verifica-se que a

combinação dos carregamentos cíclicos dados por $\sigma(t) = \sigma_a \sin(\omega t)$ e $\tau(t) = \tau_a \cos(\omega t)$, gerados, por exemplo, por uma carga axial e uma carga de torção defasadas de 90° e onde $\tau_a = \sigma_a \sqrt{3}/2(1+\nu)$, tem o maior Fator de não proporcionalidade possível, $F_{NP} = 1$, conforme mostra a Figura 34 (b). Uma situação genérica é ilustrada pela Figura 34 (c).

Figura 34 - Fator de não proporcionalidade da história das deformações, F_{NP} .

Fonte: Meggiolaro (2005).

3.6.4 Escoamento e plasticidade em fadiga multiaxial

A deformação plástica cíclica é um componente essencial nos processos de danos por fadiga. Portanto, o seu entendimento é um fator bastante relevante principalmente em situações que envolvam uma deformação plástica significativa, como em entalhes e fadiga de baixo ciclo.

O limite de elasticidade, ou seja, a tensão na qual ocorre o escoamento sob um carregamento simples como o uniaxial *quasi*-estático, é obtido diretamente por meio de um ensaio do material em laboratório. Neste caso, o limite de escoamento σ_e determina o final da região de comportamento linear elástico. Quando esta região não está claramente delimitada, um valor específico de deformação plástica (usualmente 0,2%) é empregado para determinar a tensão limite de escoamento (RAGAB, 1999).

Embora o escoamento e a ruptura de um sólido possam depender da taxa de aplicação do carregamento ou da taxa com que as deformações permanentes ocorrem, pode-se assumir, com exceção de situações como as que envolvem impacto, que o

escoamento e a ruptura são funções apenas dos estados de tensão ou deformação (UGURAL, 2003).

Se o elemento ou componente estrutural é submetido a um estado geral de tensão, definido por suas tensões principais $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$, não é tão óbvio verificar se o estado de tensão aplicado irá provocar ou não o escoamento no material. Torna-se necessário estabelecer um critério que permita prever o escoamento em carregamentos complexos, conhecido o limite de escoamento obtido no ensaio uniaxial. Dois dos critérios mais conhecidos são os propostos por Tresca e von Mises.

O critério proposto pelo engenheiro francês H. Tresca estabelece que o escoamento ocorre quando a tensão de cisalhamento máxima do estado de tensão atinge um valor crítico τ_0 , que seria uma propriedade do material. (DIETER, 1988; DOWLING, 2007). O critério de escoamento pode ser expresso em função das tensões principais por meio da equação (30), onde τ_e é a tensão cisalhante de escoamento, que pode ser obtida de testes de cisalhamento simples, como por exemplo, torção em um tubo de parede fina.

$$\tau_e = \tau_{\max} = \text{MAX} \left(\frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2} + \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2} + \frac{|\sigma_3 - \sigma_1|}{2} \right) \quad (30)$$

Este critério não leva em consideração a tensão principal intermediária, e é necessário saber a priori, quais são as tensões principais máxima e mínima. Para a tração uniaxial, $\sigma_1 = \sigma_e$ e $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$. Neste caso, a tensão cisalhante máxima ocorre num plano de orientação de 45° com relação ao eixo da tensão aplicada e assim a tensão cisalhante de escoamento torna-se:

$$\tau_e = \frac{\sigma_e}{2} \quad (31)$$

O critério de von Mises, também conhecido como teoria da máxima energia de distorção, foi proposto inicialmente por M. T. Huber e desenvolvido posteriormente por R. von Mises e H. Hencky (UGURAL, 2003). De acordo com esta teoria, o escoamento ocorre quando a energia de distorção por unidade de volume em um estado de tensão qualquer torna-se igual àquela associada ao escoamento em um ensaio de tração uniaxial. Uma forma equivalente e mais conveniente de se aplicar este critério é baseada na tensão

cisalhante nos planos octaédricos. Neste caso, o escoamento ocorre quando a tensão cisalhante octaédrica atinge um valor crítico. Este critério é coerente com o fato de que o escoamento independe da parcela hidrostática do estado de tensão, σ_h (DIETER, 1988). Ao se aplicar este critério, o estado de tensão multiaxial é convertido para uma tensão equivalente, dada pela equação (18) que foi mostrada no item 3.5.2 na seção sobre tensão efetiva, e pode ser escrita também conforme equação (32):

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (32)$$

O escoamento ocorre quando $\bar{\sigma} = \sigma_e$. Verifica-se que o critério de von Mises relaciona o limite de escoamento em cisalhamento puro, τ_e , com o limite de escoamento em tração, σ_e , por meio da seguinte expressão (RAGAB, 1999):

$$\tau_e = \frac{\sigma_e}{\sqrt{3}} \quad (33)$$

A Figura 35 mostra a comparação dos critérios de Tresca e von Mises para um estado de tensão plana. O formato da elipse de von Mises é obtido ao se substituir $\sigma_3 = 0$ na equação (32) e assumir que $\sigma_0 = \sigma_e$ (DOWLING, 2007). Dentre os critérios de fadiga multiaxial baseados em tensões efetivas, o critério de von Mises destaca-se por apresentar uma correlação superior aos demais para grande parte dos dados experimentais (SOCIE, 2000; STEPHENS, 2001).

Após a ocorrência do escoamento, são necessárias equações constitutivas para relacionar as tensões e deformações, e regras de encruamento descrevem o comportamento do material após o início da deformação plástica. Uma dessas regras assume que o endurecimento causado pela deformação corresponde a uma ampliação da superfície de escoamento (ou seja, o aumento de σ_e), sem mudança na forma ou posição no espaço das tensões. Outra regra, conhecida como cinemática, assume a transição da superfície de escoamento do endurecimento de deformação sem mudança de tamanho ou forma.

Figura 35 - Comparação para tensão plana entre os critérios de tensão cisalhante octaédrica ou critério de Von Mises e teoria da tensão cisalhante máxima mais conhecida como teoria de Tresca.

Fonte: Dowling (2007).

No carregamento NP mais planos de escorregamento são ativados devido à rotação dos eixos principais, conforme discutido na seção 3.5.3. Como consequência, ocorre uma maior interação dos planos de escorregamento, contribuindo assim para um maior endurecimento. A quantidade de endurecimento adicional depende do tipo de material e do grau da carga não proporcional (STEPHENS, 2001).

Alguns materiais podem encruar muito mais do que o esperado pela curva cíclica tradicional σ versus ϵ quando submetidos a cargas NP. Esse fenômeno depende do material através do fator de encruamento NP conhecido como α_{NP} , onde $0 \leq \alpha_{NP} \leq 1$, e também do fator de não proporcionalidade F_{np} , que está associado à história do carregamento (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010).

O encruamento NP de muitos materiais pode ser modelado de forma adequada por uma equação tipo Ramberg- Osgood, mantendo o expoente h_c da curva cíclica uniaxial σ versus ϵ e usando um novo coeficiente H_{cNP} , como mostrado na Figura 36.

Para os materiais que tem o coeficiente α_{NP} alto, o encruamento NP pode ser significativo, desta maneira este coeficiente reflete a sensibilidade dos materiais as cargas NP. Segundo Socie (2000) este efeito é baixo nas ligas de alumínio, pois α_{NP} tem valores pequenos, por exemplo, para a liga 6061-T6 $\alpha_{NP}=0,2$ e para as ligas 7075, 1100 e 1070 $\alpha_{NP}=0$ (ITOH, 1999, MEGGIOLARO, 2005). O maior encruamento NP ocorre quando $F_{np}=1$, sob uma carga de tração 90° fora de fase que gera uma circunferência no diagrama de Mises ϵ versus $\gamma/\sqrt{3}$, como foi mostrado na Figura 34(b) da seção 3.5.3.

Figura 36 - Efeito de cargas cíclicas não proporcionais no encruamento NP.

Fonte: Castro e Meggiolaro (2010).

O encruamento NP ocorre em materiais que tem baixa energia de falha de empilhamento e discordâncias bem espaçadas, nos quais as bandas de deslizamento geradas pelas histórias proporcionais são sempre planas. As histórias de cargas NP ativam as bandas de deslizamento cruzadas em diversas direções nesses materiais (devido à rotação dos planos de cisalhamento máximo), gerando um aumento no encruamento em relação às histórias proporcionais. Nos materiais com alta energia de falha de empilhamento, como nas ligas de alumínio (aproximadamente 250 mJ/m²), e com discordâncias pouco espaçadas, as bandas de deslizamento cruzadas já ocorrem naturalmente até em histórias proporcionais, e portanto as cargas NP não causam diferença significativa no encruamento (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010).

Portanto, no carregamento cíclico NP é observado um endurecimento adicional causado pela mudança nas direções principais das tensões e deformações, que não é observado para as condições de carregamento cíclico proporcional (WU M et al, 2012; STEPHENS, 2001). Por esse motivo, a curva tensão deformação cíclica do carregamento NP está acima da curva de carregamento proporcional, conforme observado na Figura 36. Wu, Z.R et al (2014) estudaram a previsão da vida em fadiga multiaxial para ligas de titânio TC4 sob carregamentos proporcionais e não proporcionais. Observou-se que para condições de carregamentos a 45° e 90° fora de fase existiu um endurecimento adicional. Esse endurecimento foi responsável por uma pequena influência nos danos causados pela fadiga no início da vida (WU, Z.R et al, 2014). Na seção seguinte serão vistos modelos que consideram esse endurecimento.

Assim, esse endurecimento causado pelos carregamentos multiaxiais NP, causam efeitos adversos e tem uma influência significativa no caminho da trinca de fadiga, devido ao tipo de material, a geometria estrutural e a história de carregamento. Análises fractográficas nas superfícies de fratura e a orientação das trincas podem ajudar na interpretação desses efeitos. Reis. L et al (2008) estudaram esses efeitos em dois materiais diferentes, um aço inoxidável 303 e uma liga de alumínio 6060 –T5. Através de análises microscópicas nos estágios de iniciação das trincas, foi observado o surgimento de uma trinca principal no início da propagação. De acordo com essas análises, foi observado que o aço e a liga de alumínio tiveram diferentes orientações de trincas, embora tenham tido histórias de carregamento iguais. Isso ocorreu devido aos diferentes comportamentos de plasticidade cíclica e a diferença na sensibilidade do carregamento NP (REIS et al., 2008).

3.6.5 Previsão de vida em fadiga multiaxial

Uma primeira proposta para a verificação da resistência de peças submetidas a carregamentos combinados é estabelecer uma regra ou critério apropriado que reduz o carregamento multiaxial a um carregamento uniaxial “equivalente” (GARUD, 1981). Contudo, este não é um problema tão simples. Mesmo para solicitação estática, a resistência dos materiais sob sistemas de tensão complexos não é fácil de determinar, visto que os diversos tipos de materiais podem falhar de diferentes maneiras.

Do ponto de vista microscópico, a iniciação de trincas em metais dúcteis envolve movimentos alternados de discordâncias sobre um plano de deslizamento, os quais são causados por uma tensão cisalhante alternada atuando neste plano. A trinca irá iniciar quando a amplitude da tensão cisalhante exceder um valor crítico. Desta forma, considera-se geralmente que a iniciação da trinca em metais dúcteis é controlada principalmente pela amplitude da tensão cisalhante (REIS et al., 2009). Por outro lado, a propagação de uma trinca depende também de sua abertura, a qual é sensível à tensão normal. Assim, a propagação de uma microtrinca irá depender da componente hidrostática, σ_h , ou da tensão média, σ_m , do estado de tensão, ou mesmo da componente normal ao plano da trinca, σ_n (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010). Os modelos para fadiga multiaxial diferem na interpretação de como a amplitude de tensão cisalhante τ_a e a tensão normal σ_n são

definidos para estabelecer um critério de resistência (REIS et al., 2009; DOWLING, 2007). Muitos modelos de fadiga multiaxial baseiam-se na relação descrita pela equação (34).

$$f(\tau) + g(\sigma) \leq \lambda \quad (34)$$

Onde $f(\tau)$ é uma função da tensão de cisalhamento, $g(\sigma)$ é uma função da tensão normal e λ é um parâmetro do material.

Os critérios multiaxiais encontrados na literatura classificam-se segundo as seguintes abordagens (ARAÚJO, 2000; REIS et al., 2009; ROSSINO, 2008):

- Critérios Empíricos;
- Modelos baseados nas tensões e deformações equivalentes;
- Métodos de Plano Crítico;
- Critérios de Energia;
- Abordagens combinadas entre Energia e Plano Crítico.

Embora os critérios de tensão/deformação equivalentes, baseados nos invariantes de tensão ou de deformação, sejam de simples implementação e apresentem resultados satisfatórios em alguns casos, sua aplicabilidade é limitada às situações envolvendo carregamentos proporcionais (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010). Os métodos de energia apresentam dificuldades em situações onde as deformações plásticas são reduzidas ou inexistentes. As teorias de plano crítico são fundamentadas em observações experimentais mostrando que trincas de fadiga nucleiam-se e crescem inicialmente em planos preferenciais. Por estarem vinculadas a uma interpretação física do processo de fadiga, elas parecem as mais adequadas principalmente para os carregamentos mais complexos. Esses modelos necessitam de uma determinação prévia do plano crítico, baseando-se no fato de que a orientação inicial de uma trinca coincide com a deste plano (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Previsões em histórias NP podem ser muito complexas, pois envolvem pelo menos três problemas potenciais: encruamento NP; cálculo de dano; contagem de ciclos. No encruamento NP, o coeficiente de encruamento cíclico H_c e a razão $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$ de alguns materiais aumentam. Quando as direções principais variam ao longo do carregamento o plano de trincamento em geral não coincide com o dos testes uniaxiais ou proporcionais,

assim, as curvas SN e ϵN , não são diretamente aplicáveis gerando um cálculo de dano. As técnicas de contagem *rainflow* tradicionais não podem ser aplicadas a carregamentos NP com amplitude variável, pois os picos e vales das deformações normais em geral não coincidem com os picos e vales das deformações cisalhantes, dessa forma, não é possível decidir a priori quais pontos serão contados.

3.6.6 Modelos Multiaxiais baseados nas tensões solicitantes

Os primeiros estudos foram realizados empregando-se máquinas de carregamentos combinados flexão-torção, nas décadas finais do século XIX. Atualmente, modelos baseados em tensão continuam entre os mais utilizados. Para deformações plásticas pequenas, muitos modelos baseados na tensão podem ser utilizados com sucesso no regime de vida finita. Quando existe deformação plástica multiaxial, o encruamento, a deformação plástica cíclica e o endurecimento cíclico não proporcional, são questões importantes a serem tratadas (SOCIE; MARQUIS, 2000; STEPHENS, 2001).

O mais extenso conjunto de experimentos dentre os primeiros em fadiga multiaxial foi obtido por Gough e colaboradores. Foram testados diferentes materiais sob diferentes combinações de flexão-torção a fim de estabelecer o limite de fadiga em carregamentos combinados (SOCIE; MARQUIS, 2000).

3.6.6.1 Modelos de escoamento estático - Aproximação das Tensões equivalentes

Muitos pesquisadores, incluindo Gough, tentaram correlacionar dados de ensaios de fadiga multiaxial usando parâmetros originalmente desenvolvidos para escoamento estático sob estados de tensão complexos. A vantagem dessa abordagem seria que ensaios simples uniaxiais seriam suficientes para descrever o comportamento em fadiga sob qualquer combinação de carregamento complexo.

Os modelos multiaxiais de tensões equivalentes são baseados nos critérios de escoamento discutidos no item 3.5.4. Os métodos de aproximação de tensões equivalentes mais utilizados são: teoria da tensão principal máxima, dada pela equação (35); teoria da

tensão cisalhante máxima, conhecida como teoria de Tresca, equação (36); e teoria da tensão cisalhante octaédrica ou critério de von Mises, descrita pela equação (37). A variação da tensão equivalente $\Delta\sigma_{eq}$, está relacionada com cada uma dessas teorias conforme mostrado pelas equações (35), (36) e (37), respectivamente (STEPHENS, 2001).

$$\Delta\sigma_{eq} = \Delta\sigma_1 \quad (35)$$

$$\Delta\tau = \frac{\Delta\sigma_{eq}}{2} = \frac{\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_3}{2} \quad (36)$$

$$\Delta\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^2 + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^2 + (\Delta\sigma_3 - \Delta\sigma_1)^2} \quad (37)$$

Onde: $\Delta\sigma_1, \Delta\sigma_2, \Delta\sigma_3$ são tensões principais, com $\Delta\sigma_1 > \Delta\sigma_2 > \Delta\sigma_3$. Após o cálculo da variação da tensão equivalente $\Delta\sigma_{eq}$, o estado de tensão multiaxial é reduzido para um estado de tensão equivalente uniaxial.

Essas equações são válidas somente para carregamentos proporcionais ou em fase. Em carregamento não proporcional (ou fora de fase), temos $\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_3 \neq \Delta(\sigma_1 - \sigma_3)$, assim não existe uma definição única da tensão cisalhante.

O critério de von Mises é mais utilizado na fadiga multiaxial quando os materiais apresentam um comportamento dúctil, enquanto para materiais com comportamento frágeis, o mais indicado é o critério da tensão principal máxima (STEPHENS, 2001).

Quando as tensões estão em fase, essas teorias podem ser combinadas com um diagrama de Goodman para incorporar o efeito da tensão média. Quando as tensões residuais médias estão presentes, a tensão média equivalente pode ser calculada baseada na tensão efetiva de von Mises, de acordo com a equação (38), ou pela soma das tensões normais médias equação (39). $\Delta\sigma_{m1}, \Delta\sigma_{m2}, \Delta\sigma_{m3}$ são tensões nominais médias:

$$\Delta\sigma_{eq,médio} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\Delta\sigma_{m1} - \Delta\sigma_{m2})^2 + (\Delta\sigma_{m2} - \Delta\sigma_{m3})^2 + (\Delta\sigma_{m3} - \Delta\sigma_{m1})^2} \quad (38)$$

$$\Delta\sigma_{eq,médio} = \Delta\sigma_{m1} + \Delta\sigma_{m2} + \Delta\sigma_{m3} = \Delta\sigma_{mx} + \Delta\sigma_{my} + \Delta\sigma_{mz} \quad (39)$$

A equação (39) é válida quando a soma das tensões normais for representada por um invariante de tensão, ou seja, quando a quantidade de tensão for independente dos eixos coordenados. Para os critérios de Tresca e von Mises as tensões equivalentes são insensíveis às tensões hidrostáticas ($\Delta\sigma_{m1} = \Delta\sigma_{m2} = \Delta\sigma_{m3}$), portanto $\sigma_{eq, médio} = 0$ na equação (38). Assim, se a vida em fadiga for sensível a tensões hidrostáticas, deve-se utilizar a equação (39) que fornece um resultado positivo ou negativo para tensões médias equivalentes.

Aproximações de tensões equivalentes ($\Delta\sigma_{eq}$ e $\Delta\sigma_{eq, médio}$) têm sido utilizadas devido a sua simplicidade, mas a correlação com os dados de fadiga multiaxial ainda estão limitados a poucos materiais e condições de carregamentos. Além disso, essas aproximações são válidas somente para condições de carregamentos proporcionais, cuja direção dos eixos principais permanecem fixas durante o ciclo de carregamento (STEPHENS, 2001).

Uma característica comum às teorias de escoamento estáticas é que elas preveem uma razão constante da resistência à fadiga em flexão sobre a resistência à fadiga em torção, a razão b/t . Para esses critérios temos: tensão cisalhante máxima, $b/t = 2,0$; tensão cisalhante octaédrica, $b/t = 1,73$ e tensão principal, $b/t = 1,0$. No entanto, os ensaios mostram que essa relação é fortemente dependente do material. Para aços e alumínio, b/t varia de 1,3 a 2,5; para ferros fundidos, os valores variam de 0,9 a 1,3 e para o cobre de 1,7 a 2,7.

3.6.6.2 Método de Sines

Sines propôs um critério de falha sob tensões multiaxiais proporcionais com a análise dos dados experimentais de Gough. Após estudar diversos critérios de falha, ele supôs que o dano por fadiga era causado por tensões cisalhantes octaédricas e pela componente hidrostática das tensões médias (SOCIE; MARQUIS, 2000; STEPHENS, 2001; CASTRO; MEGGIOLARO, 2010;), como demonstrado na equação (40):

$$\sqrt{(\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^2 + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^2 + (\Delta\sigma_3 - \Delta\sigma_1)^2} + m(\sigma_{mx} + \sigma_{my} + \sigma_{mz}) = \sqrt{2}\sigma_{Nf} \quad (40)$$

Onde m é o coeficiente de influência da tensão média e σ_{Nf} é a resistência à fadiga totalmente reversa esperada para a fadiga uniaxial e estados de tensões multiaxiais. O coeficiente m pode ser obtido experimentalmente através da resistência à fadiga com um nível de tensão média diferente de zero (condição para resistência na fadiga uniaxial $R = 0$ onde $\sigma_m = \sigma_a$). O valor de m é aproximadamente 0,5.

O método de Sines é similar à teoria da tensão cisalhante octaédrica, quando plotado em termos das tensões alternadas principais (como foi mostrado na Figura 35), exceto que a elipse torna-se menor para tensões médias positivas e maiores para tensões médias negativas. Em termos dos componentes de tensão x , y , z , o método de Sines é expresso pela equação (41):

$$\sqrt{(\Delta\sigma_x - \Delta\sigma_y)^2 + (\Delta\sigma_y - \Delta\sigma_z)^2 + (\Delta\sigma_z - \Delta\sigma_x)^2} + 6(\Delta\tau_{xy}^2 + \Delta\tau_{yz}^2 + \Delta\tau_{zx}^2) + m(\sigma_{mx} + \sigma_{my} + \sigma_{mz}) = \sqrt{2}\sigma_{Nf} \quad (41)$$

Assim, o estado de tensão é reduzido para um estado de tensão uniaxial σ_{Nf} . Desta maneira, segundo o critério de Sines, uma peça terá vida infinita à fadiga, sob cargas proporcionais, quando no seu ponto crítico o seguinte critério for válido (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010):

$$\frac{\Delta\tau_{oct}}{2} + m(3\sigma_h) < \sqrt{2}\sigma_{Nf} \quad (42)$$

ou

$$\sqrt{(\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^2 + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^2 + (\Delta\sigma_3 - \Delta\sigma_1)^2} + m(\sigma_{mx} + \sigma_{my} + \sigma_{mz}) < \sqrt{2}\sigma_{Nf} \quad (43)$$

No caso de tensões alternadas combinadas axiais e torcionais, o parâmetro de dano leva a uma série de elipses concêntricas, num gráfico em que a ordenada e a abcissa são respectivamente as amplitudes das componentes alternadas de tensão axial e torcional (Figura 37) e o tamanho da elipse é linearmente proporcional à soma das tensões axiais estáticas (equação (44)). O uso da tensão hidrostática prevê que o efeito do dano de uma tensão média de tração σ_{mx} pode ser anulado por uma tensão média de compressão σ_{my} atuando em uma direção diferente. A formulação de Sines tem a vantagem de ser

facilmente resolvida para estados de tensão complexos, sendo necessário apenas o cálculo das constantes m e σ_{NF} (SOCIE; MARQUIS, 2000).

$$\Sigma = \sigma_{mx} + \sigma_{my} + \sigma_{mz}$$

(44)

Figura 37 - Critério de Sines para o caso de tensões alternadas combinadas axiais e torcionais.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

3.6.7 Modelos Multiaxiais baseados na deformação, energia e plano crítico

3.6.7.1 Aproximações baseadas na deformação solicitante e energia

Os modelos multiaxiais de dano à fadiga baseados em tensões macroscópicas supostamente elásticas devem ser usados para evitar trincas ou prever vidas em fadiga muito longas. Na modelagem dos problemas multiaxiais de vidas limitadas devem-se usar os critérios de dano à fadiga baseados nas deformações, generalizando as idéias estudadas

no método ϵ_N (deformação vida), em situações onde a deformação plástica pode existir (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010). Aproximações de deformações equivalentes são utilizadas como critérios de fadiga multiaxial baseados em: teoria da deformação principal máxima, teoria da deformação cisalhante máxima e teoria da deformação cisalhante octaédrica, de acordo com as equações (45), (46) e (47) respectivamente (STEPHENS, 2001):

$$\Delta\epsilon_{eq} = \Delta\epsilon_1 \quad (45)$$

$$\Delta\epsilon_{eq} = \frac{\Delta\epsilon_1 - \Delta\epsilon_3}{1 + \nu} \quad (46)$$

$$\Delta\epsilon_{eq} = \frac{\sqrt{(\Delta\epsilon_1 - \Delta\epsilon_2)^2 + (\Delta\epsilon_2 - \Delta\epsilon_3)^2 + (\Delta\epsilon_3 - \Delta\epsilon_1)^2}}{\sqrt{2}(1 + \nu)} \quad (47)$$

Onde: $\Delta\epsilon_{eq}$ é a deformação alternada equivalente e $\Delta\epsilon_1$, $\Delta\epsilon_2$ e $\Delta\epsilon_3$ são deformações alternadas principais com $\Delta\epsilon_1 > \Delta\epsilon_2 > \Delta\epsilon_3$.

Note-se que a deformação alternada equivalente, $\Delta\epsilon_{eq}$, foi calculada para o estado de tensão multiaxial, a partir da equação deformação vida (equação (8) $\Delta\epsilon = \Delta\epsilon_{eq}$), usada para previsão da vida em fadiga. Essas aproximações também não são adequadas para situações de carregamentos multiaxiais NP.

Aproximações baseadas na energia usam produtos da tensão e deformação para quantificar o dano por fadiga. Um exemplo de parâmetro baseado na energia é o trabalho plástico por ciclo como critério de vida para nucleação da trinca. Esse trabalho é calculado pela integração do produto da tensão pela deformação plástica (ou seja, a área do laço de histerese) para cada uma das seis componentes da tensão. A soma das seis integrais é o trabalho plástico por ciclo. Para estas aproximações é importante considerar regras de encruamento adequadas, principalmente durante o carregamento NP, visto que o formato dos laços de histerese depende da história de carregamento (STEPHENS, 2001).

3.6.7.2 Aproximação baseadas no plano crítico e o modelo de Fatemi e Socie

Observações experimentais indicam que a nucleação e crescimento das trincas ocorrem em planos específicos chamados de planos críticos. Dependendo do material e das condições de carregamento, podem ocorrer em planos de tensão de tração ou cisalhamento máximo.

Os modelos baseados em planos críticos podem prever não somente a vida em fadiga, como também a orientação da trinca ou planos de fratura. Com o auxílio dos critérios de tensões, deformações e energia diferentes parâmetros são utilizadas para análises dos danos causados pelos critérios do plano crítico. Um modelo de plano crítico baseado nas tensões cisalhantes e normais foi desenvolvido por Findley em 1950. Esse modelo é descrito segundo a equação (48):

$$\left(\frac{\Delta\tau}{2} + k\sigma_n \right)_{máx} = C \quad (48)$$

Onde: $\Delta\tau/2$ é a tensão cisalhante alternada, σ_n é a tensão normal atuando no plano $\Delta\tau$, k e C são constantes. De acordo com esse modelo, a iniciação e crescimento das trincas ocorrem num plano definido pelo maior valor de $\Delta\tau/2 + k\sigma_n$ (REIS et al., 2009; STEPHENS, 2001). Estes são denominados *planos críticos* e são definidos como um ou mais planos dentro de um material sujeitos a um valor máximo de um critério de dano. A ação combinada das tensões normal e cisalhante é responsável pelo dano em fadiga e o valor máximo da quantidade entre parêntesis na equação (48) é usado, ao invés do valor máximo da tensão cisalhante (SOCIE; MARQUIS, 2000).

Alguns anos mais tarde, Brown e Miller formularam uma aproximação similar à de Findley em termos da deformação. Neste modelo, os parâmetros que governam o dano por fadiga são a deformação angular cíclica e a deformação axial no plano de máxima tensão cisalhante. Entretanto, o plano crítico nem sempre coincide com o plano onde os parâmetros de dano por fadiga atingem os valores máximos (WANG; YAO, 2006). A equação (49) representa essa aproximação.

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} + S\Delta\varepsilon_n = C \quad (49)$$

Onde: $\Delta\gamma_{\max}/2$ é a amplitude de deformação cisalhante máxima, $\Delta\epsilon_n$ é a variação da deformação axial atuando no plano $\Delta\gamma_{\max}$, e S é uma constante do material que define o peso da deformação normal (REIS et al., 2009; STEPHENS, 2001). A Figura 38(a) mostra os parâmetros que afetam o modelo de Brown e Miller.

Apesar deste modelo ser muito utilizado em fadiga multiaxial, o valor de $\Delta\epsilon$ não inclui informações a respeito das tensões e deformações máximas, portanto não se deveria assumir que $\Delta\epsilon_n$ controle a abertura e fechamento da trinca. Duas microtrincas com os mesmos valores de $\Delta\gamma_{\max}$ e $\Delta\epsilon_n$, podem ter vida em fadiga muito diferentes se uma estiver aberta (tracionada) e a outra fechada (comprimida) devido à carga média (MEGGIOLARO, 2005).

Aproximações baseadas no plano crítico tendem a refletir a natureza física dos mecanismos de dano por fadiga em suas equações. Outro modelo baseado nessa teoria foi proposto por Ali Fatemi e Darrel Socie. Eles consideravam que o critério de Brown e Miller não era suficiente para explicar os efeitos do endurecimento adicional que ocorrem nos carregamentos NP (FATEMI; SOCIE, 1988; WU, Z.R. et al, 2014). Assim, sugeriram substituir o fator $\Delta\epsilon_n$ do modelo de Brown e Miller, pela tensão normal $\sigma_{n,\max}$, atuando no plano de máxima amplitude de deformação cisalhante, como mostrado pela equação (50) (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010; REIS et al., 2009; STEPHENS, 2001). A Figura 38(b) mostra os parâmetros que afetam este modelo. Esse modelo diz que a tensão normal é responsável pela diminuição do contato entre as superfícies irregulares de uma microtrinca, reduzindo o atrito entre elas. Assim, durante um carregamento cisalhante, as forças de fricção vão reduzir as tensões na ponta da trinca, impedindo o seu crescimento e aumentando a vida em fadiga (SOCIE; MARQUIS, 2000).

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma_e} \right) = C \quad (50)$$

Onde: σ_e é a resistência ao escoamento do material e k é uma constante. O valor de k é obtido de testes de fadiga simples uniaxiais e torcionais. Em um teste de fadiga torcional simples, $\sigma_{n,\max} = 0$, portanto a equação (50) é reduzida a $\Delta\gamma_{\max}/2 = C$.

Figura 38 - Parâmetros de dano que afetam os modelos baseados nas deformações solicitantes (a) Brown e Miller; (b) Fatemi e Socie.

Fonte: Castro e Meggiolaro (2010).

O modelo de Fatemi e Socie tem a vantagem de permitir a modelagem do encruamento não proporcional através do pico de tensão normal $\sigma_{n,max}$. Nos materiais com α_{NP} alto, como os aços inox austeníticos, uma história NP é mais danosa que outra proporcional de mesmo $\Delta\gamma_{max}$, pois o encruamento NP eleva o valor de $\sigma_{n,max}$ (CASTRO; MEGGIOLARO, 2010).

Os efeitos da tensão média ou de tensões residuais na vida em fadiga para este modelo são justificados em termos da tensão normal máxima, definida pela equação (51):

$$\sigma_{n,max} = \sigma_{n,a} + \sigma_{n,m} \quad (51)$$

Onde: $\sigma_{n,a}$ e $\sigma_{n,m}$ são tensões normais alternadas e tensões normais residuais ou médias respectivamente. O endurecimento adicional ocorre devido às condições de carregamentos não proporcionais, conforme discutido na seção 3.5.3.

A equação (50) pode ser reescrita em termos das propriedades cisalhantes deformação-vida obtidas de testes de torção totalmente reversos, como por exemplo, em um tubo de parede fina, resultando na equação (52):

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,max}}{\sigma_e} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b_0} + \gamma'_f (2N_f)^{c_0} \quad (52)$$

Onde: G é o módulo de cisalhamento, τ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga cisalhante, γ'_f é o coeficiente de ductilidade a fadiga cisalhante, b_0 e c_0 são expoentes de resistência a fadiga e ductilidade a fadiga. Essas propriedades podem ser estimadas da fadiga uniaxial como: $\tau'_f \approx \sigma'_f / \sqrt{3}$, $b_0 \approx b$, $\gamma'_f = \epsilon'_f \cdot \sqrt{3}$, $c_0 \approx c$. Assim, em termos dos parâmetros de fadiga

uniaxial, a equação (50) é rescrita novamente resultando na equação (53), sendo que ν_e e ν_p são as razões de Poisson elástica e plástica respectivamente.

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma_e} \right) = \left[(1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + (1 + \nu_p) \varepsilon'_f (2N_f)^c \right] * \left[1 + k \frac{\sigma'_f}{2\sigma_y} (2N_f)^b \right] \quad (53)$$

De acordo com o modelo de Fatemi e Socie a deformação cisalhante cíclica deve estar presente para ocorrer o dano em fadiga, ou seja, $\Delta\gamma_{\max}/2 \neq 0$. Assim, este modelo é adequado para descrever o comportamento de materiais quando a maior parte da vida em fadiga é consumida durante a nucleação das trincas, restando uma pequena parcela da vida para o crescimento das trincas ao longo dos planos cisalhantes máximos. Esse comportamento é comum para a maioria dos metais e ligas (STEPHENS, 2001). Este modelo explica a diferença entre carregamentos de tração e torção, além de descrever os efeitos das tensões médias e também o efeito do endurecimento no carregamento cíclico NP.

Apesar das limitações apresentadas por esses modelos baseados em planos críticos, a maioria deles tem despertado grande interesse nos pesquisadores, devido aos bons resultados alcançados nos carregamentos NP (WANG; YAO, 2006; REIS, L. et al, 2009; GÓMEZ et al, 2011; WU, M. et al, 2012; SÁGA et al, 2012; WU, Z.R. et al, 2014).

Wang e Yao (2006) estudaram diversos carregamentos tensão-torção proporcionais e NP em um material aeronáutico comum, ligas de alumínio LY12CZ, empregando amostras de formato tubular entalhadas e lisas. O objetivo dos testes nas amostras entalhadas foi estudar a nucleação da trinca e o ângulo sob carregamento multiaxial, através de carregamentos em fase e 90° e 45° fora de fase. O parâmetro de fadiga multiaxial utilizado foi baseado no conceito de plano crítico. Nestes testes foram avaliados dois métodos para definir o plano crítico, que foram comparados com os resultados experimentais estatísticos de modelos conhecidos propostos por Kandil e Brow e Miller (1982; WANG; YAO, 2006).

O efeito do carregamento multiaxial no comportamento de deformação cíclica durante a iniciação da trinca e ao longo do seu crescimento foi avaliado também para diferentes aços (REIS et al, 2009). O objetivo principal do trabalho de Reis e colaboradores foi avaliar os efeitos multiaxiais nos carregamentos proporcionais e NP, o endurecimento adicional e a influência da microestrutura na iniciação e orientação da trinca no início da

propagação. Para um mesmo carregamento, os aços Ck45, AISI 303 e 42CrMo4 apresentaram diferentes orientações de trincas devido a diferença no comportamento de plasticidade cíclica e a sensibilidade aos carregamentos NP. Além disso, foram realizadas aproximações de modelos de planos críticos e modelos baseados em energia, tais como: Findley, Brown e Miller, Fatemi e Socie, Smith, Watson e Topper (SWT) e Liu, para prever a vida em fadiga e a orientação das trincas iniciais (REIS et al, 2009).

O comportamento em fadiga de um aço estrutural, S355 J2, também foi analisado sob estados de tensão-torção em fase e 90° fora de fase. As curvas cíclicas mostraram um amolecimento do material em ambos os testes de fadiga torcional e uniaxial, em comparação com as curvas monotônicas. Além disso, durante os testes de fadiga axial-torcional fora de fase, o material apresentou um maior amolecimento cíclico do que nos testes de fadiga em fase. Neste caso, o parâmetro de Fatemi e Socie não apresentou resultados satisfatórios para as estimativas de vida para ambos carregamentos proporcionais e NP (GÓMEZ et al, 2011). Apesar disso, resultados satisfatórios foram alcançados em estudos com a liga de alumínio 6063 T66. Todos os modelos multiaxiais aplicados apresentaram um aumento na vida em fadiga com a diminuição da amplitude de tensão. Considerando a região de baixo ciclo, as curvas de fadiga apresentaram melhores resultados para os modelos de Fatemi e Socie, Smith-Watson-Topper e Liu, comparados com o modelo de Brown- Miller (SÁGA et al, 2012).

4 MATERIAS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizadas três ligas de alumínio da série 6xxx com as designações AA6005, AA6063 e AA6351, na condição T6, destinadas à fabricação de componentes de carroçarias para caminhões e ônibus. Essa tese de doutorado faz parte de um estudo mais abrangente que envolveu também outro trabalho de mestrado defendido no Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo (DEMAR/EEL/USP) no ano de 2013. Nessa dissertação estudou-se o comportamento em fadiga de alto ciclo e da sensibilidade ao entalhe dessas mesmas três ligas de alumínio (SILVA, 2013).

Os materiais foram fornecidos pela Companhia Brasileira de Alumínio – CBA ao Departamento de Engenharia de Materiais DEMAR/EEL/USP, na forma de barras de 10 mm de diâmetro e 500 mm de comprimento dos quais foram confeccionados os corpos-de-prova (CDP-s). As ligas AA6005, AA6063 e AA6351 foram recebidas com certificado de composição química fornecido pela CBA, conforme especificado na Tabela 5. Uma análise química das ligas foi realizada em um espectrômetro Ametek Spectromaxx modelo LMF05 presente no Laboratório de Materiais da Fatec Sorocaba. Os resultados também estão indicados na Tabela 5 (avaliados) e correspondem a uma média obtida em cinco análises realizadas em posições diferentes da mesma amostra.

De um modo geral, os teores de Si e Mg das três ligas estão dentro da especificação, à exceção do Mg nas ligas AA6351 e AA6063. Os teores de Fe nas três ligas estão abaixo dos valores especificados. O teor de Mn na liga AA6063 é pelo menos uma ordem de grandeza menor do que nas demais ligas estudadas.

O tratamento térmico na condição T6 é aquele no qual as ligas são solubilizadas e então envelhecidas artificialmente. Este tratamento é aplicado aos produtos que não sofrem deformação plástica depois do tratamento térmico de solubilização, ou nos quais o efeito do encruamento, pode ser desconsiderado na determinação dos limites de propriedades mecânicas (ALCOA). No caso das ligas estudadas a solubilização ocorreu na temperatura

de 580°C e o envelhecimento artificial a 180°C por seis horas. A extrusão das ligas ocorreu à temperatura de 400°C.

Tabela 5 - Composição das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA6005 - especificado	0,50 - 0,90	0,35	0,3	0,50	0,40 - 0,7	0,30	0,20	0,10
AA6005 - avaliado	0,82	0,22	0,09	0,25	0,47	0,002	< 0,001	0,03
AA6063 - especificado	0,2 - 0,6	0,35	0,1	0,10	0,45 - 0,9	0,10	0,10	0,10
AA6063 - avaliado	0,53	0,18	0,01	0,02	0,44	0,001	0,001	0,03
AA6351 - especificado	0,7 - 1,3	0,5	0,10	0,40 - 0,8	0,40 - 0,8	-	0,20	0,20
AA6351 - avaliado	1,01	0,19	0,10	0,48	0,37	-	0,001	0,03

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.2.1 Corpos-de-prova

4.2.1.1 Confeção dos corpos-de-prova para ensaio de tração

Foram usinados 12 corpos-de-prova para ensaio de tração, no Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia de Materiais - DEMAR/EEL/USP, utilizando-se um torno mecânico convencional Tormax 20, da marca ROMI, com frequência de 1000 rpm, refrigeração com óleo solúvel para não aquecer o material, ferramenta de aço com corte rápido e processo manual. As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, estão representadas na Figura 39.

Figura 39 - Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração em mm.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.1.2 Confeção dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga de baixo ciclo

Foram usinados 30 corpos-de-prova de cada liga para o ensaio de fadiga de baixo ciclo, no Laboratório de Usinagem do DEMAR/EEL/USP, no mesmo torno mecânico descrito anteriormente no item 4.2.1.1. Para remover os riscos de usinagem e uniformizar o acabamento das peças, estas foram lixadas com lixas de granulometria de 400 e 600. As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, estão representadas na Figura 40. Na Figura 41 pode-se observar uma fotografia do corpo -de- prova.

Figura 40 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga de baixo ciclo em mm.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 41 - Fotografia do corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.1.3 Confecção dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga multiaxial

Foram usinados 60 corpos-de-prova de cada liga para os ensaios de fadiga multiaxial, no Laboratório de Usinagem do DEMAR/EEL/USP, no mesmo torno mecânico descrito anteriormente no item 4.2.1.1. As dimensões dos corpos-de-prova estão representadas na Figura 42. Foi empregado o mesmo acabamento com lixas descrito anteriormente para remover os riscos de usinagem e uniformizar o acabamento das peças.

Figura 42 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga multiaxial em mm.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.2 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural das ligas estudadas, realizou-se a preparação metalográfica nas amostras 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 carbetto de silício na seguinte sequência: 600, 800, 1200 e 2000, 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, ambos localizados no DEMAR/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. Essas análises foram realizadas em dez partículas com características de formatos alongados e esféricos, de diferentes imagens de MEV, e assim foram apresentados os resultados correspondentes à média de quantificação dessas partículas.

Através de um programa chamado IMAGE J versão 1.30, foi estimado a fração volumétrica das partículas de segunda fase presentes nas ligas AA6005, AA6063 e AA6351, através de imagens obtidas via MEV. Para cada uma das ligas foram analisadas seis imagens e foi aplicada, através do software, uma rotina de processamentos para o cálculo quantitativo das fases secundárias presentes nas três ligas. Em seguida, foi realizada uma análise estatística dos resultados obtidos com os valores médios de fração de área de cada uma.

4.2.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos em conformidade com a norma ASTM E8/E8M - 11 (ASTM, 2011) e realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMAR/EEL/USP à temperatura ambiente, utilizando uma máquina de ensaios mecânicos servo-hidráulica MTS mod. 810.23M, mostrada na Figura 43, com capacidade para 250kN.

Foram realizados três ensaios para cada uma das ligas. A velocidade de avanço utilizada foi de 1,0 mm/min e utilizou-se extensômetro axial com comprimento de referência de 25 mm para medir a deformação. Os valores obtidos foram importados para a planilha Origin 8.0 para traçagem das curvas Tensão *versus* Deformação.

Figura 43 - Máquina de ensaios MTS 810.23M.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.4 Ensaio de Fadiga de Baixo Ciclo

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo foram conduzidos no laboratório de ensaios mecânicos do DEMAR/EEL/USP, em uma máquina servo-hidráulica MTS mod. 810.23M. O objetivo desses ensaios foi determinar as propriedades básicas do material com o uso da proposição de Morrow sobre a equação de Coffin-Manson, a qual relaciona a variação da deformação total com o número de reversões para a falha por fadiga, conforme mostrado na seção 3.3 pela equação (8). Esses ensaios foram realizados com taxa de deformação constante de $0,005 \text{ seg}^{-1}$, onda triangular e amplitude de deformação total com valores que variaram de $0,3\% \leq \epsilon_{at} \leq 1,2\%$. Durante o carregamento cíclico a deformação foi medida

com um extensômetro axial MTS modelo 632.26 F-21 (ver Figura 44). A frequência foi calculada através da relação entre a amplitude de deformação total (0,3% a 1,2%) dividida pela taxa de deformação constante, essa relação correspondia a 0,25 ciclos (50 pontos). O cálculo foi realizado de forma que para cada ensaio, fossem coletados 200 pontos em um ciclo completo de carregamento. A curva tensão deformação cíclica foi obtida a partir dos picos dos laços de histerese estáveis, para os diferentes valores de amplitudes de deformação total adotados para as três ligas em estudo.

Figura 44 - Fotografia do ensaio de fadiga de baixo ciclo, mostrando o dispositivo de fixação/ extensômetro.

Fonte: Arquivo pessoal.

Em cada ensaio avaliou-se o laço de histerese gravado correspondente ao número de ciclos mais próximo de 50% da vida da peça. O critério de falha adotado foi de uma queda na tensão de pico de 20% em relação à máxima tensão atingida. As análises dos laços de histerese coletados tiveram como objetivo determinar as amplitudes de deformação elástica e plástica. Para tanto, foi adotado o critério da ASTM, conforme descrito por KANDIL (1999) e ilustrado na Figura 45. É importante mencionar que os laços de histerese foram determinados em termos das tensões e deformações verdadeiras.

Os valores verdadeiros das tensões e deformações podem ser obtidos dos respectivos pontos experimentais de engenharia, conforme as equações (54) e (55) (DOWLING, 2007). A determinação da deformação verdadeira pela deformação de engenharia, equação (55) pode ser feita enquanto a distribuição de deformação for

uniforme ao longo do corpo-de-prova, isto é, enquanto não se iniciou a estricção. A equação (54), além de guardar a mesma restrição, é baseada também na hipótese de volume constante durante a deformação plástica.

$$\tilde{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (54)$$

$$\tilde{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon) \quad (55)$$

Onde: σ e $\tilde{\sigma}$ são respectivamente tensão de engenharia e tensão verdadeira, e ε e $\tilde{\varepsilon}$ são deformação de engenharia e deformação verdadeira.

Figura 45 - Método empregado para determinar as parcelas elásticas e plásticas da deformação cíclica, exemplificado com o laço de histerese da liga de alumínio AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.5 Análises das Tensões Internas

O valor da tensão de pico (σ_a) foi determinado tomando-se a tensão máxima da parcela trativa do ciclo de deformação. Para a determinação da tensão de escoamento adotou-se uma reta que foi calculada a partir da criação de uma nova coluna

tensão/deformação deslocada de 0,05%, conforme observado na Figura 46. As curvas analisadas correspondem ao ensaio de amplitude de deformação de 0,5% para as três ligas. Em cada ensaio foram avaliados laços coletados ao longo da vida da peça, com o objetivo de verificar a evolução das tensões de atrito e de recuo. Apesar da tensão de escoamento ser obtida de maneira arbitrária, a adoção de um valor fixo para o deslocamento da reta garante ao menos que a variação relativa entre os valores das tensões de atrito e de recuo com a evolução do ensaio possa ser avaliada.

Figura 46- Determinação da amplitude de tensão σ_a e da tensão de escoamento σ_e , para a liga de alumínio AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.6 Ensaio de Fadiga Multiaxial

Os ensaios de fadiga sob cargas multiaxiais foram realizados no Instituto de Engenharia Mecânica (IEM) na Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI). O equipamento utilizado foi INSTRON modelo 8874 mostrado na Figura 47, cuja capacidade é de ± 100 N.m em torque e ± 25 kN em cargas axiais. A frequência foi de 20 Hz e a forma da onda senoidal. Foram aplicados carregamentos axiais e torcionais e diferentes combinações axiais/ torcionais para testes cíclicos totalmente reversos, com razão de tensão de $\tau_{\max} =$

$\sigma_{\max}/\sqrt{3}$. Para os carregamentos combinados foram realizados testes em fase e fora de fase a 45 e 90°.

Figura 47 - Máquina de ensaios INSTRON modelo 8874.

Fonte: Arquivo pessoal.

A história das tensões aplicadas e o caminho das tensões para condições de carregamento proporcional e não proporcional 90 e 45° fora de fase, normalizada em relação à máxima tensão de tração aplicada, estão representados na Figura 48. Para o carregamento combinado em fase observa-se a Figura 48 (a - b).

Para os carregamentos cíclicos com defasagem de 90°, as tensões σ_x e τ_{xy} e o caminho das tensões são mostrados na Figura 48 (c - d). Finalmente as Figura 48 (e - f) mostram os carregamentos não proporcionais a 45° e o caminho das tensões.

Para a avaliação da vida em fadiga sob carregamentos multiaxiais é usual reduzir carregamentos complexos a um carregamento uniaxial equivalente. Neste trabalho, os resultados experimentais relacionados aos carregamentos proporcionais foram analisados por meio de critérios baseados em tensões equivalentes. Para os carregamentos não proporcionais foram necessárias aproximações baseadas em modelos de plano crítico. Neste trabalho foi utilizado o Modelo de Fatemi e Socie (2000). Os dados obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo também foram empregados e comparados com os resultados encontrados pelo modelo.

Figura 48 - História das tensões aplicadas e caminho da tensão para: (a) e (b) carregamento proporcional (em fase); (c) e (d) carregamento não proporcional (defasagem de 90°); (e) e (f) carregamento não proporcional (defasagem de 45°).

Fonte: Arquivo pessoal.

Além disso, com o auxílio do estereoscópio modelo Discovery. V12 marca ZEISS, localizado no DEMAR/EEL/USP, apresentado na Figura 49 foi possível determinar as inclinações dos planos das trincas para cada um dos testes de fadiga multiaxial realizados.

Figura 49 - Estereoscópio modelo Discovery.V12, marca ZEISS, DEMAR/EEL/USP.

Fonte: Arquivo pessoal.

4.2.7 Análise das superfícies de fratura em fadiga de baixo ciclo e fadiga multiaxial

As superfícies de fratura das amostras dos ensaios de fadiga de baixo ciclo foram observadas utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura – Modelo 1450VP marca LEO (Figura 50 (a)), localizado no DEMAR/EEL/USP, com detector de elétrons secundários que permite identificar e comparar os mecanismos de fratura por fadiga nas três ligas de alumínio estudadas.

Foram analisadas também as superfícies de fratura das peças dos ensaios de fadiga sob carregamentos multiaxiais com o auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura – Modelo TM 3000 marca HITACHI (Figura 50(b)), localizado no DEMAR/EEL/USP.

Figura 50 - Microscópio Eletrônico de varredura (a) Modelo 1450VP; (b) Modelo TM 3000.

Fonte: Arquivo pessoal.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos foram sumarizados em seis seções: Análise microestrutural, propriedades de tração, análise dos resultados de fadiga de baixo ciclo e fadiga multiaxial, inclinação dos planos das trincas nos ensaios de fadiga multiaxial e superfícies de fratura dos ensaios de fadiga de baixo ciclo e fadiga multiaxial.

5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

5.1.1 Microscopia óptica

As Figuras 51 a 56 a seguir apresentam imagens obtidas via Microscopia Óptica produzidas na CBA – Companhia Brasileira de Alumínio. As amostras analisadas foram cortadas em direção longitudinal ao sentido da extrusão e possuem 10 mm de largura. As Figuras 51, 53 e 55 apresentam micrografias obtidas com ampliações de 200X e 500X para as amostras atacadas com ácido fluorídrico 0,5%. As Figuras 52, 54 e 56 apresentam imagens obtidas por microscopia óptica com luz polarizada e ampliação de 37,5X. As linhas amarelas que delimitam essas figuras refletem a região central do corpo de prova com um diâmetro útil de 6 mm, empregado nos ensaios de tração. As linhas verdes que delimitam as mesmas figuras refletem a região central do corpo de prova com um diâmetro útil de 5 mm para os ensaios de fadiga de baixo ciclo.

As Figuras 51 e 55 representam as amostras analisadas das ligas AA6005 e AA6351 respectivamente, revelando uma microestrutura formada pela fase α -(Fe,Mn)SiAl com partículas grosseiras de compostos intermetálicos de formatos e dimensões variados, com tamanho máximo de 3 μm para a liga AA6005 e 5 μm para a liga AA6351. Nas Figuras 52 e 56 podem ser observadas estruturas granulares com grãos recristalizados na periferia e grosseiros e alongados no centro para as ligas AA6005 e AA6351 respectivamente. Grãos com forma alongada em ligas contendo Cr e Mn podem ter uma forte influência no alongamento uniforme durante a laminação (JENISKI, 1997).

A Figura 53 representa a amostra analisada da liga AA6063, revelando uma estrutura formada pela fase α -FeSiAl com predomínio de partículas alongadas, com tamanho máximo de 8 μm . Na Figura 54 podem-se observar estruturas granulares com grãos equiaxiais das periferias para o centro da amostra.

As partículas grosseiras observadas no MO e que serão observadas no MEV (próxima seção 5.1.2) não são as precipitados endurecedores que se formam durante o tratamento de envelhecimento da solução descrito na seção 2.2.4. Tais partículas endurecedoras 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 de tamanhos nanométricos, visíveis apenas com o auxílio do microscópio eletrônico de transmissão (GUPTA et al., 2001; MIAO; LAUGHLIN, 1999 MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005). Durante a tração, essas partículas fraturam e microcavidades são geradas. A clivagem precoce dessas partículas e o crescimento de microcavidades ao seu redor, em conjunto com a coalescência das microcavidades leva a uma baixa energia de cisalhamento (ASM, 1985).

Figura 51 - Microscopia Óptica da liga AA6005. (a) 200X e (b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 52 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6005 com ampliação de 37, 5X.

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

Figura 53 - Microscopia Óptica da liga AA6063. (a) 200X e (b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 54 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6063 com ampliação de 37,5X.

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

Figura 55 - Microscopia Óptica da liga AA6351. (a) 200X e (b) 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 56 - Microscopia Óptica da amostra polarizada da liga AA6351 com ampliação de 37,5X.

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura

Liga AA6005

As Figuras 57 e 58 apresentam as micrografias da liga AA6005. Observa-se a presença de microcavidades (pontos pretos) e de partículas de segunda fase (apresentando cor branca) distribuídas de forma mais ou menos homogênea na microestrutura. Aparentemente as cavidades correspondem a partículas de segunda fase arrancadas durante a preparação da amostra. Observa-se também uma tendência ao alinhamento das partículas de segunda fase com a direção de extrusão do material. Essas partículas tendem ao formato arredondado ou retangular.

Figura 57 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 100X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 58 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 400X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Liga AA6063

Na Figura 59 observa-se uma imagem do MEV com detector de elétrons retroespalhados da liga AA6063. Os grãos apresentam morfologia equiaxial e novamente observa-se a presença de microcavidades oriundas do descolamento de partículas.

Figura 59 - Micrografia da liga AA6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500x.

Fonte: Arquivo pessoal.

Liga AA6351

Na Figura 60 observa-se uma imagem do MEV com detector de elétrons retroespalhados da liga AA6351. Novamente pode-se observar a presença de microcavidades e partículas de segunda fase distribuídas por toda superfície e grãos com características alongadas. Observa-se a mesma tendência ao alinhamento das partículas com a direção de extrusão do material.

Figura 60 - Micrografia da liga AA6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 500X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Comparando as Figuras 57, 59 e 60 observam-se características semelhantes às análises feitas na seção 5.1.1. Os grãos são mais alongados nas ligas AA6005 e AA6351 e são equiaxiais e bem menores na liga AA6063. Os contornos de grãos e a diferença de coloração de um grão para outro é devida a diferença de orientação entre os grãos. Além disso, as partículas de segunda fase são aparentemente maiores na liga AA6063 (Figura 59).

As Figuras 61 a 63 são imagens das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente com ampliação de 800X para uma melhor visualização do formato dessas partículas. As Tabelas 6 e 7 mostram as análises de EDS das partículas intermetálicas de segunda fase (partículas brancas observadas nas imagens do MEV) para as três ligas estudadas. Essas partículas são constituídas principalmente por Fe, Mn, Si e Al e agem

como *pinning* de contornos de grãos e inibem a recristalização e o crescimento de grão (ASTM, 1990; NANNINGA; WHITE; MILLS; LUKOWSKI, 2010).

Figura 61 - Micrografia da liga AA6005 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 62 - Micrografia da liga AA6063 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 63 - Micrografia da liga AA6351 com detector de elétrons retroespalhados e ampliação de 800X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 6 - Análise de EDS das partículas de segunda fase com aspecto alongado.

% Massa	AA6005	AA6063	AA6351
Al	87,2	87,2	92,2
Mg	0,5	0,3	0,3
Mn	0,9	0,1	1,8
Si	3,6	4,2	2,2
Fe	7,8	8,0	3,2
Cr	0,1	0,1	0,0
Cu	0,0	0,1	0,2
Ti	0,0	0,1	0,0
Zn	0,0	0,2	0,1

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

Tabela 7 - Análise de EDS das partículas de segunda fase com aspecto esférico.

% Massa	AA6005	AA6063	AA6351
Al	87,8	82,4	89,8
Mg	0,6	0,4	0,3
Mn	1,2	0,1	1,9
Si	3,7	4,8	2,3
Fe	7,1	12,2	4,4
Cr	0,0	0,0	0,0
Cu	0,1	0,1	0,3
Ti	0,0	0,1	0,9
Zn	0,1	0,1	0,1

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

As análises de EDS das partículas intermetálicas de segunda fase das ligas AA6063 mostram que as partículas são principalmente constituídas por Al, Fe e Si. A grande maioria das análises de EDS não identificaram Mn e Cr nas partículas de fase secundária, e quando esses elementos foram identificados apresentam quantidades muito baixas. Esses resultados indicam 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). O Fe está sempre presente nas ligas de Al por ser uma impureza difícil de ser retirada. Adições de Mn e Cr são feitas para estabilizar o Fe presente, diminuindo assim a fragilidade da liga (ALUMINUM, 1984).

Por outro lado as análises de EDS das ligas AA6351 e AA6005 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 AA6351 não apresenta Cr como elemento de liga.

As frações volumétricas das partículas de segunda fase observadas no MEV, presentes nas ligas AA6005, AA6063 e AA6351 foram calculadas utilizando o *software* IMAGE J 1.30 e os valores médios e o desvio padrão encontram-se apresentados na Tabela 8. Não existe diferença significativa entre as frações volumétricas das partículas de segunda fase, pois essas partículas estão relacionadas ao processo de fabricação, que foi o mesmo para as três ligas analisadas. Ainda assim, verifica-se na Tabela 8 que a liga AA6005 apresenta fração volumétrica de partículas de segunda fase ligeiramente superior,

seguida pelas ligas AA6351 e AA6063. Nessa análise não foram avaliadas as cavidades possivelmente associadas a partículas arrancadas. Essas partículas grosseiras são um dos potenciais sítios de início de trincas de fadiga em ligas de alumínio (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992).

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. As principais partículas responsáveis pelo endurecimento das ligas da série 6xxx são as partículas de Mg_2Si , que possuem tamanho nanométrico e por isso, não podem ser observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A observação de tais partículas é possível através de Microscopia Eletrônica de Transmissão.

Tabela 8 - Fração volumétrica de partículas de segunda fase das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

Liga	Fração volumétrica de partículas de segunda fase (partículas brancas) (%)	Desvio padrão
AA6005	3,0	$\pm 0,3$
AA6063	2,5	$\pm 0,2$
AA6351	2,7	$\pm 0,2$

Fonte: Adaptado de Silva (2013).

5.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO

A Figura 64 mostra curvas tensão-deformação de engenharia representativas das ligas AA6005, AA6063 e AA6351. A Tabela 9 mostra os valores médios e o desvio padrão dos principais parâmetros do ensaio de tração, onde σ_e representa o limite de escoamento, σ_t é o limite de resistência à tração, ΔL representa o alongamento percentual, U_T indica o valor de tenacidade, U_R indica o módulo de resiliência do material.

Figura 64 - Curvas tensão-deformação de engenharia representativas das três ligas de alumínio estudadas, AA6005, AA6063 e AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 9 - Média dos resultados dos ensaios de tração das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351.

Condição/ Propriedades	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ΔL (%)	E (GPa)	σ_t / σ_e	U_T Tenacidade N.m/m ³	U_R Resiliência N.m/m ³
AA6005	256 ± 0,97	286 ± 1,11	18 ± 0,59	66 ± 1,55	1,12 ± 0,005	46 ± 1,42	1,51 ± 0,22
AA6063	230 ± 0,54	261 ± 0,86	19 ± 0,62	63 ± 0,72	1,14 ± 0,002	43 ± 2,30	0,89 ± 0,04
AA6351	331 ± 2,58	354 ± 2,46	15 ± 0,45	68 ± 1,54	1,07 ± 0,001	46 ± 1,00	2,43 ± 0,17

Fonte: Arquivo pessoal.

A partir dos resultados de tração encontrados para as ligas de alumínio mostrados na Tabela 9, observa-se que a liga AA6351 apresenta o maior limite de escoamento e resistência à tração. O limite de escoamento é 22,3% maior que a liga AA6005 e 30,6% maior que a liga AA6063, e a resistência à tração é 19,1% maior que a liga AA6005 e 26,1% maior que a liga AA6063. Os valores da tensão de escoamento e resistência à tração encontrados na literatura são bastante próximos dos obtidos nos ensaios realizados. Para a

tensão de escoamento 241 MPa, 214 MPa e 283 MPa e para a resistência a tração 262 MPa, 241 MPa e 310 MPa para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente (ASM, 1990). Os teores mais altos de Si e Mn encontrados para a liga AA6351 mostrados na Tabela 5 de composição química, indicam que eles são os responsáveis pela maior resistência mecânica desta liga comparada com as ligas AA6005 e AA6063. Adições de Mn da ordem de 0,5% em ligas do grupo 6XXX e 7XXX aumentam tanto o limite de escoamento como a resistência à tração, sem perda de ductilidade. A adição de Mn forma o dispersóide Al_6Mn , que tem a capacidade de retardar a movimentação de discordâncias (NAM; LEE, 2000). O teor de Mn da liga AA6063 está uma ordem de grandeza menor do que nas outras ligas, o que pode explicar sua menor resistência mecânica.

O módulo de Young ou módulo de elasticidade ($E = 67,68$ GPa) é também o valor mais alto, quando comparado com as ligas AA6005 e AA6063 (2,9% maior que a liga AA6005 e 6,2% maior que a liga AA6063). O módulo de elasticidade fornece uma indicação da rigidez do material à deformação elástica e depende fundamentalmente das forças de ligação atômicas, o que explica seu comportamento inversamente proporcional à temperatura (ASM, 1985; GARCIA, 2000).

As ligas AA6005 e AA6063 apresentam alongação total maior do que a liga AA6351. A curva tensão *versus* deformação da liga AA6063 apresenta uma alongação total um pouco maior comparada com a liga AA6005, sendo 2,8% maior que a liga AA6005 e 18,4% maior que a liga AA6351. Porém também apresenta os menores valores de resistência à tração e escoamento, o que significa que a capacidade de absorver energia na região plástica é muito menor.

A tenacidade de um material é a sua capacidade para absorver energia na região plástica, ou seja, é a capacidade de suportar tensões ocasionais acima da tensão de escoamento sem fraturar. A resiliência é a capacidade de absorver energia quando o material é deformado elasticamente (ASM, 1985; SOUZA, 1982). A tenacidade e a resiliência foram calculadas a partir da integral da área abaixo da curva tensão *versus* deformação com o auxílio do *software* Origin® 8.

Assim, após os cálculos, nota-se que as ligas AA6005 e AA6351 possuem valores de tenacidade muito próximos e maiores do que a liga AA6063, aproximadamente 7% maior. A liga AA6351 apresenta a maior resiliência (37,9% maior do que a liga AA6005 e 63,4% maior do que a liga AA6063), ou seja, essa liga é capaz de absorver uma maior quantidade de energia na região elástica. A liga AA6005 apresenta uma alongação total

boa, o maior valor de tenacidade e um valor de resiliência intermediário entre as três ligas estudadas.

A razão σ_t / 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 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, 2007). Os valores da relação σ_t / σ_e apresentados pelas três ligas são próximos aos valores encontrados na literatura de 1,2% - AA6005, 1,13% AA6063 e 1,14% AA6351 (ASTM, 2008). O maior valor da razão σ_t / σ_e foi apresentado pela liga AA6063 (6,1% maior que a liga AA6351 e 1,8% maior que a liga AA6005).

Para representações mais precisas das curvas tensão-deformação, necessita-se de relações matemáticas mais complexas. Para estudar o comportamento de endurecimento dos materiais, as curvas tensão-deformação verdadeiras são representadas empregando-se modelos matemáticos encontrados na literatura (DOWLING, 2007). Uma possível forma de ser usada é o modelo de Ludwik, que assume que a tensão é proporcional à deformação para valores inferiores ou que atinjam o limite de escoamento, equação (56), enquanto que para valores maiores que o limite de escoamento σ_e é necessário utilizar a equação (57).

$$\tilde{\sigma} = E\tilde{\varepsilon} \quad (\sigma \leq \sigma_e) \quad (56)$$

$$\tilde{\sigma} = K\tilde{\varepsilon}^n \quad (\sigma \geq \sigma_e) \quad (57)$$

O expoente de encruamento ou endurecimento do material, representado por “ n ”, é típico de cada material. O “ n ” é a capacidade que o corpo tem de endurecer plasticamente quando solicitado mecanicamente por um teste comum ou por conformação plástica. O “ K ” representa o coeficiente de resistência, que depende da estrutura e varia com o processamento. Embora essas grandezas sejam consideradas como constantes, elas podem variar conforme o tratamento a que o material foi submetido. Quanto maior for o valor de n de um material, mais íngreme será a curva real desse material e mais uniforme a distribuição das deformações na presença de um gradiente de tensões. Em consequência para materiais com valores baixos de n , sua curva será mais horizontal (DOWLING, 2007).

Assim foi verificado o comportamento de endurecimento dos materiais e as curvas representativas tensão *versus* deformação reais estão demonstradas na Figura 65 (a - c). Essas curvas foram ajustadas de acordo com a equação (57) para o modelo convencional de Ludwik, encontrado na literatura (DOWLING, 2007). Foram calculados os valores das constantes K e n para as três ligas e os valores médios encontram-se na Tabela 10.

Figura 65 - Curvas tensão-deformação representativas das ligas (a) AA6005-01, (b) AA6063 -01 e (c) AA6351-02, descritas pelo modelo de Ludwik.

Fonte: Arquivo pessoal

Tabela 10 - Resultados das médias dos valores das constantes K e n das ligas de Alumínio AA 6005, AA6063 e AA6351.

Condição do Material (média)	K (MPa)	n
AA6005	$382 \pm 2,64$	$0,087 \pm 0,002$
AA6063	$358 \pm 4,04$	$0,096 \pm 0,003$
AA6351	$451 \pm 3,78$	$0,067 \pm 0,001$

Fonte: Arquivo pessoal.

O alumínio apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), além de ser um material com características de alta energia de defeito de empilhamento e ter uma alta mobilidade de discordâncias. Devido a este fato, a distância entre as discordâncias parciais no material é pequena, e como elas têm liberdade na movimentação, como por exemplo, no deslizamento ou escorregamento com desvio, teremos uma aniquilação de discordâncias alta. Com isso, o encruamento nesse material não será muito alto (DIETER, 1988; MEYERS, 1982 ; REED - HILL, 1982; SHACKELFORD, 2000). Isso justifica os baixos valores de n para as três ligas de alumínio estudadas, foram encontrados valores de n abaixo de 0,1. A liga AA6351 apresentou o maior valor de K , o que está de acordo com os maiores valores de limite de resistência e escoamento. A liga AA6063 apresentou o maior valor para o coeficiente de encruamento, o que está relacionado com a maior razão $\sigma_U/\sigma_e=1,14$.

5.3 ANÁLISE DOS RESULTADOS DE FADIGA DE BAIXO CICLO

A resposta à deformação cíclica foi obtida a partir dos testes de fadiga de baixo ciclo e estão mostrados nas Figuras 66 a 68, em função da variação da amplitude de tensão *versus* o número de reversões para diferentes amplitudes de deformação total. A Figura 69 mostra uma comparação das três ligas estudadas para a amplitude de deformação total 0,5%. As curvas mostram a mesma tendência ao comportamento em tração para a tensão de pico. O comportamento observado está relacionado com a fração volumétrica das fases endurecedoras nas ligas, neste caso Mg_2Si (MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

O comportamento cíclico sob controle da deformação para as três ligas de alumínio apresenta características bastante semelhantes. As Figuras 66 a 68 mostram um leve endurecimento cíclico inicial, seguido de um amolecimento cíclico mais evidente. Esse comportamento já era esperado, uma vez que, o alumínio é um material de alta EDE, onde há grande mobilidade de discordâncias devido à facilidade para o deslizamento com desvio. Essa mobilidade afeta diretamente a estabilidade de subestrutura. Quando um material está sob a condição inicial encruada, a ciclagem subsequente pode causar um

rearranjo de discordâncias em uma configuração que oferece menor resistência a deformação com o consequente amolecimento.

Figura 66 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 67 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 68 - Evolução da tensão de pico com os ciclos da deformação para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 69 - Comparação das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 para amplitude de deformação total 0,5%.

Fonte: Arquivo pessoal.

A dependência da microestrutura do material com a trajetória tensão-deformação cíclica em ligas da série 6xxx vem sendo analisada em outros trabalhos (BORREGO et al, 2004, BRAMMER, 2013). Resultados semelhantes aos obtidos neste trabalho foram observados para a liga 6060 (0,007% Mn), um curto estágio de endurecimento cíclico no início do carregamento (aproximadamente 1% da vida em fadiga), seguido de um longo amolecimento cíclico (BORREGO et al, 2004). No entanto, a liga 6082 (0,68% Mn) apresentou resultados diferentes. Para baixas amplitudes de deformação apresentou amolecimento cíclico, para amplitudes de deformação alta endurecimento cíclico, e para amplitudes de deformação intermediária mostrou um estágio de endurecimento inicial seguido de um longo amolecimento cíclico (BORREGO et al, 2004). Estudos realizados com a liga 6061 mostram endurecimento cíclico para todas as amplitudes testadas, embora para as amplitudes de deformação mais altas (de 0,4% a 0,6%), observa-se um significativo endurecimento cíclico até a falha (BRAMMER, 2013).

Nas Figuras 70 a 72 observam-se os laços de histerese estáveis para diferentes amplitudes de deformação plotados em um sistema de eixos no qual as coordenadas correspondentes aos picos compressivos de cada ensaio foram transladadas para um ponto comum. Informações importantes podem ser extraídas dos laços de histerese, dentre elas a curva cíclica pode descrever a forma dos ciclos de histerese, para os materiais com comportamento tipo Masing. A forma simplificada de constatar se um material exhibe tal comportamento, consiste em sobrepor diferentes ciclos de histerese estabilizados com a extremidade inferior coincidente. Um material exhibe comportamento tipo Masing, se os ramos ascendentes dos ciclos de histerese formam uma única curva (CHRIST, H. J, 1996; BORREGO, et al, 2004; RODRIGUES, M. P.G, 2013). A trajetória tensão-deformação cíclica pode depender da microestrutura do material. Muitos trabalhos têm sido realizados relacionando o comportamento em fadiga com a composição química e os mecanismos de fratura das ligas AlMgSi. Borrego et al (2004) analisaram o comportamento cíclico nas duas ligas de alumínio anteriormente citadas, 6060 e 6082. A liga 6060 (0,007% Mn) apresentou um comportamento Masing próximo ao ideal, enquanto a liga 6082 (0,68% Mn) apresentou um desvio do modelo. Plumtree e Abdel-Raouf (2001), ao analisar dados de ligas ferrosas e não-ferrosas, verificaram que, no caso de ligas endurecidas por precipitação, o comportamento Masing é observado nas situações em que a deformação é controlada por precipitados não cisalháveis com pequeno espaçamento interpartículas, e o comportamento não-Masing ocorre em ligas com espaçamento entre partículas grande o suficiente para permitir que a deformação seja controlada pela matriz.

Figura 70 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 71 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 72 - Superposição dos laços de histerese estáveis - liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Observou-se que as três ligas estudadas neste trabalho apresentaram desvios do comportamento Masing, especialmente para as curvas de amplitude de deformação mais baixas. Os laços de histerese da liga AA6351 foram os que mais se aproximaram do comportamento Masing, indicando que nesta liga os precipitados endurecedores exercem um papel mais relevante na deformação cíclica. De acordo com a Tabela 5 de composição química, as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 apresentam 0,25%, 0,24% e 0,48% de Mn (valores avaliados), quantidades da mesma ordem de grandeza que a liga 6082 analisada por Borrego et al (2004) e que mostrou desvio do comportamento Masing.

As propriedades das curvas cíclicas tensão-deformação, ou seja, o expoente de encruamento e o coeficiente de resistência foram determinados e estão mostrados na Tabela 11.

Tabela 11 - Propriedades das curvas cíclicas tensão- deformação.

Propriedades	AA6005	AA6063	AA6351
K' (MPa)	440	354	733
n'	0,096	0,072	0,162

Fonte: Arquivo pessoal.

As propriedades de fadiga de baixo ciclo foram determinadas por meio de ajuste linear dos pontos $\log(\varepsilon_a)$ versus $\log(2N_f)$ obtidos, para cada ensaio, a partir do laço de histerese correspondente à metade da vida em fadiga da amostra, onde $2N_f$ representa o número de reversões para a falha. As propriedades básicas de fadiga de baixo ciclo foram determinadas através do ajuste do modelo pelo método dos mínimos quadrados. Os resultados são apresentados na Tabela 12, na qual σ'_f é o coeficiente de resistência fadiga, b é o expoente de resistência a fadiga, ε'_f é o coeficiente de ductilidade em fadiga, c é o expoente de ductilidade em fadiga. As curvas de fadiga de baixo ciclo são apresentadas nas Figuras 73 a 75.

Observa-se que a vida de transição, que delimita os regimes de baixo e alto ciclo é aproximadamente a mesma para as ligas AA6005 e AA6063 ($550 < 2N_f < 700$), mas para a liga AA6351 é visivelmente mais baixa ($2N_f < 200$). As curvas de fadiga deformação-vida das três ligas são mostradas na Figura 76.

Figura 73 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 74 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 75 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo da liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 76 - Curvas das três ligas amplitude de deformação total.

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 12 - Propriedades de fadiga de baixo ciclo.

Liga	σ'_f (MPa)	b	ϵ'_f	c
AA6005	488	-0,07	4,71	-1,04
AA6063	450	-0,09	3,92	-1,08
AA6351	470	-0,06	0,62	-0,90

Fonte: Arquivo pessoal.

No comportamento em baixo ciclo, especialmente para vidas em fadiga abaixo de 1000 reversões para a falha (quando a deformação plástica é significativa), nota-se que a liga AA6351 tem uma resistência inferior à das outras duas. Isso reflete a baixa ductilidade da liga AA6351 quando comparada com as demais (ou seja, sua baixa capacidade de acumular deformação plástica). Assim, para amplitudes de deformação da ordem de 1%, a liga AA6351 terá uma vida em fadiga menor que as ligas AA6005 e AA6063. No entanto, quando a deformação cíclica aplicada à peça diminui, a vida em fadiga da liga AA6351 aumenta de forma mais significativa que as demais ligas estudadas. Observando-se a Figura 76, para uma amplitude de deformação de 0,5%, a liga AA6351 já apresenta uma

vida em fadiga superior à das ligas AA6005 e AA6063. Essa mesma comparação entre as curvas deformação-vida foi verificada na literatura para um aço de médio carbono (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990). Para uma baixa deformação cíclica, um material com maior resistência (material endurecido) fornece uma vida em fadiga maior em um regime de alto ciclo. Para vidas em fadiga mais baixas ou deformações maiores os materiais dúcteis apresentam uma melhor resistência à fadiga (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990; STEPHENS, 2001).

Como visto anteriormente, a liga AA6351 apresenta uma tenacidade intermediária entre as três ligas, apesar de apresentar a menor razão elástica σ_u/σ_e de 1,07, e o menor coeficiente de encruamento 0,067. Essas características dão a esta liga uma maior tolerância ao dano, e assim uma possibilidade maior de evitar uma propagação catastrófica de uma trinca. Esse material deverá apresentar uma resistência à fadiga maior para amplitudes de deformação mais baixas ($< 0,6\%$). A liga AA6063 apresenta um coeficiente de encruamento maior e uma razão elástica maior, porém uma tenacidade menor. Para amplitudes de deformação menores que 0,6% essa liga apresenta menor resistência à fadiga comparada com as outras ligas estudadas.

A resistência à fadiga é a capacidade de um material de resistir a condições de carregamento cíclico. Observando a Tabela 12, a liga AA6005 apresenta o maior coeficiente de resistência à fadiga e o maior coeficiente de ductilidade a fadiga. Essa liga apresenta um bom comportamento para amplitudes de deformação variadas, conforme mostrado na Figura 76. Somente para vidas superiores a 1000 ciclos, essa liga mostrou-se com uma resistência a fadiga ligeiramente inferior que a liga AA6351.

A trajetória da tensão-deformação cíclica é altamente influenciada pela microestrutura do material. Muitos trabalhos tem sido realizados em ligas de alumínio AlMgSi, que comprovam a grande influencia das partículas de segunda fase (CHRIST e MUGHRABI, 1996; BORREGO, 2004). O grau e a taxa de danos são fortemente afetados pela resistência da matriz, e especialmente pelo tamanho das partículas presentes, bem como morfologia e distribuição (LIU XIAOSHAN et al., 2009).

É importante mencionar que, nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, observou-se que vários corpos-de-prova da liga AA6063 falharam por ruptura (separação total do corpo-de-prova em duas partes antes de uma queda significativa na tensão de pico). Este comportamento não foi observado nas demais ligas estudadas, em que a falha foi determinada por uma queda de 20% na tensão de pico do laço de histerese. Essa diferença de comportamento pode estar relacionada com a distribuição dos compostos intermetálicos

observados na forma de partículas grosseiras. Estudos recentes em ligas de alumínio de alta resistência mostram que essas partículas são sítios preferenciais para a nucleação de trincas (MERATI, A, 2005; MOLENT; BARTER; WANHILL, 2010). De acordo com Payne et al (2010), testes realizados em corpos de prova que simulavam áreas críticas de uma aeronave militar mostraram que a iniciação de trincas por fadiga ocorreu predominantemente em partículas pré-trincadas.

O fato de terem sido observadas na liga AA6063 partículas de segunda fase de tamanho maior que nas outras ligas, além da diferença na composição dessas partículas (na liga AA6063 foram observados maiores teores de Fe e Si e menor teor de Mn), conforme discutido nas seções 5.1.1 e 5.1.2, pode ter relação com o seu comportamento em fadiga. As partículas de segunda fase atuam como concentradores de tensão e este efeito é mais significativo quanto maior for o tamanho da partícula. Já as ligas AA6005 e AA6351 apresentaram maiores vidas em fadiga, esse comportamento pode ser atribuído a maior quantidade de partículas, porém em tamanhos menores, contidas nessas ligas, comparado à liga AA6063. Essas partículas grosseiras, em maior quantidade e menores, fazem com que o avanço da trinca tenha grandes desvios da sua direção de crescimento, o que melhora as propriedades de fadiga (BORREGO et al., 2010; VASUDEVAN; SADANANDA; RAJAN, 1997).

5.3.1 Tensões internas

Os valores determinados para a tensão de atrito σ_f e a tensão de recuo σ_b são apresentados nas Figuras 77 a 79. Esses resultados foram obtidos a partir dos laços de histerese coletados nos ensaios com amplitude de deformação de 0,5%, que corresponde à região de transição da Figura 76, onde a resistência à fadiga da liga AA6351 torna-se maior. Observa-se que as tensões de recuo apresentaram valores muito superiores aos das tensões de atrito para as três ligas estudadas. É importante salientar que esses resultados têm um certo nível de arbitrariedade, decorrente do valor fixado para o deslocamento da reta empregada para estimar a tensão na qual a deformação anelástica reversa torna-se não nula durante o descarregamento (PEDERSEN; CARSTENSEN, 2000). No entanto, a

análise comparativa dos resultados obtidos para as três ligas permite extrair informações importantes acerca do comportamento cíclico desses materiais.

Figura 77 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6005, $\epsilon_a = 0,5\%$.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 78 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6063, $\epsilon_a = 0,5\%$.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 79 - Evolução das tensões internas com a deformação cíclica da liga AA6351, $\epsilon_a = 0,5\%$.

Fonte: Arquivo pessoal.

A tensão de recuo apresentou um comportamento inicialmente decrescente para todas as ligas, justificando a ocorrência do amolecimento cíclico. A tensão de atrito apresentou um comportamento contrário à tensão de recuo, inicialmente crescente para as três ligas. A liga AA6351 apresentou valores mais altos para a tensão de recuo, acima de 275 MPa, ficando muito próximos ou mesmo igualando-se à tensão de pico. Já a liga AA6063 apresentou tensões de atrito e recuo mais estáveis, e valores mais baixos para a tensão de recuo, entre 200 e 225 MPa, e tensão de pico entre 225 e 250 MPa.

De acordo com Plumtree e Abdel-Raouf (2001) a deformação plástica será controlada pelos precipitados endurecedores quando a tensão de recuo apresentar valores relativamente altos, e para tensão de recuo com valores mais baixos a deformação será controlada pela matriz. Essa tensão de longo alcance, juntamente com a tensão de atrito de curto alcance, se opõem à movimentação das discordâncias durante a deformação. Assim, valores mais altos para tensão de recuo, e portanto maiores razões σ_b / σ_f estão associados a um menor espaçamento interpartículas e consequentemente a uma deformação controlada pelos precipitados. Os maiores valores da tensão de recuo apresentados pela liga AA6351 indicam uma maior importância dos precipitados endurecedores na deformação cíclica desta liga em relação às demais.

5.4 FADIGA MULTIAXIAL

Conforme discutido na revisão bibliográfica, componentes estruturais geralmente estão submetidos a estados multiaxiais de tensão e deformação. Assim, tornam-se necessárias aproximações no sentido de reduzir carregamentos complexos para carregamentos equivalentes uniaxiais.

5.4.1 Testes de fadiga controlados pelo carregamento – Resultados dos testes axiais e torcionais

Os resultados para os testes totalmente axiais e torcionais estão plotados nas Figuras 80 e 81 respectivamente em termos da amplitude de tensão (σ_a) e amplitude de tensão cisalhante (τ_a). Na Figura 80 pode-se observar a sobreposição dos pontos experimentais dos ensaios com carregamentos puramente axiais com a curva S/N. Os resultados do ajuste do modelo utilizando o método dos mínimos quadrados encontram-se apresentados nas equações (58), (59) e (60) para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente:

$$\sigma_a = 676,09 \ 2N_f^{-0,122} \quad (58)$$

$$\sigma_a = 654,02 \ 2N_f^{-0,120} \quad (59)$$

$$\sigma_a = 952,07 \ 2N_f^{-0,133} \quad (60)$$

Na Figura 81 pode-se observar a sobreposição dos pontos experimentais dos ensaios com carregamentos puramente torcionais com a curva S/N. Os resultados do ajuste do modelo utilizando o método dos mínimos quadrados encontram-se apresentados nas equações (61), (62) e (63) para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente:

$$\tau_a = 389,1 \ 2N_f^{-0,093} \quad (61)$$

$$\tau_a = 756,1 \ 2N_f^{-0,154} \quad (62)$$

$$\tau_a = 434,39 \ 2N_f^{-0,099} \quad (63)$$

Observa-se na Figura 80 que a resistência a fadiga para os ensaios puramente axiais para 10^5 ciclos é aproximadamente 165 MPa para as ligas AA6005 e AA6063, e 206 MPa para a liga AA6351. Os resultados encontrados mostram a mesma tendência observada nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, a liga AA6351 tem uma resistência à fadiga maior do que as outras duas ligas, quando a deformação elástica prevalece. Os testes de fadiga torcionais representados na Figura 81 mostram essa mesma tendência, embora em menor evidência.

Figura 80 - Sobreposição dos valores experimentais e das curvas S/N para carregamentos axiais das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 81 - Sobreposição dos valores experimentais e das curvas S/N para carregamentos torcionais das ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

A razão entre a amplitude de tensão cisalhante para o carregamento torcional, τ_a , e a amplitude de tensão normal para o carregamento axial, σ_a , para um mesmo número de ciclos foi calculada com o auxílio das equações (58) a (63) e está representada na Tabela 13.

Tabela 13 - Amplitudes de tensão cisalhante e amplitudes de tensão normal para as ligas AA6005 e AA6063, AA6351.

	N _f (ciclos)	τ_a (MPa)	σ_a (MPa)	τ_a / σ_a
AA6005	10^4	165,2	219,8	0,75
	10^5	133,4	165,9	0,80
	10^6	107,7	125,3	0,86
AA6063	10^4	183,0	216,6	0,84
	10^5	128,4	164,3	0,78
	10^6	90,1	124,6	0,72
AA6351	10^4	174,5	279,7	0,62
	10^5	138,9	206	0,67
	10^6	110,6	153,7	0,72

Fonte: Arquivo pessoal.

A dependência da razão da resistência τ_a / σ_a em relação ao número de ciclos para a falha é baixa, embora observa-se que esta razão aumenta para número de ciclos maiores para as ligas AA6005 e AA6351, o inverso ocorre com a liga AA6063. Verifica-se ainda que a razão τ_a / σ_a tende a ser menor para a liga AA6351 quando comparada com as duas outras ligas avaliadas. Este fato pode estar relacionado à baixa ductilidade da liga AA6351 encontrada nos ensaios de fadiga de baixo ciclo para números de ciclos menores, região em que a deformação plástica é significativa. Para $N_f = 10^6$ ciclos a razão da resistência τ_a / σ_a apresenta um valor mais próximo das outras ligas avaliadas. Em trabalhos anteriores observou-se em testes ultrassônicos a razão de 0,67 para ligas de alumínio 2024-T351 (MAYER, 2006). A razão entre o carregamento torcional e axial para aços de acordo com a literatura foi de 0,58 a 0,72 (AKINIWA, 2008).

5.4.2 Critérios de tensões equivalentes para os carregamentos em fase

Os modelos multiaxiais de tensões equivalentes são baseados nos critérios de escoamento que foram discutidos na revisão bibliográfica dentro do item 3.5 sobre fadiga multiaxial.

5.4.2.1 Tensão Principal Máxima

De acordo com esse critério, a gama de tensão normal máxima é responsável pela fadiga dos materiais. Essa hipótese aplicada a carregamentos cíclicos fornece a equação (35) descrita anteriormente, $\Delta\sigma_{eq} = \Delta\sigma_1$ (STEPHENS, 2001).

As condições para escoamento em estados de tensões que não sejam uniaxiais podem ser convenientemente estudadas com tubos de parede fina, em que pode-se considerar que a tensão cisalhante causada pelo torque não varia ao longo da espessura. Neste caso, as tensões axiais e torcionais produzem várias combinações de tensão normal e cisalhante intermediárias entre os valores obtidos separadamente em tração e torção

mostrados nas equações (64), (65) e (66) (DIETER, 1988). Para as barras maciças testadas neste trabalho, a tensão cisalhante devida ao torque decresce linearmente da superfície para o centro da seção. No entanto, considerando que as trincas de fadiga nucleiam preferencialmente na superfície, considera-se o estado de tensão nessa região.

$$\sigma_1 = \frac{\sigma_x}{2} + \left(\frac{\sigma_x^2}{4} + \tau_{xy}^2 \right)^{1/2} \quad (64)$$

$$\sigma_2 = 0 \quad (65)$$

$$\sigma_3 = \frac{\sigma_x}{2} - \left(\frac{\sigma_x^2}{4} + \tau_{xy}^2 \right)^{1/2} \quad (66)$$

Os resultados para os testes puramente axiais, puramente torcionais e axiais/torcionais em fase são mostrados nas Figuras 82, 83 e 84 respectivamente para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351, em termos da amplitude de tensão principal máxima.

Figura 82 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 83 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 84 - Tensão principal máxima versus número de ciclos para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

As tensões principais mostram claramente a baixa resistência à fadiga na torção pura. Além disso, observa-se também os resultados sobrepostos para os testes axiais e combinados em fase axial/torcional para as três ligas estudadas. Este critério é mais indicado para materiais com comportamento frágil (STEPHENS, 2001).

5.4.2.2 Tensão Cisalhante Máxima (Teoria de Tresca)

De acordo com esse critério, assume-se que o gama da tensão cisalhante máxima é responsável pela fadiga dos materiais, de acordo com a equação (36) descrita anteriormente, $\Delta\tau_{13} = \frac{\Delta\sigma_{eq}}{2} = \frac{\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_3}{2}$ (STEPHENS, 2001). Adota-se o mesmo critério para tubos de parede fina descrito para a tensão principal máxima. O critério de Tresca não considera a rotação dos eixos principais nem a influência das tensões médias.

Os resultados para os testes puramente axiais, puramente torcionais e axiais/torcionais em fase são mostrados nas Figuras 85, 86 e 87 respectivamente para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351, em termos da amplitude de tensão cisalhante máxima. Nota-se que os dados experimentais não convergem para uma curva única nas três ligas estudadas.

Figura 85 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 86 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 87 - Tensão cisalhante máxima versus número de ciclos para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.4.2.3 Tensão Cisalhante octaédrica (Teoria de von Mises)

De acordo com esse critério, assume-se que a gama da tensão cisalhante octaédrica é responsável pela fadiga dos materiais, de acordo com a equação (37) descrita anteriormente, $\Delta\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^2 + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^2 + (\Delta\sigma_3 - \Delta\sigma_1)^2}$ (STEPHENS, 2001). De acordo com esse critério, também conhecido como teoria de von Mises, a tensão ocorre em um plano igualmente inclinado a todas as direções principais. Adota-se o mesmo critério para tubos de parede fina descrito anteriormente para a tensão principal máxima e tensão cisalhante máxima.

Os resultados para os testes puramente axiais, puramente torcionais e axiais/torcionais em fase são mostrados nas Figuras 88, 89 e 90 respectivamente para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351, em termos da amplitude de tensão cisalhante octaédrica.

Observa-se que os dados experimentais não convergem para uma curva única, embora para a liga AA6351 tenha apresentado resultados mais próximos (Figura 90). Nota-se que os modelos multiaxiais de tensões equivalentes baseados nos critérios de escoamento não apresentaram resultados satisfatórios de uma maneira geral, pois os pontos não colapsaram em uma única reta.

Figura 88 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 89 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 90 - Tensão equivalente de von Mises versus número de ciclos para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.4.3 Modelo de Fatemi e Socie

No modelo de Fatemi e Socie os parâmetros que governam o dano por fadiga são a máxima amplitude de deformação cisalhante $\Delta\gamma_{\text{máx}}/2$, e a máxima tensão normal $\sigma_{n,\text{máx}}$ atuando no plano de máxima deformação cisalhante. Dentre os critérios multiaxiais, este é um dos métodos de plano crítico, sendo válido também para carregamentos NP. Esse modelo foi detalhado na seção 3.5.7.2 e descrito pela equação (50),

$$\frac{\Delta\gamma_{\text{máx}}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\text{máx}}}{\sigma_e} \right) = C$$

No modelo de Fatemi e Socie a tensão normal máxima é normalizada em relação ao limite de escoamento σ_e para preservar o caráter adimensional. O valor de k pode ser obtido ajustando dados de fadiga de ensaios uniaxiais simples a dados de ensaios de torção. Observa-se que para os ensaios de torção alternada $\sigma_{n,\text{máx}} = \text{constante} = 0$, assim o lado esquerdo da equação acima se reduz a $\Delta\gamma_{\text{máx}}/2$. Para os casos de carregamento axial puro, no plano de $\Delta\gamma_{\text{máx}}$ tem-se $\sigma_{n,\text{máx}} = \sigma_{\text{máx}}/2$.

No presente trabalho, para a determinação do valor de k , inicialmente os pontos experimentais dos ensaios de torção foram ajustados em relação a $\Delta\gamma_{\text{máx}}/2$ e adotou-se o valor correspondente a 10^5 ciclos, ou seja, próximo ao “centro” de faixa de vida em fadiga (em termos logarítmicos) avaliado nos ensaios. A máxima amplitude de deformação cisalhante foi obtida a partir da lei de Hooke para o cisalhamento, equação (67). Em seguida, os pontos experimentais dos ensaios de fadiga axial foram ajustados em relação à amplitude de tensão normal aplicada e, para a vida em fadiga de 10^5 ciclos, foram determinados os correspondentes valores de $\Delta\gamma_{\text{máx}}/2$ e $\sigma_{n,\text{máx}}$.

Visto que o *parâmetro* C de Fatemi e Socie, dado pela equação (50) deve ser constante para uma dada vida em fadiga, igualam-se as expressões correspondentes aos cálculos para os carregamentos axial e torcional, isolando-se k na expressão, conforme mostrado na equação (68). O valor de k , assim obtido, é usado para calcular o parâmetro de

Fatemi e Socie para os demais carregamentos. A Tabela 14 mostra os resultados de k para $N_f = 10^5$ ciclos para as três ligas de alumínio estudadas.

$$\tau = G \gamma \quad (67)$$

$$k = \left(\frac{\tau_{a,torção10^5}}{\tau_{a,axial10^5}} - 1 \right) \cdot \frac{\sigma_e}{\sigma_{n,max}} \quad (68)$$

Tabela 14 - Valores de k para o modelo de Fatemi e Socie.

Liga	AA6005	AA6063	AA6351
k	1,859	1,584	1,068

Fonte: Arquivo pessoal.

Para os carregamentos combinados em fase, a máxima amplitude de deformação cisalhante $\Delta\gamma_{máx}$ é calculada de acordo com a equação (69):

$$\frac{\Delta\gamma_{máx}}{2} = \frac{\tau_{máx}}{G} = \frac{1}{G} \sqrt{\left(\frac{\sigma_{x,máx}}{2} \right)^2 + (\tau_{xy,máx})^2} \quad (69)$$

Onde $\sigma_{x, máx}$ é a tensão máxima do ciclo (na direção do eixo do corpo de prova) aplicada pelo atuador axial e $\tau_{xy, máx}$ é a tensão cisalhante máxima aplicada pelo atuador torcional.

Como o carregamento está em fase, as direções dos eixos principais não mudam. A equação (70) mostra a tensão normal no plano de tensão cisalhante máxima. Dessa maneira, o cálculo do parâmetro de Fatemi e Socie é direto.

$$\sigma_{n,máx} = \frac{\sigma_{x,máx}}{2} \quad (70)$$

As Figuras 91, 92 e 93 mostram o parâmetro de Fatemi e Socie versus o número de ciclos para a falha para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente dos ensaios axial, torcional e combinado axial/torcional em fase. Aparentemente as curvas de fadiga estão próximas para as três ligas, embora o fator de escala tenha mudado.

Figura 91 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal

Figura 92 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 93 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Resultados dos carregamentos combinados com defasagem de 90° e 45°

Para os carregamentos cíclicos com defasagem de 90° a história das tensões aplicadas foi demonstrada na seção 4.2.6 pela Figura 48(c), onde as tensões σ_x e τ_{xy} são dadas pelas equações (71) e (72):

$$\sigma_x = \sigma \sin(\omega t) \quad (71)$$

$$\tau_{xy} = \left(\frac{\sigma}{\sqrt{3}} \right) \sin\left(\omega t + \frac{\pi}{2} \right) \quad (72)$$

Já foi visto na seção 5.4.1 sobre tensões cíclicas que para este carregamento defasado de 90° , se a tensão efetiva for calculada com base na tensão cisalhante octaédrica (critério de von Misses), verifica-se que τ_{oct} permanece constante, ou seja $\Delta\tau_{oct} = 0$. O que muda com o tempo são os planos principais, e consequentemente, a direção de τ_{oct} . Assim em cada instante t , o elemento de tensão estará sujeito às componentes de tensão descritas

pelas equações (71) e (72), sendo $\omega t = \theta$, variando de 0 a 360° , um ciclo completo de carregamento.

A cada instante de tempo tem-se um círculo de Mohr diferente, pois os valores de θ_p e θ para $\tau_{\text{máx}}$ mudam a cada instante. Deve-se esclarecer que, para as análises realizadas neste trabalho, tomou-se o eixo do corpo de prova como eixo x e o plano dado por $\theta = 0^\circ$ corresponde ao plano cuja normal coincide com o eixo x. Para um ciclo completo de carregamento, é possível encontrar a cada instante t, o valor de $\tau_{\text{máx}}$. Como os carregamentos são totalmente reversos, o τ_{min} num plano é sempre igual a $-\tau_{\text{máx}}$, neste mesmo plano, portanto $\Delta\tau = 2 \cdot \tau_{\text{máx}}$. Demonstra-se que os planos com os maiores valores de $\Delta\tau$ e $\tau_{\text{máx}}$ num ciclo completo de carregamento são os planos orientados a $\theta = 0$ e $\theta = 90^\circ$ (SOCIE; MARQUIS, 2000), conforme mostrado na Figura 94. Por exemplo, no plano $\theta=0^\circ$ quando $\Delta\tau = \frac{2\sigma}{\sqrt{3}} \Rightarrow \frac{\Delta\tau}{2} = \tau_{\text{máx}} = \frac{\sigma}{\sqrt{3}}$, no instante $\omega t = 0$ observa-se que σ_n neste plano também é zero. Porém o valor máximo que σ atinge neste mesmo plano é $\sigma_{n,\text{máx}} = \sigma_x$, no instante $\omega t = 90^\circ$. Neste mesmo instante e no mesmo plano, $\tau = 0$. Porém o modelo de Fatemi e Socie menciona a máxima tensão normal no plano, e não a tensão normal no instante em que τ no plano é máximo.

Figura 94 – Máxima tensão cisalhante e gama de tensão cisalhante durante um ciclo, em diferentes planos de corte, para o carregamento 90° considerado.

Fonte: Socie e Marquis (2000).

Usando as expressões de análises de tensões dadas pelas equações (73) e (74), calculamos em cada instante do ciclo o $\tau_{máx}$ e o valor de θ correspondente ao plano em que $\tau_{máx}$ atua.

$$\tau_{máx} = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x}{2}\right)^2 + (\tau_{x,y})^2} \quad (73)$$

$$\operatorname{tg} 2\theta_p = \frac{2\tau}{(\sigma_x - \sigma_y)} \quad (74)$$

A Figura 95 mostra a variação da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, para ωt variando de 0 a 360° , ou seja, em um ciclo, para o carregamento com defasagem de 90° . Observam-se na Figura 95, os valores de $\tau_{máx}$ em cada instante do ciclo, notando-se que o maior valor assumido por este parâmetro é $\tau_{máx} = 0,5774 \sigma_{x, máx}$.

Para os carregamentos combinados defasados 90° a máxima amplitude de deformação cisalhante $\Delta\gamma_{máx}$ foi calculada de acordo com a equação (75). A tensão normal no plano de tensão cisalhante máximo está demonstrada pela equação (76).

$$\frac{\Delta\gamma_{máx}}{2} = \frac{\tau_{xy,máx}}{G} = \frac{\sigma_{x,máx}}{\sqrt{3}} \quad (75)$$

$$\sigma_{n,máx} = \sigma_{x,máx} \quad (76)$$

Figura 95 - Variação da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, em um ciclo, para o carregamento com defasagem de 90°.

Fonte: Arquivo pessoal.

Para os carregamentos cíclicos com defasagem de 45° a história das tensões aplicadas foi demonstrada na seção 4.2.6 pela Figura 48(e), onde as tensões σ_x e τ_{xy} são dadas pelas equações (77) e (78):

$$\sigma_x = \sigma \sin(\omega t) \quad (77)$$

$$\tau_{xy} = \left(\frac{\sigma}{\sqrt{3}} \right) \sin\left(\omega t + \frac{\pi}{4} \right) \quad (78)$$

Usando novamente as expressões de análises de tensões dadas pelas equações (73) e (74), calculamos em cada instante do ciclo o $\tau_{máx}$ e o valor de θ correspondente ao plano em que $\tau_{máx}$ atua. A Figura 96 mostra a variação, ao longo de um ciclo, da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, para o carregamento combinado com defasagem de 45° usado neste trabalho. Nota-se que para os instantes $\theta = 63^\circ$ e $\theta = 243^\circ$ tem-se $\tau_{máx} = 0,7071 \sigma_{x,máx}$. A Figura 97 mostra a variação, ao longo de um ciclo, dos planos de corte $\theta_p + 45^\circ$ e $\theta_p - 45^\circ$, correspondentes a $\tau_{máx}$ em cada

instante. Verifica-se na Figura 97 que para os instantes $\theta = 63^\circ$ e $\theta = 243^\circ$, temos que os planos de corte correspondentes a $\tau_{\text{máx}}$ são dados por: $\alpha_1 = 69,16^\circ$ e $\alpha_2 = -20,84^\circ$.

Figura 96 - Variação da tensão cisalhante máxima normalizada em relação à tensão normal máxima aplicada, em um ciclo, para o carregamento com defasagem de 45° .

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 97 - Planos correspondentes aos valores de $\theta_p \pm 45^\circ$, combinado com defasagem de 45° .

Fonte: Arquivo pessoal.

Conhecidos os planos de corte para os quais $\tau_{\text{máx}}$ assume o valor $\tau_{\text{máx}} = 0,7071$ $\sigma_{x,\text{máx}}$, avaliou-se a variação das componentes normal e cisalhante nestes planos ao longo de um ciclo de carregamento. Assim, tomando-se por exemplo $\theta = \alpha_2 = -20,8^\circ$ nas equações (79) e (80), onde σ_x e τ_{xy} são dados pelas equações (77) e (78), foram obtidas as Figuras 98 e 99 ao fazer ωt variar de 0 a 360° . Assim foi possível determinar a amplitude da deformação angular máxima e a tensão normal máxima no mesmo plano, embora elas não ocorram ao mesmo tempo. Observa-se na Figura 98 que os extremos da variação da tensão cisalhante neste plano têm o mesmo módulo, e assim tem-se $\tau_{\text{máx}} = \Delta\tau/2$. Além disso, verifica-se por meio da Figura 99 que o máximo valor normalizado de σ_θ é 0,660 e ocorre no instante $\omega t = 114^\circ$.

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_x}{2} + \frac{\sigma_x}{2} \cos(2\theta) + \tau_{xy} \sin(2\theta) \quad (79)$$

$$\tau_\theta = -\frac{\sigma_x}{2} \sin(2\theta) + \tau_{xy} \cos(2\theta) \quad (80)$$

Figura 98 - Variação da tensão τ no plano $\theta = -20,8^\circ$ em um ciclo completo.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 99 - Variação da tensão σ no plano $\theta = -20,8^\circ$ em um ciclo completo.

Fonte: Arquivo pessoal.

Dessa maneira, para o carregamento combinado defasado de 45° , a máxima amplitude de deformação cisalhante $\Delta\gamma_{máx}$ foi calculada de acordo com a equação (81) e a tensão normal máxima no plano de tensão cisalhante máxima foi determinada por meio da equação (82).

$$\frac{\Delta\gamma_{máx}}{2} = \frac{0,707 \cdot \sigma_x}{G} \quad (81)$$

$$\sigma_{n,máx} = 0,660 \cdot \sigma_x \quad (82)$$

As três condições multiaxiais combinadas em fase e defasadas 90° e 45° foram então avaliadas em termos do parâmetro de Fatemi e Socie para as três ligas estudadas. Os valores deste parâmetro foram calculados para cada ponto experimental obtido e os resultados são mostrados nas Figuras 100, 101 e 102 respectivamente para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351. Observa-se por exemplo que para $N_f = 10^5$ ciclos o parâmetro de Fatemi e Socie para as ligas AA6005 e AA6063 é aproximadamente 0,65, e para a liga AA6351 é um pouco mais baixo, aproximadamente 0,61. Verifica-se também a

tendência dos resultados para os três carregamentos adotados convergirem em uma única curva, indicando a validade deste modelo.

Figura 100 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 101 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 102 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclos para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

Estimativa da vida

Conforme detalhado na seção 3.5.7.2, as propriedades de fadiga de baixo ciclo podem ser usadas para estimar a vida em fadiga multiaxial. O modelo de Fatemi e Socie pode ser reescrito em termos das propriedades cisalhantes deformação-vida obtidas de testes de torção totalmente reversos, resultando na equação (52) demonstrada anteriormente:

$$\text{anteriormente: } \frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma_e} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{p_0} + \gamma'_f (2N_f)^{r_0}$$

Dessa maneira, pode-se reescrever a equação (52) em função da amplitude de deformação cisalhante e da tensão normal máxima no plano crítico através das equações (83) e (84) respectivamente (CASTRO; MEGGIOLARO, 2005):

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} = (1 + \nu) \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \left[(1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^p + (1 + \nu_p) \varepsilon'_f (2N_f)^r \right] \quad (83)$$

$$\sigma_{n,\max} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{2} = \left[\frac{\sigma'_f}{2} (2N_f)^p \right] \quad (84)$$

Os resultados experimentais obtidos do modelo de Fatemi e Socie foram plotados junto com as estimativas teóricas fornecidas pelo modelo de plano crítico. Os resultados são mostrados nas Figuras 103, 104 e 105, para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente.

Observa-se que para a liga AA6063 (Figura 104) as estimativas são conservativas. Para as ligas AA6005 e AA6351 (Figuras 103 e 105) as estimativas teóricas não são conservativas. Apesar disso, em todos os casos as estimativas da vida estão próximas dos resultados experimentais, indicando que é razoável usar as propriedades de fadiga de baixo ciclo dos ensaios uniaxiais, para previsões de vida em fadiga multiaxial. Estudos recentes de Surajit (2014) indicam que previsões sobre a vida em fadiga para carregamentos multiaxial foram realizadas através de propriedades de fadiga de baixo ciclo para diferentes tipos de materiais, e todos apresentaram bons resultados para carregamentos em fase e fora de fase.

Figura 103 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6005.

Fonte: Arquivo pessoal

Figura 104 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6063.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 105 - Parâmetro de Fatemi e Socie versus número de ciclo para a liga AA6351.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.5 INCLINAÇÃO DAS TRINCAS NOS ENSAIOS DE FADIGA MULTIAXIAL

Após a realização dos ensaios de fadiga multiaxial foram medidas as inclinações dos planos das trincas para cada um dos testes realizados. Nas Figuras 106 e 107 seguem duas imagens ilustrativas de como a inclinação da trinca foi medida. Observa-se na Figura 106 que a peça fraturou durante o ensaio, já na Figura 107, a peça não fraturou.

O local de início da trinca foi identificado em cada uma das peças através de setas brancas, representadas nas Figuras 106 e 107. O ângulo entre o início da trinca e o eixo transversal de cada CDP foi medido empregando-se um estereoscópio modelo Discovery. V12 marca ZEISS, localizado no DEMAR/EEL/USP. A Tabela (15) mostra a média da inclinação das trincas e o respectivo desvio padrão para as ligas AA6005, AA6063 e AA6351.

Figura 106 - Liga AA6351, CDP 3 ($\sigma = 230\text{MPa}$), ensaio de fadiga multiaxial puramente axial, ampliação 80X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 107 - Liga AA6351, CDP 38, ensaio de fadiga multiaxial combinado com defasagem de 90° ($\sigma = 138,6$ MPa e $\tau = 80$ MPa), ampliação 150X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 15 - Inclinação da trinca em graus nos ensaios de fadiga multiaxial para as três ligas estudadas.

Inclinação da trinca (graus)	AA6005		AA6063		AA6351	
	μ (média)	$\sqrt{S^2}$ (desvio padrão)	μ (média)	$\sqrt{S^2}$ (desvio padrão)	μ (média)	$\sqrt{S^2}$ (desvio padrão)
axial	29	11,3	15	4,7	17	4,0
torcional	10	1,8	13	1,8	6	0,9
Combinado em fase	35	7,0	52	4,2	14	5,1
Combinado defasagem de 90°	49	7,1	50	8,8	37	12,0
Combinado defasagem de 45°	52	6,3	58	3,6	20	8,7

Fonte: Arquivo pessoal.

Analisando a Tabela 15, conclui-se que os diferentes carregamentos adotados para este trabalho, tiveram grande influência nas orientações das trincas. A inclinação das trincas iniciais sofreu grande variação para os carregamentos axiais, torcionais e combinados em fase e fora de fase. Este fato também foi observado no trabalho de Reis e Freitas (2009).

Observa-se na Tabela 15 que para as três ligas a inclinação média das trincas para os ensaios torcionais foi menor quando comparada aos outros carregamentos analisados. Sabe-se que, para um carregamento axial, os planos de máxima tensão cisalhante (critério de Tresca) e máxima tensão normal ocorrem a 45° e 0° , respectivamente. Já para o carregamento puramente torcional, os planos de máxima tensão cisalhante e máxima tensão normal ocorrem a 0° e 45° (Socie e Marquis, 2000). Dessa forma, observa-se através da Tabela 15, que para as amostras submetidas aos carregamentos puramente axiais o plano da trinca não se aproxima dos planos de máxima tensão cisalhante e máxima tensão normal. Nas amostras submetidas ao carregamento torcional, o plano da trinca está mais próximo ao plano de máxima tensão cisalhante.

Sabe-se através de teorias de plano crítico, que trincas de fadiga nucleiam-se e crescem inicialmente em planos preferenciais. Podem ocorrer em planos de tensão de tração ou cisalhamento máximo e dependem das condições de carregamento. Previsões teóricas do modelo baseado no plano crítico de Fatemi e Socie foram comparadas com as medidas experimentais de inclinação da trinca apresentadas na Tabela 15. Para os carregamentos em fase, os planos de máxima tensão cisalhante ocorrem em $\theta_p \pm 45^\circ$. Dessa forma, com o auxílio da equação (74), e substituindo $\tau = \sigma/\sqrt{3}$, $\sigma_x = \sigma$ e $\sigma_y = 0$, os planos preferenciais de máxima tensão cisalhante ocorrem em $69,6^\circ$ ou $-20,4^\circ$. Assim, o resultado experimental obtido para a liga AA6063, inclinação da trinca de 52° , foi a que mais se ajustou com as previsões teóricas do modelo de Fatemi e Socie. Com exceção da liga AA6351, as inclinações das trincas foram maiores para os ensaios com combinações em fase, quando comparados com os ensaios puramente axiais ou torcionais.

Com relação ao carregamento defasado de 90° , de acordo com a Figura 94 do item 5.4.3, nota-se que os planos com os maiores valores de $\Delta\tau$ e $\tau_{\text{máx}}$ num ciclo completo de carregamento são os planos orientados a $\theta = 0$ e $\theta = 90^\circ$ (SOCIE; MARQUIS, 2000). Dessa maneira, os valores experimentais mostrados na Tabela 15 para o crescimento das trincas submetidas ao carregamento com defasagem de 90° , não se aproximam dos resultados teóricos.

Finalmente, com relação ao carregamento defasado 45° , de acordo com a Figura 97 do item 5.4.3, observa-se que a variação dos planos de corte $\theta_p \pm 45^\circ$ ao longo de um ciclo, correspondentes a $\tau_{\text{máx}}$ em cada instante ocorrem em $69,16^\circ$ e $-20,84^\circ$. Assim, para as ligas AA6005 e AA6063 os resultados experimentais das médias das inclinações das trincas foram de 52° e 58° , o que representa um resultado bastante satisfatório comparado com o teórico previsto de $\theta=69^\circ$. Para as três ligas, as inclinações das trincas para as combinações com defasagem de 90° e 45° foram maiores, quando comparados com os ensaios combinados em fase.

De acordo com Reis e Freitas (2009) características microestruturas dos materiais podem influenciar no crescimento da trinca inicial, e assim contribuir para diferenças entre as orientações das trincas previstas pelo modelo e das trincas medidas experimentalmente. Além disso, deve-se considerar que, pelo fato dos corpos de prova usados neste trabalho serem maciços, a tensão cisalhante devida ao carregamento torcional decresce linearmente da superfície para o centro da seção transversal. Isso faz com que o estado de tensão e consequentemente a orientação do plano crítico se alterem continuamente da superfície para o centro, o que pode afetar também a inclinação da trinca observada experimentalmente.

Jianyu Zhang et al. (2012) realizaram estudos semelhantes com a liga de alumínio 2A12-T4, uma liga do tipo Al-Cu-Mg produzida na China. Foram utilizadas barras cilíndricas sólidas em carregamentos axiais e torcionais de amplitude constante e totalmente reversos. Para os carregamentos em fase, foram testados diferentes valores de razão entre as amplitudes de tensão cisalhante e axial (τ_a/σ_a). Além disso, para a razão $\sqrt{3}$ foram realizados também ensaios fora de fase (24° , 46° , 68° , 90°). A macro-análise das amostras fraturadas evidenciou que as trincas iniciaram nas superfícies. Nos experimentos com carregamento em fase e diferentes razões de amplitude, observou-se que o modo de fratura transitou gradualmente entre os observados nos carregamentos puramente axial e puramente torcional. Neste último caso, as trincas tiveram inclinação de aproximadamente 0° e ficaram alinhadas com o plano de máxima tensão cisalhante, coincidindo com a tendência dos resultados observados no presente trabalho. No caso dos carregamentos fora de fase, foi observado que, quanto maior o ângulo de defasagem (entre os carregamentos axial e torcional), mais extensa era a parcela da trinca com inclinação de 0° e menor foi a inclinação do plano de fratura. Este comportamento não foi verificado para nenhuma das ligas avaliadas no presente trabalho.

Observa-se ainda na Tabela 15 que a liga AA6351 tende a apresentar menores valores de inclinação do plano da trinca quando comparada com as outras ligas estudadas, enquanto a liga AA6063 mostra uma tendência a um plano de trinca com inclinação maior. No que diz respeito às propriedades mecânicas, foi visto que a liga AA6351 se diferencia das demais por apresentar os maiores valores para o limite de escoamento e resistência à tração ($\sigma_e = 331$ MPa e $\sigma_t = 354$ MPa). Com relação às propriedades das curvas cíclicas tensão-deformação, o expoente de encruamento e o coeficiente de resistência também apresentaram valores maiores ($K' = 733$ MPa e $n' = 0,162$), em relação às outras duas ligas. Além disso, a liga AA6351 também apresentou nos resultados encontrados para a tensão interna, valores mais altos para a tensão de recuo e tensão de pico.

5.6 SUPERFÍCIES DE FRATURA

5.6.1 Análises fractográficas dos ensaios de fadiga de baixo ciclo

Nas Figuras 108 a 114 são mostradas características da superfície de fratura por fadiga de baixo ciclo. Todas as imagens correspondem a amplitudes de deformação (ϵ_a) de 0,5%.

Inicialmente foram feitas comparações com baixas ampliações das três ligas estudadas AA6005, AA6063 e AA6351, com o objetivo de obter uma visão geral das superfícies de fratura. Observa-se que de acordo com a Figura 108 (a) a liga AA6005 apresentou uma região de nucleação de trinca dominante, enquanto as outras 2 ligas apresentaram duas origens de trincas dominantes (Figura 108 (b) e (c)). Para todas as ligas aparentemente a trinca de fadiga propagou em menos de 50% da área da seção transversal do corpo de prova.

Figura 108 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV utilizando detector de elétrons secundários.(a) Liga AA6005 – 20X, (b) Liga AA6063,16X, (c) Liga AA6351 – 16X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Na Figura 109 observa-se uma fractografia da liga AA6005. A distinção básica entre as ligas estudadas 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. 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 (em tamanhos menores e distribuídas de maneira mais homogênea) 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, distribuídas de maneira homogênea e menores, melhoram as propriedades de fadiga, fazendo com que o avanço da trinca tenha grandes desvios da sua direção de crescimento, justificando as maiores vidas em fadiga para as ligas AA6005 e AA6351 (BORREGO et al., 2004;VASUDEVAN; SADANANDA; RAJAN, 1997). Acredita-se também, que em tamanhos maiores, elas sejam os nucleadores de trincas Na Figura 109 observa-se pontos de nucleação de trincas indicados pelos círculos em azul.

Figura 109 - Fractografia da liga AA6005 obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários, com ampliação de 40X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Na Figura 110, correspondente à liga AA6063, observa-se na superfície de fratura facetas características de clivagem, ocasionando fratura frágil, como por exemplo, as circundadas em vermelho. Entretanto, observa-se também a presença de dimples (em azul) característicos de fratura dúctil. A superfície de fratura quando causada por cisalhamento aparenta ser, quando observada com pequenos aumentos, cinza e fibrosa, enquanto a fratura por clivagem aparenta ser brilhante ou granular, devido à reflexão da luz nas superfícies lisas de clivagem. As superfícies de fratura frequentemente consistem em uma mistura de fratura fibrosa e granular (DIETER, 1988).

As Figuras 111 a 113 são fractografias da liga AA6351. As Figuras 111 e 112 correspondem a uma ampliação das regiões indicadas por (I) e (II) respectivamente na Figura 108 (c). Observa-se nessas figuras a presença de partículas de segunda fase, onde se tem maior concentração de tensão, indicando claramente a origem ou a nucleação da trinca por fadiga que se propaga para o interior do corpo de prova. Na Figura 113 (área central ampliada da região I da Figura 108 (c)) observa-se a presença de microtrincas (marcadas em vermelho), cavidades (em verde), estrias (em amarelo) e partículas de segunda fase (em azul).

Figura 110 - Fractografia da liga AA6063 obtidas via MEV utilizando detector de elétrons secundários com ampliação de 300X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 111 - Fractografia da liga AA6351 (ampliação da região I da Figura 108(c)) obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 350X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 112 - Fractografia da liga AA 6351 (ampliação da região II da Figura 108(c)) obtida via MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 150X.

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 113 - Fractografia da liga AA6351 obtidas via MEV utilizando detector de elétrons secundários com ampliação de 800X.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 114 (a) (b) e (c) mostram a presença de estrias de fadiga nas superfícies de fratura das três ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351 respectivamente. Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são considerados carregamentos severos, que impõem considerável deformação sobre a peça durante um ciclo. Uma vez iniciada, a trinca tende a se propagar rapidamente. Assim, é provável que, após iniciada a trinca, cada ciclo de carregamento induza a formação de uma estria. No entanto, como o ensaio é controlado pela deformação, a tensão nominal aplicada diminui à medida em que a trinca cresce (mantendo constante a deformação máxima medida pelo extensômetro). Como consequência desta redução gradual na tensão de pico, as estrias de fadiga tendem a ter espaçamento aproximadamente constante ao longo do crescimento da trinca. Assim, a avaliação dos espaçamentos entre estrias para as diferentes ligas, para ensaios com uma dada amplitude de deformação, fornece uma medida de velocidade do crescimento da trinca nessas ligas e, conseqüentemente, uma comparação da resistência desses materiais ao crescimento da trinca. Na Figura 114 (c) nota-se um menor espaçamento entre as estrias para a liga AA6351 (entre 1 µm e 1,5 µm aproximadamente), indicando uma menor taxa de propagação da trinca, confirmando a maior resistência ao crescimento da trinca por fadiga desta liga quando comparada com as ligas AA6005 e AA6063 (espaçamento entre as estrias aproximadamente - 3 µm e 4 µm, respectivamente). Observa-se também na Figura 114 (a) uma topologia menos acidentada que as demais e também a presença de algumas

trincas secundárias. Na Figura 114 (b) observa-se maior presença de trincas secundárias, em relação às demais ligas.

Figura 114 - Factografia mostrando o avanço das estrias via MEV utilizando detector de elétrons secundários. (a) Liga AA 6005 – 600X, (b) Liga AA 6063 – 500X, (c) Liga AA 6351 – 600X.

Fonte: Arquivo pessoal.

5.6.2 Análises fractográficas dos ensaios de fadiga multiaxial

As Figuras 115 a 124 apresentam imagens da superfície de fratura dos ensaios de fadiga multiaxial. Para cada uma das ligas estudadas analisou-se a topografia em todas as condições ensaiadas: axial, torcional, combinada em fase e combinadas fora de fase 90 e 45°.

As Figuras 115 e 116 mostram fractografias dos ensaios puramente axiais das três ligas estudadas. Na Figura 115 (a – c) observam-se imagens com baixas ampliações das

três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. Observa-se que as ligas apresentaram regiões de origem de nucleação de trincas semelhantes, sempre à esquerda. Para todas as ligas aparentemente a trinca de fadiga propagou em menos de 50% da área da seção transversal do corpo de prova. Embora para a liga AA6351 (Figura 115 (c)), a área de propagação da trinca mostra-se ligeiramente maior, sendo que esta liga foi submetida a um carregamento maior que as outras, de 230 MPa, na legenda da Figura 115 está descrito o carregamento ao qual foi submetido cada liga.

Figura 115 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA 6005, $\sigma = 200$ MPa e $N_f = 21.801,5$ ciclos; (b) Liga AA 6063, $\sigma = 180$ MPa e $N_f = 49.541,25$ ciclos; (c) Liga AA 6351, $\sigma = 230$ MPa e $N_f = 54.465,25$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 116 (a – f) mostra imagens de pontos de iniciação de trincas das três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. As Figuras 116 (b) e (d) mostram algumas trincas dominantes ocorridas durante os ensaios axiais nas ligas AA6005 e AA6063. Essas trincas originaram-se na região superior das Figuras 115 (a) e (b). As Figuras 116 (a) e (c)

mostram pontos de iniciação de trincas da região esquerda das Figuras 115 (a) e (b). As Figuras 116 (e) e (f), correspondente à liga AA6351 mostram pontos de iniciação de trincas com características diferentes das outras duas ligas. Aparentemente, a propagação inicial das trincas na liga AA6351 parece ocorrer de maneira mais tortuosa.

Figura 116 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV. Liga AA6005, ampliações de 300X (a) e (b) $\sigma = 200$ MPa e $N_f = 21.801,5$ ciclos; Liga AA6063, ampliações de 300X (c) e (d) $\sigma = 180$ MPa e $N_f = 49.541,25$ ciclos; Liga AA6351, ampliação de (e) 300X e (f) 600X, $\sigma = 230$ MPa e $N_f = 54.465,25$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 117 (a - c) mostra fractografias dos ensaios puramente torcionais com baixas ampliações das três ligas AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. A Figura 117 (a), correspondente à liga AA6005 mostra diferentes pontos de nucleação de trincas e uma região central de ruptura bem definida. A Figura 117 (b), correspondente à liga AA6063, mostra características diferentes, uma região de nucleação e propagação de trincas bem definida e outra de ruptura. Finalmente, a Figura 117 (c), correspondente à liga AA6351 mostra pontos de iniciação de trincas bem expressivos, além da região de ruptura definida.

Figura 117 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X e 40X (a) Liga AA6005, $\tau = 155$ MPa e $N_f = 16.202,5$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\tau = 110$ MPa e $N_f = 35.216,5$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\tau = 145$ MPa e $N_f = 62.213,5$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 118 (a – c) mostra fractografias dos ensaios com carregamentos combinados em fase axial/ torcional, com baixas ampliações das três ligas AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. A Figura 118 (c), correspondente à liga AA6351, mostra uma superfície de fratura menos acidentada, comparada com as ligas AA6005 e AA6063. Além disso, é possível identificar uma superfície bem definida entre os estágios de propagação I, II e fratura final. A Figura 118 (b), correspondente à liga AA6063, apresenta a mais tortuosa superfície de fratura das três ligas envolvidas, para os carregamentos combinados em fase.

Figura 118 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X e 60X (a) Liga AA6005, $\sigma = 173,2$ MPa e $\tau = 100$ MPa e $N_f = 14.519,5$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 138,6$ MPa e $\tau = 80$ MPa e $N_f = 64.480,5$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 164,5$ MPa e $\tau = 95$ MPa e $N_f = 58.484,5,5$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 119 a 121 mostram fractografias dos ensaios com carregamentos combinados 90° fora de fase axial/ torcional, das três ligas estudadas. Na Figura 119 (a – c) observam-se imagens com baixas ampliações das três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. Observa-se que as superfícies de fratura são mais acidentadas, comparadas com os outros carregamentos puramente axiais e torcionais e combinações em fase. Mais uma vez a liga AA6351 (Figura 119 (c)) apresenta uma superfície de fratura menos acidentada, comparada com as ligas AA6005 e AA6063.

Figura 119 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

A Figura 120 (a – c) mostra imagens de pontos de nucleação de trincas das três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. As ligas AA6063 e AA6351 (Figura 120 (b) e (c)) mostram trincas bem expressivas propagando-se em direção ao centro do corpo de prova. A Figura 120 (a), correspondente à liga AA6005, apresenta uma tendência à propagação de trincas intergranulares, embora menos expressivas do que nas outras ligas.

Figura 120 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 300X e 500X (a) Liga AA 6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA 6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA 6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 121 (a – c) mostram a presença de estrias de fadiga nas superfícies de fratura das três ligas de alumínio, submetidas a carregamentos combinados 90° fora de fase. Essas estrias tiveram origens nas regiões sinalizadas por um círculo vermelho,

indicadas nas Figuras 119 (a e c). Observa-se que a maioria das trincas estão em direção perpendicular ao sentido das estrias nas três ligas. A Figura 121 (c) mostra uma grande quantidade de trincas secundárias.

Figura 121 - Fractografias mostrando o avanço das estrais via MEV, ampliações de 1500X e 2000X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 120.513,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 121,2$ MPa e $\tau = 70$ MPa e $N_f = 180.951,0$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 147,2$ MPa e $\tau = 85$ MPa e $N_f = 219.046,0$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 122 a 124 mostram fractografias dos ensaios com carregamentos combinados 45° fora de fase axial/ torcional, das três ligas estudadas. Nas Figuras 122 (a - c) observam-se imagens com baixas ampliações das três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. A Figura 122 (c), correspondente à liga AA6351, mostra uma superfície de fratura com características diferentes, comparada com as ligas AA6005 e

AA6063. Este fato foi observado de uma maneira geral para qualquer condição de carregamento, porém foi mais expressivo nas condições de carregamento combinados em fase e fora de fase.

Figura 122 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 50X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 123 (a – c) mostram imagens de pontos de nucleação de trincas das três ligas, AA6005, AA6003 e AA6351 respectivamente. Essas imagens correspondem a ampliações das Figuras 122 (a - c) sinalizadas por um círculo vermelho. Para as ligas AA6005 e AA6063 (Figura 123 (a e b)) observa-se a presença de grande quantidade de trincas. Além disso, é possível também identificar estrias (sinalizadas por círculos vermelhos), que serão ampliadas na Figura 124 para uma melhor visualização.

Figura 123 - Fractografias das superfícies de fratura via MEV, ampliações de 300X e 500X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

As Figuras 124 (a – c) mostram a presença de estrias de fadiga nas superfícies de fratura das três ligas de alumínio. A Figura 124 (a), correspondente a liga AA6005, apresenta um menor espaçamento entre as estrias, indicando uma menor taxa de propagação de trinca, quando comparada com as outras ligas.

Observa-se a presença de trincas tanto acompanhando as estrias quanto em direção perpendicular a elas. Embora para a Figura 124 (c) haja predominância de trincas perpendiculares às estrias. Na Figura 124 (b), correspondente a liga AA6063, observa-se marcas de pneu, indicados por círculos vermelhos na imagem.

De uma maneira geral, as superfícies de fratura dos ensaios de fadiga multiaxial apresentaram características semelhantes para as três ligas estudadas. Assim, observa-se que o tipo de carregamento tem mais influência nas características da fratura do que as

ligas em si. Os carregamentos combinados em fase e fora de fase mostraram fractografias com características diferentes comparados com os ensaios axiais e torcionais para as três ligas analisadas. Além disso, os carregamentos combinados fora de fase 90 e 45° resultaram em superfícies de fratura mais acidentadas em comparação ao carregamento combinado em fase.

Figura 124 - Fractografias mostrando o avanço das estrias via MEV, ampliações de 2000X (a) Liga AA6005, $\sigma = 129,9$ MPa e $\tau = 75$ MPa e $N_f = 94.307,25$ ciclos; (b) Liga AA6063, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 20.206,25$ ciclos; (c) Liga AA6351, $\sigma = 155,9$ MPa e $\tau = 90$ MPa e $N_f = 220.151,25$ ciclos.

Fonte: Arquivo pessoal.

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram estudadas três ligas de alumínio da série 6xxx: AA6005, AA6063 e AA6351, produzidas em condições similares pela Companhia Brasileira de Alumínio. Essas ligas foram comparadas em sua microestrutura, propriedades de tração, propriedades de fadiga de baixo ciclo e comportamento em fadiga multiaxial.

Os resultados obtidos para o comportamento mecânico em tração e fadiga das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 em conjunto com as análises fractográficas, relacionam as diferenças de comportamento mecânico entre as ligas com a quantidade de elementos de liga, a estrutura de grãos e a quantidade e tamanho de partículas de segunda fase presentes nas mesmas.

- As análises microestruturais via MO e MEV mostraram que a liga AA6063 apresentou estrutura granular diferente das outras duas ligas, com grãos menores e equiaxiais em toda a seção transversal da amostra. Apesar disso, este material apresenta resistência mecânica inferior à das outras ligas estudadas. Tal fato pode estar relacionado à menor quantidade de elementos de liga presentes na liga AA6063, e que é determinante na formação dos precipitados endurecedores (Mg_2Si). Além disso, a liga AA6063 apresentou partículas intermetálicas de segunda fase com maior tamanho ($8\ \mu m$) em comparação às demais ligas. Essas partículas atuam como concentradores de tensão e potenciais sítios de iniciação de trincas, contribuindo também para redução da resistência à fadiga.

- Observou-se por meio de análises de EDS que as partículas de segunda fase presentes na liga AA6063 são principalmente constituídas por Al, Fe e Si. Para as ligas AA6351 e AA6005 as partículas são constituídas principalmente por Al, Fe, Si e Mn.

- Os ensaios de tração mostraram que a liga AA6351 apresenta maior limite de escoamento e resistência à tração ($\sigma_e = 331\ MPa$ e $\sigma_t = 354\ MPa$), seguida pelas ligas AA6005 ($\sigma_e = 256\ MPa$ e $\sigma_t = 286\ MPa$) e AA6063 ($\sigma_e = 230\ MPa$ e $\sigma_t = 261\ MPa$). A liga AA6351 apresenta também o maior módulo de Young, menor alongamento percentual e tenacidade intermediária quando comparada às outras duas. Provavelmente a maior quantidade de Si para a liga AA6351, aliada ao teor de Mn relativamente alto nesta liga, em comparação às outras duas, afeta a composição dos precipitados endurecedores, fazendo com que esta liga apresente resistência superior às ligas AA6005 e AA6063. Por outro lado, o fato da liga AA6063 ter apresentado um teor de Mn pelo menos uma ordem de grandeza menor em

relação às demais ligas pode explicar a baixa resistência mecânica apresentada por esta liga.

- O comportamento cíclico sob controle da deformação para as três ligas de alumínio apresentou características semelhantes. Para vidas em fadiga abaixo de 1000 reversões para a falha, observa-se que a liga AA6351 tem resistência inferior à das outras duas. Isso reflete a baixa ductilidade da liga AA6351 quando comparada com as demais ($\epsilon'_f = 0,62$). No entanto, quando a deformação cíclica aplicada à peça diminui, a vida em fadiga da liga AA6351 aumenta de forma mais significativa do que as demais ligas estudadas. Essa diferença observada entre as curvas deformação-vida das ligas estudadas é similar à verificada na literatura para distinguir materiais endurecidos de materiais recozidos. A liga AA6005 apresenta um bom comportamento para amplitudes de deformação variadas, assim obteve valores mais altos para o coeficiente de resistência à fadiga ($\sigma'_f = 488$ MPa) e coeficiente de ductilidade a fadiga ($\epsilon'_f = 4,71$).

- Os laços de histerese estáveis e as análises das tensões internas indicam que o comportamento cíclico é dominado pela matriz e sugere que as condições de endurecimento das ligas podem ser melhoradas.

- Os maiores valores encontrados para a tensão de recuo da liga AA6351, indicam que os precipitados endurecedores desempenham um papel mais relevante na deformação cíclica desta liga em comparação com as demais.

- Os resultados dos ensaios controlados pela tensão (fadiga de alto ciclo) mostraram que, para carregamento puramente axial a liga AA6351 apresenta uma nítida superioridade da resistência à fadiga em relação às outras duas. Para o carregamento puramente torcional, a distinção do comportamento em fadiga das três ligas não foi tão evidente. Nos carregamentos combinados observa-se através da tensão equivalente que a resistência à fadiga da liga AA6351 mantém uma tendência de superioridade em relação às demais ligas. Neste caso verifica-se um comportamento intermediário, ou seja, a resistência da liga AA6351 continua sendo maior que a das outras duas para um mesmo valor de vida em fadiga, porém este comportamento não é tão evidente quanto na condição puramente axial.

- Os métodos de tensão efetiva não foram adequados para descrever o comportamento em fadiga sob carregamentos axiais e torcionais. Os cálculos baseados no conceito de plano crítico (modelo de Fatemi e Socie) para as três condições multiaxiais combinadas em fase e fora de fase 90 e 45° mostraram tendência a convergir em uma única curva, indicando a validade do modelo.

- As estimativas para o comportamento em fadiga multiaxial a partir das propriedades de fadiga de baixo ciclo apresentaram resultados não conservativos para as ligas AA6005 e AA6351 e conservativos para a liga AA6063.
- A inclinação das trincas iniciais nos ensaios de fadiga multiaxial sofreu grande variação para os carregamentos axiais, torcionais e combinados em fase e fora de fase. Para as amostras submetidas aos carregamentos puramente axiais o plano da trinca não se aproxima dos planos de máxima tensão cisalhante ou máxima tensão normal. Nas amostras submetidas ao carregamento torcional, o plano da trinca está mais próximo ao plano de máxima tensão cisalhante.
- Cálculos de plano crítico foram comparados com as medidas experimentais de inclinação da trinca. Para os carregamentos em fase, os planos de máxima tensão cisalhante ocorrem em $69,6^\circ$ ou $-20,4^\circ$. O resultado experimental obtido para a liga AA6063, com inclinação da trinca de 52° , foi o que mais se aproximou das previsões teóricas. Os valores experimentais para a inclinação das trincas em peças submetidas ao carregamento defasado de 90° para as três ligas estudadas (AA6005 – 49° , AA6063 – 50° e AA6351 – 37°) não se aproximaram dos resultados teóricos ($\theta = 0$ e $\theta = 90^\circ$). Para o carregamento defasado de 45° , os resultados experimentais das médias das inclinações das trincas para as ligas AA6005 e AA6063 foram de 52° e 58° , o que representa um resultado próximo ao valor teórico $\theta=69^\circ$.
- Com relação às análises fractográficas dos ensaios de fadiga de baixo ciclo observou-se um menor espaçamento entre estrias para a liga AA6351 (entre $1\text{ }\mu\text{m}$ e $1,5\text{ }\mu\text{m}$ aproximadamente), indicando uma menor taxa de propagação da trinca e maior resistência ao crescimento da trinca por fadiga desta liga quando comparada com as ligas AA6005 e AA6063.
- As superfícies de fratura dos ensaios de fadiga multiaxial apresentaram características semelhantes para um mesmo tipo de carregamento nas três ligas estudadas. Os carregamentos combinados defasados de 90 e 45° resultaram em superfícies de fratura mais acidentadas em comparação ao carregamento combinado em fase.
- Por meio deste estudo foi possível entender e comparar o comportamento em fadiga das ligas AA6005, AA6063 e AA6351, e assim obter propriedades objetivas que podem ser utilizadas na seleção de materiais em projetos mecânicos.

REFERÊNCIAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. **Introdução**. Disponível em <<http://www.abal.org.br>>. Acesso em 18 de fevereiro de 2011.

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

AGHAIE-KHAFRI, M; ZARGARAN, A. Low-cycle fatigue behavior of AA2618-T61 forged disk. **Materials and Design**, v.31, p.4104-4109, 2010.

AKINIWA, Y; STANZL-TSCHEGG, S; MAYER, H; WAKITA, M; TANAKA, K. Fatigue strength of spring steel under axial and torsional loading in the very high cycle regime. **International Journal of Fatigue**. v.30, p. 2057-2063, 2008.

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.

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

ALUMINUM: Properties and physical metallurgy. Metals park, Ohio: American Society for Metals, 1984.

ARAÚJO, J. A.; BALTHAZAR, J. C.; VILELA, N. R. C. Algoritmo para implementação do critério de plano crítico para fadiga multiaxial. In: CONEM - CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2000. Natal, p.8. (em CD-ROM)

ASM handbook. Mechanical Testing. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1985. v. 8

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

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

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

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E1150/87**: Standard Definitions of Terms Relating to Fatigue. 1987.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Handbook of Fatigue Testing. S.R. Swanson (editor). Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1974. STP 566:

AZZAMD.; 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.J; HANDROCK, J.L. **Fundamentals of metals fatigue analysis**. New Jersey: 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 - FAENQUIL, Lorena, 2000.

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

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

BORREGO, L.P; COSTA, J.M; ANTUNES, F.V; FERREIRA, J.M. Fatigue crack growth in heat-treated aluminium alloys. **Engineering Failure Analysis**. V17, pag 11-18. 2010.

BRAMMER, A.T.; JORDON, J.B.; ALLISON, P.G.; BARKEY, M.E. Strain-controlled low-cycle fatigue properties of extruded 6061-T6 aluminum alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.22, p.1348-50, 2013.

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.

CASTRO, J. T. P; MEGGIOLARO, M. A. **Fadiga: técnicas e práticas dimensionamento estrutural sob cargas reais de serviço: iniciação de trincas**. USA: Lexington K Y, 2010. v. 1.

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.

CONWAY, J. B.; SJODAHL, L. H. **Analysis and representation of fatigue data**. Materials Park: ASM International-The Materials Information Society, 1991.

COTTRELL A. H. **Dislocation and plastic flow in crystals**. 3rd ed. London: Oxford University Press, 1965.

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**. 3rd ed. New Jersey: Prentice Hall, 2007.

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.

ELLYIN, F. **Fatigue damage, crack growth and life prediction**. London: Chapman & Hall, 1997.

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.

FATEMI, A.; SOCIE, D.F. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. **Fatigue Fract Eng Mater Struct**, v. 3, p. 149-166, 1988.

FEAUGAS, X.; CLAVEL, M. Cyclic Deformation Behavior of α/β Titanium Alloy I: Micromechanisms of Plasticity under Various Loadings Paths. **Acta Materialia**, v.45, n.7, p.2685-2701, 1997.

GAFFAR M. A., GABER A., MOSTAFA M.S., ZEID E.F. Precipitation Kinetics of Al-1,12Mg₂Si-0,35Si and Al-1,07 Mg₂Si-0,33Cu alloys. **Journal of alloys and compounds**, V.429, p.167-175, 2007.

GARCIA A; SPIM J.A.; SANTOS C.A. **Ensaaios dos materiais**. Rio de janeiro. LTC – Livros técnicos e científicos Editora S.A, 2000.

GARUD, Y. S. Multiaxial fatigue: A survey of the state of the art. **Journal of Testing and Evaluation**, v.9, n.3, p.165-178, 1981.

GÓMEZ C.; CANALES M.; CALVO S.; RIVERA R.; VALDÉS J.R.; NÚÑEZ J. L. High and low cycle fatigue life estimation of welding steel under constant amplitude loading: Analysis of different multiaxial damage model sand in-phase and out-of-phase loading effects. **International Journal of Fatigue**, v. 33, p.578-587, 2011.

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.

GUIA técnico do alumínio: tratamento térmico. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2003.

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

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**, 4th ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.

ITOH, T.; NAKATA, T.; SAKANE, M.; OHNAMI, M. Non-proportional low cycle fatigue of 6061 aluminum alloy under 14 strain path. In: MACHA et al., editors. *Multiaxial Fatigue and Fracture*. Japan: Elsevier International Series on Structural Integrity; 1999. v. 25. p. 41–54.

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**, v. A 237, p. 52-64, 1997.

JIANYU, Z. XINHONG, S. BINJUN, F. High cycle fatigue and fracture mode analysis of 2A12–T4 aluminum alloy under out-of-phase axial–torsion constant amplitude loading. **International Journal of Fatigue**, v. 38.p.144-154, 2012.

KANDIL, F.A. Potential ambiguity in the determination of the plastic strain range component in LCF testing. **International Journal of Fatigue**, v. 21.p.1013-1018, 1999.

KANDILE F.A.; BROWN M.W.; MILLER K.J. **Biaxial low cycle fatigue fracture of 316 stainless at elevated temperatures**. London: The Metal Society, v. 280. p. 203–10. 1982.

KLESNIL, M.; LUKÁŠ, P. **Fatigue of metallic materials**. 2nd ed. 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.

KUHLMANN-WILSDORF, D.; LAIRD, C. Dislocation Behavior in Fatigue II: Friction Stress and Back Stress as Inferred from an Analysis of Hysteresis Loops, **Materials Science and Engineering**, v.37, p.111-120, 1979.

KUMARI S.S; PILLAI R.M; PAI B.C. A study on the structural, age hardening and mechanical characteristics on Mn and Ca added Al-7Si-0,3Mg-0,6Fe. **Journal of alloys and compounds**, 2006.

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.

LIU XIAOSHAN; GUOQIU HE; XIANGQUN DING; DEFENG MO; WEIHUA ZHANG. Fatigue behavior and dislocation substructures for 6063 aluminum alloy under nonproportional loadings. **International Journal of Fatigue**, p. 1190-1195. 2009.

LEWANDOWSKA, M; MIZERA, J; WYRZYKOWSKI, J. W. Cyclic behavior of model Al-Li alloys: effect of the precipitate state. **Materials Characterization**, v.45, p. 195- 202, 2000.

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**. 2008. Dissertação (Mestrado), Universidade de Aveiro, Aveiro.

MAYER H. Ultrasonic torsion and tension–compression fatigue testing: measuring principles and investigations on 2024-T351 aluminium alloy. **Int J Fatigue**, v. 28, p. 1446–55, 2006.

MEGGIOLARO, M. A; CASTRO , J. T. P. Comparação entre Métodos de Previsão de vida à fadiga sob Cargas Multiaxiais I – Modelos Tensão x Vida e Deformação x Vida. In: 60º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 60, 2005, Belo Horizonte.

MEININGER, J.M.; GIBELING, J.C. Low-Cycle Fatigue of Niobium and Niobium- 1Pct Zirconium Alloys, **Metallurgical Transactions A**, v. 23A, p.3077-3084, 1992.

MERATI, A. A Study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3. **International Journal Fatigue**, v.27, p. 33-44, 2005.

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

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.

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.

MO DE- FENG; HE GUO-QIU; HU ZHENG-FEI; LIU XIAO-SHAN; ZHANG WEI-HUA. Effect of microstructural features on fatigue behavior in A319-T6 alluminum-alloy. **Materials Science and Engineering A**. v527, p. 3420-3426. 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 Materials**, 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 6082aluminum alloys. **Journal of Materials Characterization**, v. 58, p. 312-317, 2005.

NAM, S.W; LEE, D.H. The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys. **Metals and Materials**, v.6, n 1, p. 13-16, 2000.

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.

PAPADOPOULOS, I. V; DAVOLI, P; GORLA, C; FILIPPINI, M; BERNASCONI, A.A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals. **International Journal Fatigue**, v.19, p. 219-235, 1997.

PAYNE, J.; WELSH, G.; CHRIST, Jr. R. J.; NARDIELLO, J.; PAPAIZIAN, J. M. Observations of fatigue crack initiation in7075-T651. **International Journal Fatigue**, v.32, p. 247-255, 2010.

PEDERSEN, O.B.; CARSTENSEN, J.V. Internal stresses and dislocation dynamics in cyclic plasticity and fatigue of metals. **Materials Science and Engineering A**, v. 285A, p.253-264, 2000.

PLUMTREE, A.; ABDEL-RAOUF, H. A.; Cyclic stress–strain response and substructure. **International Journal Fatigue**, v.23, p. 799-805, 2001.

POLMEAR, I. J. **Ligth alloys: metallurgy of the ligth metals**. London: Edward Arnold, 1981.

RAGAB, A.R.; BAYOUMI, S.E. **Engineering solid mechanics, fundamentals and applications**. New York: CRC Press, p. 921, 1999.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed, Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

REIS, L; LI, B; FREITAS,M. Crack initiation and growth path under multiaxial fatigue loading in structural steels. **International Journal of Fatigue**, v.31, p. 1660-1668, 2009.

REIS, L; LI, B; FREITAS, M. Crack growth orientation in two structural materials under multiaxial fatigue loading. **Materials Science**, v.587-588, p. 892-897, 2008.

RODRIGUES, M. P.G. Modelação do comportamento a fadiga de ligações rebitadas com múltiplos rebites. . 2013. Tese (Mestrado) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto – Portugal.

ROSATO JR. **Estrutura integral por soldagem por atrito “friction stir welding – FSW” – requisitos básicos para o projeto estrutural**. 2003. Tese (Mestrado) - ITA – São José dos Campos.

ROSSINO, L. S. **Estudo do comportamento em fadiga por fretting da liga de Al 7050-T7451**. 2008, 230p. Tese (Doutorado - Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Carlos, São Carlos.

SÁGA M.; KOPAS P.; UHRÍČÍK M. Modeling and experimental analysis of the aluminium alloy fatigue damage in the case of bending – torsion loading. **Procedia Enginnering**, v. 48, 599 – 606, 2012.

SHACKELFORD, J. F. **Introduction to materials science for engineers**. New Jersey: Prentice Hall, 2000.

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.

SILVA, A.M.B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6**. 2013. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo– EEL/USP, Lorena.

SILVA, R.; OLIVEIRA D. L. S.; BAPTISTA C. A. R. P; BARBOZA M. J. R.; TORRES M. A. S. Estudo do Comportamento em fadiga Oligocíclica da Liga Ti-13V-11Cr-3Al. **Matéria Revista**, v.9, n.4, p.305-314, 2004.

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.

SMITH, E. W., PASCOE, K. J. Biaxial fatigue of a glass-reinforced composite, part I: fatigue and fracture behavior. In: **BIAXIAL AND MULTIAXIAL FATIGUE**, EGF3 M.W. Brown and K. J. Miller, (eds.), London: Mechanical Engineering Publications, 1989. p.367-396.

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

SOCIE, D.F; MARQUIS, G.B. **Multiaxial fatigue**. Warrendale: SAE International, 2000. 481p.

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

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

SURAJIT, K. P. A Multiaxial low cycle fatigue life prediction model for both proportional and non-proportional loading conditions. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n.9, p. 3100 - 3107, 2014.

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

TALAT - Training in Aluminum Application Technologies. **Precipitation hardening**. UK: University of Birmingham. EAA - European Aluminium Association, 1999.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of aluminum**. New York: Physical Metallurgy and Processes, 2003. v.1, p. 169- 172.

UGURAL, A.C.; FENSTER, S.K. **Advanced strength and applied elasticity**. 4th ed. New York: Prentice Hall, 2003. p.544.

VARGEL, C.; JACQUES, M.; SCHMIDT, M. P. **Corrosion of aluminium**. Netherland: 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.

ZHAO, T; JIANG, Y. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**.v.30, p.834-849, 2008.

WANG, Y.Y; YAO, W. X.A multiaxial fatigue criterion for various metallic materials under proportional and nonproportional loading. **International Journal of Fatigue**, v. 28,p. 401–408, 2006.

WU, Z.R; HU, X.T; SONG, Y.D. Multiaxial fatigue life prediction for titanium alloy TC4 under proportional and nonproportional loading. **International Journal of Fatigue**, v. 59, p. 170–175, 2014.

WU, M; ITOH, T; SHIMIZU, Y; NAKAMURA, H; TAKANASHI, M. Low cycle fatigue life of Ti–6Al–4V alloy under non-proportional loading. **International Journal of Fatigue**, v. 44, p. 14–20, 2012.

WOOD, W. A. **Bull. Inst. Met.** v. 3, p. 5-6, 1955.

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.

YOU, B. R; LEE, S.B.A critical review on multiaxial fatigue assessments of metals. **International Journal Fatigue**, v.18, p.235-244, 1996.

YUUKI, R., MURAKAMI, E., KITAGAWA, H. Corrosion fatigue crack growth under biaxial stresses. In: **BIAXIAL AND MULTIAXIAL FATIGUE**, EGF3 M.W. Brown and K. J. Miller (eds.). London: Mechanical Engineering Publications, 1989. p. 285-300.