

UNIVERSIDADE PRESBITERIANA MACKENZIE
ESCOLA DE ENGENHARIA
MESTRADO ENGENHARIA DE MATERIAIS

GUILHERME BRUNO BARROSO BONFITTO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Al-Mg- Si
6005A SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA

São Paulo
2016

UNIVERSIDADE PRESBITERIANA MACKENZIE
ESCOLA DE ENGENHARIA
MESTRADO ENGENHARIA DE MATERIAIS

GUILHERME BRUNO BARROSO BONFITTO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Al-Mg- Si
6005A SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de
Materiais da Universidade Presbiteriana
Mackenzie, como requisito à obtenção do
título de Mestre em Engenharia de
Materiais

ORIENTADOR: PROF. DR. ANTONIO AUGUSTO COUTO

São Paulo
2016

B713e Bonfitto, Guilherme Bruno Barroso

Estudo do comportamento mecânico da liga Al-Mg-Si 6005A solubilizada e envelhecida. / Guilherme Bruno Barroso Bonfitto – 2016.

79f.: il., 30 cm

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2016.

Orientação: Prof. Antonio Augusto Couto

Bibliografia: f. 76-79

1. Materiais metálicos. 2. Não ferroso. 3. Alumínio. 4. Fadiga. 5. Micrografia. 6. Metalografia. 7. Análise de falhas. 8. 6005A. 8. Tempera. 9. Tratamento térmico. 10. Solubilização. 11. Envelhecimento artificial. I. Título.

CDD 669

GUILHERME BRUNO BARROSO BONFITTO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Al-Mg- Si
6005A SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de
Materiais da Universidade Presbiteriana
Mackenzie, como requisito à obtenção do
título de Mestre em Engenharia de
Materiais

Aprovado em: 09 de Setembro de 2016.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Antônio Augusto do Couto

Universidade Presbiteriana Mackenzie

Prof. Dr. Jan Vatauk

Universidade Presbiteriana Mackenzie

Prof. Dr. Nelson Batista de Lima

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

AGRADECIMENTOS

Agradeço pelo apoio de toda a minha família, em especial de Isadora Cataldo, minha noiva e meus pais, José Luiz e Suely e irmãos José Filho e Nazário pelo incentivo e por não permitirem que eu desistisse.

Ao Professor Doutor Antônio Augusto Couto pela orientação.

Ao Professor Doutor Jan Vatvuk pelo fornecimento de seu amplo conhecimento em análise de fadiga.

A ABAL pelo fornecimento da liga de alumínio.

Aos demais professores da pós graduação pelo apoio e pelas aulas.

Ao técnico do laboratório Lopes pela paciência e apoio.

Ao colega de graduação e pós graduação, José Fernando Paz Gonzales pelo apoio e paciência no *retrofit* da máquina de ensaio da fadiga.

A empresa BIM (Braniva) pelos serviços de usinagem.

Ao meu amigo, colega de graduação e engenheiro José Guilherme Amuchastegui pelo apoio e material fornecido para estudo em fadiga.

À minha avó Martha Villela, que veio a falecer durante a preparação do trabalho e que sempre me apoiou e acreditou que este sonho era possível.

Pois eu sou o Senhor, o seu Deus, que segura pela mão direita e lhe diz: Não tema, eu o ajudarei (Isaias, 41:13)

RESUMO

A possibilidade de crescimento da utilização do alumínio em substituição aos materiais ferrosos e de madeira no ramo automobilístico, principalmente na fabricação de carrocerias de ônibus e caminhão, resistência à corrosão, elevada razão resistência e peso devido a baixa massa específica e custo são as principais justificativas para este estudo. A liga 6005A sem nenhum tratamento térmico se apresenta desvantajosa em relação às demais ligas de alumínio e materiais ferrosos, porém, com o tratamento térmico adequado, suas propriedades mecânicas são aperfeiçoadas consideravelmente, que é o caso deste estudo. Após comparações em 36 condições distintas de temperatura de solubilização e temperatura e tempo em forno de envelhecimento artificial, as temperaturas de 545°C (30 minutos seguido de resfriamento em água) e 185°C e (4 horas) de solubilização e envelhecimento, respectivamente, foram as que apresentaram melhor incremento de dureza da liga de 63HRF para 85HRF. A metalografia da liga após têmpera foi realizada por microscopia óptica e apresentou na microestrutura grãos equiaxiais com distribuição homogênea. Quando comparada as microestruturas com tempos e temperatura distintas em forno, não foi visto nenhuma diferença que relacionasse a diferença da dureza. Realizado o ensaio de tração e os valores de limite resistência a tração (σ_t) de 279,21MPa, limite escoamento (σ_e) de 257,33 MPa estão entre os valores médios para a liga 6005A T6. O estudo de fadiga da liga foi realizado em uma máquina fadiga flexo-rotativa de ciclo reverso tensão-compressão ($R=-1$) à temperatura ambiente e os dados analisados em uma curva S-N. Com tensão de até 117,42 MPa, o corpo de prova suportou número de ciclos maior que $1,0 \times 10^7$ ciclos antes de romper. As superfícies de fratura dos corpos de prova com cargas variadas foram analisados através de microscopia ótica e pelo MEV e indicaram presença de marcas de catraca, estrias, clivagem e trincas intergranulares e transgranulares.

Palavra chave: Materiais metálicos, não ferrosos, Alumínio, fadiga, micrografia, metalografia, análise de falhas, 6005A, têmpera, tratamento térmico, solubilização, envelhecimento artificial

ABSTRACT

The possibility of increase use of aluminum in place of ferrous materials and wood in automotive industry, mainly in manufacturing of bus and truck structure, corrosion resistance, high ratio resistance and weight due low density and cost are the main reasons for this study. The alloy 6005A without any heat treatment appears disadvantageous compared to other alloys of aluminum and ferrous materials, however, with appropriate heat treatment, the mechanical properties are improved considerably, which is the case of this study. After comparisons in 36 different conditions of temperature of solubilization and temperature and time of artificial aging, the temperatures of 545°C (30 minutes followed by water cooling) and 185°C (4 hours) solubilizing and artificial aging, respectively, showed the best growth of hardness alloy 63HRF to 85HRF. The metallography alloy after quenching was performed by optical microscopy showed in the microstructure equiaxed grains with homogeneous distribution. When compared the microstructures with different oven time and temperature, it was not showed the difference that relates the difference in hardness. It was realized the tensile test and the tensile strength limit values (σ_t) 279,21MPa and yield strength (σ_e) 257,33 MPa are among the average values for the alloy 6005A T6. The study of fatigue alloy was realized in a rotating bending testing machine ($R=-1$) at ambient temperature and the data was analyzed in a S-N curve. When applied stress less than 117,42 MPa, the specimen supported more than $1,0 \times 10^7$ cycles before breaking down. The fracture surfaces of the specimens with many tensile were analyzed by optical microscopy and by SEM and indicated the presence of ratchet marks, stretch marks, and intergranular and transgranular cracks.

Key words: Metal materials, non-ferrous , aluminum , fatigue , micrography, metallography , failure analysis, 6005A , quenching , heat treatment, solubilization, artificial aging

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1	(a) Carroceria de madeira de caminhão durante construção. (b) Carroceira construída e pronta para uso...	14
Gráfico 2.1	Produção média mensal	19
Gráfico 2.2	Produção alumínio primário	19
Tabela 2.1	Definição das ligas de Alumínio	21
Figura 2.1	Definição das ligas de Alumínio	22
Figura 2.2	Processo de extrusão direta (a), indireta (b) e lateral (c) ...	27
Figura 2.3	Esquema das partes que compõem o processo de extrusão direta	28
Gráfico 2.3	Carga aplicada para processos de extrusão direta e indireta	28
Figura 2.4	Fluxo do material para um processo de extrusão indireta	29
Figura 2.5	Representação da transição da solução sólida supersaturada (a) para reticulado coerente (b) e com o reticulado do precipitado em equilíbrio (c)	33
Figura 2.6	Diagrama de fases Al-Mg ₂ Si	33
Figura 2.7	Fases do tratamento térmico	34
Tabela 2.2	Composição química da liga 6005A	35

Tabela 2.3	Diferença entre composição química da liga 6005A e 6005	35
Figura 2.8	Gráfico do ciclo de tração compressão de forma senoidal.	38
Tabela 3.1	Composição química da liga de alumínio 6005A investigada neste trabalho	40
Tabela 3.2	Composição química da liga de alumínio 6005A investigada neste trabalho	40
Figura 3.1	Vista da amostra em corte para a análise metalográfica ...	43
Tabela 3.3	Condição de tratamento térmico dos corpos de prova ensaiados em tração	43
Fotografia 3.1	Forno tipo mufla Brasimet de atmosfera controlada utilizada para a execução dos tratamentos térmicos da liga Al-Mg ₂ Si 6005A	44
Fotografia 3.2	Durômetro fixo-test utilizado para determinação da dureza HRF das amostras	44
Figura 3.2	Corpo-de-prova utilizado nos ensaios de tração	45
Fotografia 3.3	Medidor de rugosidade MITUTOYO SURFTEST 211	45
Tabela 3.4	Memorial de cálculos para obtenção da tensão normal aplicada ao corpo de prova	47
Figura 3.2	Representação esquemática da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa	47
Figura 3.3	Detalhe da montagem do corpo de prova e operação da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa	48
Figura 3.4	Corpo-de-prova a ser utilizado nos ensaios de fadiga flexo-rotativa	48

Tabela 4.1	Valores em dureza para S1: 545°C e P1: 175°C	49
Tabela 4.2	Valores em dureza para S2: 560°C e P1: 175°C	49
Tabela 4.3	Valores em dureza para S1: 545°C e P1: 185°C	49
Tabela 4.4	Valores em dureza para S2: 560°C e P1: 185°C	50
Gráfico 4.1	Comparação das durezas entre corpos de prova com variações na temperatura do tratamento térmico	50
Tabela 4.5	Propriedades mecânicas da liga 6005 T6	51
Gráfico 4.2	Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 1	51
Gráfico 4.3	Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 2	52
Gráfico 4.4	Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 3	52
Tabela 4.6	Propriedades Mecânicas extraídas do ensaio de tração ...	53
Tabela 4.7	Valores ensaio de tração para limite de resistência	53
Tabela 4.8	Valores ensaio de tração para alongamento	53
Tabela 4.9	Valores ensaio de tração para limite de escoamento	53
Tabela 4.10	Valores ensaio de tração para estrição (%)	53

Figura 4.1	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P2/4h, observada via microscópio óptico com corte longitudinal	54
Figura 4.2	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P2/4h, observada via microscópio óptico com corte transversal	54
Figura 4.3	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P1/4h, observada via microscópio óptico com corte longitudinal	55
Figura 4.4	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P1/4h, observada via microscópio óptico com corte transversal	55
Figura 4.5	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S2P2/24h, observada tratamento térmico, observada via microscópio óptico com corte longitudinal	56
Figura 4.6	(a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S2P2/24h, observada via microscópio óptico com corte transversal	56
Figura 4.7	(a) e (b) Micrografia nos extremos da liga de alumínio 6005A sem tratamento térmico, observada via microscópio óptico com corte transversal	57
Figura 4.8	(a) e (b) Micrografia nos extremos da liga de alumínio 6005A sem tratamento térmico, observada via microscópio óptico com corte transversal	57
Figura 4.9	Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 27x 500 μm	58
Figura 4.10	Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 1000x 10 μm	59
Figura 4.11	Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 2500x 10 μm	59
Figura 4.12	Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 1000x 10 μm	60
Figura 4.13	Curva S-N Curva S-N da liga de alumínio 6005A solubilizada a 545°C/0,5 h e envelhecida a 185°C/4h.....	61
Tabela 4.4	Tabela do ensaio de fadiga da liga AA 6005A solubilizada a 545°C/0,5 h e envelhecida a 185°C/4h.....	62

Figura 4.14 (a) e (b)	Corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100	63
Figura 4.15 (a) e (b)	Corpo de prova ensaiado com tensão de 175,06 MPa e nº ciclos 319800	63
Figura 4.16 (a), (b) e (c)	Corpo de prova ensaiado com tensão de 194,27 MPa e nº ciclos 180900	64
Figura 4.17 (a) e (b)	Corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e nº ciclos 11277500	64
Figura 4.18 (a), (b), (c), (d), (e) e (f)	Propagação da trinca principal do corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100.....	65
Figura 4.19 (a), (b), (c), (d)	Presença de trincas secundárias no corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100....	66
Figura 4.20 (a), (b), (c), (d), (e), (f) e (g)	Propagação da trinca principal do corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e nº ciclos 3978500.	67
Figura 4.21 (a), (b), (c) e (d)	Presença de trincas secundárias no corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e nº ciclos 3978500.	68
Figura 4.22 (a), (b)	Micrografia da superfície de fratura da AA 6005A T6 observada do corpo de prova ensaiado em fadiga com alta carga e baixo ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	69
Figura 4.23 (a), (b)	Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com alta carga e baixo ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	69
Figura 4.24 (a), (b)	Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com média carga e ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	70
Figura 4.25 (a), (b)	Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com média carga e ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	70
Figura 4.26 (a), (b)	Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com baixa carga e alto ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	71
Figura 4.27	Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com baixa carga e alto ciclo com zoom 1000x 100 µm.....	71

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTAS DE SIGLAS

AA - Liga de Alumínio
Al - Alumínio
Al₂O₃ - Oxido de Alumínio
AlCl₃ - Cloreto de alumínio
ASM - Association society for metals
B - Braço mecânico
CFC - Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CO₂ - Dióxido de Carbono (gás carbônico)
C - Carbono
Cr - Cromo
Cu - Cobre
e- - Elétron
ECAE - Igualdade de canal angular extrusão
EDS - Energy Dispersive Spectrography
Fe - Ferro
g - Estado Gasoso
g/cm³ - grama por centímetro cúbico
Ga - Gálio
GP - Guiner Preston
HRF - Dureza Rockwell F
HBF₄ - Ácido Fluobórico
I - Momento de inércia
IAI - International Aluminium Institute
Li - Lítio
ℓ - Estado Líquido
MEV - Microscópio eletrônico de varredura
Mf - Momento Fletor
Mg - Magnésio
Mg₂Si - Silicato de magnésio
MgZn₂ - Precipitado de Magnésio e Zinco
Mn - Manganês
Na₃AlF₆ - Criolita
Ni - Níquel
O₂ - Oxigênio
Si - Silício
SPD - Processos de severas deformações plásticas
T6 - Tratamento térmico Têmpera - Solubilização e envelhecimento artificial
Ti - Titânio
UFG - Grãos ultra finos
Y - Ponto de aplicação da linha neutra até tensão máxima
Zn - Zinco

LISTAS DE SÍMBOLOS

- ε - Deformação
- $\Delta\sigma$ - Variação da Tensão
- $\sigma_{\text{máx}}$ - Tensão Máxima
- $\sigma_{\text{mín}}$ - Tensão Mínima
- σ_{Rf} - Limite de resistência à fadiga
- τ_n - Tensão Normal
- RA % - Estricção
- σ_m - Tensão Média
- σ_f - Limite de resistência à fratura

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	15
1.1 OBJETIVO	16
1.2 JUSTIFICATIVA	17
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1 O ALUMÍNIO	18
2.2 AS LIGAS DE ALUMÍNIO.....	22
2.3 PROCESSO DE EXTRUSÃO DE LIGAS E ALUMÍNIO	28
2.4 TRATAMENTOS TERMICOS	32
2.4.1 SOLUBILIZAÇÃO	33
2.4.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO.....	33
2.5 A LIGA Al-Mg-Si 6005A	36
2.5 FADIGA.....	38
2.5.1. Análise dos dados de fadiga	41
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	42
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5. CONCLUSÕES	74
6. REFERÊNCIAS	75

1. INTRODUÇÃO

A crescente utilização do alumínio e suas ligas se deve principalmente a um mercado cada vez mais competitivo com foco em redução de custos e aumento de produtividade. A substituição dos materiais de madeira por ligas de alumínio extrudadas no ramo automotivo vem de encontro a este mercado. Devido as propriedades mecânicas do alumínio, é possível aperfeiçoar os perfis da carroceria de acordo com a necessidade estrutural do projeto, algo impossível de se obter com a madeira e de custo extremamente elevado para ser feito com aço. A principal vantagem da utilização das ligas de alumínio em relação às ligas de aço e materiais de madeira é que ao invés de carregar peso morto, é possível transportar mais carga sem exceder os limites estipulados pela Lei da Balança e permitir que o consumo de combustível e a emissão de poluentes sejam menores. Segundo Cremasco para fazer uma carroceria em madeira conforme pode vista na figura 1.1, faz necessário espaço físico para armazenamento da matéria-prima e sobras, máquinas pesadas distintas, além de 8 a 10 funcionários, além de ter de levar em consideração o fato de que cada viga de madeira tem um peso, mesmo sendo do mesmo tamanho. As 18 etapas de produção, mais lixamento e pintura são outro empecilho quando se fala em produtividade (ABAL, 2012).

Quando faz a mesma comparação, mas com aço, a diferença é menor, porém o consumo de energia ainda é um empecilho, pois para o aço há solda, corte, limpeza, aplicação de fundo, e pintura. Quando se fala em custo de produção, seria necessário gastar R\$ 6 mil de perfil (500 kg Al), ante R\$ 4,2 mil em chapas de aço (1500 kg), porém a economia em custo de mão de obra e energia que o alumínio proporciona, compensa (ABAL, 2012). Quando investido em uma carroceira de madeira o retorno sobre o investimento surge após 69 meses e no caso das carroceiras de alumínio o retorno é em 49 meses (ABAL, 2013). Segundo estudos da ABAL, em parceria com a Associação Nacional de Transporte de Carga e Logística (NTC & Logística), em condições médias de uso, ao final de oito anos, um caminhão com a carroceria de alumínio pode gerar R\$ 65,8 mil de lucro, quase três vezes mais na comparação com os R\$ 23,9 mil do implemento em aço e ainda maior que os R\$ 28,6 mil da versão em madeira (ABAL, 2012). Além destes setores mencionados, a aplicação na área civil também apresenta crescimento, seja para a parte estética (ex.: esquadrias), geração de energia (edifícios de energia positiva [fachadas]), seja para a parte estrutural da construção, com diversos tipos de perfis extrudados. Segundo a Associação Brasileira do Alumínio, a participação dos produtos extrudados de alumínio na construção civil é da ordem de 54%. A

própria ABAL projeta também que o consumo de perfis extrudados de alumínio, cujo principal segmento consumidor é a construção civil, deverá crescer em média 9,6% ao ano até 2025.

Dentre as ligas de alumínio termicamente tratáveis as da série 6XXX são aquelas que podem ser mais facilmente extrudadas e soldadas (RICKS, 1992). A liga 6005A apresenta média resistência mecânica com altas quantidades de silício, o que a diferencia da liga AA 6061. A liga é recomendada para aplicações onde a estrutura pode ser submetida a impactos ou supercarregamentos devido a sua ótima característica de resiliência (ALCOA, 2010). A liga é a mais fácil de extrudar e menos sensível ao resfriamento rápido, permitindo que seja utilizada para formas mais complexas.

Baseado no grande potencial de aplicação para a liga de alumínio extrudada AA 6005A, faz-se necessário uma investigação para determinar as propriedades mecânicas do material (ensaio de dureza e tração) e, limite de resistência à fadiga (ensaio de fadiga) para a liga tratada termicamente nos processos de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

Figura 1.1 – (a) Carroceria de madeira de caminhão durante construção. (b) Carroceira construída e pronta para uso



Fonte: Carroceria Gomes

1.1 OBJETIVO

O estudo visa contribuir através da investigação da liga AA 6005A T6 solubilizada e envelhecida artificialmente e qual o impacto das variações nas temperaturas e tempo dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas da liga.

Através dos tratamentos térmicos citados, foi definido a melhor condição de dureza para a liga. Baseado nessas condições, foi realizado o ensaio de tração da liga tratada

para a melhor condição, para então definir as propriedades mecânicas (limite de escoamento a 0,2 % de deformação plástica, o limite de resistência e o alongamento total).

O comportamento em fadiga (limite de resistência à fadiga) da liga 6005A T6 foi avaliado no ensaio de fadiga com variações nas cargas para obtenção da curva S-N (tensão por número de ciclos até a fratura).

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga foram analisadas por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). Com este estudo pretende-se obter características tecnológicas aprimoradas de acordo com a aplicação do produto final.

1.2 JUSTIFICATIVA

A importância deste estudo é fundamental para o aumento da aplicação da liga AA 6005T6 extrudada no ramo, automobilístico, em que a mensuração da resistência em fadiga é fundamental para garantir a confiabilidade estrutural da carroceria dos caminhão em longo prazo, pois trata-se de uma liga com resistência mecânica média que pode ser submetida a impactos ou supercarregamentos devido a sua ótima característica de resiliência. Quando a liga é tratada termicamente por solubilização e envelhecimento artificial, apresenta melhora nas propriedades mecânicas.

A aplicação da liga de Al-Mg-Si 6005A T6 com propriedades mecânicas aprimoradas será de grande valia para empresas que busquem redução de custo em logística e aumento de produtividade. Trata-se de uma liga com aplicações bem sucedidas em conectores automotivos, membros estruturais, tubos sem costura e estruturas de escadas e que apresenta grande aplicação em carrocerias de caminhões.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O alumínio é um material de excelente aplicação devido sua excelente resistência à corrosão, boa maleabilidade, grande condutibilidade térmica e elétrica, não sofre transição frágil-dúctil em baixas temperaturas (ALCOA, 2010), ponto de fusão relativamente baixo, boa fundibilidade, boa usinabilidade e bom acabamento superficial (JOSEPH, 2001), porém quando se trata do alumínio comercial puro, sua aplicação acaba se restringindo, pois sua resistência mecânica é relativamente baixa. Para garantir a boa aplicação do alumínio, faz-se necessário a utilização de ligas de alumínio que contenham, por exemplo, magnésio, silício, cobre, cromo e outros elementos, tratamentos térmicos para o aumento das propriedades mecânicas. A definição do processo de fundição e conformação da peça são fatores fundamentais que devem ser levados para garantir as propriedades ideais para a liga. Neste estudo de acompanhamento da vida em fadiga da liga de alumínio 6005A solubilizada e envelhecida artificialmente, é de suma importância a abordagem teórica sobre os temas: o alumínio, a fundição, o processo de extrusão, as ligas de alumínio e seus elementos, tratamentos térmicos, a liga estudada (6005A) e fadiga em materiais.

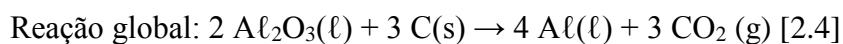
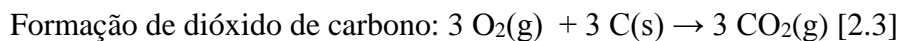
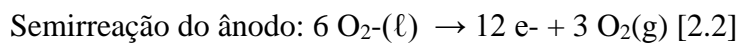
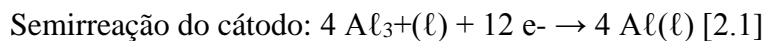
2.1 O ALUMÍNIO

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na Terra, tornou-se um concorrente econômico em aplicações de engenharia, recentemente, no final do século 19 (ASM HANDBOOK, 1997), sendo considerado o metal mais novo utilizado em escala industrial. Há sete milênios, ceramistas da Pérsia já produziam seus vasos com um tipo de barro que continha óxido de alumínio, que hoje conhecemos como alumina. Trinta séculos mais tarde, egípcios e babilônios usaram uma outra substância contendo alumínio na fabricação de cosméticos e produtos medicinais (ABAL, 2007).

Em 1808, o químico inglês Humphrey Davy finalmente conseguiu provar a existência do alumínio, fundindo ferro na presença de alumina. Quando foi descoberto verificou-se que a sua separação das rochas que o continham era extremamente difícil. Como consequência, durante algum tempo, foi considerado um metal precioso, mais valioso que o ouro (ABAL, 2007). Pouco tempo depois da descoberta, em 1825, Hans Oersted, físico alemão, conseguiu produzir pequenas quantidades do metal, isolando o alumínio de outra maneira, a partir do cloreto de alumínio ($AlCl_3$) com amálgama de potássio (uma liga de

potássio e mercúrio), o aquecimento do amálgama formado de alumínio e mercúrio com pressão reduzida, separa o mercúrio (com menor ponto de ebulição) do alumínio. Em 1854, Henry Saint–Claire Deville obtém o primeiro lingote de Alumínio. Em 1855, na exposição de Paris, Deville faz com que o material tenha pela primeira vez importância industrial, apresentando o material mais leve que o ferro, um metal nobre e caro, conhecido com ‘prata de argila’. (ABAL, 2010). A metalurgia por eletrólise do alumínio se deve à Charles Hall e Paul Héroult, que em 1886, Ohio e França, respectivamente, realizaram a redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) dissolvida em criolita fundida, desenvolvendo o processo conhecido como Hall-Héroult e utilizado até os dias de hoje para toda produção de alumínio (ASM HANDBOOK, 1997).

O processo Hall-Héroult é realizado através da alumina (refinada a partir da bauxita) dissolvida em banho de criolita fundida com adição de sal de flúor com função de controlar a temperatura do banho, densidade, resistividade e solubilidade da alumina. Uma corrente elétrica é então passada através do banho para eletrolisar a alumina dissolvida com oxigênio (Al_2O_3) e reagindo com o ânodo carbono (C), e o alumínio acumulando como um bloco de metal no cátodo de acordo com as semirreações na equação 2.1 e 2.2 e reação global 2.4. O metal é separado e, periodicamente, é removido por meio de sifão ou método de vácuo em cárteres, que são então transferidos para instalações de fundição ou de segunda fusão, onde lingotes de fabricação são produzidos (ASM HANDBOOK, 1997). A utilização de criolita (Na_3AlF_6) é quem faz todo este processo possível, pois graças à ela a temperatura de fusão caiu de 2000°C para 1000°C .



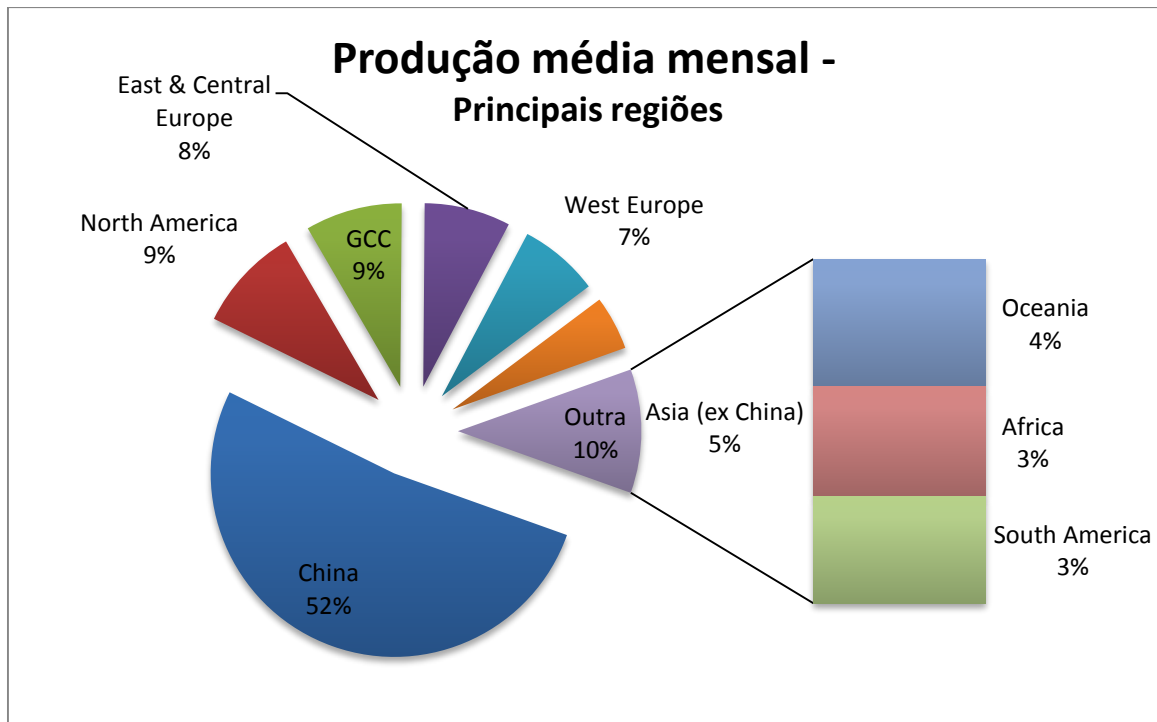
O alumínio pode apresentar excelente resistência à corrosão, na maioria dos ambientes, incluindo a atmosfera, água (incluindo água salgada), produtos petroquímicos e muitos sistemas químicos. O alumínio não é ferromagnético, uma propriedade de grande

importância para as indústrias eléctrica e electrónica. O alumínio não é tóxico e é rotineiramente usado em recipientes para alimentos e bebidas. Ele tem uma aparência atraente em seu acabamento natural, que pode ser macio e brilhante ou brilhante e brilhante. Trata-se de um metal branco acinzentado, maleável e dúctil. Pertence ao grupo 13 da tabela periódica (ASM HANDBOOK, 1997).

As principais impurezas de alumínio fundido são o ferro e silício. O zinco, gálio, titânio, vanádio representam os menores contaminantes. A pureza do alumínio é o principal critério para a definição de composição e valor. A quantidade de óxidos de alumínio e impurezas dissolvidas no metal líquido afetam diretamente na viscosidade para uma determinada temperatura, ou seja, quanto maior a impureza, menor será a fluidez do alumínio.

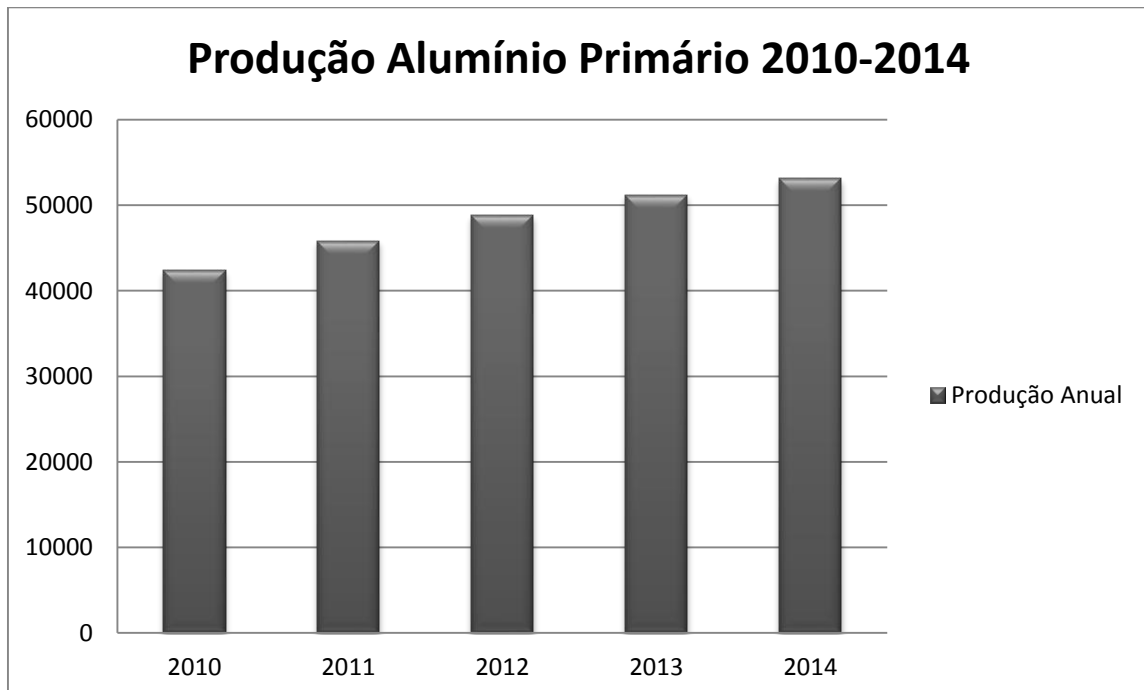
A engenharia de aplicações vem utilizando em seus desenvolvimentos a o alumínio e suas ligas com sucesso, o que justifica o crescimento de produção mundial de alumínio primário desde meados da década de 80. O crescimento da produção de alumínio no século XXI se deve em grande parte a China, que no ano de 2015 (junho/2015, 2,756 mil toneladas métricas), apresentou produção 14 vezes maior que em janeiro de 2000 (194,0 toneladas métricas). Atualmente, os maiores produtores de alumínio primário são China, América do Norte, GCC (União de seis estados do Golfo Pérsico: Omã, Emirados Árabes Unidos, Arábia Saudita, Qatar, Bahrein e Kuwait), Europa, Ásia (exceto China), Oceania, África e América do Sul, respectivamente, conforme visto no gráfico 2.1. A média de produção mundial nos últimos 5 anos (2010-2014) apresentou crescimento anual de 8,0%, 6,0%, 5,0% e 4,0%, respectivamente, conforme gráfico 2.2 (IAI - International Aluminium Institute).

Gráfico 2.1 – Produção média mensal



Fonte: IAI - International Aluminium Institute

Gráfico 2.2 – Produção alumínio primário



Fonte: IAI - International Aluminium Institute

2.2 AS LIGAS DE ALUMÍNIO

Na identificação do alumínio puro e suas ligas, foi designado um sistema de classificação numérica de quatro dígitos.

Para as ligas série 2XXX até à 7XXX, o grupo liga é determinado pelo elemento de liga, presente em maior percentualidade. A exceção são as ligas da série 6XXX, em que as proporções de magnésio e silício disponível para silicato de magnésio (Mg_2Si) são predominantes. Outra exceção é feita nos casos em que uma liga registrada anteriormente, sofre uma modificação e se qualifica como uma liga nova. Se a maior percentagem média é a mesma e para a mais em um elemento, a escolha do grupo é na seguinte ordem de sequência: Cobre, Manganês, Silício, Magnésio, Silicato de Magnésio e Zinco (ASM HANDBOOK, 1997).

A definição dos quatro algoritmos das ligas de alumínio pode ser dividida através do primeiro dígito entre a série 1XXX e séries 2XXX até 8XXX:

- Série 1XXX:
 - Primeiro dígito: Indica qual série a liga pertence conforme tabela 2.1;
 - Segundo dígito: Utiliza-se o número 0 (10XX) para designar composições puras que possuem impurezas naturais.
 - Terceiro e quarto dígitos: Indicam a pureza do alumínio de acordo com a casa decimal de indicação de pureza do alumínio (os dois dígitos para a direita do ponto decimal, o percentual mínimo de alumínio quando expressado o mais próximo de 0,01%);
- Série 2XXX à 8XXX:
 - Primeiro dígito: Indica qual série a liga pertence conforme tabela 2.1;
 - Segundo dígito: Indica se houve ou não modificações na liga originalmente cadastrada ou indica os limites de impureza. Se o número for 0, indica que é a liga original. Utiliza-se números inteiros de 1 até 9, consecutivamente, indicam as modificações da liga inicial;
 - Terceiro e quarto dígito: não possuem nenhuma relevância especial, porém serve para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo.

As ligas da série 9XXX são consideradas livres, ou seja, sem liga definida. Além da definição dos quatro dígitos, se utiliza também após a identificação da liga uma letra para identificar se a liga é encruada (H) e suas derivações, recozida e recristalizada (O), conforme

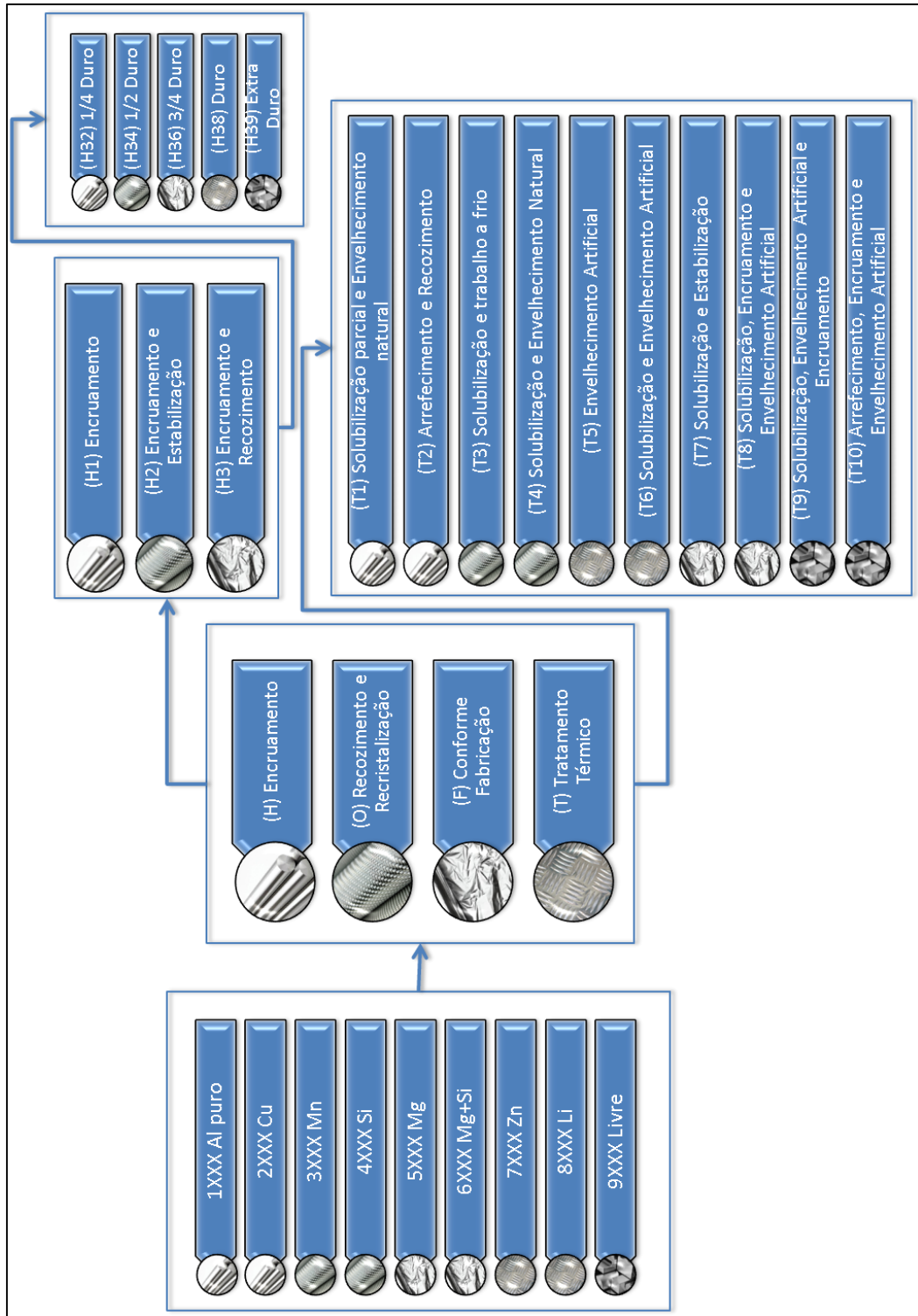
fabricação (F) ou se há algum(ns) tratamento(s) térmico(s) (T) e qual deste tratamento térmico, conforme visto na figura 2.1. O quarto item desta classificação será visto com maior detalhe no item 2.4 (tratamento térmico) deste trabalho. Dentro dessa classificação também há uma nova divisão para as ligas encruadas e ligas com tratamento térmico conforme figura 2.1. Os materiais encruados são aqueles endurecidos por tratamento mecânico (deformação plástica) com ou sem tratamento térmico para controle do grau de endurecimento. As ligas recozidas e recristalizadas foram trabalhadas na condição de menor dureza. Quando há a designação conforme fabricação não houve nenhum controle para alteração das propriedades do material.

Tabela 2.1 – Definição das ligas de Alumínio

Principal(is) Elemento(s) de Liga	Série
Alumínio pureza > 99,00%	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros Elementos	8XXX
Série não utilizada	9XXX

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 2.1 – Definição das ligas de Alumínio



Fonte: Arquivo Pessoal

Os elementos de ligas mais usuais são: silício, cobre, ferro, magnésio, manganês, zinco e mais raramente encontram-se o níquel, titânio, cromo, lítio e zircônio para aplicações em ligas especiais. Todos os elementos de liga alteram o ponto de fusão do alumínio, sendo

assim, por exemplo, a liga de alumínio com 13 % de silício se funde a 577 °C enquanto o alumínio puro a 660,4 %. Em ligas onde se tem mais do que um elemento de liga, silício e cobre, por exemplo, tem-se um intervalo de solidificação, ou seja, um período em que sólido e líquido coexiste, durante a solidificação, sem que ocorra diminuição da temperatura (MALAVASI, 2008).

As principais características de cada série das ligas de alumínio são:

- Série 1XXX: Representa o alumínio de pureza igual ou superior de 99,00%. Possui aplicações, especialmente nas áreas de elétrica (condutores elétricos e capacitores) e química (trocadores de calor). Estas categorias de alumínio são caracterizados por uma excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, e baixas propriedades mecânicas e excelente trabalhabilidade. Aumentos moderados na dureza pode ser obtida pela encruamento. As principais impurezas são ferro e silício (ASM HANDBOOK, 1997). Um dos exemplos dessa série é a Liga 1050, conhecida pela excelente resistência à corrosão, alta ductilidade, excelente acabamento refletivo, alta condutividade térmica e elétrica, boa soldabilidade. A liga é utilizada em equipamentos para processos químicos, containers para indústria alimentícia, e revestimentos de cabos. Outro exemplo é a liga 1350 com grande aplicação quando uma alta condutividade elétrica é requerida. A liga oferece alta resistência à corrosão, boa conformabilidade e boa soldabilidade e apresenta baixa resistência mecânica. (ALCOA, 2010).

- Série 2XXX: O cobre (Cu) é o principal elemento nessa série de liga e, frequentemente, o Magnésio (Mg) como elemento secundário. Estas ligas requerem um tratamento térmico para otimizar suas propriedades. Suas propriedades mecânicas são semelhantes e, por vezes excedem, as de aço de baixo carbono (ASM HANDBOOK, 1997). O magnésio e geralmente adicionado para aumentar a resistência a corrosão e ductilidade, o Níquel aumenta a resistência em temperaturas elevadas e o Manganês, Titânio Vanádio e Zircônio ajudam a manter as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, melhorando as características de soldagem. As desvantagens das ligas de alumínio-cobre são que elas não possuem boa resistência a corrosão quando comparadas com outras ligas devido a presença do cobre ou magnésio, que induzem processos galvânicos. As ligas da série 2XXX são particularmente utilizadas em estruturas que requerem alta relação resistência mecânica-peso. (PEREIRA, 2005). Um exemplo dessa liga é a 2024 que apresenta propriedades mecânicas superiores as do aço estrutural de médio teor de carbono graças ao tratamento térmico de endurecimento por precipitação (DOMINGUES, 2011).

- Série 3XXX: Possui o Manganês como elemento principal da liga, o qual reduz a resistividade e aumenta a resistência tanto em solução sólida como uma fase intermetálica precipitada (ROSETO-NAVARRO, 2008). Estas ligas não são tratadas termicamente, porém possuem, aproximadamente, 20% mais dureza que as ligas da série 1XXX. Isso se deve, pois apenas uma porcentagem limitada de manganês (aproximadamente 1,5 %) pode ser adicionada de forma eficaz com o alumínio. As ligas 3003, 3X04 e 3105 - são amplamente utilizados como ligas de uso geral para aplicações moderada resistência, exigindo boa trabalhabilidade. Estas aplicações incluem latas de bebidas, utensílios de cozinha, toldos, móveis, sinais da estrada, telhados e paredes (ASM HANDBOOK, 1997).

- Série 4XXX: O principal elemento é o Silício, que pode ser adicionado em quantidade suficiente (até 12,0%) para causar a redução substancial do ponto de fusão, sem produzir fragilidade. Trata-se também de uma série não-tratável termicamente que possui uma excelente fluidez e dificilmente ocorrem problemas de trincas (CORAINI, 2007), Por estas razões, a liga é utilizada em arame de solda e, como ligas de brasagem de alumínio para unir, onde uma gama de fusão mais baixo do que aquele do metal de base necessita (ASM HANDBOOK, 1997). O titânio também é em geral adicionado em aplicações de soldagem, pois ele ajuda a refinar a estrutura da solda e previne trincas (DOMINGUES, 2011). Um exemplo de liga é a 4032, que apresenta elevada resistência a abrasão devido a altas concentrações de silício e níquel. Suas aplicações incluem cilindro mestre de freio, válvulas de transmissão, componentes de copiadoras, buchas para sistemas de direção de cremalheira e pinhão. (ALCOA, 2010).

- Série 5XXX: O principal elemento é o Magnésio (Mg), quando utilizado como um importante elemento de liga ou com o Manganês (Mn), o resultado é uma liga de trabalho moderadamente endurecível à alta resistência. O magnésio é consideravelmente mais eficaz do que o manganês como um endurecedor, pois cerca de 0,80% de Mg é igual a 1,25% de Mn (ASM HANDBOOK, 1997). Além disto, o magnésio aumenta a resistência do alumínio sem reduzir a ductilidade, aumentando a resistência à corrosão, melhorando as propriedades de solda e, em contrapartida, permitindo a formação de trincas intergranulares devido a precipitação nos contornos de grão (DOMINGUES, 2011). As ligas desta série possuem boas características de soldadura e uma boa resistência à corrosão em atmosferas marinhas. Um exemplo desta liga é a 5356 que contém 5,0% de Magnésio, para aplicações nos processos MIG e TIG de soldagem. A solda com a utilização desta liga apresenta uma boa resistência mecânica e superior resistência à corrosão, quando exposta à água salgada (OXIGEN, 2008).

- Série 6XXX: Contém silício e magnésio aproximadamente nas proporções requeridas para a formação de silicato de magnésio (Mg_2Si), o que possibilita a realização de tratamento térmico. Apesar de não ser tão resistente como a maioria das ligas da série 2XXX e 7XXX, apresentam boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão, com média dureza. (ASM HANDBOOK, 1997). Trata-se de uma liga com grande aplicação nos processos de extrusão (MINATEL, 2009). Outros elementos como manganês, cromo e zircônio, são usados para controlar a estrutura de grão e prevenir a recristalização durante o tratamento térmico (HORN, 2002). A série apresenta soldabilidade satisfatória, mas pode sofrer uma perda de dureza na zona de solda. Para recuperar a resistência na zona termicamente afetada é necessário executar um tratamento térmico completo pós-soldagem (CORAINI, 2007). Na liga o alumínio está micro-ligado ao magnésio e ao silício formando, em equilíbrio, à temperatura ambiente duas fases: a solução sólida de alumínio α , com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) e o composto intermetálico Mg_2Si . A solubilidade sólida a temperatura ambiente do magnésio e do silício no alumínio é muito baixa. Portanto, o magnésio e o silício quando adicionados ao alumínio, mesmo em pequenas quantidades, formam à temperatura ambiente o composto intermetálico Mg_2Si (MELO, 2008). O excesso de silício proporciona aumento de resistência mecânica, porém tende a reduzir levemente a resistência à corrosão se submetido à tensão. O cobre, se apresentar quantidade superior a 0,50% apresenta o mesmo efeito do Silício, mas em quantidade menores não apresentará efeito sobre a corrosão. O Manganês e/ou o Cromo são fundamentais para o aumento e o controle do tamanho do grão (ALUMINUM, 1984). Os exemplos de liga são a 6351 e 6005A, que apresentam resistência mecânica aumentada consideravelmente devido à precipitação decorrente dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

- Série 7XXX: O zinco (1,0% à 8,0%) é o principal elemento de liga e quando acoplado, com uma menor percentagem ao Magnésio, se torna uma liga tratável termicamente de moderada a muito alta resistência mecânica. Normalmente outros elementos, tais como o Cobre e o Crômio, são também adicionados em pequenas quantidades (ASM HANDBOOK, 1997). A adição de magnésio induz a formação da fase $MgZn_2$ que aumenta a resistência da liga. Essa adição em contrapartida reduz a resistência à corrosão demandando maior controle da microestrutura, do tratamento térmico e da composição para manter a resistência a corrosão adequada. Zinco e Magnésio controlam o processo de envelhecimento (SOKI, 2005). Os exemplos dessa liga são a 7475, caracterizada por apresentar uma elevada relação resistência/peso associada a outras propriedades mecânicas como tenacidade à fratura,

resistência a corrosão sob tensões e excelente comportamento em fadiga. De acordo com a composição da liga 7475 e seu respectivo tratamento térmico, podemos caracterizar sua utilização na indústria aeronáutica, por ser uma liga de alta resistência mecânica e principalmente por ter bom comportamento em fadiga (SERRANO, 2014) e a liga 7075 que apresenta a maior resistência dentre todas as ligas de alumínio. (As têmperas -T6 e T651 apresentam resistência típica de 572 MPa), sendo utilizada em estruturas sob altas tensões. As aplicações incluem acessórios aeronáuticos. A liga oferece boa usinabilidade quando usinada usando ferramentas de carvão em tornos monofuso ou multi fuso (ALCOA, 2010).

- Série 8XXX: Possui o Lítio (Li) como principal elemento da liga que é importante na redução de peso em estruturas aeronáuticas e aeroespaciais. Essas ligas possuem excelentes propriedades de resistência à fadiga, baixa massa específica e alta resistência a propagação de trincas (HORN,2002). Trata-se de uma liga que pode ser tratada termicamente (endurecível por precipitação). As ligas de alumínio-lítio são ligas de última geração usadas nas indústrias avançadas, principalmente em componentes aeronáuticos. As ligas comercialmente disponíveis são adequadas aos processos de forjamento e laminação (KIMINAMI, 1996). A adição de lítio nas ligas de alumínio proporciona um aumento de 10% na dureza e uma redução de 10 a 15% na densidade. apesar das ligas de alumínio-lítio apresentarem alta resistência e baixa densidade, elas apresentam alguns problemas como tenacidade à fratura e ductilidade, que são relativamente inferiores às das ligas convencionais de alumínio, tornando-as inadequadas para aplicações comerciais. Por isso é necessário adicionar alguns elementos de liga como o cobre, magnésio e zircônio para melhorar as propriedades mecânicas do sistema binário Al-Li. (ROCHA, 2003). Um exemplo de aplicação é a liga 8090, que está sendo utilizada na indústria aeronáutica, principalmente em fuselagens de aviões. Essas ligas têm sido pesquisadas no intuito de substituir as tradicionais ligas das séries 2XXX e 7XXX por serem ligas endurecíveis (ROCHA, 2003).

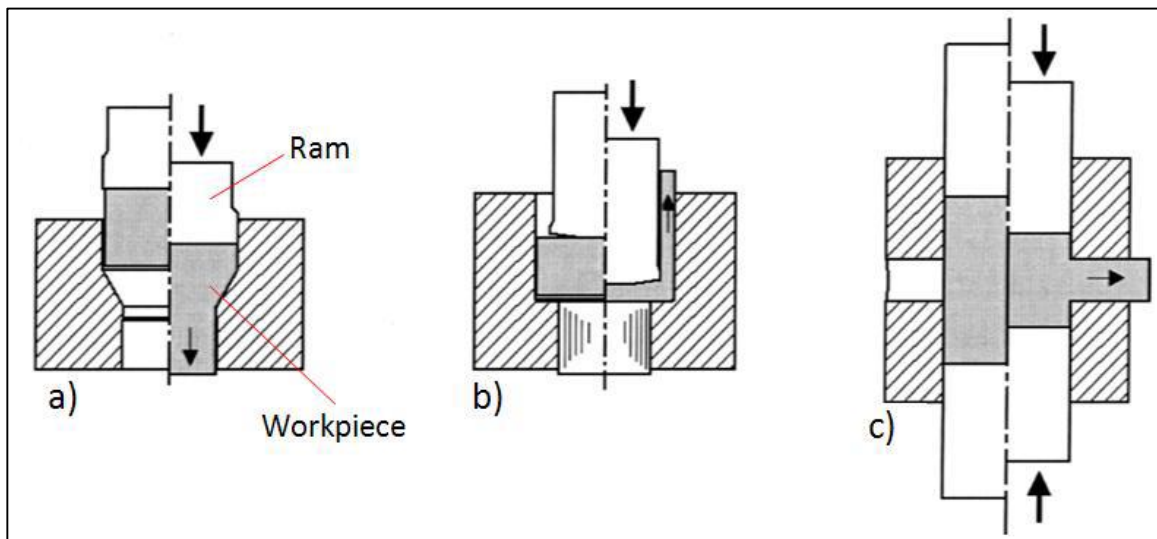
2.3 PROCESSO DE EXTRUSÃO DE LIGAS E ALUMÍNIO

As diferentes características dos produtos extrudados, bem como os diferentes tipos de ligas, impossibilitam a utilização de um único método, sendo listados os seguintes processos como forma de obter um produto extrudado baseado na direção do metal: Extrusão direta, indireta e lateral, (ZOQUI, 2010) conforme figura 2.2, sendo as duas primeiras mais difundidas e utilizadas comercialmente (CAMPANA, 2008).

A extrusão direta (figura 2.3) é o método mais utilizado, devido a possibilidade de trabalhar com perfis de grande diâmetro circunscrito. A principal vantagem deste processo é a alta qualidade da superfície do perfil. Isto se deve à formação de um cone próximo à alimentação da ferramenta e juntamente com a maior velocidade do material fluindo pelo centro, a superfície do tarugo é conduzida para trás e tornar-se-á o descarte que será cortado no fim do ciclo. A principal desvantagem deste processo é o elevado atrito gerado entre o tarugo e o recipiente, responsável pela elevada pressão de pico no início do processo. Essa desvantagem é vista no gráfico 2.3, na diferença da força de extrusão de pico entre os processos de extrusão direta e indireta (CAMPANA, 2008).

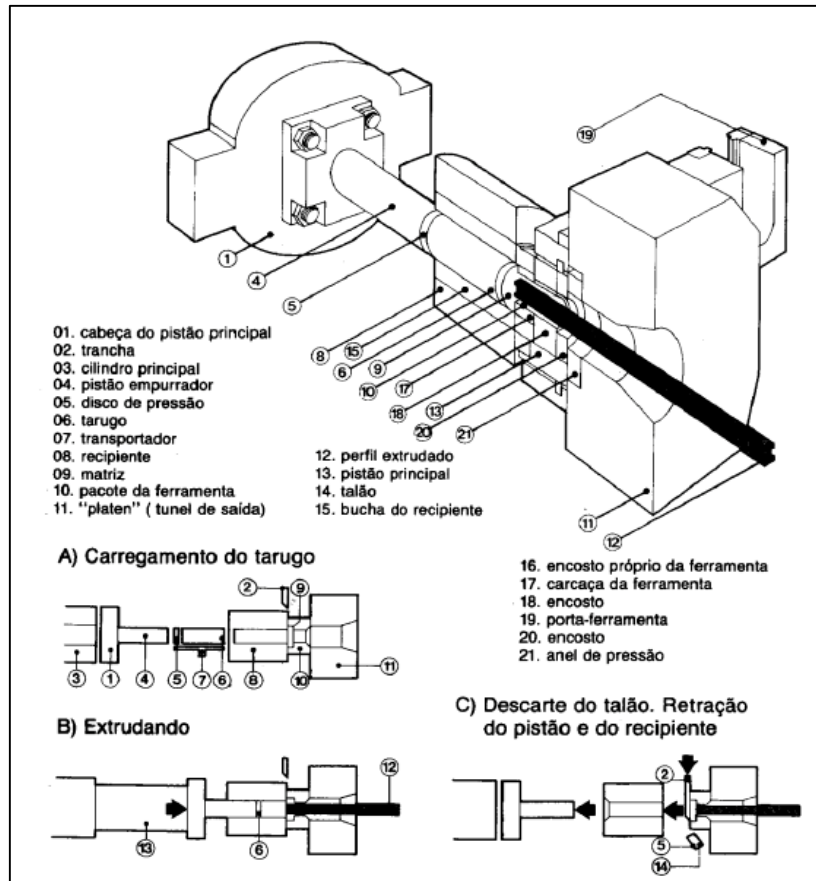
A extrusão indireta é caracterizada pela ausência do atrito entre a parede do recipiente e o tarugo (diminuição de 25 a 50% da pressão de pico) conforme visto no gráfico 2.3. Os movimentos do processo de extrusão direta e indireta se diferencia, basicamente, no deslocamento do tarugo e ferramenta, enquanto o processo de extrusão direta é o tarugo que se movimenta, na extrusão indireta é a ferramenta. A grande desvantagem deste processo é a qualidade superficial do perfil, pois as impurezas, presentes na superfície do tarugo, serão passadas para o perfil conforme visto na figura 2.4.

Figura 2.2 – Processo de extrusão direta (a), indireta (b) e lateral (c)



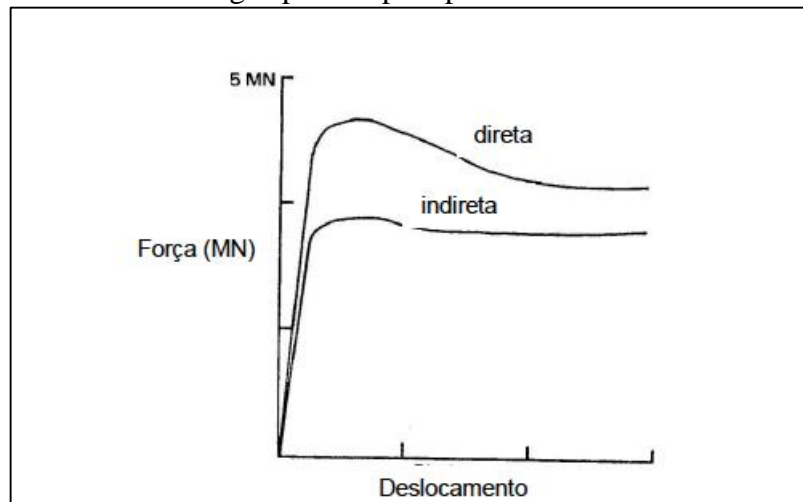
Fonte: CAMPANA (2008).

Figura 2.3 – Esquema das partes que compõem o processo de extrusão direta



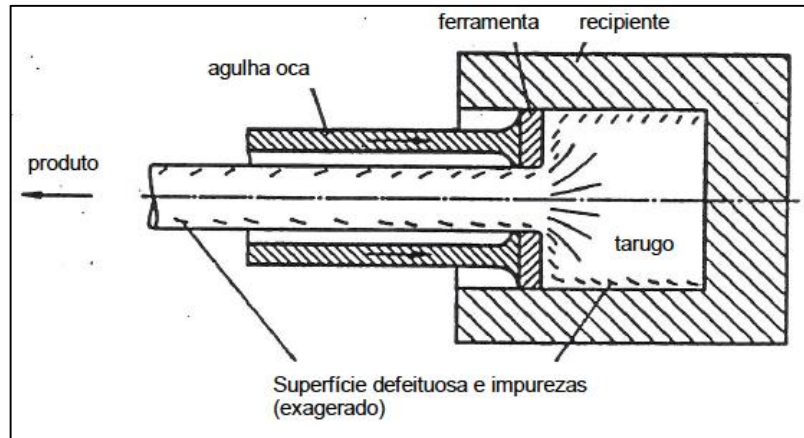
Fonte: CAMPANA (2008).

Gráfico 2.3 – Carga aplicada para processos de extrusão direta e indireta



Fonte: CAMPANA (2008).

Figura 2.4 – Fluxo do material para um processo de extrusão indireta



Fonte: CAMPANA (2008).

Além da direção do fluxo de metal, processos de extrusão podem ser classificados de acordo com suas características nos seguintes tipos: extrusão a quente, a frio, de impacto, hidrostática, co-extrusão e de igualdade de canal angular extrusão (ECAE) (ZOQUI, 2010).

O processo de extrusão a quente é realizado em temperaturas elevadas, geralmente, superiores a 60 % da temperatura de fusão absoluta do metal. Dependendo do material a ser trabalhado, a extrusão a quente pode ser lubrificada ou não lubrificada.

O processo de extrusão a frio é realizado com o tarugo à temperatura ambiente. No entanto, durante o processo o material sofre deformação. Normalmente, um punção é usado para aplicar pressão no tarugo em uma matriz estacionária. Quando comparado a extrusão a quente, as vantagens são a precisão dimensional, melhor acabamento superficial sem óxidos de camadas formadas, altas taxas de produção e custos relativamente baixos.

O processo de extrusão de impacto é frequentemente incluído na categoria de extrusão a frio devido suas similaridades. A diferença entre os processos é que o punção desce a uma velocidade elevada e atinge a peça de trabalho, que flui para cima através de uma pequena folga entre o perfurador e da cavidade de moldação. Este método é habitualmente utilizado para a produção de seções tubulares de parede muito finas.

O processo de extrusão hidrostática possui limitação no ramo industrial devido sua complexidade. É um processo, geralmente, a temperatura ambiente em que a pressão necessária para a deformação da peça de trabalho é fornecida por meio de um fluido em torno do tarugo.

O processo de co-extrusão é a extrusão simultânea de dois ou mais metais para formar um único produto. A deformação simultânea do núcleo e a luva, a uma temperatura adequada, resulta na formação de um vínculo interfacial.

O processo ECAE é também chamado de processos de severas deformações plásticas (SPD), que visa produzir materiais de grãos ultra finos (UFG). Ao contrário dos métodos tradicionais de extrusão, ECAE não se destina a alterar nem a forma e nem as dimensões do tarugo, sendo sua única finalidade de proporcionar propriedades mecânicas superiores para o tarugo que pode ser depois processado por outros métodos tradicionais (ZOQUI, 2010).

As ligas das séries 1XXX, 3XXX, 5XXX e 6XXX são facilmente extrudadas e as ligas das séries 2XXX e 7XXX apresentam dificuldades para extrudar. (ZOQUI, 2010). O Chumbo, Magnésio (e suas ligas) e o Latão apresentam elevada ductilidade, o que facilita o processo de extrusão. O Zinco e suas ligas necessitam de uma pressão maior em relação as ligas citadas anteriormente.

2.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O Tratamento térmico refere-se a qualquer das operações de aquecimento e ou resfriamento que são realizados com a finalidade de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura de metalurgia, ou o estado de tensão residual do metal. Quando o termo é aplicado às ligas de alumínio, no entanto, a sua utilização é restrita, com foco em aumentar a força e dureza da liga de alumínio (ASM HANDBOOK, 1991). As ligas de Magnésio e Silício não apresentam vantagens significativas quando realizam tratamentos térmicos, As seguintes ligas são consideradas ideais (ASM HANDBOOK, 1991):

- Ligas da série 2XXX - Cobre com o reforço de CuAl_2 ;
- Ligas da série 2XXX - Cobre Magnésio (magnésio intensifica precipitação);
- Ligas da série 6XXX - Magnésio e silício com reforço de Mg_2Si ;
- Ligas da série 7XXX – Zinco e Magnésio com o reforço de MgZn_2 ;
- Ligas da série 7XXX – Zinco, Magnésio e Cobre.

Existem dez tipos de tratamentos térmicos para o alumínio e suas ligas na classificação T (tempera) sendo classificados do seguinte modo:

- T1 - Solubilização parcial e Envelhecimento natural;
- T2 - Arrefecimento e Recozimento;
- T3 - Solubilização e trabalho a frio;
- T4 - Solubilização e Envelhecimento Natural;

- T5 - Envelhecimento Artificial;
- T6 - Solubilização e Envelhecimento Artificial;
- T7 - Solubilização e Estabilização;
- T8 - Solubilização, Encruamento e Envelhecimento Artificial;
- T9 - Solubilização, Envelhecimento Artificial e Encruamento;
- T10 - Arrefecimento, Encruamento e Envelhecimento Artificial;

No caso dessa dissertação, a liga será solubilizada e envelhecida artificialmente, sendo estes processos detalhados.

2.4.1 SOLUBILIZAÇÃO

Tratamento térmico, cíclico, preliminar que visa dissolver totalmente as fases microscópicas, simples ou intermediárias, presentes na matriz de uma liga, pelo aquecimento ao campo monofásico inerente, ou seja, uma solução sólida homogênea. É um tratamento realizado a altas temperaturas seguido de resfriamento rápido, mantendo assim o estado monofásico com uma solução supersaturada (SSSS) (MILKEREIT, 2009) à temperatura ambiente, tornando-se a liga um pouco mais dura e mais deformável. O valor definido para temperatura de solubilização é extraído do diagrama de fases. A solubilização é uma etapa preparatória para o futuro tratamento de endurecimento por precipitação submicroscópica. Todas as ligas cujos sistemas apresentam soluções sólidas terminais com razoável diferença nos limites de solubilidade (segundo linha *sólvus*) entre a temperatura ambiente e o máximo de solubilidade nas isotermas, quer sejam eutéticas, peritéticas, monotéticas ou mesmo eutetóides, podem sofrer este tratamento. As ligas cujas composições situam-se entre os citados limites, são aquecidas a uma temperatura um pouco abaixo da isoterma, no caso de reação eutética, onde são mantidas por tempo definido (ASM HANDBOOK, 1998).

2.4.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO

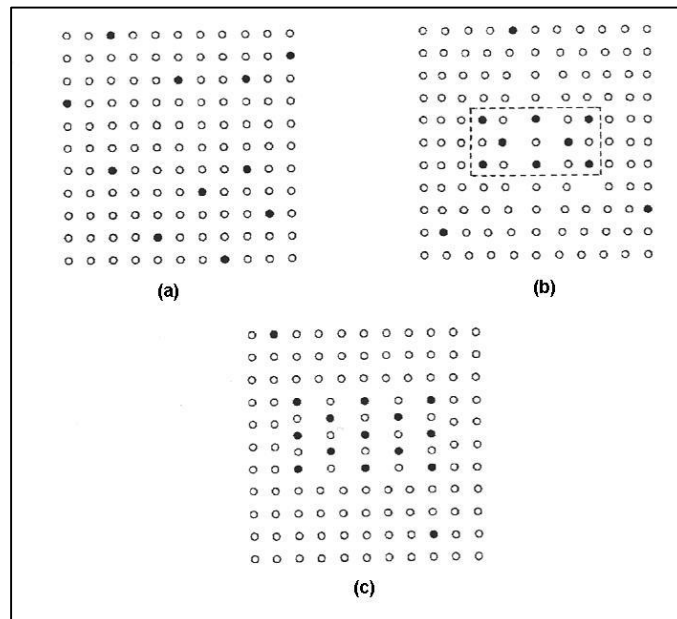
Um atributo essencial para um sistema de endurecimento por precipitação de uma liga é um equilíbrio de solubilidade sólida em função da temperatura, caracterizado pelo aumento da solubilidade com o aumento da temperatura. Deve-se tomar cuidado para evitar exceder a temperatura inicial eutética de fusão. Caso ocorra, as propriedades, tais como resistência à ruptura, a ductilidade e tenacidade à fratura podem ser degradadas, sendo rejeitadas

por especificação (ASM HANDBOOK, 1991). O requisito para o fortalecimento da precipitação de soluções supersaturadas sólidas envolve a formação de precipitados finos (compostos intermetálicos) dispersos durante o tratamento de envelhecimento (natural ou artificial) que irão gerar obstáculos à movimentação das discordâncias levando ao aumento da resistência mecânica. O envelhecimento deve ser realizado não apenas abaixo da temperatura de equilíbrio solvus mencionada na figura 2.6, temperatura a qual divide o campo α (fase rica em Al) do campo $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ (normalmente fase β) no diagrama, mas também da linha de Guinier Preston (GP) (ASM HANDBOOK, 1991). Acima da linha de Solvus, o Mg e Si estão dissolvidos na matriz de alumínio. Se for reduzida a temperatura, a solubilidade do precipitado também irá diminuir ao longo da linha Solvus, permitindo assim que o endurecimento por precipitação seja possível (ASM, 1990). As ligas tratáveis termicamente (com algumas exceções), os elementos de soluto estão presentes em quantidades que estão dentro dos limites de solubilidade mútua sólido a temperaturas abaixo da temperatura eutética. Em contraste, algumas ligas de fundição contém quantidades de elementos solúveis que excedem os limites de solubilidade. Nestas ligas, a fase formada pela combinação dos elementos solúveis em excesso com o alumínio nunca será dissolvida. Os elementos da liga (átomos de soluto) na solução sólida supersaturada estão distribuídos ao acaso na estrutura, conforme figura 2.5a. Porém, o estado de equilíbrio (energia livre mínima), definido no diagrama de fases, é uma mistura de precipitado e solução sólida. A energia livre da solução sólida supersaturada é maior do que o equilíbrio, armazenando o excesso de energia livre que age como uma força motriz para atingir o equilíbrio. Inicialmente, a energia da supersaturação difunde os átomos de soluto. A difusão gera a flutuação do número de átomos de soluto em diferentes locais da liga. Áreas com alta densidade de átomos de soluto tornam-se núcleos potenciais de precipitados, conhecidos como zonas de GP (SILVA, G., 1998).

Na continuação do processo, as partículas coerentes com a matriz são formadas conforme visto na figura 2.5b. Com o aumento da temperatura, é fornecida energia térmica adicional ao sistema, ocorrendo a formação mais rápida do composto intermetálico (precipitado) devido ao aumento da taxa de difusão. Para temperaturas elevadas, a formação do precipitado eventualmente ocorrerá (figura 2(c)). O tamanho crítico do núcleo estável aumenta com a temperatura. O envelhecimento pode apresentar uma desvantagem em relação à dureza se o tempo de tratamento for elevado, pois há a perda total de coerência, havendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando totalmente as tensões e provocando conseqüentemente um amolecimento significativo. O que também pode ser

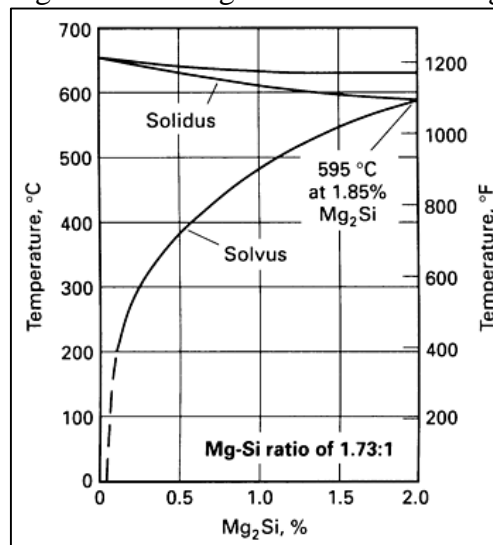
observado é que, como os precipitados incoerentes, estáveis e muito grandes, estão muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixa o caminho livre para a movimentação das discordâncias, o que também favorece o amolecimento do superenvelhecimento (DIETER, 1988) (REED-HILL, 1982).

Figura 2.5 - Representação da transição da solução sólida supersaturada (a) para reticulado coerente (b) e com o reticulado do precipitado em equilíbrio (c).



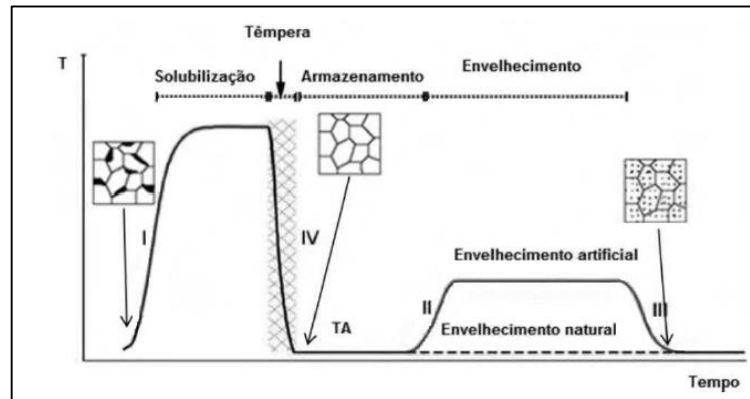
Fonte: Hains, R. W. (1977).

Figura 2.6 – Diagrama de fases Al-Mg₂Si



Fonte: Martins, 2008

Figura 2.7 – Fases do tratamento térmico



Fonte: BARBOSA DA SILVA (2013)

2.5 A LIGA Al-Mg-Si 6005A

As ligas de alumínio-magnésio-silício apresentam solubilidade máxima de Mg_2Si de 1,85%, a qual decresce de acordo com a temperatura. As ligas podem ser divididas em três grandes grupos (ASM HANDBOOK, 1998):

- Grupo I: Quantidade total de magnésio e silício $\leq 1,5\%$. Estes elementos estão em equilíbrio proporcional ou com um ligeiro excesso de silício. Um exemplo é a liga 6063.
- Grupo II: Quantidade total de magnésio e silício $\geq 1,5\%$ e outras adições tais como 0,3% Cu, o que aumenta a resistência na têmpera T6. Os elementos Mn, Cr, Zr são usados para controlar a estrutura do grão. Um exemplo é a liga 6063.
- Grupo III: Quantidade total de magnésio e silício $> 1,5\%$ e excesso substancial de silício. A vantagem pode ser vista no exemplo em que o excesso 0,2% de Si aumenta a força comparada com uma liga de 0,8% Mg_2Si em aproximadamente 70 MPa, porém quantidades maiores de excesso de silício não são tão benéficas. No caso do magnésio, o excesso só é benéfico a baixas quantidades de Mg_2Si , pois o magnésio reduz a solubilidade do Mg_2Si . As adições de Mn, Cr e Zr servem para neutralizar o efeito de silício na prevenção de recristalização durante o tratamento térmico. Um exemplo é a liga 6351.

As ligas da série 6XXX contém 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 tratamento de envelhecimento artificial (MOONS, et. al., 1996).

A liga a ser estudada pertence ao grupo III e é a 6005A com a seguinte composição química nominal (tabela 2.2) (ALCOA, 2010):

Tabela 2.2 – Composição química da liga 6005A

Elementos 6005A	Si	Fe	Cu	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Mn+Cr	Outros (Cada)	Outros (Total)	Al
Min.	0,5	---	---	0,4	---	---	---	---	0,12	---	---	---
Máx.	0,9	0,35	0,5	0,7	0,3	---	0,2	0,1	0,5	0,5	0,15	Restante
Densidade: 2,7 g/cm ³				Temperatura Líquidus: 654,0 °C					Temperatura Sólidus: 607,0 °C			

Fonte: Alcoa

Trata-se de uma liga de média resistência, muito similar a liga 6061, exceto por ela conter altas quantidades de silício. Essa liga é usada em produtos que exigem moderada resistência, sendo recomendadas para aplicações onde a estrutura pode ser submetida a impactos ou supercarregamentos devido a sua ótima característica de resiliência. A liga também oferece boas características de acabamento (ALCOA, 2010). A liga apresenta propriedades mecânicas entre as ligas de 6061 e 6082, porém a liga 6005A possui características melhores para realização da extrusão, além de um melhor acabamento superficial (AMARI, 2015)

A liga apresenta densidade de 2.70 g/cm³, coeficiente de expansão térmico de 24 x10⁻⁶ m/mK para temperatura de 20 a 100 °C, módulo de elasticidade de 70,0 GPa, condutividade térmica de 188 W/m.K e resistividade elétrica de 0,034 x10⁻⁶ Ω.m (ALCOA, 2010; AMARI, 2015).

A principal diferença entre as ligas 6005 e 6005A está nos intervalos de Mg e Si e na quantidade extra de Cr na liga 6005A, conforme tabela 2.3 (ALUMIL, 2012).

Tabela 2.3 – Diferença entre composição química da liga 6005A e 6005

	Elementos												Liga
	Si	Fe	Cu	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Mn+Cr	Outros (Cada)	Outros (Total)	Al	
Min.	0,5	---	---	0,4	---	---	---	---	0,12	---	---	---	6005A
Máx.	0,9	0,35	0,5	0,7	0,3	---	0,2	0,1	0,5	0,5	0,15	Restante	
Min.	0,6	---	---	0,4	---	---	---	---	0,12	---	---	---	6005
Máx.	0,9	0,35	0,5	0,6	0,1	---	0,2	0,1	0,5	0,5	0,15	Restante	

Fonte: ALUMIL

Para o ganho das propriedades mecânicas, o tratamento térmico mais comum para esta liga é o T6 (AMARI, 2015).

Os valores encontrados no ensaio de tração da liga AA6005 T6 (temperatura de solubilização de 580° C e 180° C para envelhecimento artificial) para o limite de escoamento e de tração são, respectivamente, σ_e : 256,0 MPa e σ_t : 286,0 MPa (NASCIMENTO, 2015).

2.5 FADIGA

As análises em cima de fadiga tiveram início no século XIX na Europa devido trincas que surgiram em pontes e estradas de ferro quando estes sujeitos a esforços cíclicos, vindo então o princípio de fadiga. A evolução dos conceitos de fadiga ocorreu graças a August Wohler, o qual observou diversas falhas semelhantes em trilhas de trem, vindo a gerar a curva S-N. Em 1874, o alemão H. Gerber divulgou métodos de dimensionamento a fadiga que auxiliaram na previsão da vida esperada para diferentes tensões médias. Em 1910 O. H Basquin publicou leis empíricas, as quais caracterizavam a curva S-N de materiais metálicos, que através de uma relação linear, gerava em um gráfico log-log, as tensões atuantes com o número de ciclos obtido até a falha do material. Em 1924 Palmgren introduziu o conceito de dano acumulativo e sendo complementado em 1945 por Miner. Em 1954 L. F. Coffin and S. S. Manson explicam o crescimento de trincas por fadiga em termos de deformação plástica na ponta de trincas. Em 1959, P.C. Paris apresenta o primeiro método sistemático para tratar a propagação de trincas para que em 1961, Neuber propunha um método para estimar tensões e deformações elasto-plásticas em regiões com concentração de tensão. Em 1968 é criado o algoritmo de contagem de ciclos *rainflow-counting algorithm* por Tatsuo Endo e M. Matsuishi e capacitam a aplicação da regra de Miner a carregamentos randômicos (amplitude variável) e finalmente em 1970 W. Elber elucidava o mecanismo e importância do fechamento da trinca na redução do crescimento de trincas devido a fadiga devido ao efeito de “cunha” que a deformação plástica deixa atrás da ponta da trinca. Na engenharia, falhas por fadiga são geralmente causadas por defeitos superficiais ou na vizinhança próximo à superfície de fatores que aumentam a tensão local de um determinado componente. Como consequência, estes defeitos podem evoluir para trincas em todas as direções, devido às tensões cíclicas induzidas pela carga aplicada causando a falha do componente (BARBOSA DA SILVA, 2013). Existem cinco fatores que podem influenciar na resistência à fadiga:

- Acabamento superficial: As rupturas por fadiga começam na superfície do metal, devido as cargas aplicadas no componente ocasionarem tensão máxima na superfície.

O acabamento superficial bem executado é fundamental, pois quanto maior a rugosidade, menor a resistência à fadiga;

- Meio ambiente: Um material dimensionado erroneamente para um ambiente agressivo e que sofre corrosão irá apresentar menor resistência à fadiga quando comparado à um material não corroído;
- Temperatura: A elevada variação de temperatura na carcaça de um avião é um fator preponderante na definição do material para esta aplicação a fim de evitar a fadiga.
- Material: A vida esperada de fadiga varia de acordo com as propriedades mecânicas do material, sendo de suma importância a escolha do material adequado;
- Tratamento térmico e processos de fabricação: Influencia diretamente na resistência à fadiga, pois é responsável pela modificação das propriedades mecânicas do material (ex.: tensão de escoamento e tensão de ruptura).

Para a ocorrência da fratura por fadiga deve ser aplicado no equipamento/componente simultaneamente a tensão cíclica (axial (tração-compressão), de flexão (dobramento) ou de torção (rotativa)), tensão interna de tração e deformação plástica. Se um destes três componentes não estiver presente, a falha por fadiga está prevenida.

O processo de fadiga pode considerar-se dividido em quatro fases, sendo:

- Nucleação da trinca: É a fase inicial da fadiga, sendo bem caracterizada quando analisado a falha. Quando analisado a fadiga de baixo ciclo, a nucleação representa uma pequena parcela da vida em fadiga total do material, porém, quando se trata da vida em fadiga de alto ciclo, este período apresenta uma parte substancial e quando é de giga ciclo representa a maior parte da vida (BARBOSA DA SILVA, 2013). A nucleação da trinca, como todo o processo de fadiga, é controlada pela deformação plástica do material, logo, a formação das trincas inicia em pontos de concentração de deformação que estão ligados diretamente com a concentração de tensão.
- Crescimento microscópico da(s) trinca(s): As irregularidades superficiais, assim como a deterioração em bandas de escorregamento persistentes originam trincas na superfície ou próximo dela, as quais se propagam para o interior do corpo de prova segundo planos submetidos a tensões de corte elevadas (AIRES, 2007).
- Propagação da(s) trinca(s): Normalmente é visível por regiões de depressão e elevação e presença de estrias associadas ao crescimento da trinca. Sua formação ocorre na direção perpendicular à tensão de tração máxima aplicada no componente. Quando na

propagação da trinca é observado que poros são interceptados, conclui que a propagação arrancou precipitados durante fratura (DOMINGUES, 2011).

- Ruptura final: A quarta e ultima fase do processo de fadiga. Ocorre devido a carga aplicada ser maior a carga suportada pela área ainda não afetada pela fadiga. As fraturas de fadiga são dúcteis. O único modo de não ocorrer a quarta e ultima fase de uma vida em fadiga para materiais não ferrosos é se o material operar com carga abaixo do limite de fadiga. O limite de resistência à fadiga (σ_{RF}) é visto na curva S-N do material, sendo neste ponto, tomada a forma de um patamar horizontal (BERETTA, 1998).

Para o ensaio de fadiga, os esforços cíclicos aplicados no componente em estudo possuem tensões máximas e mínimas que são constantes ao longo do tempo. A variação de tensão ($\Delta\sigma$) é a diferença entre o máximo e o mínimo valor, e a tensão média (σ_m) é dada pela média aritmética entre a máxima e a mínima tensão. O caso do teste de fadiga apresenta tensão média igual a zero, conforme visto no ciclo alternado de aplicação de tensão na forma senoidal presente na figura 2.5

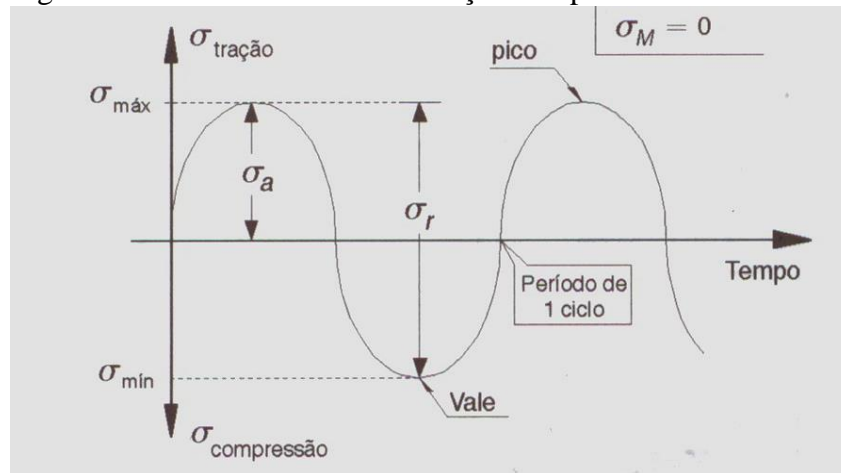
Variação de tensão:

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad [2.5]$$

Tensão média:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad [2.6]$$

Figura 2.8 – Gráfico do ciclo de tração compressão de forma senoidal.



Fonte: Garcia, 2000

2.5.1. Análise dos dados de fadiga

Existem diversos métodos matemáticos que possibilitam comparar os ensaios práticos com a teoria do ensaio através de parâmetros como amplitude de tensão ou deformação e tensão máxima. O método mais utilizado para os dados experimentais é através da curva S-N (vida total), em que o eixo das abcissas é composto pelo número de ciclos necessários para a falha (N) e o eixo das ordenadas pela tensão aplicada no corpo de prova (MAKKONEN, 2009). Este método também é chamado de fadiga de alto ciclo, sendo inadequado para fadiga de baixo ciclo. Neste método a relação tensão deformação é considerada elástica, ou seja, as deformações do material são consideradas elásticas, sendo um ponto muito significativo, em especial na iniciação (ou nucleação) das trincas de fadiga, pois a iniciação da trinca é causada pela deformação plástica. Este método é indicado se o ciclo de deformação plástica for pequeno (ARAÚJO, 2014). O que deve ser observado na curva S-N de materiais ferrosos diferentemente dos não ferrosos é que não há um patamar de limite de resistência a fadiga. Outro método também utilizado para dados em laboratório é o Epsilon-N (E-N) conhecido com método *strain life* ou fadiga de baixo ciclo. Este método também é chamado de iniciação de trinca, pois o crescimento da trinca não é explicitamente contabilizado, supondo que a falha no componente ocorre quando um determinado volume do material sujeito a tensão falha, ou seja, inicia-se uma trinca. Este método, de estimativa de vida, é baseado na observação de que a resposta de muitos componentes do material em regiões críticas, entalhes, por exemplo, dependem da deformação. Para vidas longas, onde a deformação plástica é desprezível, e as tensões e deformações são linearmente relacionadas, os métodos S-N e E-N são essencialmente os mesmos (ARAÚJO, 2014).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga utilizada neste estudo para os ensaios de dureza, tração e fadiga foi a 6005A, fornecida pela ABAL, cuja composição é apresentada na tabela 3.1. Para certificar que se trata da liga indicada pela ABAL foi realizada uma análise em um espectrômetro Philips XL 30 na UPM com valores da liga apresentados na tabela 3.2. A liga apresentou teores dos componentes dentro dos limites inferior e superior. A análise foi realizada em uma amostra sem tratamento térmico em cinco pontos.

Tabela 3.1 - Composição química da liga de alumínio 6005A investigada neste trabalho.

Elementos 6005A	Si	Fe	Cu	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Mn+Cr	Outros (Cada)	Outros (Total)	Al
Min.	0,5	---	---	0,4	---	---	---	---	0,12	---	---	---
Máx.	0,9	0,35	0,5	0,7	0,3	---	0,2	0,1	0,5	0,5	0,15	Restante
Densidade: 2,7 g/cm ³				Temperatura Líquidus: 654,0 °C					Temperatura Sólidus: 607,0 °C			

Fonte: ABAL

Tabela 3.2 - Composição química da liga de alumínio 6005A investigada neste trabalho.

Elementos 6005A	Si	Fe	Cu	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Espec	0,9	0,35	0,5	0,5	0,3	0,2	0,1	99,71

Fonte: Espectrômetro Philips XL 30

Para definição da melhor condição de têmpera, foi utilizada duas barras de $\frac{3}{4}'' \times 1000,0$ mm e cortado 180 corpos de prova de 10,0 mm em um torno convencional da marca ROMI, modelo S-30 com rotação de 1000,0 rpm. Os tratamentos térmicos da liga foram realizados no forno da UPM, tipo mufla da BRASIMET, conforme fotografia 3.1. Para o controle da temperatura foi utilizado o termopar tipo K. Para a definição do melhor incremento nas propriedades mecânicas do material, foram realizados testes com as seguintes variações de temperatura em solubilização (S) seguidas de envelhecimento artificial (P):

- S1: 545°C;
- S2: 560°C;
- P1: 175°C;

- P2: 185°C.

No caso da solubilização, após a temperatura do forno se manter por 2 horas na temperatura do teste (S1 ou S2), os corpos de prova foram inseridos no forno e permaneceram por 0,5h seguidos de resfriamento em água. Para o envelhecimento artificial, após duas horas de estabilidade da temperatura do forno, os corpos de prova foram inseridos no forno com variação de tempo de 0,5h até 24h (0.5h, 1h, 2h,3h, 4h, 5h, 6h, 8h, 24h) seguidos de resfriamento natural.

Após a realização da têmpera, foi verificada a dureza em cinco corpos de prova por condição e em cinco corpos sem nenhum tratamento térmico no medidor de dureza FIXO TEST na empresa BRANIVA com penetrador de aço e massa aplicada de 62,5kg e definida a dureza em HRF (Rockwell F), conforme fotografia 3.2. Foi realizado novo teste de dureza, também em HRF na UPM, adotando uma esfera de 1/16'' e massa de 62,5 kg e encontrado os mesmos valores que no teste anterior. Após a definição da melhor condição de têmpera para incremento nas propriedades mecânicas, foi realizada a metalografia em amostras devidamente preparadas por meio de técnicas metalográficas convencionais de embutimento em resina a temperatura ambiente, lixamento, polimento e ataque químico na temperatura ambiente com Keller por 15 segundos, mas sem sucesso. Foi realizado novo ataque químico com 0,5ml a 10,0ml de ácido fluorídrico (HF) com concentração de 10% variando de 45 a 120 segundos até obter sucesso no ataque. Para permitir uma visualização adequada dos corpos de prova, para cada amostra atacada com HF, o reagente após ataque era substituído por um novo, pois foi visto em um primeiro momento que se utilizado o mesmo líquido para todas as amostras havia a presença de bolhas entre os grãos nas amostras, sendo que na primeira não havia essas marcas. Realizado novo polimento e ataque químico e assim foi possível obter sucesso em todas as amostras. A metalografia foi realizada no microscópio óptico OLYMPUS BX60M acoplado ao sistema de digitalização *Stream Basic*, da UPM, foi verificada em duas direções (2D). Para poder discutir e entender a diferença de dureza entre as amostras com diferença de tempo e temperatura em forno, foi realizada comparações metalográficas da liga na melhor condição com a liga em outras três condições: Menor dureza com tratamento térmico (S2P2 24 horas), segunda maior dureza para o mesmo tempo em forno da melhor condição (S1P1 4 horas) e para a liga sem nenhum tratamento térmico. Todas as amostras foram cortadas e analisadas na longitudinal e transversal conforme figura 3.1 da barra 3/4'' de diâmetro, sendo a vista em corte A-A considerada transversal e a vista em corte B-B longitudinal. As figuras em azul ao lado das micrografias indicam a posição do feixe de luz do

microscópio no corpo de prova, sendo os cortes executados no torno convencional ROMI e em uma cortadeira com disco abrasivo da marca Panambra, respectivamente e ambos os equipamentos estão localizados na UPM. O sucesso do tratamento térmico pode ser visto através do aumento de dureza, mas faz necessária uma verificação por espectrometria para verificar se os precipitados de Mg_2Si .

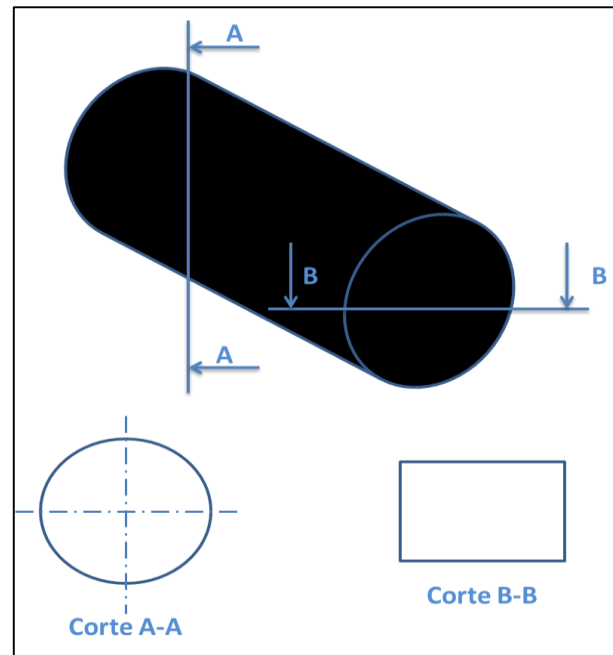
Para o ensaio de tração também foi considerado a liga tratada termicamente com melhores propriedades mecânicas. Foram usinados 3 corpos de prova de 100,0mm conforme figura 3.2, também na empresa BRANIVA em um torno mecânico convencional da marca ROMI, modelo Tormax S-30 com rotação de 1000,0 rpm e refrigeração à óleo para evitar alterações nas propriedades do material através do aquecimento. Para impedir variações nos resultados do ensaio de tração devido defeitos no processo de usinagem, foi realizada a medição de rugosidade na máquina MITUTOYO SURFTEST 211 conforme visto na fotografia 3.3, também fornecido pela empresa BRANIVA. O ensaio de tração para os três corpos de prova foi realizado na máquina universal de ensaios mecânicos Instron 4400 do IPEN com velocidade da ponte de 0,5 mm/minuto. No ensaio de tração é gerado um gráfico tensão X deformação ($\sigma \times \epsilon$) e através deste gráfico é determinado o limite de escoamento a 0,2 % de deformação plástica, módulo de elasticidade (E) do material, limite de resistência à fratura (fórmula 3.1), o alongamento total do material (fórmula 3.2) e estrição do corpo de prova (fórmula 3.3). Os ensaios de tração foram executados após os tratamentos térmicos na condição apresentadas na tabela 3.3.

$$\text{Limite de resistência à fratura: } \sigma_f = \frac{F}{S_0} \quad [3.1]$$

$$\text{Deformação: } \epsilon = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad [3.2]$$

$$\text{Estrição: } RA\% = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad [3.3]$$

Figura 3.1 – Vista da amostra em corte para a análise metalográfica



Fonte: Arquivo pessoal

Tabela 3.3 - Condição de tratamento térmico dos corpos de prova ensaiados em tração

SOLUBILIZAÇÃO	ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL
Aquecimento a 560°C por 0,5 hora e resfriado em água	Solubilizado 185°C por 4h

Fonte: Arquivo Pessoal

Fotografia 3.1 - Forno tipo mufla Brasimet de atmosfera controlada utilizada para a execução dos tratamentos térmicos da liga Al-Mg₂Si 6005A.



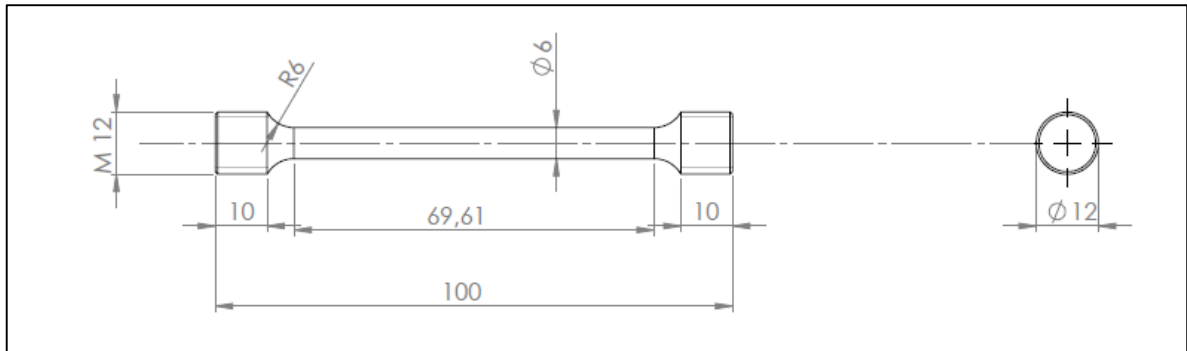
Fonte: Arquivo Pessoal

Fotografia 3.2 - Durômetro fixo-test utilizado para determinação da dureza HRF das amostras



Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 3.2 - Corpo-de-prova utilizado nos ensaios de tração



Fonte: Arquivo Pessoal

Fotografia 3.3 - Medidor de rugosidade MITUTOYO SURFTEST 211



Fonte: Arquivo pessoal

Os ensaios de fadiga foram executados em uma máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa, conforme figuras 3.2 e 3.3, pertencente ao laboratório de ensaios da Universidade Presbiteriana Mackenzie (UPM), conforme fotografia 3.5. Para o ensaio de fadiga foram usinados 25 corpos de prova, conforme figura 3.4, na empresa Braniva seguidos de tratamento térmico. Para impedir variações nos resultados do ensaio de fadiga devido defeitos no processo de usinagem, foi realizada a medição de rugosidade na máquina

MITUTOYO SURFTEST 211, a mesma utilizada na verificação da rugosidade para o ensaio de tração.

Devido ao tempo sem utilização da máquina e falta de confiabilidade no sistema elétrico e mecânico, foi necessário a revisão da máquina, substituído componentes mecânicos e eletrônicos para sua melhor utilização. Foi realizado *retrofit* na placa eletrônica para garantir a parada de contagem do número de ciclos após fratura do corpo de prova.

Os ensaios de fadiga também foram realizados na mesma condição otimizada de tratamento térmico que foi realizado o ensaio de tração.

Para a otimização do teste de fadiga, será calculada a tensão de tração e compressão no corpo de prova próximo ao limite de resistência a tração obtido no ensaio de tração do material. Utilizando a formula de tensão normal baseado no modelo do corpo de prova e sua seção e seus mancais de acordo com a tabela 3.4 será definida a carga aplicada (F). A força (F) será o valor a ser aplicado no contrapeso da própria máquina. Devido o corpo de prova ser o mesmo e a distância até o ponto de aplicação da carga (braço mecânico [B]) para todo o teste, o momento de inércia (I) e o ponto de aplicação da linha neutra até tensão máxima (Y) deverão ser os mesmos. A tensão (τ) a ser utilizada no memorial deverá ser inferior a 70% do limite de tensão a ruptura do material, obtida no ensaio de tração. Para facilitar os cálculos, os valores definidos são:

$$\text{Braço mecânico: } B = \frac{L}{2} = \frac{160}{2} = 80,0mm \quad [3.3]$$

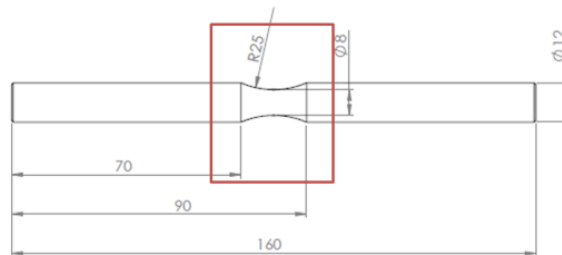
$$\text{Momento de Inércia: } I = \frac{\pi D^4}{64} = \frac{\pi 8^4}{64} = 201,06 mm^4 \quad [3.4]$$

$$\text{Linha neutra até tensão máxima: } Y = R = 4,0mm \quad [3.5]$$

$$\text{Tensão normal: } \tau_n = \frac{Mf*Y}{I} \quad [3.6]$$

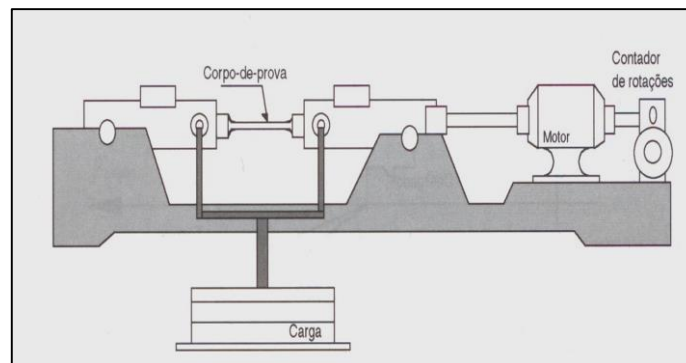
Tabela 3.4 – Memorial de cálculos para obtenção da tensão normal aplicada ao corpo de prova

Nº	%	Força (N)	Mf (N*mm)	Y (mm)	I (mm ⁴)	τ (N/mm ²)
1			14383,72	4,0	201,06	286,16
2			14383,72	4,0	201,06	286,16
3			14383,72	4,0	201,06	286,16
N			14383,72	4,0	201,06	286,16



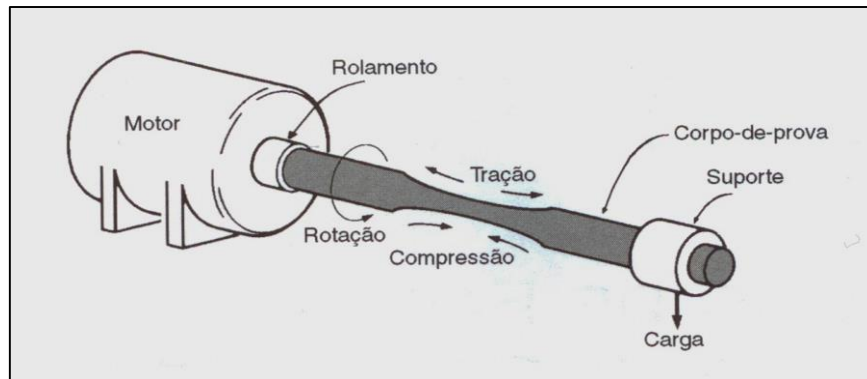
Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 3.2 - Representação esquemática da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.



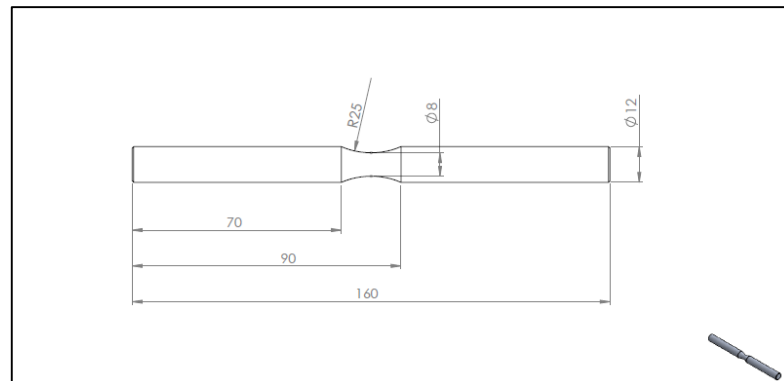
Fonte: Domingues (2011)

Figura 3.3 - Detalhe da montagem do corpo de prova e operação da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa



Fonte: Garcia, 2000

Figura 3.4 - Corpo-de-prova a ser utilizado nos ensaios de fadiga flexo-rotativa



Fonte: Arquivo Pessoal

Durante o ensaio de fadiga, foi alimentada uma planilha contendo os valores de carga (kp e N) e o número de ciclos e posteriormente, ao fim do ensaio, estes dados coletados foram inseridos no software ORIGIN e construída a curva S-N da liga.

Após os ensaios de tração e fadiga, as superfícies de fratura de ambos os ensaios foram analisadas através do microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo Philips XL 30 e no caso da fadiga, também, após embutimento em resina a temperatura ambiente, lixamento, polimento e ataque químico de ácido fluorídrico (HF) com concentração de 10% variando de 45 a 120 segundos, a fratura foi analisada pelo microscópio óptico OLYMPUS BX60M acoplado ao sistema de digitalização *Stream Basic*, da UPM para identificação do tipo de fratura em fadiga de baixo e alto ciclo.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O gráfico 4.1 apresenta as variações de dureza da liga de alumínio 6005 em quatro condições distintas de solubilização e envelhecimento artificial, conforme visto no item anterior:

- S1: 545 °C;
- S2: 560 °C;
- P1: 175 °C;
- P2: 185 °C.

De acordo com o gráfico 4.1 e tabelas 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4, a condição ideal é a S1P2 após 4,0h para envelhecimento artificial, pois é quando a liga tratada apresenta maior média de dureza para o menor tempo em forno, ou seja, a liga apresenta a melhor condição otimizada.

Tabela 4.1 – Valores em dureza para S1: 545°C e P1: 175°C

0,5h	1h	2h	3h	4h	5h	6h	8h	24h
61	61	63	68	79	82	84	85	85
62	61	63	69	79	82	85	85	85
62	62	64	69	79	82	85	85	85
62	62	64	70	80	82	85	86	85
63	63	65	71	81	83	85	86	86
62,0	61,8	63,8	69,4	79,6	82,2	84,8	85,4	85,2

Fonte: Arquivo Pessoal

Tabela 4.2 – Valores em dureza para S2: 560°C e P1: 175°C

0,5h	1h	2h	3h	4h	5h	6h	8h	24h
63	62	63	70	78	83	84	85	85
63	62	63	71	78	84	85	85	86
63	63	63	71	78	84	85	85	86
63	63	64	71	78	84	85	86	86
63	63	64	72	78	84	85	86	87
63,0	62,6	63,4	71,0	78,0	83,8	84,8	85,4	86,0

Fonte: Arquivo Pessoal

Tabela 4.3 – Valores em dureza para S1: 545°C e P1: 185°C

0,5h	1h	2h	3h	4h	5h	6h	8h	24h
59	56	68	82	85	82	85	86	85
60	58	68	83	85	83	85	86	85
60	58	68	83	85	83	86	86	85
60	59	69	83	85	84	86	86	85
61	60	70	84	85	85	86	86	85
60,0	58,2	68,6	83,0	85,0	83,4	85,6	86,0	85,0

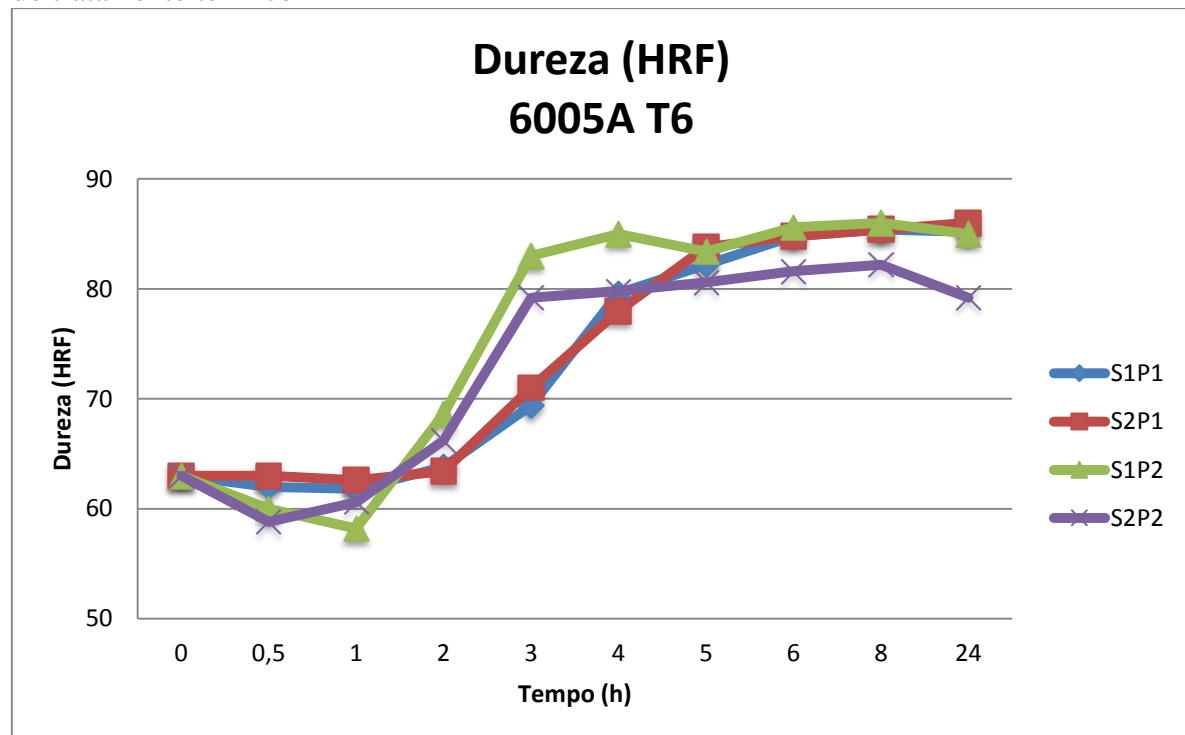
Fonte: Arquivo Pessoal

Tabela 4.4 – Valores em dureza para S2: 560°C e P1: 185°C

0,5h	1h	2h	3h	4h	5h	6h	8h	24h
56	60	64	78	78	80	80	81	78
58	60	65	78	80	80	80	82	78
58	60	67	78	80	80	81	82	78
60	61	67	81	80	81	83	83	80
62	62	68	81	81	82	84	83	82
58,8	60,6	66,2	79,2	79,8	80,6	81,6	82,2	79,2

Fonte: Arquivo Pessoal

Gráfico 4.1 – Comparação das durezas entre corpos de prova com variações na temperatura do tratamento térmico



Fonte: Arquivo Pessoal

Os valores de tensão de escoamento, limite de resistência a tração para a liga 6005A T6 estão apresentados na tabela 4.5 (AMARI):

Tabela 4.5 – Propriedades mecânicas da liga 6005 T6

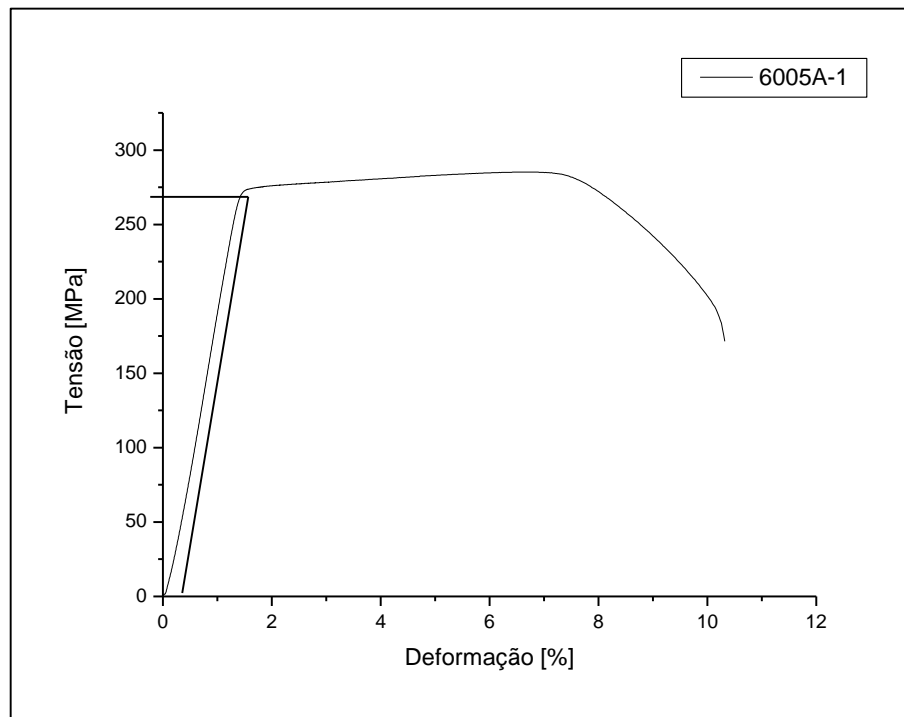
6005A T6	Espessura de parede <5,0mm	Espessura de parede= 5,0mm<x<10,0mm	Ø=25,0 até 50,0mm	Ø=50,0 até 100,0mm
Limite resistência a tração – σ_t (MPa)	270.0	215.0	270.0	215.0
Limite escoamento– σ_e (MPa)	225.0	260.0	225.0	260.0
Alongamento (%)	8.0	8.0	8.0	8.0
Dureza (HRF)	90.0	85.0	90.0	85.0

Fonte: AMARI (2015)

Os valores de resistência à tração, dureza e alongamento apresentados na tabela anterior indicam valores compatíveis aos encontrados no presente estudo para a condição solubilizada e envelhecida (T6).

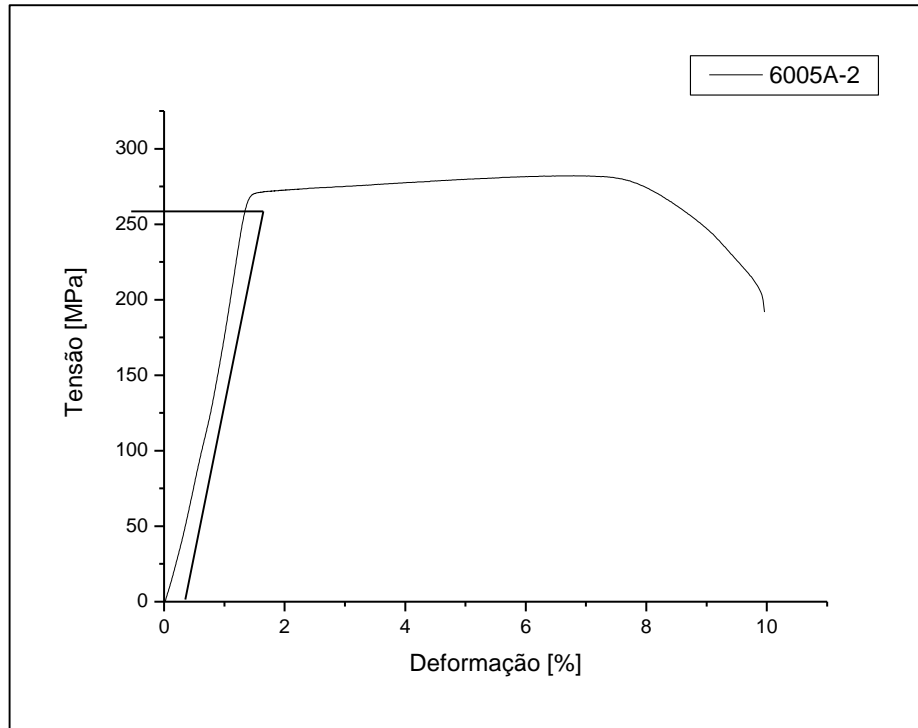
Os gráficos 4.2, 4.3, 4.4 correspondem às curvas tensão deformação dos corpos de prova após a realização dos tratamentos térmicos

Gráfico 4.2 – Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 1



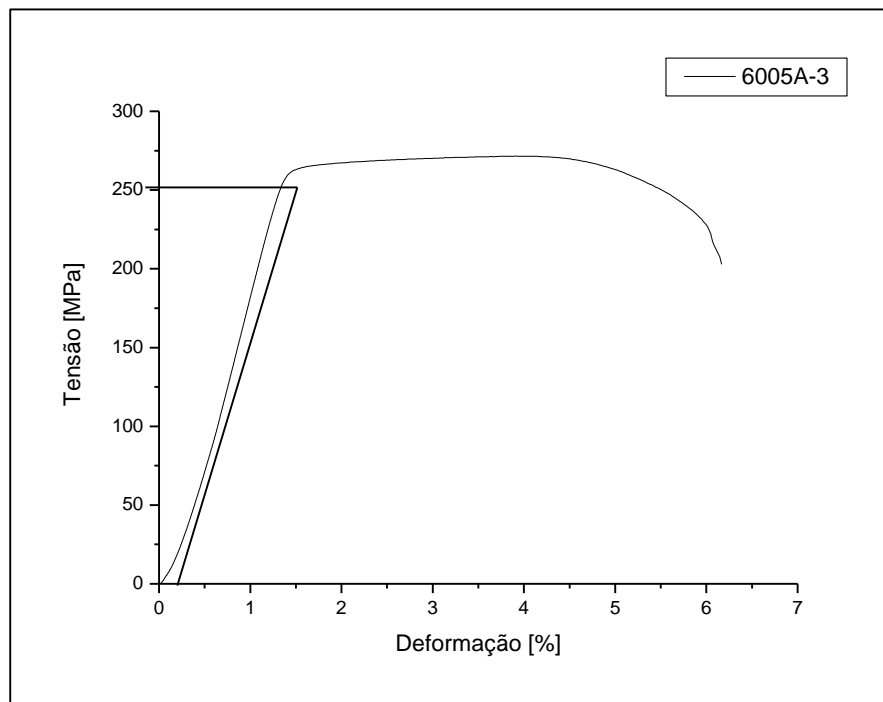
Fonte: Software Origin

Gráfico 4.3 – Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 2



Fonte: Software Origin

Gráfico 4.4 – Gráfico Tensão X Deformação para corpo de prova 3



Fonte: Software Origin

Os valores apresentados abaixo foram extraídos a partir dos gráficos apresentados acima nas figuras 4.2, 4.3, 4.4 a partir do ensaio de tração. O limite resistência à tração – σ_t (MPa), limite escoamento – σ_e (MPa) 0,2%, alongamento ϵ_1 (%), e estrição RA (%) para cada um dos três ensaios é:

Tabela 4.6 – Propriedades Mecânicas extraídas do ensaio de tração

6005A T6	Corpo de prova	Corpo de prova	Corpo de prova
	1	2	3
Limite resistência à tração – σ_t (MPa)	285,46	280,44	271,74
Limite escoamento – σ_e (MPa) 0,2%	265,00	255,00	252,00
Alongamento ϵ_1 (%)	15,20%	11,40%	6,50%
Estricção RA%	53,71%	49,34%	36,54%

Fonte: Acervo Pessoal

Utilizando o software MINITAB foram encontrados os seguintes valores de média, mediana e desvio padrão:

Tabela 4.7 – Valores ensaio de tração para limite de resistência

Variável	N	Média	DesvPad	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
σ_t	3	279,21	6,94	271,74	271,74	280,44	285,46	285,46

Fonte: Minitab

Tabela 4.8 – Valores ensaio de tração para alongamento

Variável	N	Média	DesvPad	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
ϵ_1	3	0,1103	0,0436	0,065	0,065	0,114	0,152	0,152

Fonte: Minitab

Tabela 4.9 – Valores ensaio de tração para limite de escoamento

Variável	N	Média	DesvPad	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
σ_e	3	257,33	6,81	252	252	255	265	265

Fonte: Minitab

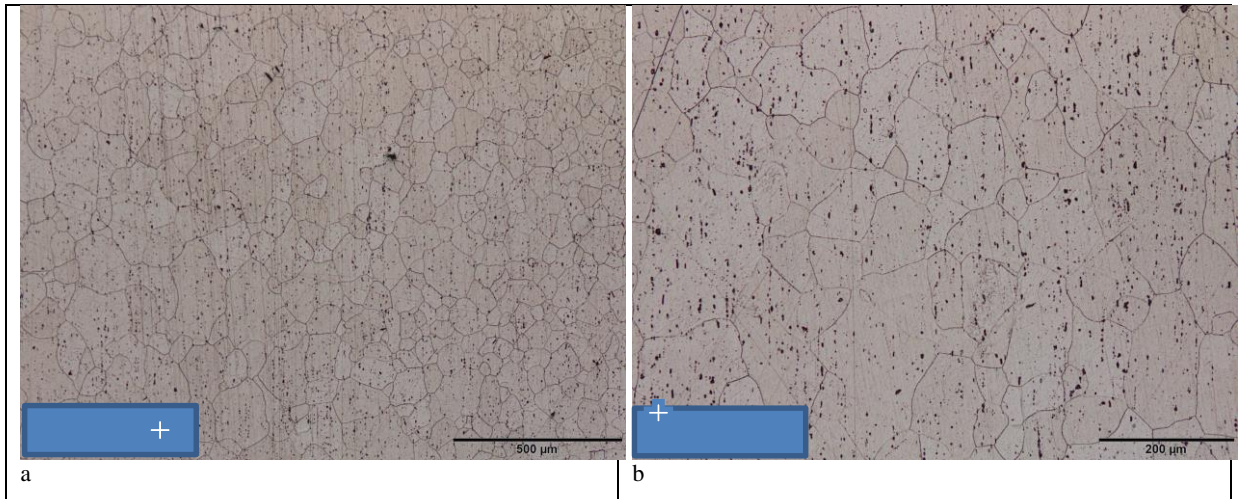
Tabela 4.10 – Valores ensaio de tração para estrição (%)

Variável	N	Média	DesvPad	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
RA	3	46,73	9,02	36,54	36,54	49,94	53,71	53,71

Fonte: Minitab

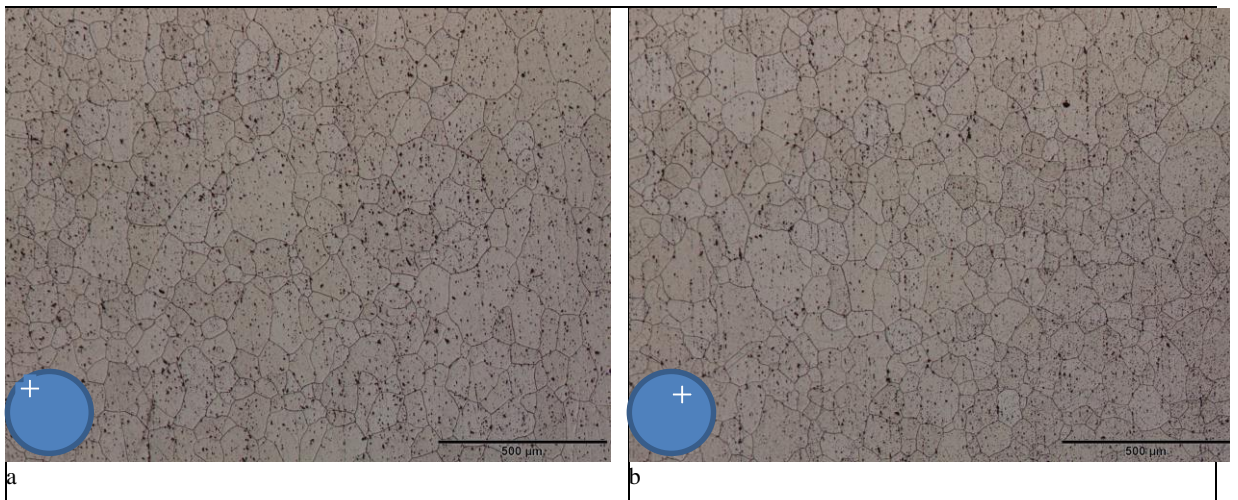
As figuras 4.1a e b e 4.2a e b correspondem à microestrutura da secção longitudinal e transversal das amostras após tratamento térmico T6 (solubilizada a 545°C e envelhecida artificialmente a 185°C/4h).

Figura 4.1 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P2/4h, observada via microscópio óptico com corte longitudinal



Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 4.2 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P2/4h, observada via microscópio óptico com corte transversal

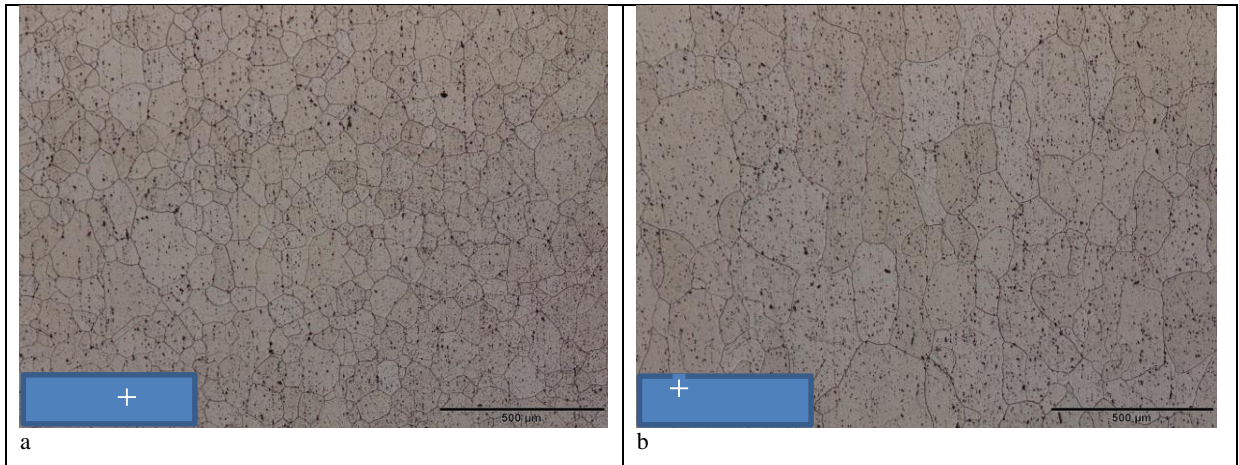


Fonte: Arquivo pessoal

As micrografias acima indicam grãos equiaxiais com distribuição homogênea após processo de recristalização secundária. No corte transversal há a indicação de grãos menores devido ao processo de extrusão da liga.

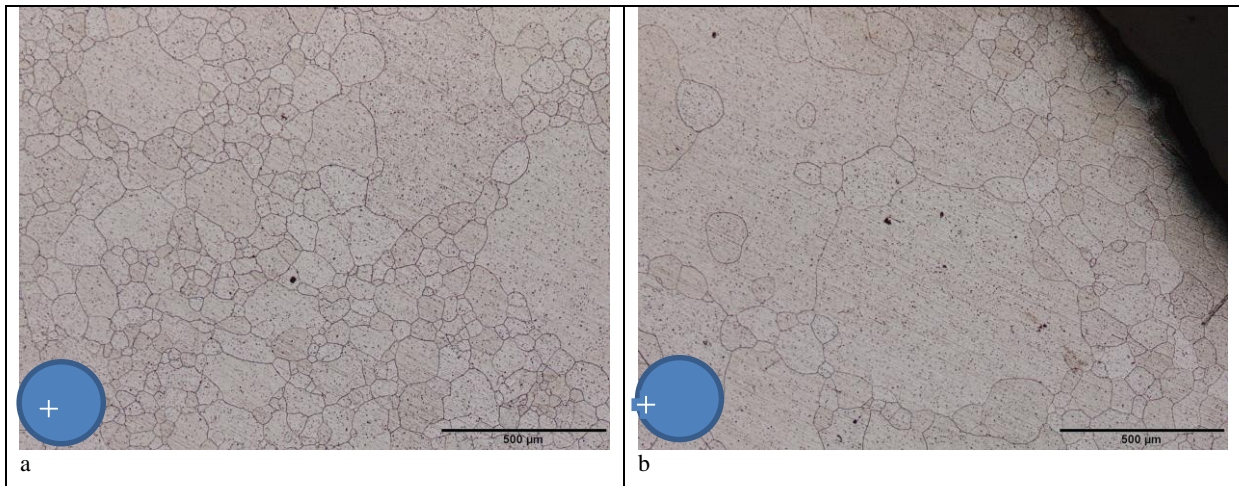
As figuras 4.3a e b e 4.4a e b correspondem à microestrutura da secção longitudinal e transversal das amostras após tratamento térmico T6 (solubilizada a 545°C e envelhecida artificialmente a 175°C/4h).

Figura 4.3 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P1/4h, observada via microscópio óptico com corte longitudinal



Fonte: Arquivo pessoal

Figura 4.4 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S1P1/4h, observada via microscópio óptico com corte transversal

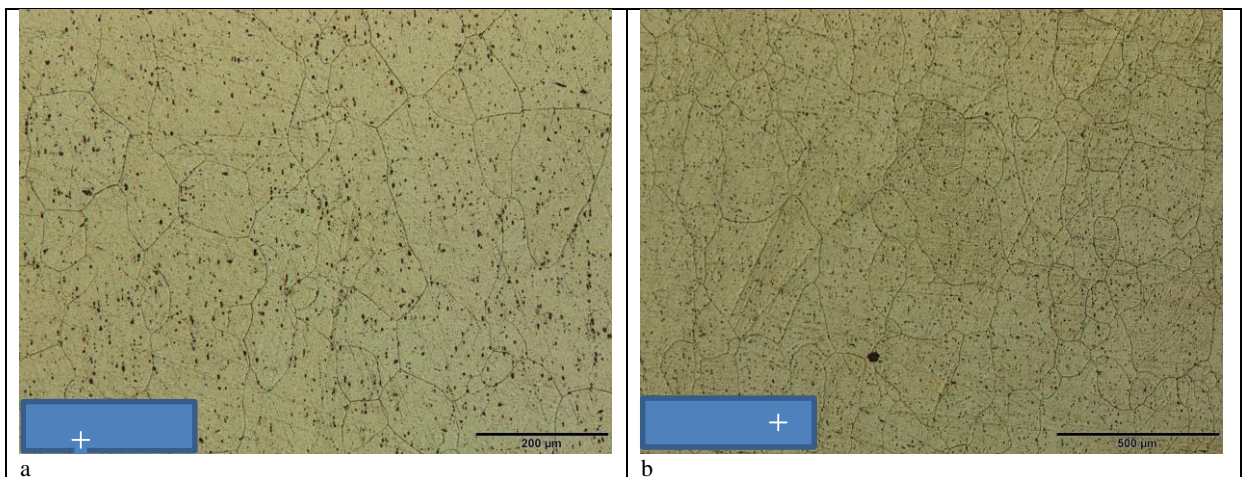


Fonte: Arquivo pessoal

As micrografias acima indicam que o processo de recristalização secundária está ocorrendo com grãos maiores e menores. Quando comparado com a condição S1P2/4h presente nas figuras 4.1a e b e 4.2a os grãos não apresentam grande diferença em relação ao tamanho.

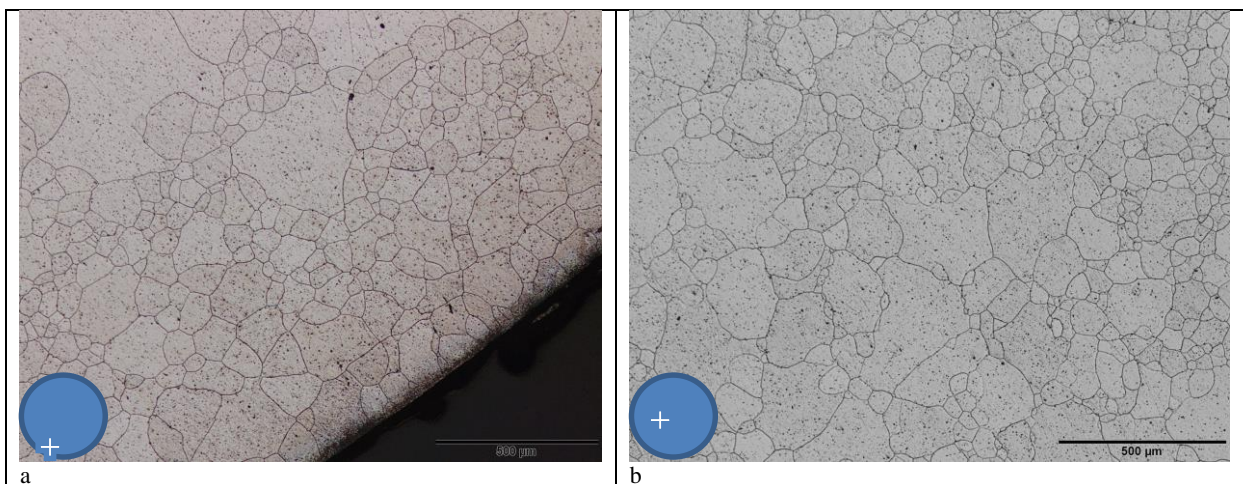
As figuras 4.5a e b e 4.6a e b correspondem à microestrutura da secção longitudinal e transversal das amostras após tratamento térmico T6 (solubilizada a 560°C e envelhecida artificialmente a 185°C/24h).

Figura 4.5 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S2P2/24h, observada via microscópio óptico com corte longitudinal



Fonte: Arquivo pessoal

Figura 4.6 – (a) e (b) Micrografia da liga de alumínio 6005A T6 S2P2/24h, observada via microscópio óptico com corte transversal

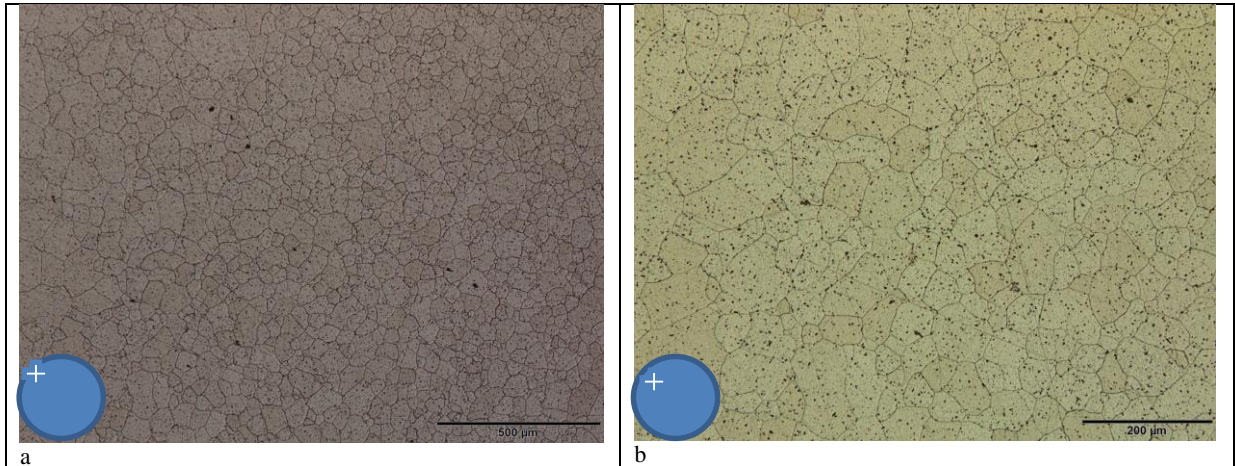


Fonte: Arquivo pessoal

As micrografias acima indicam que o processo de recristalização secundária está ocorrendo com grãos maiores e menores.

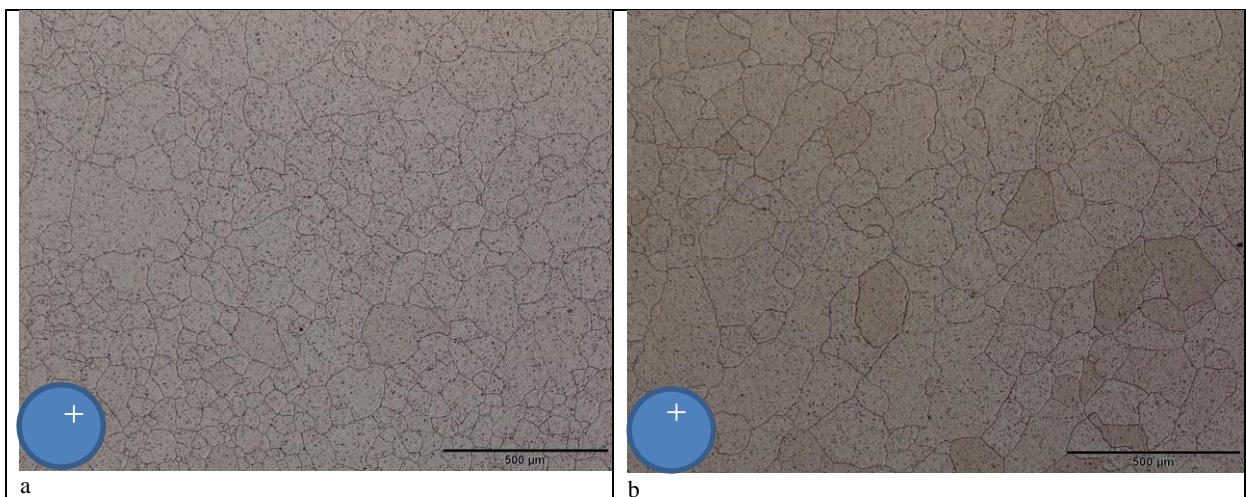
As figuras 4.7a e b e 48a e b correspondem à microestrutura da secção longitudinal da liga sem tratamento térmico.

Figura 4.7 – (a) e (b) Micrografia nos extremos da liga de alumínio 6005A sem tratamento térmico, observada via microscópio óptico com corte transversal



Fonte: Arquivo pessoal

Figura 4.8 – (a) e (b) Micrografia nos extremos da liga de alumínio 6005A sem tratamento térmico, observada via microscópio óptico com corte transversal



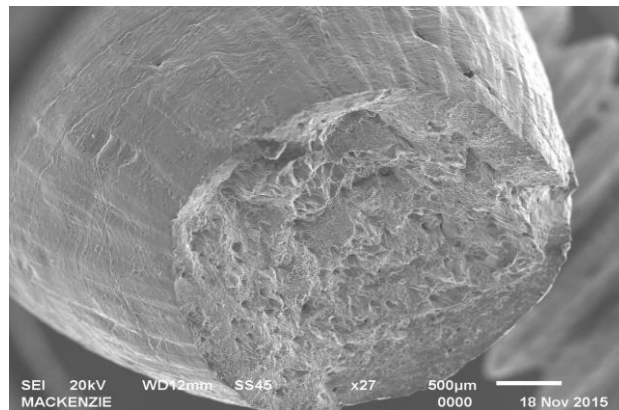
Fonte: Arquivo pessoal

As micrografias acima indicam que o processo de recristalização secundária está ocorrendo com grãos maiores e menores. Quando comparado com a condição S1P2/4h presente nas figuras 4.1a e b e 4.2a os grãos não apresentam grande diferença em relação ao tamanho.

O exame das figuras 4.1 a 4.8 indica que independentemente da secção observada, os grãos apresentam caráter equiaxial com distribuição homogênea, sendo este um dos indícios quando comparado com a amostra sem tratamento térmico, que houve o sucesso no envelhecimento artificial, permitindo o incremento da dureza do material.

Após a realização da micrografia pelo microscópio óptico em diferentes condições de têmpera, foi realizada a análise da fratura do corpo de prova, com tratamento térmico na melhor condição, ensaiado por tração via microscopia óptica e eletrônica por varredura (MEV). As figuras 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12 apresentam a superfície de fratura do corpo de prova submetido ao ensaio de tração, sendo as três últimas com maior ampliação.

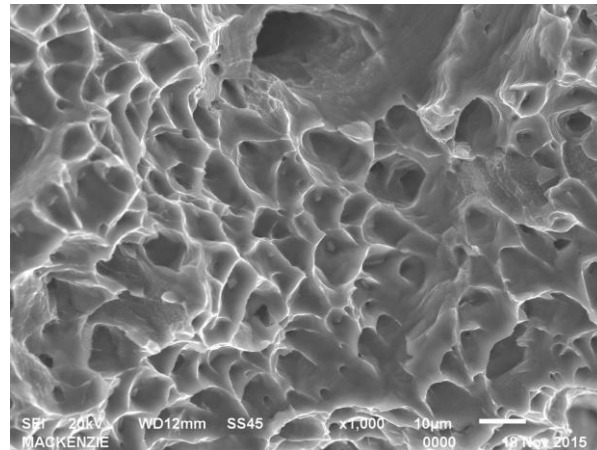
Figura 4.9 - Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 27x 500 μm .



Fonte: MEV

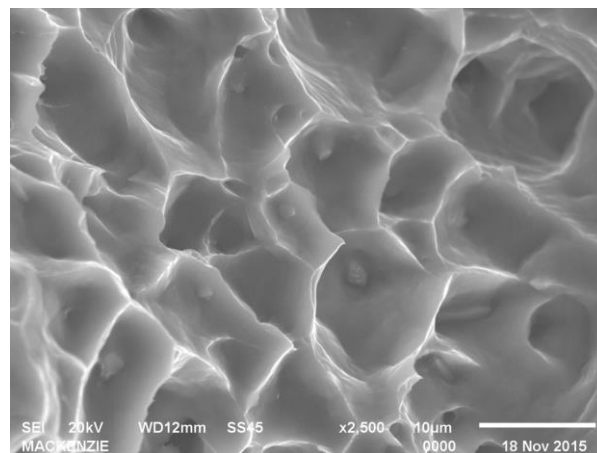
A figura anterior corresponde à superfície de fratura do tipo taça cone típica da reposta de material dúctil ao ensaio de tração.

Figura 4.10 - Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 1000x 10 μm .



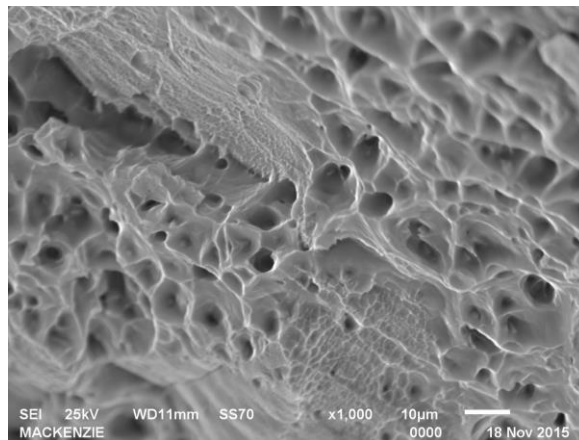
Fonte: MEV

Figura 4.11- Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 2500x 10 μm .



Fonte: MEV

Figura 4.12- Superfície de fratura típica da liga de alumínio 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em tração com zoom 1000x 10 µm.

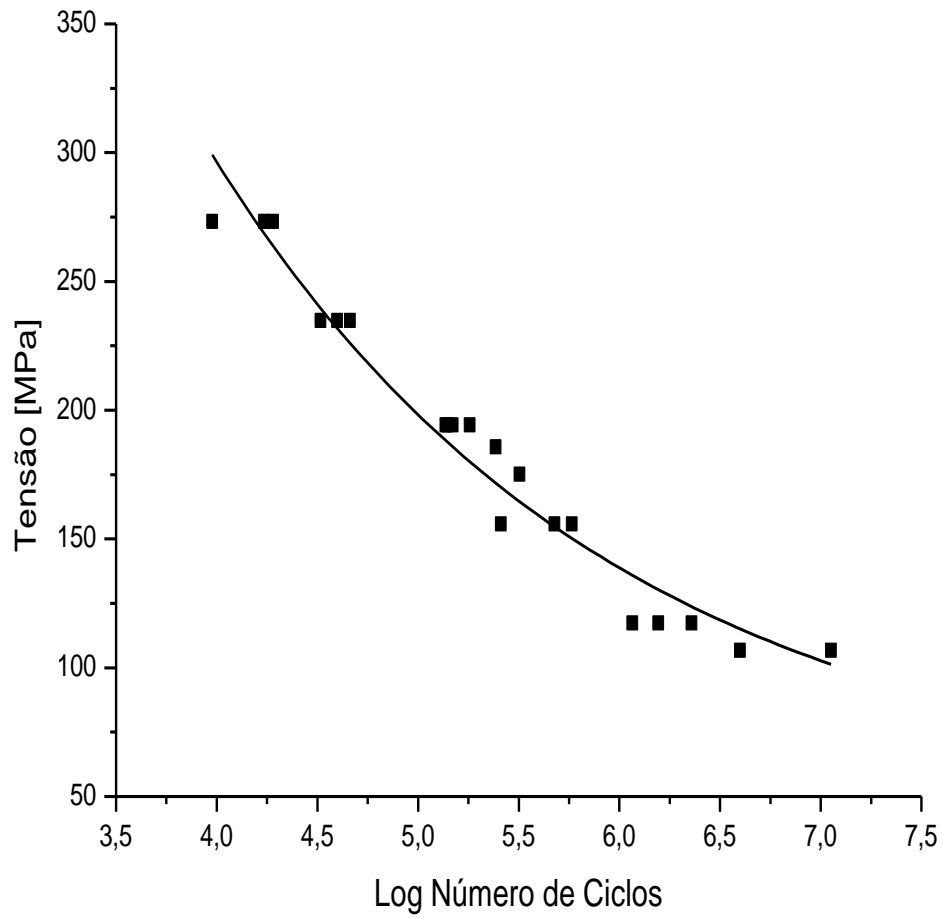


Fonte: MEV

As figuras 4.10 e 4.11 indicam a presença de *tear dimples* (alvéolos por cisalhamento), característico de cisalhamento com presença na zona periférica da fratura (BARLAS, 2015), além de ser possível observar a possível formação dos precipitados Mg_2Si . A figura 4.12 também indica a presença de alvéolos, mas característico de *normal dimples* (alvéolos por tração) com presença no centro da peça.

Após o ensaio de tração e finalização do *retrofit* na máquina de fadiga, foi realizado o teste de fadiga com 25 corpos de prova. Conforme dito no item 3, foram utilizados os valores de limite de resistência a tração abaixo de 70,0% para dimensionamento das cargas a serem aplicadas. A tabela 4.4 representa os valores do ensaio de fadiga para construção da curva S-N, presente na figura 4.13.

Figura 4.13- Curva S-N da liga de alumínio 6005A solubilizada a 545°C/0,5 h e envelhecida a 185°C/4h.



Fonte: Software Origin

Tabela 4.4- Tabela do ensaio de fadiga da liga AA 6005A solubilizada a 545°C/0,5 h e envelhecida a 185°C/4h.

Corpo de Prova	Tensão (MPa)	Nº Ciclos
1	273,26	19.100,0
2	234,84	39.600,0
3	194,27	136.700,0
4	194,27	140.000,0
5	155,85	580.600,0
6	234,84	32.800,0
7	273,26	17.200,0
8	117,42	1.563.500,0
9	194,27	148.500,0
10	155,85	257.500,0
11	106,74	3.978.500,0
12	117,42	1.159.400,0
13	234,84	46.000,0
14	273,26	9.500,0
15	155,85	477.200,0
16	175,06	319.800,0
17	194,27	180.900,0
18	106,74	11.277.500,0
19	117,42	2.283.000,0
20	185,73	243.300,0
21	106,74	7.993.900,0

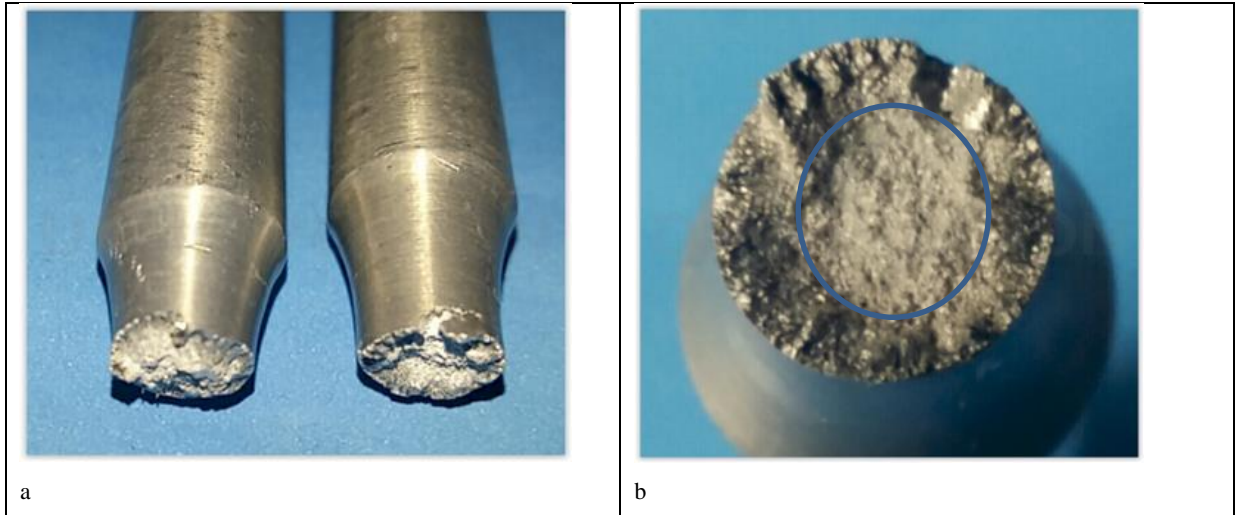
Fonte: Arquivo pessoal

A tabela 4.13 e figura 4.4 indicam que até a tensão aplicada de 117,42 MPa o número de ciclos para o material vir a romper será superior a $1,0 \times 10^7$. Caso a tensão aplicada seja superior a este valor não é possível garantir o número de ciclos maior que $1,0 \times 10^7$.

Os corpos de prova após ensaio foram divididos em três segmentos (baixo, médio e alto ciclo) para análise das superfícies de fratura por lupa, via microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV), sendo as fraturas escolhidas após análise visual e por lupa.

As figuras 4.14 a e b são referentes a um corpo de prova ensaiado com tensão de 70% do limite de resistência à tração com valor de 273,26 MPa e fratura após 19100 ciclos.

Figura 4.14 (a) e (b) – Corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100



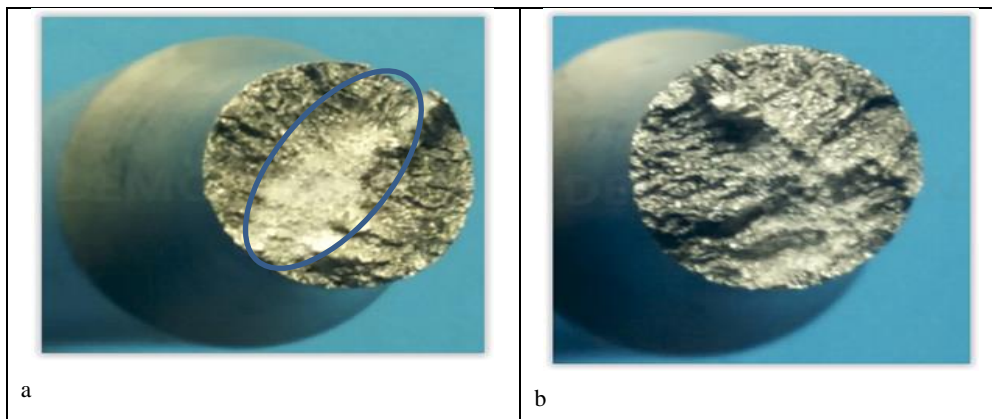
Fonte: Acervo Pessoal

A figura acima é característica de um ciclo de baixa tensão, com marcas de catraca na borda e fratura final no centro da peça. Devido à tensão aplicada ser alta e ser de baixo ciclo, a área da fratura final é grande.

As figuras 4.15 a e b são referentes a um corpo de prova ensaiado com tensão de 45% do limite de resistência à tração com valor de 175,06 MPa e fratura após 319800 ciclos.

As figuras 4.16 a e b são referentes a um corpo de prova ensaiado com tensão de 50% do limite de resistência à tração com valor de 194,27 MPa e fratura após 180900 ciclos.

Figura 4.15 (a) e (b) – Corpo de prova ensaiado com tensão de 175,06 MPa e nº ciclos 319800



Fonte: Acervo Pessoal

Figura 4.16 (a), (b) e (c) – Corpo de prova ensaiado com tensão de 194,27 MPa e n° ciclos 180900

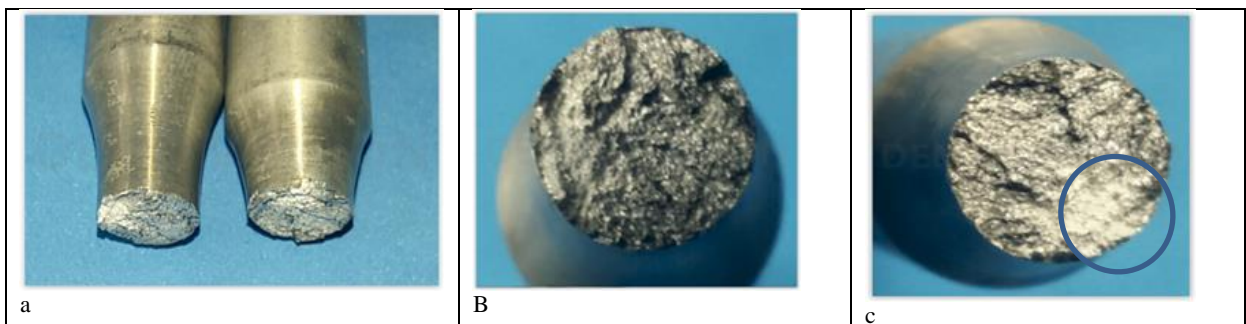


Fonte: Acervo Pessoal

As figuras 4.15 e 4.16 acima indicam característica de um ciclo de média tensão, com marcas de catraca na borda e fratura com área final menor em relação à figura 4.14 de baixo ciclo.

As figuras 4.17 a e b são referentes a um corpo de prova ensaiado com tensão de 28% do limite de resistência à tração com valor de 106,74 MPa e fratura após 11277500 ciclos.

Figura 4.17 (a) e (b) – Corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e n° ciclos 11277500

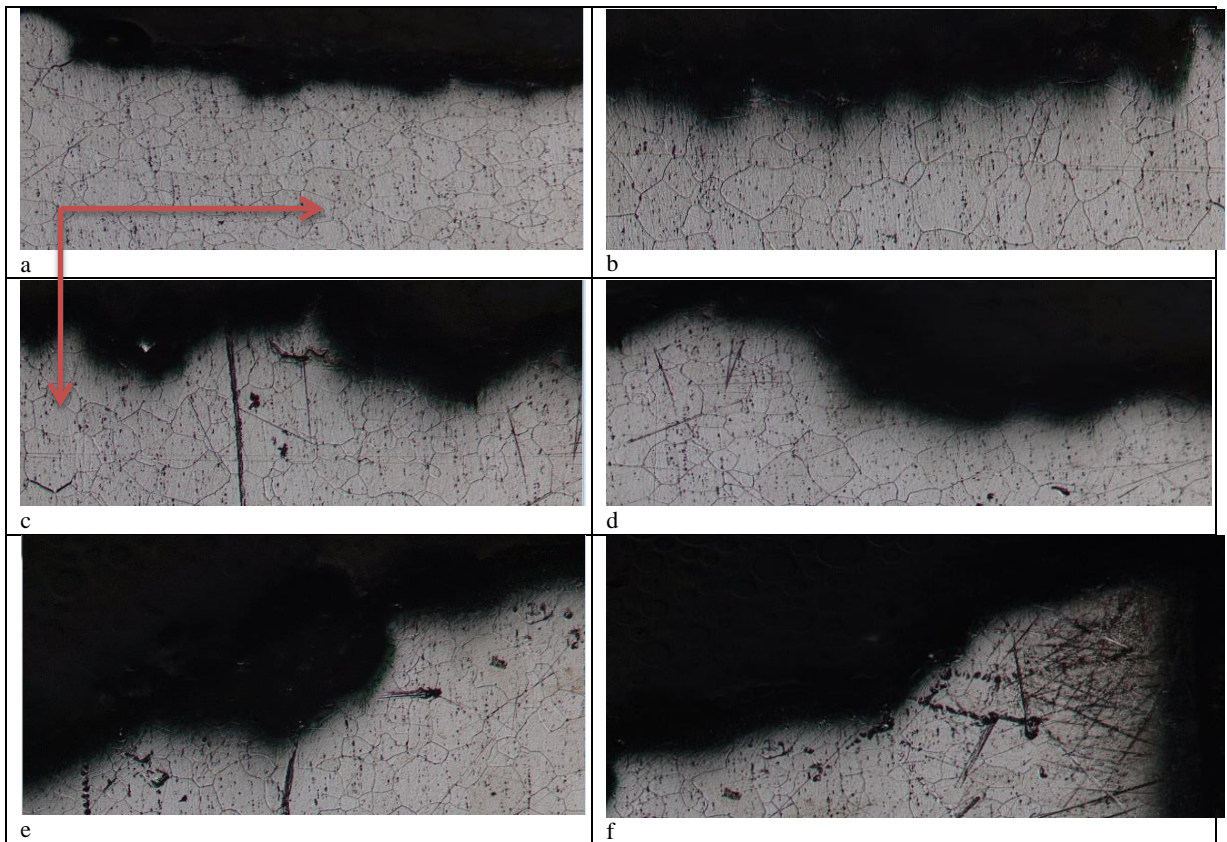


Fonte: Acervo Pessoal

A figura acima indica característica de um ciclo de baixa tensão com elevada quantidade de ciclo com área de fratura final pequena e fratura do tipo dúctil.

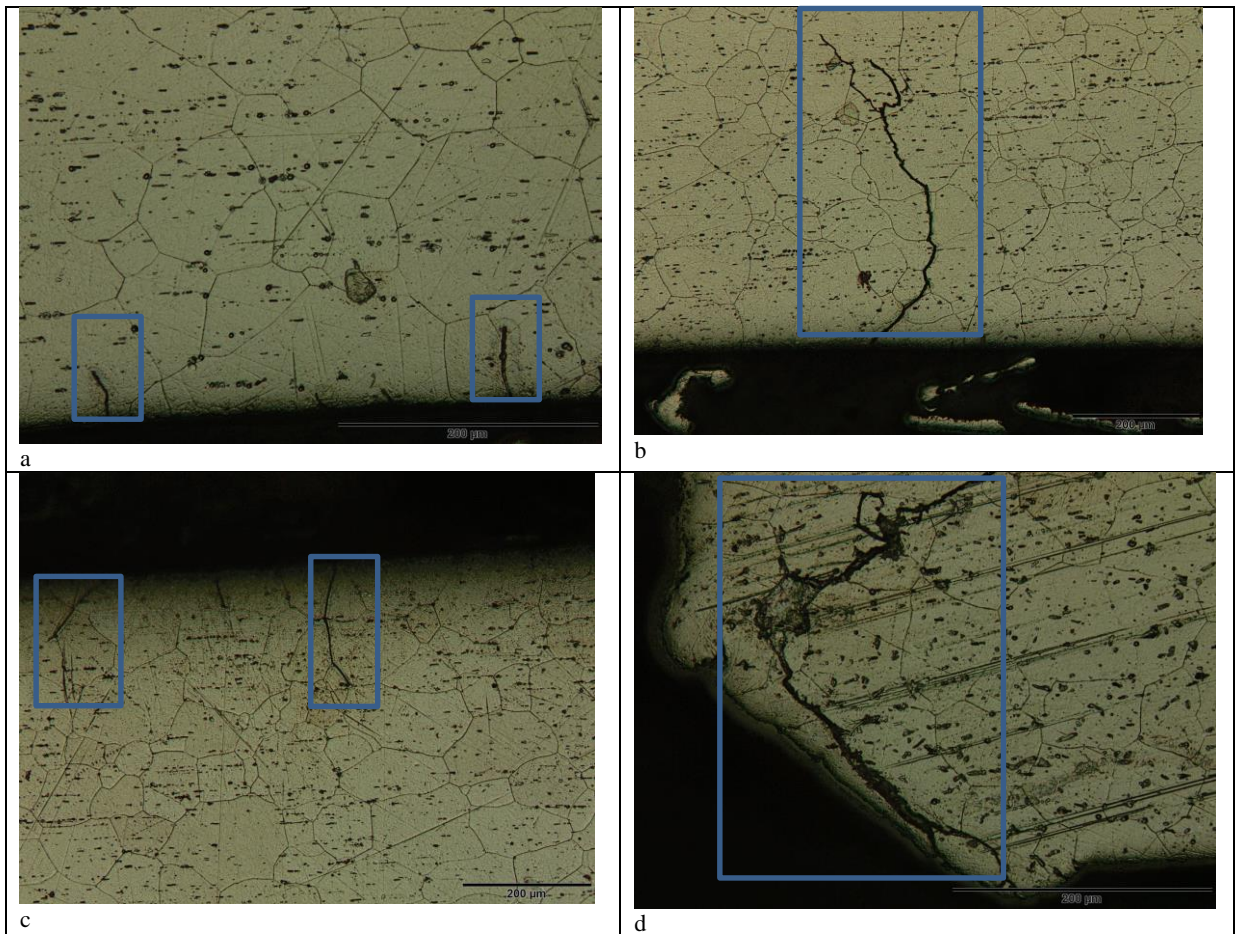
As figuras 4.18 a 4.21 apresentam as análises de microscopia óptica dos materiais após ensaio de fadiga em baixo ciclo (4.18 e 4.19) e alto ciclo (4.20 e 4.21) com foco na análise da trinca.

Figura 4.18 (a), (b), (c), (d), (e) e (f) – Propagação da trinca principal do corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100



Fonte: Acervo Pessoal

Figura 4.19 (a), (b), (c), (d) – Presença de trincas secundárias no corpo de prova ensaiado com tensão de 273,26 MPa e nº ciclos 19100

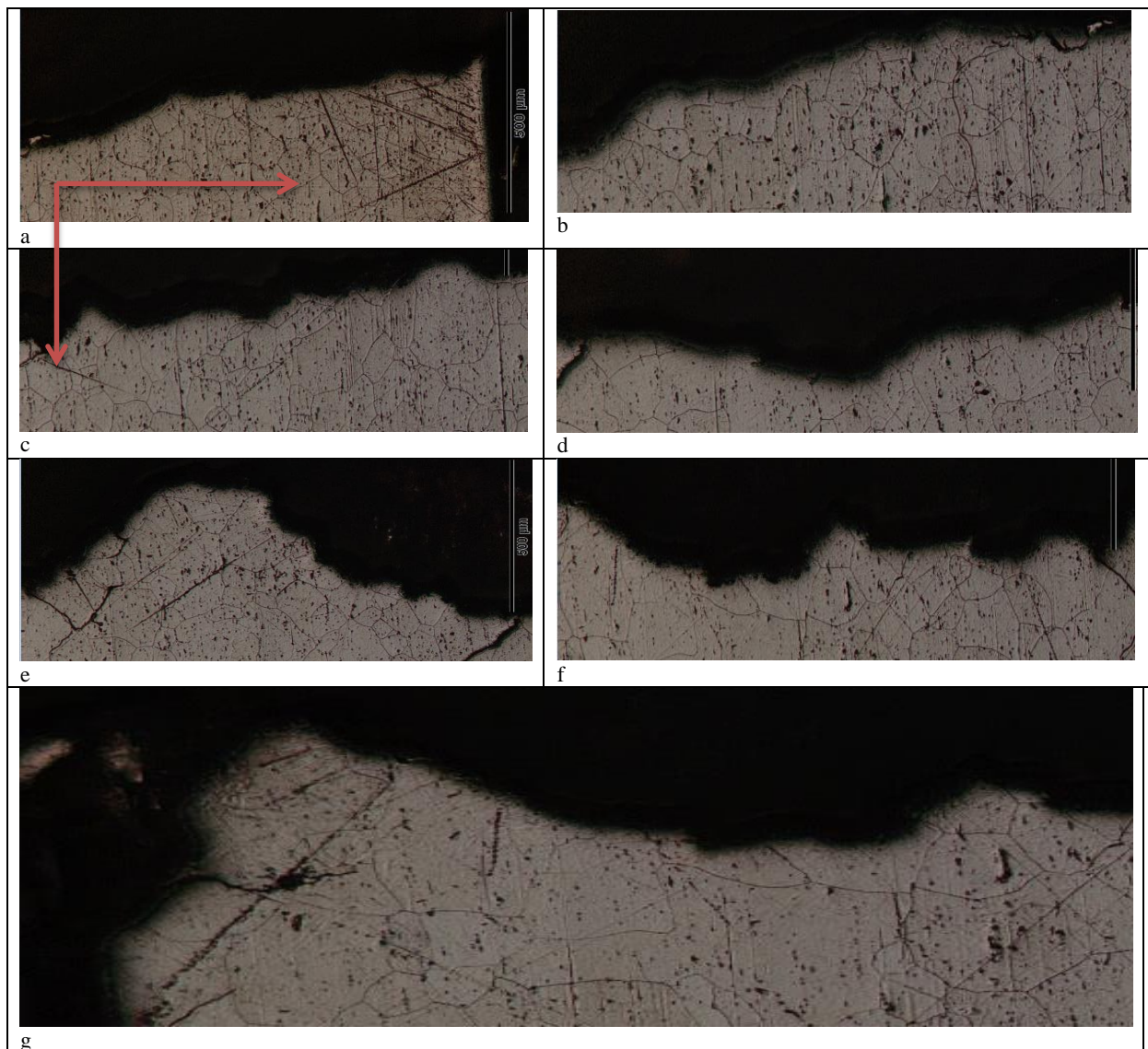


Fonte: Acervo Pessoal

A figura 4.18 indica a propagação da trinca principal, responsável pela fratura do material, do tipo trinca intergranular e transgranular. Quando se atinge uma determinada ciclagem do ensaio ocorre a propagação da trinca até a ruptura final, ou seja, quando se atinge o “*Stress Intensity Factor*” (K_{1C}) do material a trinca propaga até a ruptura total (catastrófica) (AMUCHASTEGUI, 2015). No caso da figura 4.18 é observado a partir da figura 4.18c.

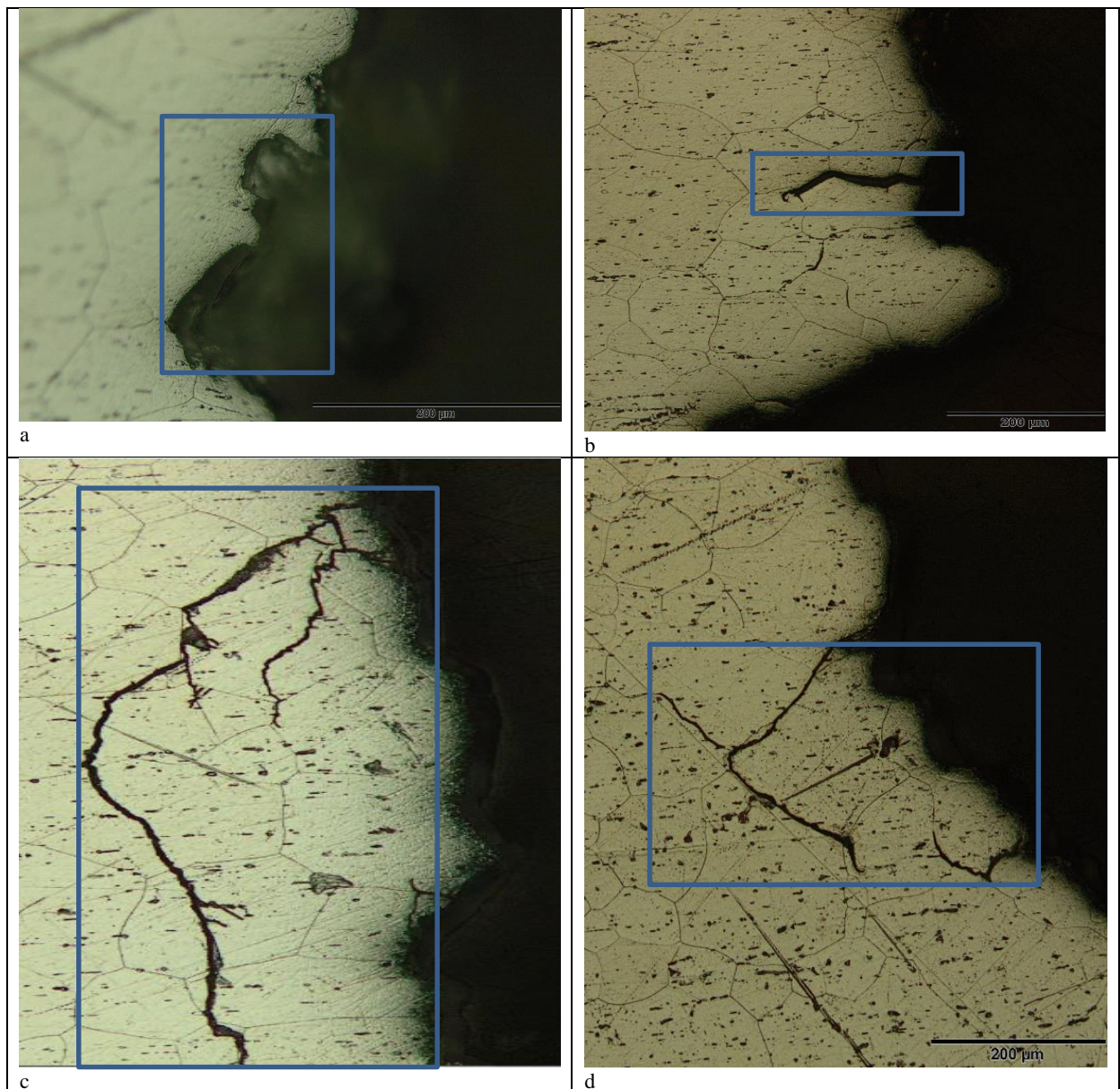
A figura 4.19 indica a presença de trincas secundárias e trincas ramificadas da principal. As trincas secundárias apresentam tipo intergranular e transgranular.

Figura 4.20 (a), (b), (c), (d), (e), (f) e (g) – Propagação da trinca principal do corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e n° ciclos 3978500



Fonte: Acervo Pessoal

Figura 4.21 (a), (b), (c) e (d) – Presença de trincas secundárias no corpo de prova ensaiado com tensão de 106,74 MPa e nº ciclos 3978500



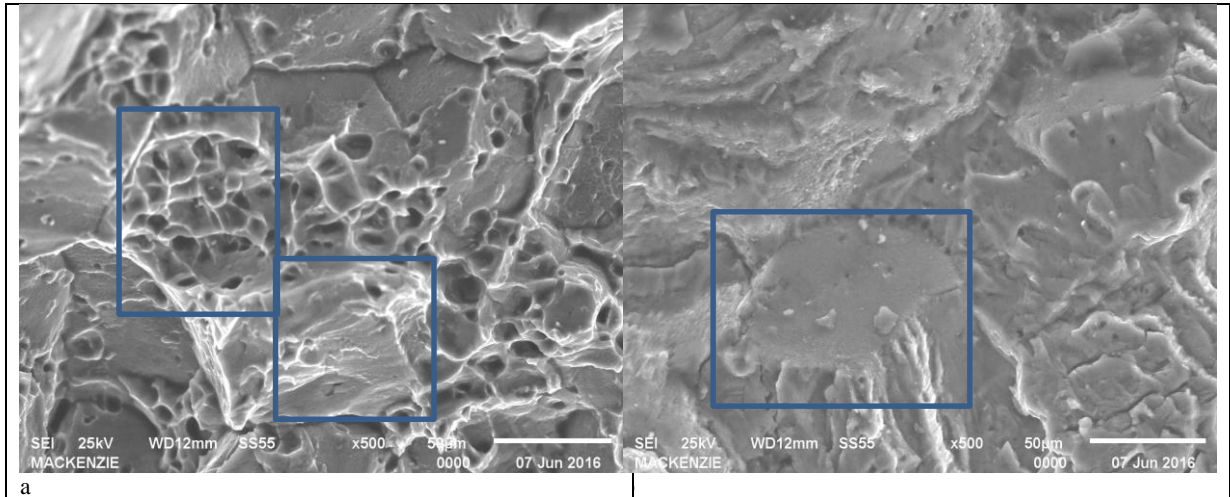
Fonte: Acervo Pessoal

A figura 4.20 indica a trinca principal, responsável pela fratura do material, com o início de trinca do tipo intergranular e após atingir o K1C do material e disparar, a trinca é preponderante do tipo transgranular.

As figuras 4.21 a até d indicam a presença de trincas secundárias e trincas ramificadas da principal em maior quantidade quando comparado com a figura 4.19. Isto ocorre pois o corpo de prova das figuras 4.21 (a até d) são de alto ciclo e baixa carga, possibilitando assim o surgimento de mais trincas.

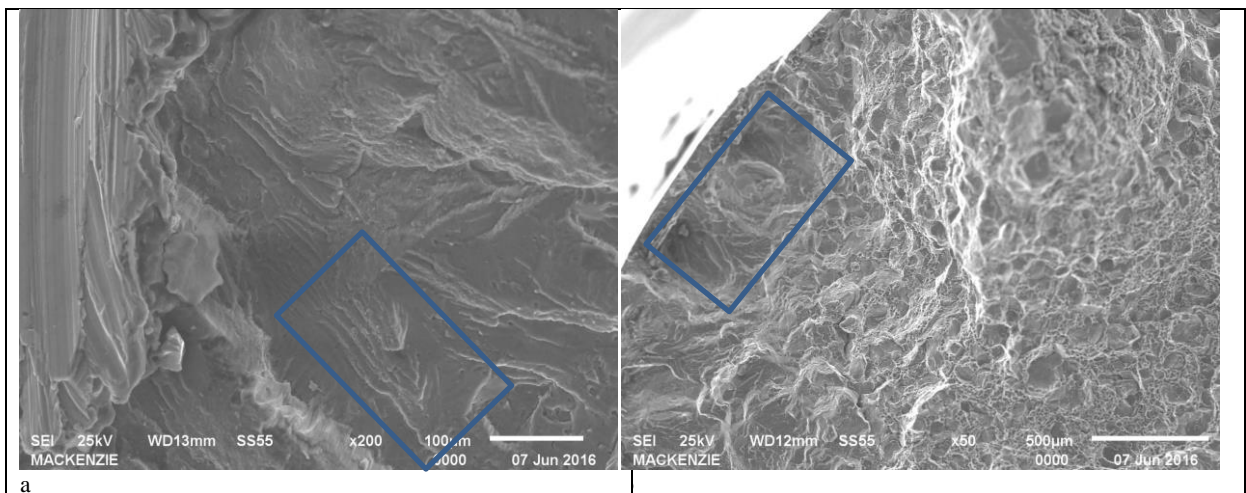
As figuras 4.22 a 4.28 representam as superfícies de fratura analisadas por microscopia eletrônica por varredura, respeitando a divisão de baixo, médio e alto ciclo.

Figura 4.22 (a), (b) - Micrografia da superfície de fratura da AA 6005A T6 observada do corpo de prova ensaiado em fadiga com alta carga e baixo ciclo com zoom 1000x 100 μm .



Fonte: MEV

Figura 4.23 (a), (b) - Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com alta carga e baixo ciclo com zoom 1000x 100 μm .

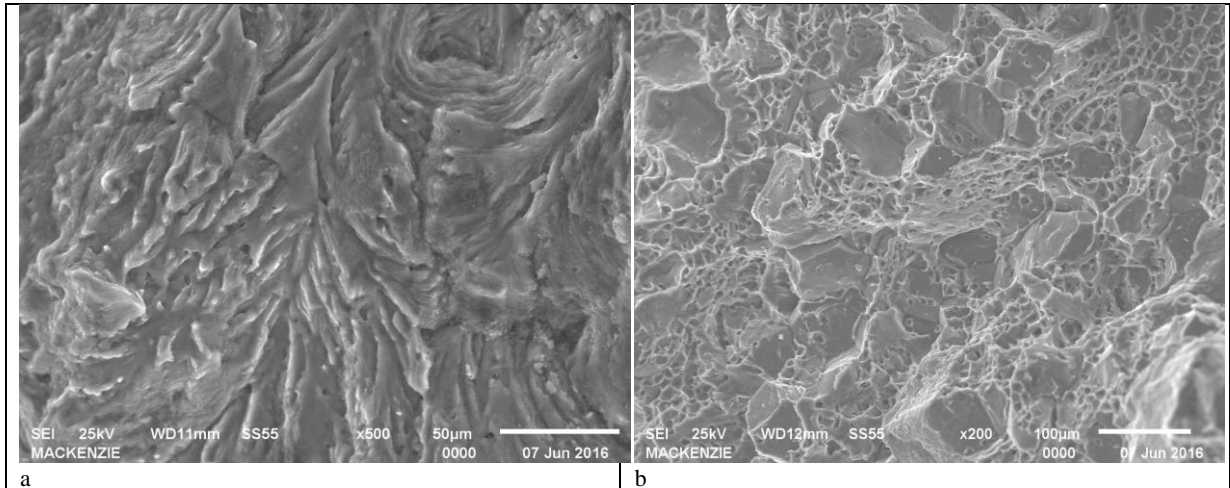


Fonte: MEV

A figura 4.22a indica *tear dimples* (alvéolos por cisalhamento) com a presença de precipitados no interior dos alvéolos e fratura intergranular. Na figura 4.22b indica o mecanismo intergranular e transgranular sem a presença de estrias. Na figura 4.23a é indicado a presença de estrias e clivagem, caracterizando a presença de deformação plástica no corpo

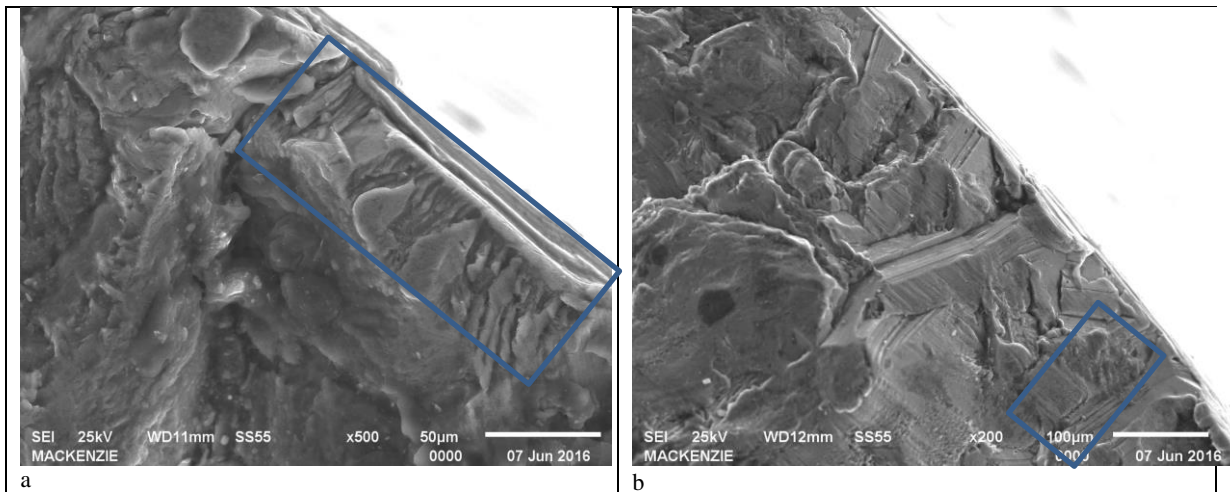
de prova. Na figura 4.23b é indicado a fratura do tipo dúctil com *normal dimples* (alvéolos derivados de tração) com a presença de precipitados no interior dos alvéolos.

Figura 4.24 (a), (b) - Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com média carga e ciclo com zoom 1000x 100 μm .



Fonte: MEV

Figura 4.25 (a), (b) - Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com média carga e ciclo com zoom 1000x 100 μm .

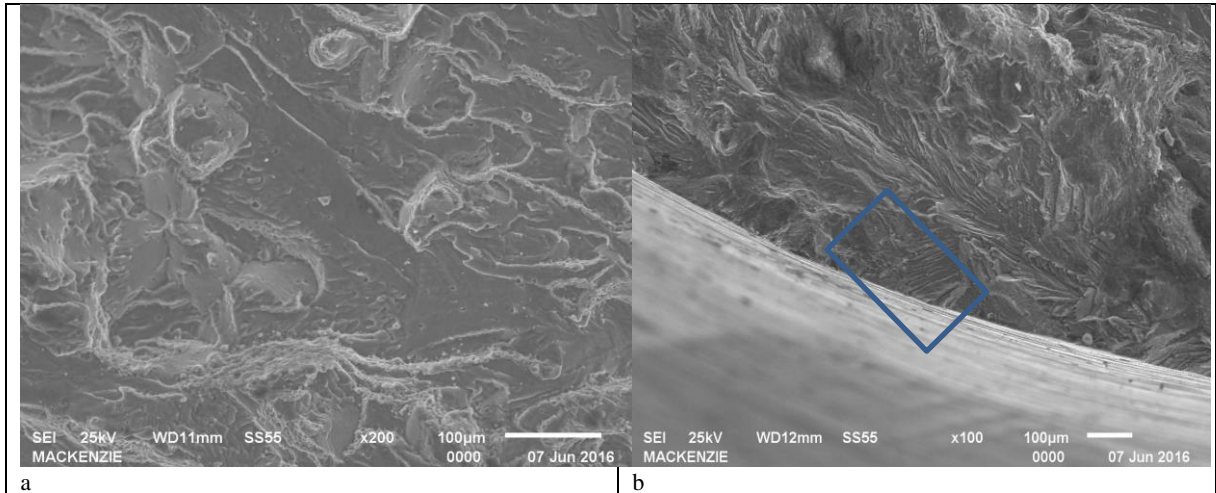


Fonte: MEV

A figura 4.24a indica que o processo de clivagem ocorreu também para fadiga de ciclo médio (número de ciclos 1×10^5), sendo este o ponto analisado próximo ao início da propagação da trinca (aproximadamente 0,5 mm). A figura 4.24b indica trinca intergranular, mas predomínio de trinca transgranular com a presença de precipitado no interior dos

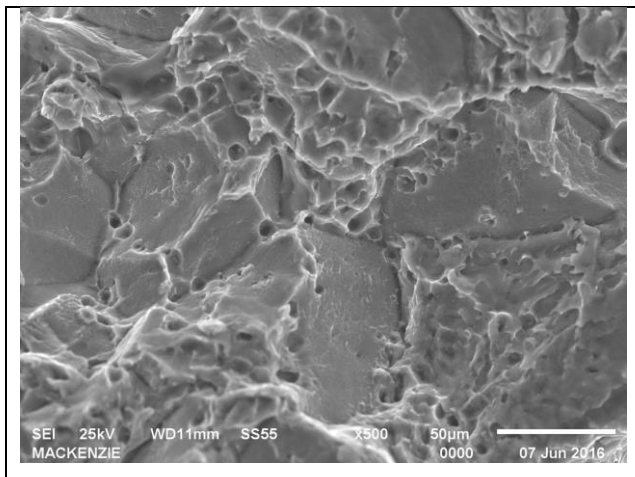
alvéolos. Na figura 4.25a é bem visível a presença de estrias, o que indica a presença de deformação plástica. Na figura 4.25b também há a presença de estrias e marcas de catraca.

Figura 4.26 (a), (b) - Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com baixa carga e alto ciclo com zoom 1000x 100 μm .



Fonte: MEV

Figura 4.27- Superfície de fratura da AA 6005A T6 observada via MEV do corpo de prova ensaiado em fadiga com baixa carga e alto ciclo com zoom 1000x 100 μm .



Fonte: MEV

A figura 4.26a indica propagação da trinca, mas sem marcas de catraca ou estrias. Na figura 4.26b é possível ver a presença de deformação plástica através das estrias e que houve o processo de clivagem. A figura 4.27 indica trincas intergranular e transgranular com a presença dos precipitados dentro dos alvéolos.

5. CONCLUSÕES

O estudo do comportamento mecânico da liga alumínio magnésio e silício 6005A, solubilizada e envelhecida permitiu concluir que:

A maior dureza encontrada entre as condições estudada foi para 545°C e 185°C com 4 horas em forno para solubilização e envelhecimento artificial, respectivamente.

A menor dureza encontrada foi para 560°C e 185°C com 24 horas em forno para solubilização e envelhecimento artificial, respectivamente.

Comparada a liga sem tratamento com a melhor condição de dureza, houve um incremento de dureza de aproximadamente 35%, passando de 63,0 HRF para 85 HRF.

Para a pior condição de dureza houve um incremento de 24,0%, passando de 63,0 HRF para 78,0 HRF.

A microestrutura para as condições com tratamento térmico, independentemente do tempo em forno, indicou através da microscopia óptica grãos menores nas extremidades e grãos uniformes na região central devido ao processo de recristalização secundária.

Os valores encontrados durante o ensaio de tração foram: limite escoamento de 257,33 MPa, limite resistência de 279,21 MPa e alongamento médio de 11,0 %.

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova solubilizados e envelhecidos ensaiados em tração apresentaram um caráter dúctil, com grande quantidade de alvéolos com precipitados no seu interior.

A curva S-N apresentou rompimento de 100,0% dos corpos de prova, independente da carga aplicada. O corpo de prova suportou mais de $1,0 \times 10^7$ ciclos antes de romper para ciclo de tensão a partir de 106,74 MPa.

As superfícies de fratura, independente do tempo do ciclo, apresentam trincas intergranulares e transgranulares e deformação plástica.

6. REFERÊNCIAS

ALCOA. 2010 LIGAS E TÊMPERAS DE EXTRUSÃO. Poços de Caldas, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM) Metals Handbook: Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals. Ohio, 9 ed., v.2, p.534-539, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM) Metals Handbook: Casting 1633 (INFORMAÇÕES SOBRE A INSERÇÃO DE Mg e Si NO Al)

AMUCHASTEGUI, J.G.; O ESTUDO DE FADIGA E ANÁLISE DAS FRATURAS, 2015 Disponível em <http://ensus.com.br/>.

ASM HANDBOOK; *Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals*. The Ninth Edition of Metals Handbook, v.2, 1998.

ABAL, 2005 A, Guia técnico do alumínio: extrusão: vol. 1 – 3ª ed. – São Paulo : Associação Brasileira do Alumínio.

ABAL, 2005 B, Guia técnico do alumínio: Tratamento Térmico: vol. 6 – 3ª ed. – São Paulo : Associação Brasileira do Alumínio.

ABAL, 2010 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL) Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/ligas.asp> v.1, 1 ed., São Paulo, 2010.

ABAL, 2007 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). *Guia técnico do alumínio: tratamento do metal líquido*, v.9, 1 ed., São Paulo, 2007.

ABAL, 2012 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). Disponível em <http://www.abal.org.br/aluauto/ed31/transportes.htm> v.1, 1 ed., São Paulo, 2012

AIRES L. M. N.; *Análise experimental do comportamento à fadiga em juntas soldadas por fricção linear de ligas de alumínio para a indústria aeronáutica*. 117p. Dissertação de Mestrado – Instituto Superior Técnico- Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2007.

ASM HANDBOOK; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. The Ninth Edition of Metals Handbook, v. 2, 1991.

AZZAM, D.; MENZEMERA, C. C.; SRIVATSANB, T.S.; The fracture behavior of an Al–Mg–Si alloy during cyclic fatigue, *Materials Science and Engineering A*, 527 (2010) 5341–5345.

BARBOSA DA SILVA, A. M.; Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA 6005 T6; AA 6063 T6; AA 6351 T6; Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

BERETTA, S.; MURAKAMI. Y.; Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.21, n.9, p.1049-1065, 1998.

BORREGO, L. P.; FERREIRA, J. M.; COSTA, J.M., Fatigue crack growth and crack closure in an AlMgSi alloy, *Fatigue Fract Eng Mater*, 24 (2001).

BRAY, G. H. et al.; Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, v.23, n.1, p.265–276, 2001.

CAMPANA, R. C.; Parâmetros de processo, microestrutura e textura das ligas de alumínio 6063 e AA6082 extrudadas; São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2008.

CARVALHO, A. L. M.; VOORWALD, H. J. C.; The surface treatment influence on the fatigue crack propagation of Al7050-T7451 alloy, *Materials Science and Engineering A*, 505 (2009) 31–40.

CORAINI, Rafael; SOLDAGEM GMAW-P ROBOTIZADA DE ALUMÍNIO: INFLUÊNCIA DO TIPO DE CHANFRO, TECIMENTO E SENTIDO DE LAMINAÇÃO NA DISTORÇÃO ANGULAR; Universidade Estadual Júlio de Mesquita Filho, Bauru, 2011.

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

DOMINGUES, N.I. Jr; Estudo do comportamento mecânico da liga alumínio cobre 2024 solubilizada e envelhecida para aplicações aeronáuticas, 2011.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; *Ensaio de materiais*, Livros Técnicos e Científicos. Rio de Janeiro: Editora S.A., 247p., 2000.

HAINS, R. W.; Precipitation Aging, *In: Second International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Georgia, U.S.A., 1977.

HORN, H.; *Neue Entwicklungen Bei Reibschweißverfahren*. Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik FH Hamburg – Jahrbuch Schweißtechnik, 2002.

IAI - International Aluminium Institute, disponível em <http://www.world-aluminium.org/statistics/>

MALAVASI, J.; *Fundição do alumínio e suas ligas* (Apostila do Curso). Escola Senai Nadir Dias de Figueiredo, 2008.

MANN, T.; HARKEGARD, G; STARK, K.; Short fatigue crack growth in aluminium alloy 6082-T6, *International Journal of Fatigue*, XXX (2007) XXX–XXX.

MARTINS, M. M. M.; Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082; dissertação; Universidade de Aveiro, 2008.

MINATEL, R. Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo e por fundição de placas, São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2009.

NAKAI, M.; ETO, T.; New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications. *Materials Science and Engineering*. v.285, n.1, p.62-68, 2010.

NASCIMENTO, D. F. L.; Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais das ligas de alumínio AA 6005 T6; AA 6063 T6; AA 6351 T6; Universidade de São Paulo, Lorena, 2015.

PEREIRA, L. E.; *Propagação de trinca por fadiga em uma liga de alumínio 2024-T3 soldada por fricção- mistura (FSW): O Papel das Tensões Residuais*, Tese de Doutorado, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2005.

REED-HILL, Robert E.; Reza Abbaschian; *Physical Metallurgy Principles*; 4th Edition

REIS, D. A. P.; COUTO, A. A.; DOMINGUES JR, N. I.; HIRSCHMANN, A. C. O.; ZEPKA, S; MOURA NETO, C.; Effect of Artificial Aging on the Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum Alloy 2024, *Defect and Diffusion Forum Vols. 326-328 (2012)* pp 193-198.

RICKS, R.A et alli – “Microstructural Optimization for Extrusion of 6063 Alloys”, 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, v.II, 1992, May, p. 57-69.

ROSETO-NAVARRO, N.C. et.al.; Effects of Ce-containing sol-gel coatings reinforced with SiO₂ nanoparticles on the protection of AA2024. *Corrosion Science*, v.50, n.5, p.1283-1291, 2008.

SERRANO, Alexandre Costa. Estudo da fadiga em liga de alumínio aeronáutico 7475-T761. 2013. 100 f. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.

SHIH, T. S.; CHUNG, Q. Y.; Fatigue of as-extruded 7005 aluminum alloy; *Materials Science and Engineering A*, 348 (2003) 333/344.

SILVA, G., *Implantação iônica por imersão em plasma em ligas de alumínio*. 148p., Dissertação Mestrado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São Jose dos Campos, 2007.

SMITH, W.F.; *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, Editora Mc Graw Hill, 3 ed., 1998.

SRIVATSAN, T.S.; ANAND, S; SRIRAM, S.; VASUDEVAN, V. K.; The high-cycle fatigue and fracture behavior of aluminum alloy 7055, *Materials Science and Engineering A*, 281 (2000) 292–304.

SOKI, C. A.; *Study of contact tolerance for aluminum sheets A2024-T3 welded by friction stir welding*. Dissertação de Mestrado - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São Jose dos Campos, 2005.

TAKAHASHI, Y.; SHIKAMA, T.; YOSHIHARA, S.; AIURA T.; HIROSHI NOGUCHI, H.; Study on dominant mechanism of high-cycle fatigue life in 6061-T6 aluminum alloy through microanalyses o microstructurally small cracks, *Acta Materialia*, 60 (2012) 2554–2567.

ZOQUI, EUGENIO JOSE; TORRES, LUIS VANDERLEI. Evaluation of the Thixoformability of AA7004 and AA7075 Alloys. *Materials Research: Ibero-american Journal of Materials*, v. 13, n. 3, p. 305-318, JUL-SEP 2010