



**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NA VIDA EM FADIGA
DE FIOS DE ALUMÍNIO**

LAYSE MENDES DINIZ

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NA VIDA EM FADIGA DE
FIOS DE ALUMÍNIO**

LAYSE MENDES DINIZ

Orientador: Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO ENM-DM 299/2018

BRASÍLIA-DF

20 de Dezembro de 2018.

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NA VIDA EM FADIGA
DE FIOS DE ALUMÍNIO**

LAYSE MENDES DINIZ

Dissertação de Mestrado acadêmico submetida ao departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Grau de mestre em Ciências Mecânicas.

Orientador: Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva

BRASÍLIA – DF

2018.

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NA VIDA EM FADIGA
DE FIOS DE ALUMÍNIO**

LAYSE MENDES DINIZ

Aprovada pela Comissão Examinadora constituída pelos professores:

Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva, PCMEC/UnB

Orientador

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, PCMEC/UnB

Examinador interno

Prof. Dr. Edson Paulo da Silva, PPMEC/UnB

Examinador externo

Diniz, Layse Mendes.

Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio.

FADIGA

2018, 157p., 201x297 mm

(ENM/FT/UnB, Mestre, Engenharia Mecânica, 2018)

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

DINIZ, L.M. (2018). Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM-DM 299/2018, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTORA: Layse Mendes Diniz

TÍTULO: Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio.

GRAU: Mestre ANO: 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor se reserva a outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

Layse Mendes Diniz

DEDICATÓRIA

A Deus

e aos meus pais:

Mônica Mendes Diniz e

Luiz Carlos Pereira Diniz.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por estar comigo em todos os momentos, pelos livramentos, por me abençoar, por ter me dado força, paciência e ânimo para continuar lutando por meus objetivos.

Agradeço a minha família, em especial aos meus pais, Mônica e Luiz, por todo o apoio para que eu chegasse até aqui, por toda dedicação, incentivo e amor.

Ao professor Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva pela orientação, paciência, confiança e contribuição para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu namorado Henrique Seabra pelo amor, apoio, paciência e incentivo em todos os momentos.

Aos meus amigos de Pós Graduação pelos momentos de estudo, companheirismo, descontração e amizade. Em especial, ao doutorando Gustavo Reinke pela amizade, companheirismo, contribuição na pesquisa e disposição em ajudar sempre.

A Universidade de Brasília pela oportunidade de realização do mestrado e ensinamentos transmitidos.

E a todos que, de alguma forma, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

A configuração do sistema de distribuição de energia elétrica brasileira tem por base linhas de distribuição aéreas. Os cabos condutores usados nessas linhas podem sofrer rupturas causadas, principalmente, por fadiga eólica, resultando na interrupção de fornecimento de energia para milhões de consumidores. Esses cabos, em sua maioria, são constituídos por fios de alumínio termicamente tratados, devido às vantagens em relação aos condutores de alumínio puro ou de alumínio com alma de aço. Dentre as vantagens, destacam-se a excelente relação resistência/peso e melhores propriedades mecânicas obtidas pelo adequado tratamento térmico. Dentre as ligas usadas para confecção de cabos condutores, destacam-se as da série 6000, que possuem o magnésio (Mg) e o silício (Si) como principais elementos de liga. Nessas ligas, o silício e o magnésio combinam-se para formar a fase intermetálica Mg-Si. A precipitação controlada desse precipitado durante o tratamento térmico resulta no aumento da resistência mecânica e da dureza da liga. Este trabalho teve como objetivo realizar um estudo do efeito do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio presentes nos cabos condutores de energia elétrica fabricados a partir da liga 6201. Alguns corpos de prova obtidos dos fios foram submetidos aos seguintes tratamentos térmicos: solubilização numa temperatura de 470°C, 510°C e 550°C, e envelhecimento artificial a 170°C por períodos entre 4 e 20 horas. Outros corpos de prova foram submetidos somente à solubilização. Tanto as amostras solubilizadas quanto as solubilizadas e envelhecidas foram submetidas a testes de dureza. Ensaio de fadiga e tração foram realizados nas amostras solubilizadas a 550°C e nas amostras solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h. Após os testes de fadiga as amostras foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura e de transmissão. Observou-se maiores valores de dureza, resistência à tração e maior vida em fadiga para amostras que foram submetidas ao envelhecimento. Esses valores superiores nas propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas estão associados aos tratamentos combinados de solubilização e envelhecimento que geraram precipitados Mg₂Si com menores tamanhos, maior número e distribuídos homogêaneamente na matriz de alumínio, responsáveis por obstruir a movimentação das discordâncias. A incompatibilidade dimensional entre os átomos do soluto (Mg e Si) e da matriz (Al) da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas durante a

precipitação geraram campos de deformação na região circunvizinha. As partículas precipitadas e os campos de deformação adjacentes a estas partículas causadas pelo envelhecimento atuaram como obstáculos e promoveram obstrução/retardo no movimento das discordâncias durante o ensaio de fadiga do fio, resultando em maiores valores de resistência à fadiga da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas.

Palavras-chave: fios, alumínio, tratamento térmico.

ABSTRACT

The configuration of the Brazilian electricity distribution system is based on overhead distribution lines. The conductor cables used in these lines can suffer ruptures caused mainly by wind fatigue, resulting in the interruption of energy supply for millions of consumers. These cables are mostly composed of heat treated aluminum wires due to the advantages over pure aluminum or steel core aluminum conductors. Among the advantages, the excellent resistance / weight ratio and the better mechanical properties obtained by the appropriate heat treatment stand out. Among the alloys used to make conductive cables, the most outstanding are the 6000 series, which have magnesium (Mg) and silicon (Si) as the main alloying elements. In these alloys, silicon and magnesium combine to form the Mg-Si intermetallic phase. The controlled precipitation of this precipitate during the heat treatment results in the increase of the mechanical strength and the hardness of the alloy. The objective of this work was to study the effect of heat treatment on fatigue life of aluminum wires present in the conductors of electric power made from alloy 6201. Some samples obtained from the wires were subjected to the following thermal treatments: solubilization at a temperature of 470°C, 510°C and 550°C, and artificial aging at 170°C for periods between 4 and 20h. Other test bodies are submitted to solubilization only. Both the solubilized and the solubilized and aged samples were subjected to hardness tests. Fatigue and tensile tests were performed on samples solubilized at 550°C and on samples solubilized at 550°C and aged for 20h. After the fatigue tests the samples were characterized by scanning and transmission electron microscopy. It was observed higher values of hardness, tensile strength and fatigue life for samples that were submitted to aging. These higher values in the static and dynamic mechanical properties are associated to the combined solubilization and aging treatments that generated smaller Mg-Si precipitates with larger numbers and homogeneously distributed in the aluminum matrix, responsible for obstructing the movement of the dislocations. The dimensional incompatibility between the solute atoms and the matrix of the sample aged artificially for 20h during the precipitation generated deformation fields in the surrounding region. The precipitated particles and the deformation fields adjacent to these particles caused by aging acted as obstacles and promoted retardation in the movement of dislocations during the wire fatigue test, resulting in higher values of fatigue resistance of the sample aged artificially.

Keywords: wires, aluminum, heat treatment.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	24
2. OBJETIVOS	27
2.1. Objetivo Geral	27
2.2. Objetivos Específicos	27
3. JUSTIFICATIVA	28
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
4.1. Linhas de Transmissão	29
4.1.1. Cabos condutores	30
4.1.1.1. Tipo de cabos utilizados para condutores de linhas de transmissão	32
4.2. O Alumínio	34
4.2.1. História do alumínio.....	34
4.2.2. Processo produtivo.....	35
4.2.3. Propriedades do alumínio	36
4.2.4. Aplicações.....	41
4.3. Ligas de Alumínio	43
4.3.1. Elementos de ligas	44
4.3.2. Classificação das ligas de alumínio	47
4.3.2.1. Ligas para trabalho mecânico	47
4.3.2.1.1. Ligas tratáveis termicamente	49
4.3.2.1.2. Ligas não tratáveis termicamente.....	49
4.3.2.2. Ligas para fundição	50
4.3.3. Identificação das ligas de alumínio	51
4.3.3.1. Ligas para trabalho mecânico	51
4.3.3.2. Ligas para fundição	52

4.3.4. Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio	53
4.3.4.1. Ligas para trabalho mecânico	53
4.3.4.1.1. Designação dos tratamentos térmicos das ligas endurecíveis por precipitação.....	54
4.3.4.1.2. Designação do endurecimento das ligas endurecíveis por deformação a frio.....	55
4.3.4.2. Ligas para fundição	56
4.3.5. Aplicações das ligas de alumínio	57
4.3.6. Ligas da série 6xxx.....	61
4.4. Tratamentos Térmicos das Ligas de Alumínio	62
4.4.1. Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio	63
4.4.2. Endurecimento por precipitação nas ligas da série 6xxx.....	65
4.4.2.1. Tratamento térmico de solubilização	65
4.4.2.2. Têmpera.....	67
4.4.2.3. Envelhecimentos	68
4.4.2.4. Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas	72
4.5. Ensaio Mecânicos	73
4.5.1. Microdureza vickers	73
4.5.2. Tração.....	74
4.5.2.1. Resistência à tração.....	76
4.5.2.2. Limite de escoamento	76
4.5.2.3. Módulo de elasticidade.....	76
4.5.3. Fadiga	77
4.5.3.1. Caracterização do processo de fadiga.....	78
4.5.3.2. Determinação da curva S-N.....	81
4.6. Microscopias.....	85
4.6.1. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	85
4.6.1.1. Análise da fratura	87

4.6.2. Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	94
5. METODOLOGIA.....	99
5.1. Tratamentos Térmicos.....	103
5.2. Ensaio Mecânicos.....	105
5.2.1. Ensaio de microdureza.....	105
5.2.2. Ensaio de tração.....	106
5.2.3. Ensaio de fadiga.....	107
5.3. Microscopias.....	108
5.3.1. Microscópio eletrônico de varredura (MEV)	108
5.3.2. Microscópio eletrônico de transmissão (MET)	109
6. RESULTADOS.....	112
6.1. Microdureza Vickers (HV).....	112
6.2. Ensaio de Tração.....	115
6.3. Ensaio de Fadiga.....	117
6.4. Superfície de Fratura.....	120
6.4.1. Análises macroscópicas.....	121
6.4.2. Análises microscópicas.....	128
6.5. Análise dos Efeitos do Tratamento Térmico na Microestrutura).....	132
6.5.1. Por microscópio eletrônico de varredura (MEV).....	132
6.5.2. Por microscópio eletrônico de transmissão.....	137
7. CONCLUSÕES.....	149
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	150

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Principais elementos das linhas de transmissão.....	30
Figura 2 - Diâmetro nominal de um cabo com 3 camadas (37 fios).....	32
Figura 3 - Desenho esquemático de um cabo condutor mostrando as camadas concêntricas.....	33
Figura 4 - Fluxograma básico de uma refinaria.....	36
Figura 5 - Principais aplicações do alumínio.....	43
Figura 6 - Principais elementos de liga.....	46
Figura 7 - Alumínio para indústria naval.....	58
Figura 8 - Carroceria de alumínio.....	58
Figura 9 - Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.....	59
Figura 10 - Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação.....	64
Figura 11 - Representação esquemática do tratamento térmico de solubilização, mostrando a homogeneização da amostra.....	66
Figura 12 - Diagrama pseudo-binário da liga Al- Mg ₂ Si.....	67
Figura 13 - Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si.....	70
Figura 14 - Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis.	71
Figura 15 - Esquema do penetrador piramidal de diamante de base quadrada utilizado para o teste de microdureza Vickers.....	74
Figura 16 - Curva de engenharia tensão versus deformação.....	75
Figura 17 - Um agregado de grãos, o grão “A” está no meio.....	78
Figura 18 - Fluxograma do processo de fadiga.....	79
Figura 19 - Processo de avanço de trinca por fadiga.....	80
Figura 20 - Curva SN para um material sem limite de fadiga.....	82
Figura 21 - Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio.....	83
Figura 22 - Uma tensão cíclica de fadiga e suas equações.....	83
Figura 23 - Variações de tensão durante o teste de fadiga, a) indica R = -1, b) indica R = 0, c) indica R > 0, por exemplo, R = 0,1.....	84

Figura 24 - Uma fratura de copo-e-cone à esquerda e uma fratura de cisalhamento à direita.....	88
Figura 25 - Formação de dimples sob carregamento de tração em uma amostra de cobre. Nota-se que os dimples são equiaxiais.....	89
Figura 26 - Fratura de um aço de alta resistência submetido a condições de sobrecarga de cisalhamento transversal. Nota-se que os dimples são alongados....	90
Figura 27 - Fratura frágil.....	91
Figura 28 – (a) Uma trinca intergranular e (b) uma trinca transgranular.....	91
Figura 29 - Fraturas por clivagem.....	92
Figura 30 - Marcas de praia.....	93
Figura 31 – (a) Estrias frágeis da liga de alumínio 2014 e (b) Estrias dúcteis da liga de alumínio 718.....	93
Figura 32 - Micrografias de MET dos precipitados em diferentes estágios de envelhecimento artificial. (a) e (b) 10 min por 1758°C, (c) 0.5 h por 1758°C, (d) 4 h por 1758°C, (e) 72 h por 1758°C, (f) 20 h por 2008°C	96
Figura 33 - Micrografias de MET dos precipitados para diferentes tipos de tratamento térmico. (a) Na condição de envelhecimento artificial T6. (b) Na condição de envelhecimento artificial T7451.....	97
Figura 34 - Micrografias de MET mostrando a fase intermetálica AlFeSi presente na liga 6201. (a) β -Al ₅ FeSi. (b) α -Al ₈ Fe ₂ Si	98
Figura 35 - Representação esquemática dos fios dispostos concêntricamente ao fio central.....	99
Figura 36 - Cabo comercial da liga 6201 composto por fios dispostos concêntricamente ao fio central.....	99
Figura 37 - Representação esquemática do esticamento dos fios.....	100
Figura 38 - Dimensões do corpo de prova.....	101
Figura 39 - Corpo de prova utilizado na determinação das propriedades mecânicas.....	101
Figura 40 - Microscópio confocal Olympus Lext OLS4100.....	101
Figura 41 - Relatório obtido do Microscópio confocal Olympus Lext OLS4100.....	102
Figura 42 – Esquema para a realização do trabalho.....	103
Figura 43 - Forno Nabertherm com controlador P310 utilizado para os tratamentos térmicos dos fios.....	104

Figura 44 - Desenho esquemático de uma pirâmide de diamante de base quadrada.....	105
Figura 45 - Máquina de medição de microdureza DureScan da Emcotest.....	105
Figura 46 - Máquina MTS utilizada para a obtenção das propriedades mecânicas.....	107
Figura 47 - Foto do microscópio eletrônico de varredura utilizado para as análises dos fios.....	109
Figura 48 - Imagem do microscópio eletrônico de transmissão a ser utilizado para as análises das amostras.....	110
Figura 49 - Microdureza Vickers (HV1) versus envelhecimento artificial (horas) para amostras solubilizadas a 470°C, 510° e 550°C (S1, S3 e S5, respectivamente).....	114
Figura 50 - Gráfico Tensão (MPa) versus Deformação para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0).	116
Figura 51 - Gráfico Tensão (MPa) versus Deformação para amostras solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).....	116
Figura 52 - Curvas S-N para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0) e solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).....	119
Figura 53 - Curvas de previsão e confiabilidade para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0) e solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).....	120
Figura 54 - Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 115 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.....	123
Figura 55 - Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 100 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.....	123
Figura 56 - Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 155 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.....	124
Figura 57 - Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 135 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.....	124
Figura 58 - Fotomicrografia da faceta plana da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).....	125
Figura 59 - Fotomicrografia da faceta plana da amostra solubilizada a 550°C envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	125

Figura 60 - Fotomicrografia das marcas típicas de evolução da trinca por fadiga da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).....	126
Figura 61 - Fotomicrografia das trincas secundárias da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).....	127
Figura 62 - Fotomicrografia das trincas secundárias da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	127
Figura 63 - Fotomicrografia das estrias da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 115 MPa.....	129
Figura 64 - Fotomicrografia das estrias da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 155 MPa.....	129
Figura 65 - Fotomicrografia dos dimples da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).....	131
Figura 66 - Fotomicrografia dos dimples da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	131
Figura 67 - Fotomicrografia mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) utilizando elétrons retroespalhados.....	133
Figura 68 - Imagem mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) utilizando o software ImageJ.....	133
Figura 69 - Imagem da composição química de um precipitado de Ferro utilizando os elétrons retroespalhados com o EDS na amostra solubilizada a 550°C (S5E0).....	134
Figura 70 - Fotomicrografia mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) utilizando elétrons retroespalhados.....	135
Figura 71 - Imagem mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) utilizando o software ImageJ.....	135
Figura 72 - Imagem da composição química de um precipitado de Ferro utilizando os elétrons retroespalhados com o EDS na amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	136
Figura 73 - Fotomicrografia mostrando os precipitados de Mg ₂ Si (b, c e d) e os intermetálicos ricos em Fe (a, b e c) da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0).....	138
Figura 74 - Imagem para análise em EDS dos possíveis precipitados de Mg ₂ Si e precipitados de Fe da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0).....	139
Figura 75 - Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 1 da Figura 74.....	140

Figura 76 - Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 2 da Figura 74.....	140
Figura 77 - Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 3 da Figura 74.....	141
Figura 78 - Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 4 da Figura 74.....	142
Figura 79 - Fotomicrografia mostrando os precipitados de Mg ₂ Si e os intermetálicos ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	143
Figura 80 - Figuras de difração mostrando os precipitados de Mg ₂ Si e a matriz de alumínio da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	144
Figura 81 - Imagem para análise em EDS dos possíveis precipitados de Mg ₂ Si e precipitados de Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).....	145
Figura 82 - Gráfico da análise em EDS da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) para a área 1 da Figura 81.....	145
Figura 83 - Gráfico da análise em EDS da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) para a área 2 da Figura 81.....	146
Figura 84 - Imagens de campo claro de MET, mostrando os intermetálicos de ferro (precipitados maiores) e do Mg-Si, observando-se (a) amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com pequeno numero de precipitados Mg-Si. (b) amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com precipitados em maior numero, melhor distribuição e geometrias compatíveis com GP β' (esféricos), GP β'' (agulhas).....	148

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais tipos de cabos.....	33
Tabela 2 - Comparação das características dos três metais mais utilizados pela sociedade contemporânea.....	41
Tabela 3 - Classificação das ligas de alumínio para trabalho mecânico.....	47
Tabela 4 - Classificação das ligas de alumínio para fundição.	51
Tabela 5 - Efeito dos principais elementos de liga.....	61
Tabela 6 - Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si quanto a sequência de transformação, tamanho dos precipitados e composição.....	71
Tabela 7 - Composição química CAL 900.....	100
Tabela 8 - Temperaturas para as solubilizações e suas respectivas nomenclaturas.....	104
Tabela 9 - Tempos para os envelhecimentos artificiais e suas respectivas nomenclaturas.....	104
Tabela 10 - Identificação das amostras e análises requeridas.....	110
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV1).....	115
Tabela 12 – Propriedades obtidas no ensaio de tração.....	117
Tabela 13 - Resultados dos ensaios de fadiga nos corpos de prova que sofreram os tratamentos S5E5 e S5E0.....	120
Tabela 14 - Parâmetros das curvas S-N para a liga de alumínio Al 6201 submetidas a tratamentos de solubilização e envelhecimento (S5E5) e somente solubilização (S5E0).....	121
Tabela 15 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 1.....	140
Tabela 16 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 2.....	141
Tabela 17 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 3.....	141
Tabela 18 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 4.....	142
Tabela 19 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E5 para a área 1.....	146
Tabela 20 - Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E5 para a área 2.....	146

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

IBGE - Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

MET- Microscópio Eletrônico de Transmissão

CAL - Condutor de Alumínio Liga

AAAC - All Aluminum Alloy Conductor

CA - Condutor de Alumínio Puro

AAC - All Aluminum Conductor

CAA - Condutor de Alumínio com Alma de Aço

ACSR - Aluminum Conductor Steel Reinforced

ACAR - Condutor de Alumínio reforçado com Liga de Alumínio / Aluminum Conductor Alloy Reinforced

ASM - American Society of Metals

IACS - International Annealed Copper Standard

ANSI - American National Standards Institute

SSSS - Solução Sólida Sobre-Saturada

GP-I - Zona de Guinier-Preston I

GP-II Zona de Guinier-Preston II

EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva

WDS - Detecção do comprimento de onda

LISTA DE SÍMBOLOS

g - Grama

*cm*³ - Centímetro cúbico

Mg - Magnésio

Si - Silício

Mg₂Si - Siliceto de Magnésio

Al - Alumínio

Fe - Ferro

Km - Quilômetros

Al₂O₃ - Óxido de alumínio

AlCl₃ - Cloreto de alumínio

MPa - Mega Pascal

GPa - Giga Pascal

Kg - Quilograma

*mm*² - Milímetros quadrados

°C - Graus Celsius

Ω - Ohm

K - Condutibilidade térmica

Cal - Calorias

Cu - Cobre

Cr - Cromo

Mn - Manganês

Sn - Estanho

Zr - Zircônia

Li - Lítio

Ksi - Quilo-libra por polegada quadrada

F - Como fabricado

O - Recozido

H - Endurecido por deformação

W - Solução tratada termicamente

T - Solução tratada termicamente

wt% - Porcentagem de peso

nm - Nanômetro

μm - Micrômetro

HV - Dureza Vickers

F - Força

d - Diagonal

A_0 - Área Inicial

σ - Tensão

ε - Deformação

L_1 - Comprimento final

L_0 - Comprimento inicial

ΔL - Variação de comprimento

σ_e - Limite de escoamento

E - Módulo de elasticidade

S - Tensão alternada

N - Número de ciclos

R - Relação de tensão

A - Razão de amplitude

σ_m - Tensão média

N_f - Número de ciclos até a falha

σ_a - Amplitude de tensão

σ_f - Tensão limite de resistência à fadiga

b - Expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquim

kV - Quilovolt

RA - Rugosidade

Hz - Hertz

$S0$ - Amostra em seu estado inicial.

$S1$ - Amostra solubilizada a $470^{\circ}C$

$S3$ - Amostra solubilizada a $510^{\circ}C$

$S5$ - Amostra solubilizada a $550^{\circ}C$

$E0$ - Sem envelhecimento

$E1$ - Envelhecimento a $170^{\circ}C$ por 4 horas

$E2$ - Envelhecimento a $170^{\circ}C$ por 8 horas

$E3$ - Envelhecimento a $170^{\circ}C$ por 12 horas

$E4$ - Envelhecimento a $170^{\circ}C$ por 16 horas

$E5$ - Envelhecimento a $170^{\circ}C$ por 20 horas

1. INTRODUÇÃO

O crescimento populacional demanda um aumento significativo no consumo de energia. Dados do censo demográfico de 2010 mostraram que o serviço de energia elétrica apresentou uma maior cobertura, atingindo 97,8% dos domicílios brasileiros. Nas áreas urbanas este percentual chega a 99,1% e na área rural atinge 89,7%. Tendo como configuração do sistema de distribuição de energia elétrica brasileira a distribuição aérea (IBGE, 2010).

A interrupção da distribuição de energia elétrica ocasiona problemas, o que tem sido estudado há muito tempo, pois o rompimento de condutores elétricos de redes de distribuição de energia, especialmente em centros urbanos, ocasionam acidentes que vitimam seres humanos, muitos deles conduzindo a óbito, e causando efeitos negativos à imagem das concessionárias de energia. Além da interrupção do fornecimento e o correspondente ônus financeiro que o problema acarreta (PENTEADO NETO, 2005).

O rompimento de cabos de transmissão é um fenômeno intimamente relacionado com a presença de vibrações eólicas. O tempo de vida desses é muitas vezes governado por processos de fadiga, causados por vibrações ou por aplicações de cargas cíclicas causadas principalmente pelas correntes de ar. O cabo condutor é considerado o componente mais importante da linha de transmissão aérea e sua contribuição para o custo total da linha é significativa, contribuindo com cerca de 40% do custo total (CIGRE, 2010; BELLORIO, 2009).

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante da crosta terrestre e o metal mais recente usado em escala industrial (ABAL, 2012). Por ser um elemento que apresenta excelentes propriedades físico-químicas, entre as quais destacam-se resistência à corrosão, baixa densidade, elevadas condutividades térmica e elétrica, além da facilidade de processamento através de diversos métodos de fabricação, ele ocupa posição de destaque no cenário industrial mundial, sendo o segundo metal mais utilizado no mundo, perdendo apenas para o aço (ALMEIDA, 2013).

De acordo com a Abal (2012) a leveza é uma das principais características do alumínio. Seu peso específico é cerca de $2,70 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente 35%

do peso do aço e 30% do peso do cobre. Essa característica, aliada ao aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga, torna o alumínio um metal alternativo na substituição de diversos materiais.

As ligas são compostos formados por dois ou mais elementos metálicos. No caso do alumínio, as ligas têm como componente principal o próprio material, acrescido em pequenas quantidades de outros elementos metálicos. Estes componentes, denominados elementos de liga, têm como função melhorar as propriedades mecânicas, químicas e óticas do material (ALCOA, 2010).

A utilização do alumínio e suas ligas tem crescido constantemente nos diversos setores da indústria, devido às características diferenciadas apresentadas, fazendo com que o alumínio seja a primeira escolha em termos de material para atender às exigências de determinadas aplicações. Dessa maneira, inúmeras novas aplicações vêm se sobressaindo, com destaque para os setores da construção civil, indústria automobilística e da indústria aeronáutica (DALMORO, 2009). Pode-se destacar o uso do alumínio nas indústrias que fabricam fios para cabos condutores de transmissão.

A série 6xxx diz respeito às ligas que apresentam o magnésio (Mg) e o silício (Si) como principais elementos de liga e pertencem ao grupo das ligas para trabalho mecânico e tratáveis termicamente. Nessas ligas o silício e o magnésio combinam-se para formar a fase intermetálica Mg_2Si . A precipitação controlada deste composto durante o tratamento térmico destas ligas origina aumento da resistência mecânica e da dureza da liga (SOARES, 2009). As melhores propriedades mecânicas das ligas da série 6xxx são obtidas após tratamento térmico.

O diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg_2Si é uma das ferramentas mais utilizadas na indústria do alumínio para determinar a temperatura de solubilidade e homogeneização em vários produtos semi-fabricados das ligas da série 6xxx (AMADO & DAROQUI, 2015).

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio. Uma liga de alumínio tem potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz do alumínio diminuir com a diminuição da temperatura (SOARES, 2009).

Dessa forma, busca-se resolver o problema, de modo que, não ocorra rompimento dos cabos e interrompa a distribuição de energia elétrica. Por isso, realizar tratamento térmico nos fios que estão contidos no cabo pode ser uma opção para aumentar essa vida útil, conferindo aos mesmos uma maior resistência à fadiga.

Alguns trabalhos foram realizados utilizando ligas da série 6XXX, analisando o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas.

Maia (2012) realizou um estudo com o intuito de investigar quais os tratamentos térmicos mais adequados para aplicar uma liga de alumínio 6101 para produção de condutores elétricos de elevada condutividade. Ele realizou em seu trabalho tratamento térmicos de solubilização e envelhecimentos e observou a importância de um tratamento térmico bem realizado na influência da dureza da liga.

Soares (2009) estudou a relação entre o comportamento mecânico e a microestrutura da liga de alumínio 6082. O estudo das propriedades mecânicas foi feito com recurso a ensaios de tração e de microdureza Vickers. Ela verificou que o valor máximo das propriedades mecânicas está associado a uma microestrutura com uma grande densidade de precipitados (presumivelmente de Mg_2Si como fase β), finos e distribuídos uniformemente pela matriz de alumínio.

Brynjulfsen (2015) investigou os efeitos de envelhecimentos na vida em fadiga para a liga AA6082 e observou que o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural T4 foi o mais eficaz nas propriedades de fadiga, já o tratamento de solubilização seguido de envelhecimento artificial T6 tem as propriedades de fadiga mais fracas, embora tenha a mais alta resistência à tração final para AA6082.

Portanto, este trabalho tem como objeto analisar o efeito do tratamento térmico T6 na vida em fadiga de fios de alumínio retirados do cabo CAL fabricado com a liga 6201.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

A presente pesquisa tem como objetivo avaliar a influência do tratamento térmico T6 na vida em fadiga de fios de alumínio presentes nos cabos condutores de energia elétrica fabricados a partir da liga 6201.

2.2. Objetivo Específico

- Avaliar a influência dos precipitados de Mg-Si nas propriedades estáticas, como: microdureza, resistência à tração e limite de escoamento.

3. JUSTIFICATIVA

Um grande problema enfrentado pelas concessionárias responsáveis pela distribuição de energia elétrica é o rompimento dos cabos de transmissão, interrompendo a distribuição de energia elétrica, causando prejuízos irreparáveis para essas empresas e também para a população.

Este tipo de falha ocorre pelo fato de, dependendo do regime de ventos, serem geradas vibrações eólicas na linha de transmissão durante seu uso. Estas vibrações provocam tensões de flexão nos pontos de restrição ao movimento nos cabos condutores (grampos de suspensão, amortecedores e espaçadores). Carga de esticamento e tensões multiaxiais nos fios do cabo condutor, combinados com regimes de deslizamento parciais entre as camadas de fios durante as vibrações, promovem defeitos e deformações localizadas causando o aparecimento de trincas que levam à falha estrutural por fadiga. Visando aumentar a resistência à fadiga, foram desenvolvidas e utilizadas ligas de alumínio termicamente tratáveis na fabricação de cabos condutores. Alguns incidentes de ruptura em uso tem colocado em dúvida a eficácia do uso destas ligas em substituição aos cabos tradicionais. A replicação em laboratório dos esforços existentes no sistema linha de transmissão – grampo de suspensão é extremamente complexa, com diferentes fenômenos interagindo simultaneamente ao longo do processo vibratório.

A presente dissertação propõe um estudo inovador e simplificado da influência do tratamento térmico na vida em fadiga de alumínio 6201, usado regularmente em cabos condutores modernos. Os resultados obtidos servirão como etapas intermediárias para o desenvolvimento de novos métodos numéricos e experimentais para determinação da influência de tratamentos térmicos na vida em fadiga de cabos condutores de liga 6201.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1. Linhas de Transmissão

De acordo com Fuchs (1977), linhas de transmissão são linhas que operam com as tensões mais elevadas do sistema, tendo como objetivo principal o transporte de energia entre centros de produção e centros de consumo, como também a interligação dos centros de produção.

A primeira linha de transmissão de que se tem registro no Brasil foi construída por volta de 1883, na cidade de Diamantina, Minas Gerais. Tinha por fim transportar a energia produzida em uma usina hidroelétrica, constituída por duas rodas d'água e dois dínamos Gramme, a uma distância de 2 km, aproximadamente. A energia transportada acionava bombas hidráulicas em uma mina de diamantes. Consta que era a linha mais longa do mundo na época (FUCHS, 1977).

O transporte de energia é realizado em todos os níveis, diferenciando-se pelas tensões e quantidades de energia que cada um de seus elementos básicos transporta. Os elementos-base, responsáveis pelo transporte que poderiam, genericamente, ser chamados eletrodutos, são representados por linhas aéreas ou cabos, subterrâneos ou submarinos. Suas designações particulares distinguem o nível a que pertencem (FUCHS, 1977).

Uma linha de transmissão é composta pelas seguintes partes (Figura 1):

- Cabos condutores de energia e acessórios;
- Estruturas isolantes;
- Fundações;
- Cabos de guarda ou para-raios;
- Aterramentos;
- Acessórios diversos.

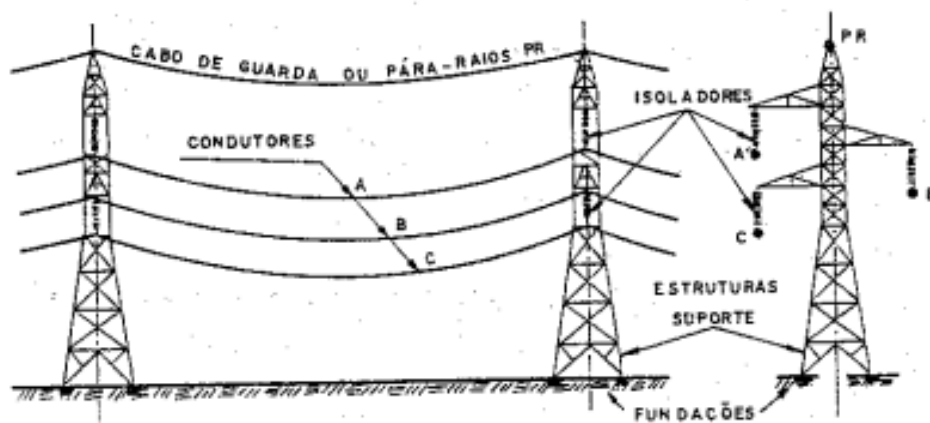


Figura 1: Principais elementos das linhas de transmissão.

Fonte: Labegalini et al. (1992).

4.1.1. Cabos condutores

Constituem os elementos ativos propriamente ditos das linhas de transmissão, devendo, portanto, possuir características especiais. Sua escolha adequada representa um desafio de fundamental importância no dimensionamento das linhas, pois não só depende dela o bom desempenho da linha, como tem importantes implicações de natureza econômica (FUCHS, 1977).

Condutores ideais para linhas aéreas de transmissão seriam aqueles que pudessem apresentar as seguintes características:

- Alta condutibilidade elétrica;
- Baixo custo;
- Boa resistência mecânica;
- Baixo peso específico;
- Alta resistência à oxidação e à corrosão por agentes químicos poluentes.

Outro fator que pode influenciar a escolha de um tipo de condutor é sua capacidade de operar com temperaturas mais elevadas, sem perdas acentuadas de resistências mecânicas, admitindo maiores densidades de corrente. (LABEGALINI et al., 1992). As perdas, tanto técnicas e não técnicas tornaram-se questões fundamentais e relevantes para as concessionárias e também para o setor elétrico. Entretanto, a utilização dos condutores de alta capacidade e operação em temperaturas elevadas é justificável pelo fato de atender,

predominantemente, às situações de emergência, como em horários de pico, uma linha da mesma rede ou malha desligada ou por manutenção ou acidentalmente, sem interromper o fornecimento da energia elétrica (ABREU et al., 2010).

Os cabos condutores utilizados nas linhas de transmissão são obtidos pelo “encordoamento” de fios metálicos. Sobre um fio de seção transversal circular são enrolados, em forma de espiral, outros fios envolvendo-o, formando uma, duas ou mais camadas. O sentido de enrolamento de cada uma das camadas é sempre oposto ao da camada anterior. A camada mais externa é torcida para a direita. Os fios que compõem um cabo podem ser todos de um mesmo diâmetro, caso mais comum, ou podem possuir diâmetros diferentes em camadas diferentes. Podem ser de materiais diferentes, desde que compatíveis eletroliticamente entre si (LABEGALINI et al., 1992).

Os cabos com fios de mesmo diâmetro são formados obedecendo à seguinte lei (Equação 1):

$$n = 3x^2 + 3x + 1 \text{ (Eq. 1)}$$

Onde:

n - representa o número total de fios;

x - representa o número de camadas.

Assim,

1 camada, 7 fios

2 camadas , 19 fios

3 camadas, 37 fios

4 camadas, 61 fios, etc.

De acordo com Labegalini et al. (1992), os cabos são especificados pelo seu diâmetro nominal (diâmetro do círculo que tangencia a geratriz externa dos fios componentes da camada externa como mostra a Figura 2) e área da seção transversal que é determinada pela soma das áreas das seções transversais dos fios componentes.

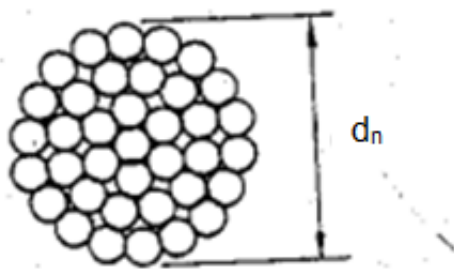


Figura 2: Diâmetro nominal de um cabo com 3 camadas (37 fios).

Fonte: Labegalini et al. (1992). d_n

4.1.1.1. Tipo de cabos utilizados para condutores de linhas de transmissão

Segundo Labegalini et al. (1992), os metais que são empregados na fabricação de cabos para linhas aéreas de transmissão:

Cobre – apesar de apresentar uma elevada condutividade elétrica, menor apenas do que a da prata, ele vem sendo cada vez menos utilizado em linhas aéreas de transmissão, tendo como principal fator dessa redução o valor mais elevado que o metal possui.

Alumínio – é dominante para a fabricação de condutores para linhas aéreas de transmissão, tanto em sua forma pura, como em liga com outros elementos, ou associados com o aço.

Ainda de acordo com Labegalini et al. (1992), em relação ao cobre, o alumínio apresenta algumas vantagens, tais como: a condutividade do alumínio é mais do que o dobro daquela do cobre por unidade de peso, devido ao seu baixo peso específico; apesar de possuir resistência mecânica praticamente metade da do cobre, esse inconveniente pode ser sanado com o uso de condutores de liga de alumínio ou através de sua associação com o aço, resultando nos cabos de alumínio com alma de aço; tanto os fios de alumínio como os de suas ligas apresentam uma boa resistência à corrosão, devido ao processo de trefilação, no qual sofrem uma oxidação que recobre os fios com um filme de pequena espessura e bastante duro e estável, protegendo o fio contra futuras agressões externas; o baixo preço, seu preço por unidade de peso é cerca da metade do preço de igual quantidade de cobre.

Os cabos condutores são compostos por um grupo de fios dispostos concêntricamente ao fio central, formando camadas de fios torcidos, de maneira que cada camada esteja torcida no sentido diferente da anterior. Na Figura 3 encontra-se a representação de um cabo condutor CAL e a Tabela 1 apresenta os principais tipos de cabos condutores e seus materiais (REINKE, 2017).



Figura 3: Desenho esquemático de um cabo condutor mostrando as camadas concêntricas.

Fonte: Reinke (2017).

Tabela 1: Principais tipos de cabos.

Tipo de Condutor	Descrição
CA (AAC)	Condutor de Alumínio Puro – (All Aluminum Conductor)
CAA (ACSR)	Condutor de Alumínio com Alma de Aço – (Aluminum Conductor Steel Reinforced)
CAL (AAAC)	Condutor de Alumínio Liga – (All Aluminum Alloy Conductor)
ACAR	Condutor de Alumínio reforçado com Liga de Alumínio – (Aluminum Conductor Alloy Reinforced)

Fonte: Reinke (2017).

4.2. O Alumínio

4.2.1. História do alumínio

De acordo com Peixoto (2001), a palavra alumínio vem da palavra latina *alumen*, nome dado a um dos seus sais, o sulfato de alumínio, conhecido desde a antiguidade por ser empregado como fixador de corantes em tecidos. Há mais de 7.000 anos atrás, o povo que ocupava a região, hoje conhecida como Iraque, produzia cerâmicas de qualidade contendo um alto teor de alumínio. Há 4.000 anos, os egípcios e babilônios usavam compostos de alumínio como ingrediente no preparo de vários produtos químicos e medicinais.

Em 1807, Humphry Davy, pesquisador inglês, tentou isolar este metal a partir de um dos seus compostos que hoje conhecemos como alumina, o óxido de alumínio, Al_2O_3 . Ele ficou convencido que este composto tinha uma “base metálica”. Curiosamente, mesmo não tendo sido capaz de isolar o alumínio metálico, ele o chamou de *aluminium*, que pouco mais tarde tornou-se *aluminum* (PEIXOTO, 2001).

Foi isolado pela primeira vez em 1825 por H. C. Oersted, estudando a ação da corrente elétrica, tentou isolar o alumínio a partir da alumina, o óxido de alumínio, com este, ele preparou o cloreto de alumínio ($AlCl_3$). Porém, apenas em 1886 foi desenvolvido um processo industrial econômico de redução. Neste ano, dois cientistas trabalhando independentemente, Charles Martin Hall, nos Estados Unidos, e Paul Louis Héroult, na França, inventaram o mesmo procedimento eletrolítico para reduzir a alumina em alumínio (PEIXOTO, 2001; ABAL, 2012).

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante no planeta. Na crosta terrestre aparece na forma de óxido de alumínio (Al_2O_3) e as reservas minerais são quase ilimitadas. O minério industrial mais importante é a “bauxita”, com um teor de óxido de alumínio entre 35% a 45%; suas jazidas localizam-se principalmente nas regiões tropicais e, no Brasil, concentram-se na área amazônica (ASM, 1990; ABAL, 2012).

O Brasil tem vocação para produção de alumínio, pois além da abundante reserva de bauxita (o Brasil detém a terceira maior reserva de bauxita do mundo),

tem um alto potencial de geração de energia hidrelétrica, que é um insumo primordial para obtenção do alumínio primário (ABAL, 2012).

4.2.2. Processo produtivo

O alumínio não é encontrado na forma metálica na natureza e normalmente está disponível na forma de óxidos. A bauxita é o minério utilizado nas indústrias para obtenção da alumina por processos de moagem, digestão, filtração, evaporação, precipitação e calcinação (MINATEL, 2009).

A obtenção do alumínio a partir da bauxita efetua-se em três etapas: Mineração, Refinaria e Redução.

A bauxita é extraída, lavada e secada antes de ser enviada à Refinaria onde se produz o alumínio. O processo químico denominado Bayer é o mais utilizado na indústria do alumínio. Neste processo, a alumina é dissolvida em soda cáustica e, posteriormente, filtrada para separar todo o material sólido, concentrando-se o filtrado para a cristalização da alumina. Os cristais são secados e calcinados para eliminar a água, sendo o pó branco de alumina pura enviada à Redução para obtenção de alumínio, através de eletrólise, processo conhecido como Hall-Héroult (ABAL, 2012).

As principais fases da produção de alumina, desde a entrada do minério até a saída do produto, são: moagem, digestão, filtração/evaporação, precipitação e calcinação. As operações de alumina têm um fluxograma de certa complexidade, que pode ser resumido em um circuito básico simples (Figura 4). No processo de eletrólise, para obtenção do alumínio, a alumina é carregada de forma controlada, em um eletrólito fundido, formado por sais de criolita e fluoreto de alumínio. Uma corrente elétrica é então passada através do banho para eletrolisar a alumina dissolvida, promovendo a redução da alumina, decantando o alumínio (ABAL, 2012; ASM, 1990).

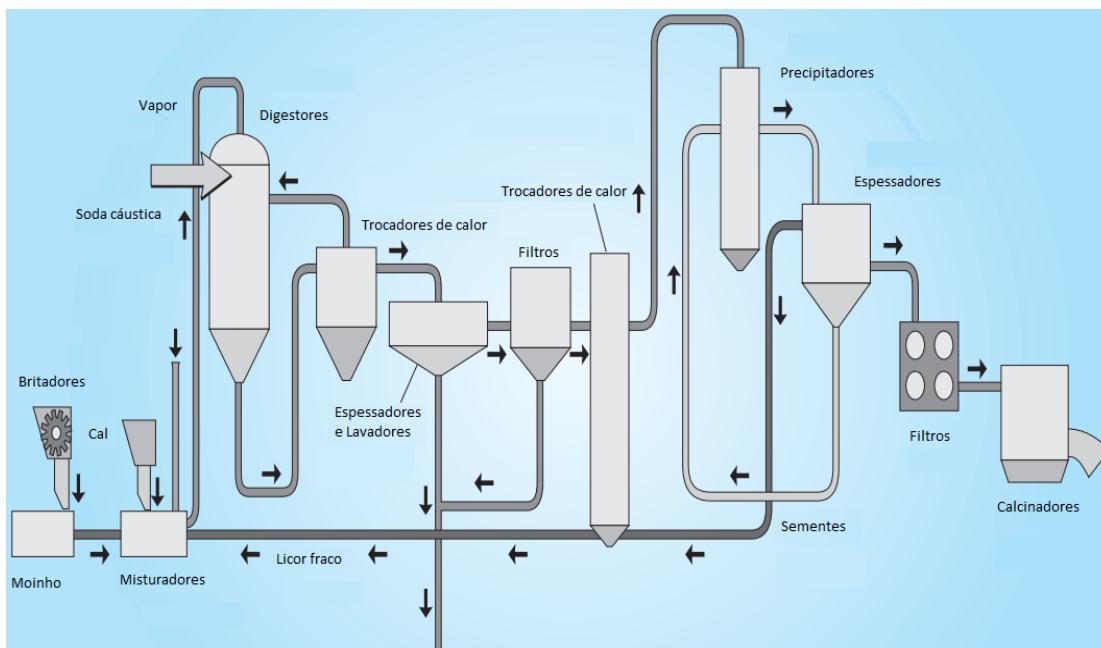


Figura 4: Fluxograma básico de uma refinaria.

Fonte: Abal (2012).

4.2.3. Propriedades do alumínio

Entre as características mais marcantes do alumínio está sua versatilidade. A gama de propriedades físicas e mecânicas que podem ser desenvolvidas desde o alumínio de alta pureza refinado até as suas ligas mais complexas é notável. As propriedades do alumínio que tornam este metal e suas ligas as mais econômicas e atraentes para uma ampla variedade de usos são: aparência, peso leve, capacidade de fabricação, propriedades físicas, propriedades mecânicas e resistência à corrosão (ASM, 1990).

É um metal que possui excelente combinação de propriedades úteis resultando numa adequabilidade técnica para um campo extraordinário de aplicações em engenharia; pode ser facilmente transformado, através de todos os processos metalúrgicos normais, sendo assim viável à indústria manufatureira em qualquer forma que seja requerida (ABAL, 2012).

As principais características atribuídas ao alumínio são:

- Ponto de fusão

O alumínio possui ponto de fusão de 660°C (quando na pureza de 99,80%), o que é relativamente baixo comparado ao do aço, que é da ordem de 1570°C (ABAL, 2012).

- Peso específico

A leveza é uma das principais características do alumínio. O alumínio tem uma densidade de apenas 2,7 g/cm³, aproximadamente um terço do que o aço (7,83 g/cm³), cobre (8,93 g/cm³) ou latão (8,53 g/cm³). Essa característica, aliada ao aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga/tratamentos térmicos, torna o alumínio o metal de escolha para a indústria aeronáutica e de transportes. Há muitos anos que a indústria automobilística vem tentando aumentar, cada vez mais, o uso deste metal na fabricação de veículos, em substituição ao aço (ASM, 1990; ABAL, 2012; PEIXOTO, 2001).

- Características mecânicas

O alumínio comercialmente puro tem uma resistência à tração de aproximadamente 90 MPa. Sua utilização como material estrutural nesta condição é um tanto limitada, mas através do trabalho a frio, sua resistência mecânica pode ser praticamente dobrada. Aumentos maiores na sua resistência podem ser obtidos com pequenas adições de outros metais como elementos de liga, tais como: silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro etc. (ABAL, 2012).

De acordo com a ABAL (2012) o limite de escoamento para o alumínio é de 0,2% do comprimento original medido em um corpo-de-prova normal. É importante definir este grau de deformação permanente porque as ligas de alumínio não possuem limite de escoamento tão pronunciado como a maioria dos aços. O limite do alumínio puro é de aproximadamente 12,7 MPa (1,3 kg/mm²). E o módulo de elasticidade do alumínio é de 7030 kg/mm². A adição de outros materiais nas ligas não altera esse valor consideravelmente, que pode chegar a até 7500 kg/mm². Portanto, o índice do alumínio representa um terço do módulo de elasticidade do aço. Essa propriedade dá ao alumínio a vantagem de dar às estruturas de alumínio uma elevada capacidade de amortecer golpes e reduzir as tensões produzidas pela variação da temperatura.

No alumínio, em testes normais, o limite de resistência à fadiga chega a 50 milhões de inversão de tensão e pode variar de 25% a 50% da tensão de ruptura, conforme a liga (ABAL, 2012).

É possível obter-se uma grande variedade de características mecânicas ou têmperas em ligas de alumínio, através das várias combinações de trabalho a frio e de tratamento térmico (ABAL, 2012).

- Resistência à corrosão

O alumínio pode exibir excelente resistência à corrosão na maioria dos ambientes, incluindo atmosfera, água (incluindo água salgada), produtos petroquímicos e muitos sistemas químicos (ASM, 1990).

Quando o alumínio líquido é exposto à atmosfera, forma-se imediatamente uma fina e invisível camada de óxido, a qual protege o metal de oxidações posteriores. Essa característica de autoproteção dá ao alumínio uma elevada resistência à corrosão. A menos que seja exposto a uma determinada substância ou condição agressiva que destrua essa película de óxido de proteção, o metal fica totalmente protegido contra a corrosão (ABAL, 2012).

De acordo com a ABAL (2012), o alumínio é altamente resistente ao tempo, mesmo em atmosferas industriais, que corroem frequentemente outros metais. Como também é um metal altamente resistente a vários ácidos.

- Coeficiente de dilatação térmica

O alumínio puro possui um coeficiente de dilatação térmica linear de 0,0000238 mm/°C, na faixa de 20°C a 100°C. Este coeficiente é aproximadamente duas vezes o do aço. Porém, devido ao baixo módulo de elasticidade do alumínio, induzem-se menores tensões na estrutura do alumínio, com a variação de temperatura, que na do aço (ABAL, 2012).

- Condutividade elétrica e térmica

O alumínio normalmente exibe excelente condutividade elétrica e térmica, mas ligas específicas foram desenvolvidas com alto grau de resistividade elétrica. Estas ligas são úteis, por exemplo, em motores elétricos de alto torque (ASM, 1990).

O alumínio é frequentemente selecionado por sua condutividade elétrica, que é quase o dobro do cobre em uma base de peso equivalente. O alumínio puro possui resistividade de $0,00000263 \text{ } \Omega/\text{cm}^3$ e condutividade elétrica de 62% da IACS (International Annealed Copper Standard), a qual associada à sua baixa densidade significa que um condutor de alumínio pode conduzir mais corrente do que um condutor de cobre que é três vezes mais pesado e proporcionalmente mais caro (ASM, 1990; ABAL, 2012).

Os requisitos de alta condutividade e resistência mecânica podem ser atendidos pelo uso de linha longa, alta voltagem, cabo de transmissão de alumínio com alma de aço (ASM, 1990).

De acordo com a ABAL (2012), o alumínio puro possui uma condutibilidade térmica (k) de 0,53 calorias por segundo por centímetro quadrado por centímetro de espessura por grau Celsius, de forma que sua condutibilidade térmica é 4,5 vezes maior que a do aço doce. Essa característica é um importante meio de transferência de energia térmica, tanto no aquecimento, como no resfriamento. Assim, os trocadores ou dissipadores de calor em alumínio são comuns nas indústrias alimentícia, química, petrolífera, aeronáutica, etc.

O alumínio é também um excelente refletor de energia radiante devido ao grande alcance dos comprimentos de onda desde os raios ultravioletas, através dos espectros visíveis, até os raios infravermelhos e ondas de calor, tanto quanto ondas eletromagnéticas de rádio e radar (ABAL, 2012).

- Refletividade

As superfícies de alumínio podem ser altamente refletivas. Energia radiante, luz visível, calor radiante e ondas eletromagnéticas são eficientemente refletidas. A refletância do alumínio polido, em uma ampla faixa de comprimentos de onda, leva à sua seleção para uma variedade de usos decorativos e funcionais. Ele apresenta uma refletividade acima de 80%, a qual permite ampla utilização em luminárias e coberturas (ASM, 1990; ABAL, 2012).

- Propriedade anti-magnética

O alumínio é não magnético, uma propriedade importante nas indústrias elétrica e eletrônica. Também não produz faíscas, o que é uma característica

muito importante, sendo, dessa forma, bastante utilizado na estocagem de substâncias inflamáveis ou explosivas, bem como em caminhões-tanque de transporte de materiais combustíveis, aumentando a segurança em casos de acidentes de trânsito, pois o não faiscamento elimina o risco de incêndio/explosão (ASM, 1990; ABAL, 2012).

- Atoxicidade

O fato de o alumínio possuir características “não-tóxicas” permite sua utilização em utensílios domésticos, sem qualquer efeito nocivo ao organismo humano, sendo muito utilizado em equipamentos na indústria alimentícia. É essa mesma característica que permite às folhas de alumínio serem utilizadas seguramente em contato direto com produtos alimentícios, como embalagens (ABAL, 2012).

- Característica de barreira

O alumínio é um importante elemento de barreira à luz, é também impermeável à ação da umidade e do oxigênio, tornando a folha de alumínio um dos materiais mais versáteis no mercado de embalagens (ABAL, 2012).

- Característica nuclear

Segundo a ABAL (2012) uma propriedade importante na engenharia nuclear é a baixa absorção de nêutrons. O alumínio não impede significativamente a passagem de nêutrons, os quais mantêm a reação nuclear no combustível de urânio, tornando-o um material eficiente e de uso intensivo no núcleo dos reatores de baixa temperatura.

- Reciclagem

A característica de ser infinitamente reciclável, sem perda de suas propriedades físico-químicas, torna o alumínio o metal de escolha, principalmente em embalagens para bebidas carbonatadas (ABAL, 2012).

Além de todas essas características, segundo a ASM (1990) o alumínio é não-pirofórico, o que é importante em aplicações envolvendo manuseio ou

exposição de materiais inflamáveis ou explosivos. Tem uma aparência atraente em seu acabamento natural, que pode ser macio e brilhante, polido e brilhante.

Por apresentar essas características, o alumínio está dentre os metais mais utilizados na indústria. A Tabela 2 compara as características dos três metais mais utilizados pela sociedade.

Tabela 2: Comparação das características dos três metais mais utilizados pela sociedade contemporânea.

Propriedades Físicas Típicas	ALUMÍNIO	AÇO	COBRE
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de Elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coeficiente de dilatação térmica (L/°C)	23.10 ⁻⁶	11,7. 10 ⁻⁶	16,5. 10 ⁻⁶
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: ABAL (2012).

4.2.4. Aplicações

Devido às suas excelentes propriedades discutidas acima, o alumínio têm vasta aplicação. Sua utilização é dividida em cinco segmentos principais (GONÇALVES, 2012; ABAL, 2012):

- Transporte

O alumínio é muito utilizado em transportes devido à alta relação resistência mecânica/peso, o que permite maior economia de carga, menor consumo de combustível e menor desgaste. A excelente resistência à corrosão confere maior durabilidade ao veículo e exige menor manutenção.

- Eletricidade

Na indústria elétrica, o alumínio é utilizado em cabos condutores, para transmissão e distribuição de energia elétrica, transformadores, solenóides, relés, revestimento de cabos condutores, bases de lâmpadas, refletores e componentes.

- Construção civil

Material leve, versátil, resistente, durável e bonito. Capaz de agradar arquitetos e consumidores por seu acabamento perfeito, praticidade e função decorativa, o alumínio está conquistando destaque cada vez maior dentro das mais variadas aplicações na construção civil, estando presente na cobertura, em telhas; nas fachadas e paredes, em revestimentos internos e externos e cortinas de vidro; na ventilação, iluminação e acabamento interno, em caixilhos, divisórias, forros e pisos, e nos elementos decorativos, como molduras para pontos de eletricidade, entre outros produtos desenvolvidos com variedades de detalhes e concepções arquitetônicas modernas.

- Embalagens

Um dos mercados mais proeminentes do alumínio é o de embalagens, cuja utilização abrange latas de bebidas, embalagens flexíveis, rolinhos de folhas para embalagem de alimentos, pratinhos descartáveis, tubos de remédio e de pasta de dentes.

- Bens de consumo

As propriedades que têm contribuído para o sucesso deste metal são: leveza, elevada condutibilidade térmica, excelente acabamento superficial e facilidade de manutenção, encorajando sobremaneira seu uso. Componentes de alumínio são figuras proeminentes na maioria das utilidades domésticas, tais como: refrigeradores, máquinas de lavar louças e roupas, fogões, micro-ondas, aspiradores de pó, liquidificadores, além dos tradicionais utensílios domésticos revestidos com produtos antiaderentes, bem como panelas de pressão. São muito utilizados também em móveis domésticos, de jardins e de piscinas, molduras de

quadros, bijuterias, na indústria de confecções (botões, fechos, ilhoses, etc.) e outros.

Algumas das principais aplicações do alumínio estão mostradas na Figura 5.

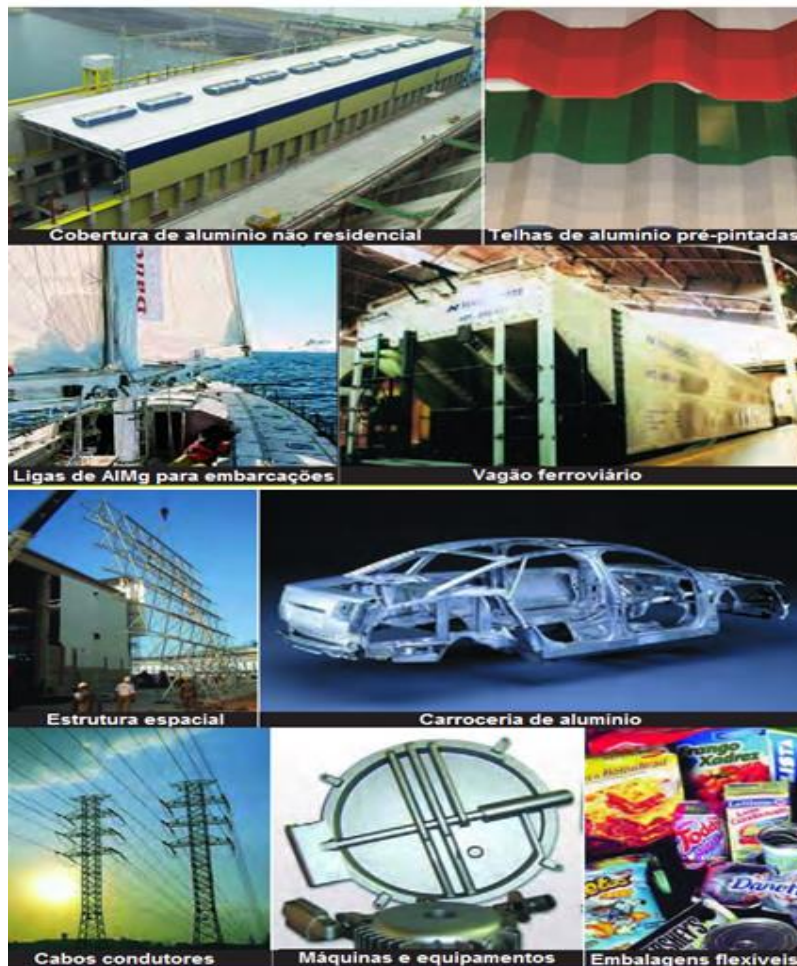


Figura 5: Principais aplicações do alumínio.

Fonte: Abal (2012).

4.3. Ligas de Alumínio

Ligas são compostos formados por dois ou mais elementos metálicos. No caso do alumínio, as ligas têm como componente principal o próprio material, acrescido em pequenas quantidades de outros elementos metálicos. Estes componentes, denominados elementos de liga, têm como função melhorar as propriedades mecânicas, químicas e óticas do material (ALCOA, 2010). Sem causar prejuízo as outras propriedades, de forma que novas ligas têm sido

desenvolvidas, cada uma com combinação apropriada de propriedades adequadas a uma aplicação específica (ABAL, 2012).

As propriedades mecânicas, físicas e químicas das ligas de alumínio dependem da composição e da microestrutura. A adição de elementos selecionados ao alumínio puro aumenta enormemente suas propriedades e utilidade. Por causa disso, a maioria das aplicações para alumínio utiliza ligas com uma ou mais adições elementares (DAVIS, 1999).

De acordo com a ABAL (2012) o princípio dessas ligas consiste no fato de que o alumínio fundido dissolve outros metais e substâncias metalóides, como o silício, que atua neste aspecto como metal. Quando o alumínio resfria e se solidifica, alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida. Isto faz com que a estrutura atômica do metal se torne mais rígida. O metal quente consegue manter uma grande quantidade de elementos de liga em solução sólida quando comparado ao metal frio. Quando ele resfria tende a precipitar o excesso dos elementos de liga da solução. Este precipitado pode ser na forma de partículas duras, consistindo de compostos intermetálicos, tais como: CuAl_2 ou Mg_2Si ; esses agregados de átomos metálicos tornam a rede cristalina mais rígida ainda e, conseqüentemente, endurecem a liga.

4.3.1. Elementos de ligas

Segundo a ABAL (2012) um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes é o fato de o alumínio combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga, formando ligas e a partir dessa combinação sendo possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. Uma única liga não apresenta todas as propriedades desejáveis para determinada aplicação, sendo necessário conhecer as vantagens e limitações de cada liga para que se possa fazer a melhor seleção.

Os elementos de liga que são usados para o projeto de liga de alumínio podem ser classificados em três grupos principais: elementos básicos de liga, adições auxiliares (ou dopantes) e impurezas. Dependendo da natureza de uma liga, os mesmos elementos podem desempenhar papéis diferentes (ZOLOTOREVSKY et al, 2007).

As principais adições de ligas usadas com alumínio são: cobre, manganês, silício, magnésio e zinco; outros elementos também são adicionados em quantidades menores para refinamento de grãos e para desenvolver propriedades especiais (DAVIS, 1999). Esses elementos químicos são chamados de “básicos”, ou “principais”, porque são introduzidos em ligas de alumínio em quantidades (relativamente) grandes e definem suas microestruturas e propriedades. Por exemplo, o teor de Mg em ligas de fundição Al-Si com 7% Si ou 9% Si é apenas ~ 0,3%, mas é essa pequena quantidade que define a resistência da liga. Nesse sentido, o Mg é o principal elemento de liga nessas ligas. Por outro lado, o Mn em ligas similares pode estar presente nas quantidades 0,5% e até maiores, mas deve ser considerado um pequeno acréscimo já que seu papel principal é auxiliar, para neutralizar a influência prejudicial do ferro. Outro exemplo: em ligas com base no sistema Al-Cu contendo menos de 1% de Mn, este último deve ser considerado o elemento chave, pois aumenta significativamente a estabilidade térmica da liga (ZOLOTOREVSKY et al, 2007).

A quantidade total desses elementos pode constituir até 10% da composição da liga (percentagens dadas em percentagem em peso). Elementos de impurezas também estão presentes, mas sua porcentagem total é geralmente inferior a 0,15% em ligas de alumínio (DAVIS, 1999).

De acordo com Zangrandi (2008), podem-se descrever as principais características que os elementos citados anteriormente conferem as ligas quando adicionados ao alumínio:

Zinco: aumenta a resistência mecânica do alumínio ao proporcionar o endurecimento por precipitação natural e artificial da liga.

Cobre: propicia o endurecimento por precipitação natural, aumenta a resistência mecânica e diminui a resistência a corrosão, a ductilidade e a soldabilidade da liga.

Magnésio: aumenta a resistência à corrosão da liga em água salgada, reduz o endurecimento por deformação e a temperatura de fusão. Se adicionado junto ao silício, propiciam endurecimento por precipitação da liga.

Silício: melhora a ductilidade, a resistência mecânica, a temperatura de fusão, e aumenta a fluidez da liga.

Manganês: contribui com melhora da resistência mecânica do alumínio comercialmente puro, como também a resistência à corrosão. Promove uma pequena redução da ductilidade.

De acordo com a ASM (1990) é conveniente dividir as ligas de alumínio em duas categorias principais: ligas para trabalho mecânico (deformadas plasticamente a quente ou a frio) e ligas para fundição (na forma de lingotes ou de produtos). Uma diferenciação adicional para cada categoria é baseada no mecanismo primário de desenvolvimento da propriedade.

As ligas de alumínio para trabalho mecânico dividem-se em dois grupos: ligas para tratamento térmico (tratáveis) e ligas sem tratamento térmico (não tratáveis). As ligas de alumínio sem tratamento térmico não podem ser endurecidas por precipitação, sendo apenas endurecíveis por trabalho a frio. A resistência mecânica inicial destas ligas é promovida pelo efeito endurecedor dos seus elementos de liga (MARTINS, 2008).

Na figura 6 é possível observar as principais combinações existentes a partir dos elementos adicionados ao alumínio e suas respectivas categorias.

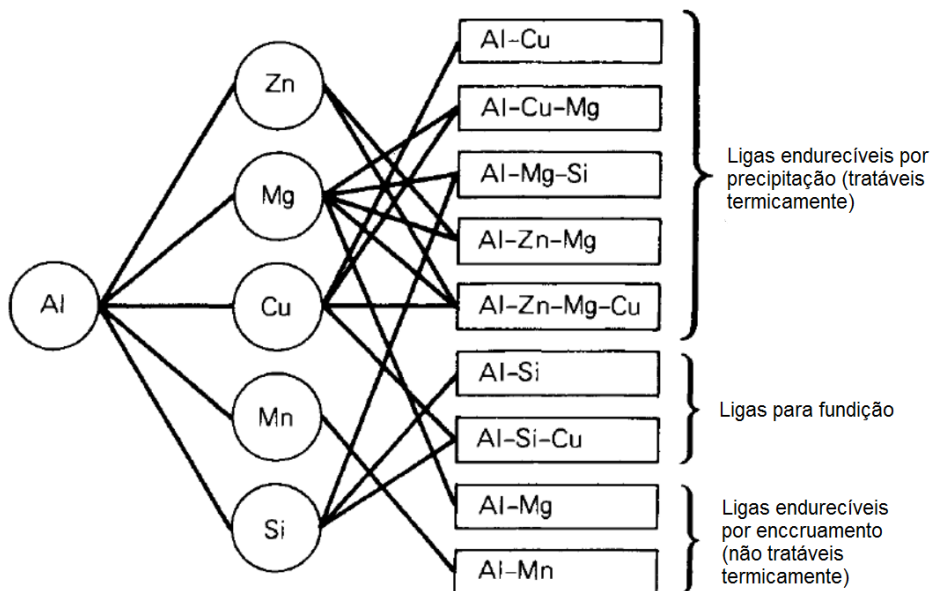


Figura 6: Principais elementos de liga.

Fonte: Adaptado de ASM (1991).

4.3.2. Classificação das ligas de alumínio

Como foi citado e visto anteriormente, o alumínio e suas ligas são classificados em duas categorias principais: ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição, e cada uma delas tem um sistema de designação diferente de acordo com o principal elemento de liga presente (BRAGA, 2011).

4.3.2.1. Ligas para trabalho mecânico

As ligas para trabalho mecânico são dúcteis, o que permite um posterior trabalho de conformação mecânica a quente ou a frio após solidificadas. A Tabela 3 mostra a classificação dessas ligas.

Tabela 3: Classificação das ligas de alumínio para trabalho mecânico.

SÉRIE	ELEMENTOS DE LIGA PRINCIPAIS
1xxx	Alumínio Puro
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx	Mg, Si
7xxx	Zn
8xxx	Fe, Cu, Mg
9xxx	Reservado para uso futuro

Fonte: Gonçalves (2012).

De acordo com Davis (1993), as características gerais de cada uma das séries das ligas de alumínio trabalháveis, são:

- **Série 1xxx**

Ligas formadas de alumínio comercialmente puro, não ligado, com pureza igual ou superior à 99% de Al. Tendo como principais impurezas o ferro e o silício.

- **Série 2xxx**

Apresenta o cobre como principal elemento de liga e, na maioria das ligas, o magnésio é o elemento de liga secundário. As propriedades mecânicas desta série podem ser superiores às de alguns aços com baixo teor de carbono.

- **Série 3xxx**

Possui o manganês como principal elemento de liga. As ligas desta série não são tratáveis termicamente; entretanto, apresentam resistência 20% superior as das ligas da série 1xxx, devido a baixa solubilidade de Mn no Al (de até 1,8%). Existem poucas ligas da série 3xxx, mas três delas são largamente empregadas na indústria, as ligas 3003, 3004 e 3105.

- **Série 4xxx**

Tem o silício como elemento principal de liga. A maior parte das ligas desta série não são tratáveis termicamente. O Si pode ser adicionado para reduzir a temperatura de fusão sem provocar fragilização.

- **Série 5xxx**

Apresenta o Magnésio como principal elemento de liga, em combinação com o Manganês resulta em ligas de média/alta resistência mecânica. Ligas desta série possuem boas características de soldagem e resistência à corrosão (principalmente em atmosfera salina).

- **Série 6xxx**

Possui o magnésio e o silício como elementos principais de liga, adicionados em proporções suficientes para formação de Siliceto de Magnésio (Mg_2Si). As ligas desta série apresentam boa ductilidade, boas características de soldagem e de usinagem, e resistência à corrosão.

- **Série 7xxx**

Tem o zinco como principal elemento de liga (em teores de 1 a 8%), embora magnésio, cobre, cromo e zircônio também possam estar presentes em menores quantidades. O zinco combinado ao magnésio resultam em ligas tratáveis termicamente com altíssima resistência mecânica.

- **Série 8xxx**

Apresentam composições diversas, com uma variedade de elementos de liga. As ligas que incluem algumas composições com estanho e lítio foram desenvolvidas para uso aeroespacial.

- **Série 9xxx**

É uma liga reservada para uso futuro.

As ligas para trabalho mecânico se subdividem em ligas tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente.

4.3.2.1.1. Ligas tratáveis termicamente

Segundo a DAVIS (1993), ligas de alumínio tratáveis termicamente são aquelas que podem ser endurecidas (fortalecidas) por um ciclo controlado de aquecimento e resfriamento. Algumas ligas, geralmente nas séries 2xxx, 6xxx e 7xxx, são tratáveis termicamente por solução, elas podem ser fortalecidas pelo aquecimento e têmpera, ou rápido resfriamento. Elas podem ser reforçadas pela deformação controlada a frio em temperatura ambiente.

Esse incremento de força introduzido pelo tratamento térmico pode ser dramático. Por exemplo, sem tratamento térmico a liga de alumínio 2024 tem resistência à tração de 186MPa (27 Ksi). Com tratamento térmico e trabalho a frio seguido por envelhecimento natural, incrementa essa resistência em 2,5 vezes, para 483 MPa (70 Ksi) (DAVIS, 1993).

4.3.2.1.2. Ligas não tratáveis termicamente

São endurecidas por trabalho a frio, mas não por tratamento térmico. A força inicial dessas ligas, geralmente nas séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx, é proveniente do efeito de endurecimento dos seus elementos de liga. Reforço

adicional pode ser criado por deformação a frio, que induz o endurecimento de tensão (DAVIS, 1993).

O trabalho a frio pode incrementar a força significativamente nas ligas não tratáveis termicamente. Por exemplo, a resistência a tração da liga 3003 é incrementada de 110 MPa (16 Ksi) sem trabalho a frio para 200MPa (29 Ksi) com trabalho a frio (DAVIS, 1993).

4.3.2.2. Ligas para fundição

De acordo com a Abal (2012), diferente das ligas para trabalho mecânico, as quais estão sujeitas às variações dos processos de aquecimento e de resfriamento, as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição de fundida (em alguns casos com tratamento térmico) e, conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas.

As ligas empregadas nas aplicações gerais de engenharia comumente apresentam silício para aprimorar suas características de fundição, tais como: fluidez (quando no vazamento) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente se solidifica e se contrai). O cobre também é utilizado como elemento de liga, com o objetivo de proporcionar às propriedades mecânicas maiores dureza e resistência exigidas em serviço. As ligas Al-Mg apresentam maiores problemas na fundição, mas possuem boa resistência e ductilidade, podendo ser utilizadas em ambientes agressivos, como por exemplo, em peças e acessórios de navios. Uma pequena proporção de magnésio juntamente com silício também está presente em algumas ligas para fundição, com a função de tornar a liga mais suscetível a tratamentos térmicos (ABAL, 2012).

A Tabela 4 mostra a classificação dessas ligas.

Tabela 4: Classificação das ligas de alumínio para fundição.

SÉRIE	ELEMENTOS DE LIGA PRINCIPAIS
1xx.x	99% mínimo de alumínio
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silício e o cobre e/ou magnésio
4xx.x	Silício
5xx.x	Magnésio
6xx.x	Série não utilizada
7xx.x	Zinco
8xx.x	Estanho
9xx.x	Outros elementos

Fonte: Bresciani Filho (1992).

4.3.3. Identificação das ligas de alumínio

Sistemas de designação e nomenclatura do alumínio e suas ligas que incorporam a forma do produto e suas respectivas temperaturas são cobertos pela American National Standards Institute (ANSI) (ASM, 1990).

4.3.3.1. Ligas para trabalho mecânico

As ligas de alumínio para trabalho mecânico foram agrupadas em famílias ou séries, no qual cada liga dentro de uma mesma série foi identificada por um sistema de quatro dígitos, sem o ponto decimal (ZANGRANDI, 2006).

No grupo 1xxx, o primeiro dígito é usado para designar alumínio sem impureza, não ligado. Os dois últimos dígitos indicam a porcentagem mínima de alumínio. Esses dígitos são os mesmos como os dois dígitos a direita da casa decimal para o percentual mínimo de alumínio, quando expresso em 0,01%. Designações com segundo dígito diferente de zero (inteiros de 1 a 9, atribuídos consecutivamente, conforme necessário) indicam controle de uma ou mais impurezas individuais (ASM, 1990).

O primeiro dígito dos grupos 2xxx a 8xxx indica a série à qual pertence liga, de acordo com o seu principal elemento. O segundo dígito na designação indica

modificação de liga. E se o segundo dígito é zero indica a liga original, inteiros de 1 a 9 atribuídos consecutivamente, indicam modificações na liga original. Os dois últimos dígitos nos não tem nenhum significado especial, mas serve apenas para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo (ASM, 1990).

4.3.3.2. Ligas para fundição

Um sistema de quatro dígitos numéricos foi designado, utilizando um ponto decimal para separar o último dígito dos três primeiros. O primeiro dígito indica o grupo da liga.

Para o grupo 1xx.x, o primeiro dígito indica alumínio não ligado, o segundo dígito indica a porcentagem mínima de alumínio, esse dígitos são os mesmos como os dois dígitos a direita da casa decimal para o percentual mínimo de alumínio, quando expresso em 0,01% (ASM, 1990).

Para os grupos 2xx.x a 8xx.x, o primeiro dígito designa a série a qual pertence a liga e o seu principal elemento de liga, exceto nos casos em que a composição de uma liga atual representa uma modificação de uma liga previamente registrada. Se a maior porcentagem média for comum a mais de um elemento de liga, o grupo da liga é determinado pelo elemento que vem primeiro na sequência. O segundo dígito identifica a especificação das séries das liga de alumínio ou do alumínio puro. O último dígito, que é separado dos outros por um ponto decimal, indica a forma do produto, por exemplo, 1xx.0 indica produto fundido e 1xx.1 ou 1xx.2 indicam lingote (ASM, 1990).

Uma modificação na composição original da liga ou dos limites de impureza para o alumínio fundido é indicada por uma série de letras precedendo o número de designação. As séries de letras são escritas em ordem alfabética e maiúsculas, começando com A com exceção de I, O, Q e X, que são reservadas para ligas experimentais (ASM, 1990).

4.3.4. Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio

A nomenclatura dos tratamentos térmicos é baseada nas sequências dos tratamentos mecânicos ou térmicos, ou ambos, usados para produzir os vários temperamentos. A designação de temperamento segue a designação da liga e é separada por um hífen. Designações básicas de temperamento consistem em letras maiúsculas individuais. Essa designação é baseada na sequência de tratamentos termomecânicos indicando o estado que o material adquire pela ação das deformações plásticas a frio ou a quente, por tratamentos térmicos ou pela combinação de ambos, que dão aos produtos estruturas e propriedades características (ASM, 1990; ALMEIDA, 2013).

4.3.4.1. Ligas para trabalho mecânico

A nomenclatura dos tratamentos térmicos para as ligas para trabalho mecânico indica uma sequência de tratamentos térmicos e mecânicos, ou mecânicos e térmicos para produzir diferentes condições de endurecimentos e combinações de propriedades das ligas de alumínio.

Seguem abaixo as designações de acordo com a ASM (1990) para as ligas de alumínio para trabalho mecânico:

F = como fabricado. Aplica-se a produtos fabricados por trabalho a frio, a quente ou processos de fundição, em que nenhum controle especial foi empregado sobre as condições térmicas ou endurecimento pelas deformações ocorridas.

O = recozido. Aplica-se a produtos forjados que passaram por recozimento para obter menor resistência mecânica e para moldar produtos fundidos para aumentar a ductilidade e estabilidade dimensional. A letra O pode ser seguida por um dígito diferente de zero.

H = endurecido por deformação (aplicável apenas às ligas para trabalho mecânico). Indica que o produto teve sua resistência mecânica aumentada através de encruamento, com ou sem tratamento térmico posterior. A letra H é sempre seguida por um ou mais dígitos que indicam a realização ou não de alívio de tensões e o percentual de redução sofrido, respectivamente.

W = solução tratada termicamente. Esse é um temperamento anti-estável aplicável às ligas cuja resistência espontaneamente modifica em temperatura ambiente durante um período de meses ou mesmo anos após o tratamento térmico de solubilização. A designação só é válida quando especificar o período de duração do envelhecimento natural (exemplo: W ½ h).

T = solução tratada termicamente. Aplica-se aos produtos que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica complementar. A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos que indicam a sequência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas.

Os tratamentos térmicos F e O podem ser aplicados tanto para as ligas endurecíveis por precipitação como para as ligas endurecíveis por deformação, já W e T são aplicados somente para as ligas endurecíveis por precipitação (ZANGRANDI, 2006).

4.3.4.1.1. Designação dos tratamentos térmicos das ligas endurecíveis por precipitação

Os tratamentos de endurecimento por precipitação para as ligas para trabalho mecânico seguem abaixo. O T é seguido por um número de 1 a 10, cada número indica uma sequência específica de tratamentos básicos.

T1 = processamento a temperatura elevada seguida de envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável.

T2 = processamento a temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável.

T3 = tratamento de solubilização, trabalho a frio, e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável.

T4 = tratamento de solubilização e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável.

T5 = processamento a temperatura elevada e envelhecimento artificial.

T6 = tratamento de solubilização e envelhecimento artificial.

T7 = tratamento de solubilização e superenvelhecimento ou estabilização.

T8 = tratamento de solubilização, trabalho a frio e superenvelhecimento ou estabilização.

T9 = tratamento de solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio.

T10 = processamento a temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento artificial.

Variações nos tratamentos básicos de endurecimento por precipitação são identificadas por dígitos adicionados nas designações citadas acima.

4.3.4.1.2. Designação do endurecimento das ligas endurecíveis por deformação a frio

Designações de temperatura para produtos forjados que são fortalecidos pelo endurecimento por deformação consistem em um H seguido por dois ou mais dígitos. O primeiro dígito seguindo o H indica a sequência específica de operações básicas (ASM, 1990).

De acordo com a ASM (1990), é utilizado para as ligas não tratáveis termicamente, ou seja, cujo aumento da resistência mecânica é obtido apenas através de deformação a frio, através dos processos:

H1 = somente endurecida por deformação;

H2 = endurecida por deformação e parcialmente recozida;

H3 = endurecida por deformação e estabilizada.

O dígito (1 a 9) seguindo as designações H1, H2 e H3 indica o grau de endurecimento da liga e está relacionado com a resistência mecânica.

O número 8 indica temperamentos com resistência a tração final equivalente ao valor alcançado por uma redução a frio em torno de 75% (a temperatura durante a redução não deve exceder 50 °C) após recozimento total.

Temperamento entre 0 (recozidos) e 8 são designados pelos algarismos 1 a 7. O encruamento da liga, cuja resistência a tração é aproximadamente a metade entre 0 e 8, é designada pelo numeral 4. O meio caminho entre os temperamento 0 e 4 é designada pelo número 2. E o meio caminho entre 4 e 8 é designada pelo número 6. O número 9 designa temperamentos cuja resistência a tração liga excede aquela da condição 8 em no mínimo 10 MPa (2 Ksi) (ASM, 1990).

Para ligas que não podem ser suficientemente reduzidas a frio para estabelecer uma resistência à tração para o grau de temperamento 8 (75% de

redução a frio após recozimento pleno), a resistência à tração pode ser estabelecida pela redução a frio de aproximadamente 55 % após o recozimento completo, ou para o temperamento 4 a resistência a tração pode ser estabelecida pela redução a frio de aproximadamente 35 % após recozimento completo (ASM, 1990).

Um terceiro dígito é usado quando o grau de controle de temperamento ou as propriedades mecânicas são diferentes, ou quando alguma outra característica é significativamente afetada.

4.3.4.2. Ligas para fundição

A Aluminum Association utilizou um sistema comum de designação para os tratamentos térmicos das ligas de alumínio fundidas e trabalhadas, exceto para os lingotes fundidos, que geralmente não recebem tratamentos térmicos. As designações dos tratamentos térmicos mais comuns aplicáveis às ligas fundidas são (ZANGRANDI, 2006):

F = conforme fabricado. Indica que não houve nenhum controle especial sobre os parâmetros térmicos do processo.

O = recozido. Indica que o produto fundido foi tratado termicamente para melhorar a ductilidade e a estabilidade dimensional.

T4 = envelhecimento natural. Indica que as propriedades mecânicas do produto (após a solubilização) foram estabilizadas por precipitação à temperatura ambiente.

T5 = envelhecimento artificial. Indica que as propriedades do produto fundido (após a conformação a quente) foram melhoradas por precipitação artificial em temperaturas acima da ambiente.

T6 = envelhecimento artificial. Indica que as propriedades mecânicas do produto (após a solubilização) foram estabilizadas por precipitação em temperaturas acima da ambiente.

T7 = superenvelhecimento ou estabilizado. Indica que o produto foi artificialmente envelhecido (após a solubilização) para proporcionar estabilidade da resistência mecânica e dimensional.

De acordo com Zangrandi (2006) a designação do tratamento térmico é escrita seguindo o número de identificação da liga, separada por um traço, como por exemplo, AA 201.0-T6 e, geralmente, indica uma sequência de tratamentos térmicos ou mecânicos, ou térmicos e mecânicos, para produzir diferentes condições de endurecimento.

4.3.5. Aplicações das ligas de alumínio

Por apresentarem excelentes combinações de propriedades, as ligas de alumínio apresentam uma vasta gama de aplicações, constituem um dos mais versáteis materiais que devem ser utilizados em termos engenharia e indústrias em geral.

De acordo com a Alcoa (2010), dentre as principais aplicações das ligas de alumínio, destacam-se:

- Construção civil;
- Esquadrias e revestimentos;
- Telhas;
- Estruturas;
- Transportes;
- Aeronáutica;
- Industria Automotiva;
- Embarcações;
- Industria eletro-eletrônica;
- Bens de consumo;
- Maquinas e equipamentos;
- Embalagens.

Algumas dessas aplicações são ilustradas nas Figura 7, 8 e 9.



Figura 7: Alumínio para indústria naval.
Fonte: Abal (2012).



Figura 8: Carroceria de alumínio.
Fonte: Abal (2012).



Figura 9: Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.

Fonte: Silva (2013).

Segundo Davis (1993), as áreas de aplicações mais frequentes das ligas de alumínio são:

- **Série 1xxx**

Podem ser aplicadas em equipamentos de indústria química, trocadores de calor, capacitores e condutores elétrico, refletores, embalagens (papel alumínio), ou ainda em painéis decorativos para uso na construção civil.

- **Série 2xxx**

São largamente utilizadas em aplicações estruturais. Possui boa usinabilidade, baixa soldabilidade e baixa resistência a corrosão. Normalmente as características à corrosão são melhoradas por meio de recobrimento com alumínio de alta pureza ou por ligas da série 6xxx.

As ligas dessa série podem ser aplicadas, por exemplo, em componentes com elevada relação resistência/peso, sujeitos a temperaturas inferiores à 130°C, rodas forjadas para a indústria aeronáutica e de caminhões, fuselagem e componentes estruturais de aeronaves, ou ainda em componentes de suspensão de automóveis.

- **Série 3xxx**

Podem ser aplicadas em componentes de baixa resistência mecânica que exijam elevada ductilidade, como por exemplo, latas de bebidas, utensílios de cozinha, tanques de armazenamento, sinalização rodoviária, trocadores de calor ou ainda em painéis decorativos e telhados para uso na construção civil.

- **Série 4xxx**

Podem ser utilizadas principalmente como arames de solda ou como ligas para brasagem de Al (soldagem de Al). Ligas contendo entre 4 e 7% de Si apresentam cores que variam do cinza ao negro após serem submetidas à anodização, podendo assim serem utilizadas em painéis decorativos na construção civil.

- **Série 5xxx**

Podem ser utilizadas na arquitetura e decoração, como também em embalagens (tampas de latas de Alumínio), suportes para iluminação pública, peças de barcos e navios ou ainda componentes de guindastes e automotores.

- **Série 6xxx**

São utilizadas para uso arquitetônico, quadros de bicicletas e também estruturas soldadas.

- **Série 7xxx**

Por apresentarem altíssima resistência mecânica, tornando-as são muito utilizadas em aplicações estruturais, principalmente pela indústria aeronáutica.

- **Série 8xxx**

As ligas que incluem algumas composições com estanho e lítio foram desenvolvidas para uso aeroespacial.

4.3.6. Ligas da série 6xxx

A série 6xxx diz respeito às ligas que apresentam o magnésio e o silício como principais elementos de liga e pertencem ao grupo das ligas para trabalhos mecânicos e termicamente tratáveis. Nessas ligas o silício e o magnésio combinam-se para formar a fase intermetálica Mg_2Si . A precipitação controlada desse composto durante o tratamento térmico origina aumento da resistência mecânica e da dureza da liga (SOARES, 2009).

A adição de magnésio na liga de alumínio-silício forma a base para uma família de composições extremamente importante e útil que combina excelentes características de trabalho com excelentes propriedades após tratamento térmico. A resistência à corrosão também é excelente, como também um baixo nível de expansão térmica é mantido (KAUFMAN & ROOY, 2004).

Os principais efeitos dos elementos de liga na série 6xxx estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5: Efeito dos principais elementos de liga.

PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA	OS EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA
Magnésio (Mg) 0.5-1.3 wt%	Aumenta a resistência durante a solução sólida e melhora a temperabilidade.
Silício (Si) 0.4-1.4 wt%	Produz endurecimento por precipitação juntamente com o Mg e aumenta a resistência e a ductilidade.

Fonte: Brynjulfsen (2015).

De acordo com Bueno et al. (2012), as ligas de alumínio da série 6xxx vêm atualmente ocupando um espaço importante na produção global das ligas de alumínio. Mais de 80% das ligas empregadas na produção mundial de perfis extrudados fazem parte do sistema Al-Mg-Si. A utilização em larga escala dessas ligas ocorre devido à melhoria de suas propriedades mecânicas quando submetidas a tratamentos térmicos.

Existem mais de cinquenta ligas diferentes de alumínio da série 6xxx registadas com composições químicas e propriedades mecânicas distintas. Para além dos principais elementos de liga, Si e Mg, estas ligas apresentam sempre outros elementos em menores quantidades como o Mn, Cr ou Cu (formam partículas que controlam o tamanho de grão) assim como impurezas de Fe, podendo existir ainda impurezas de outros elementos como o Zn e o Ti. Essas ligas podem ser divididas em duas classes de acordo com a razão Mg:Si da liga. Assim tem-se: a) ligas com razão Mg:Si de equilíbrio (~1,73) ou ligas pseudo-binárias e b) ligas com excesso de Si (SOARES, 2009).

As melhores propriedades mecânicas das ligas da série 6xxx são obtidas após tratamento térmico.

4.4. Tratamentos Térmicos das Ligas de Alumínio

Tratamento térmico no seu sentido mais amplo refere-se a qualquer uma das operações de aquecimento e resfriamento que são realizadas com a finalidade de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou estado de tensão residual de um produto metálico. Quando o termo é aplicado a ligas de alumínio, um tratamento térmico diz respeito exclusivamente às operações realizadas com o objetivo de aumentar a resistência mecânica ou a dureza das ligas forjadas, endurecíveis por precipitação, e fundidas (ASM, 1991).

Ao aplicar o termo para as ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas tratáveis termicamente, ou seja, ligas que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, como as séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e a maioria da série 8xxx, daquela que tem sua dureza aumentada com trabalho mecânico e encruamento, como as séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx) (ASM, 1991).

De acordo com a ASM (1991), as ligas comerciais de alumínio tratáveis pelo calor são, com poucas exceções, baseadas em sistemas compostos ternários ou quaternários, em relação aos solutos envolvidos no desenvolvimento da resistência por precipitação. Ligas comerciais cuja resistência e dureza podem ser significativamente aumentadas pelo tratamento térmico incluem as séries 2xxx, 6xxx, e 7xxx (exceto a série 7072) e as séries 2xx.0, 3xx.0 e 7xx.0 de ligas para fundição. Alguns destes contêm apenas cobre, ou cobre e silício, como adição primária em ligas de reforço. A maioria das ligas tratáveis pelo calor, no entanto, contém combinações de magnésio com um ou mais elementos de cobre, silício e zinco.

No tratamento térmico de metais e ligas, a taxa de mudanças estruturais é geralmente controlada pela taxa na qual os átomos mudam sua posição na estrutura. Assim, quando uma liga de alumínio é envelhecida, estamos interessados em saber como os átomos se movem em relação uns aos outros, de modo a provocar as mudanças observadas nas propriedades. O movimento dos átomos envolvidos é chamado de difusão (ASM, 1991).

4.4.1. Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio. Uma liga de alumínio tem potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz do alumínio diminui com a diminuição da temperatura (SOARES, 2009).

Esse processo envolve as etapas de: solubilização, têmpera e envelhecimentos (natural ou artificial). Que são esquematizadas na Figura 10.

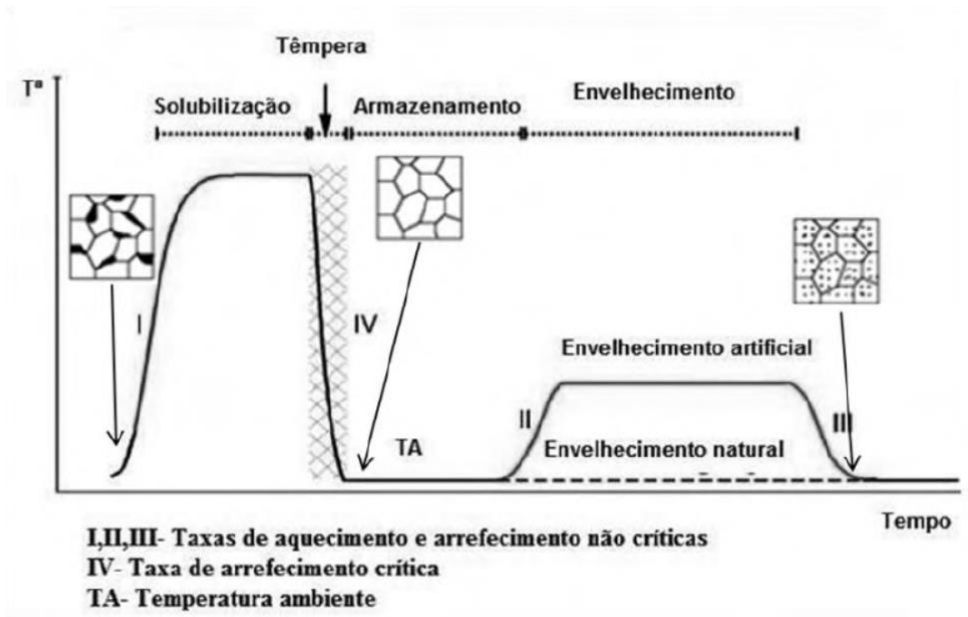


Figura 10: Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação.

Fonte: Soares (2009).

De acordo com Soares (2009), o tratamento térmico de solubilização é realizado a temperatura elevada, tendo como objetivo dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio obtendo-se uma solução sólida, com uma única fase homogênea. A têmpera consiste no arrefecimento rápido do material desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente. Este processo permite manter a solução sólida obtida durante a solubilização à temperatura ambiente, isto é obter uma solução sólida supersaturada (SSSS). Por fim o envelhecimento promove a decomposição controlada da SSSS e a formação de precipitados endurecedores.

No processo de precipitação, a solução sólida saturada primeiro desenvolve aglomerados de solutos, que então se envolvem na formação de precipitados. O mecanismo para fortalecer a precipitação envolve a formação de aglomerados de átomos de solutos. Isso acontece devido à incompatibilidade de tamanho entre os átomos de solvente e soluto. Conseqüentemente, a presença de partículas precipitadas fornece maior resistência, obstruindo e retardando o movimento de discordâncias (ASM, 1991).

No final deste processo espera-se obter uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz do alumínio. O tamanho, a forma e a distribuição dos

precipitados obtidos são parâmetros que dependem da eficácia deste processo e logo condicionam as propriedades mecânicas finais da liga (SOARES, 2009).

4.4.2. Endurecimento por precipitação nas ligas da série 6xxx

As ligas da série 6XXX são as que apresentam magnésio (Mg) e silício (Si) como principais elementos de liga. Esses elementos se combinam e forma o composto intermetálico Mg_2Si , responsável pelo endurecimento da liga.

Mesmo em pequenas quantidades de magnésio, ele acelera e acentua o endurecimento por precipitação. As ligas da série 6xxx contêm silício e magnésio nas proporções aproximadas requeridas para formulação de siliceto de magnésio (Mg_2Si). Apesar de não serem tão forte quanto à maioria das ligas 2xxx e 7xxx, as ligas da série 6xxx têm boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade, e resistência à corrosão, com resistência média (ASM, 1991).

Nessas ligas são realizados os tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e envelhecimentos (natural ou artificial).

4.4.2.1. Tratamento térmico de solubilização

Para obter um endurecimento por precipitação, é necessário primeiro produzir uma solução sólida, através do tratamento térmico de solubilização.

Esse tratamento consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada, em geral próximo do ponto de fusão da liga e manutenção a esta temperatura durante certo período de tempo. Como os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio aumentam com a temperatura, a esta temperatura a difusão destes elementos é facilitada proporcionando a dissolução das fases secundárias, inicialmente presentes na liga, após algum tempo de permanência a esta temperatura (SOARES, 2009).

A Figura 11 mostra uma esquematização do tratamento de solubilização, mostrando que após o aquecimento há uma completa solubilização da liga.

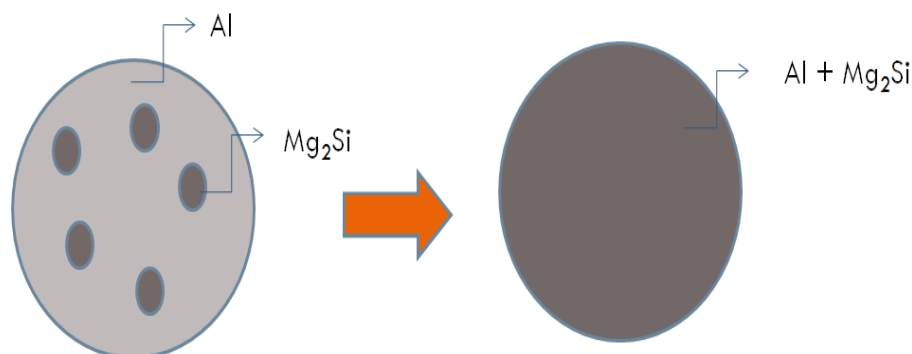


Figura 11: Representação esquemática do tratamento térmico de solubilização, mostrando a homogeneização da amostra.

A temperatura nominal de tratamento térmico da solução comercial é determinada pelos limites de composição da liga e tolerância para variações de temperatura não intencionais (ASM, 1991).

Esta etapa é realizada com o intuito de precipitar o soluto (Mg_2Si) de forma controlada e dispersa pela matriz. Estes precipitados finos são responsáveis pelo endurecimento da liga e, conseqüentemente, pelo aumento da resistência mecânica, uma vez que restringem o movimento das deslocações durante a deformação. O tempo de estágio do envelhecimento depende da temperatura utilizada no ciclo térmico e da espessura das secções da peça (MORAIS, 2015).

Na Figura 12 encontra-se o diagrama pseudo-binário da liga Al- Mg_2Si , evidenciando que acima da linha solvus determinada por uma combinação de temperatura e de teor de Mg_2Si , o magnésio e o silício encontram-se dissolvidos na matriz de alumínio, ou seja, estão em solução sólida. Quando em solução sólida, encontra-se na região monofásica alfa (α). Como mostrado no gráfico, por exemplo, para um teor de 1,0 % de Mg_2Si a uma temperatura de $500^\circ C$ os precipitados são termodinamicamente instáveis e com tempo suficiente dissolvem-se na matriz de alumínio (REINKE, 2017).

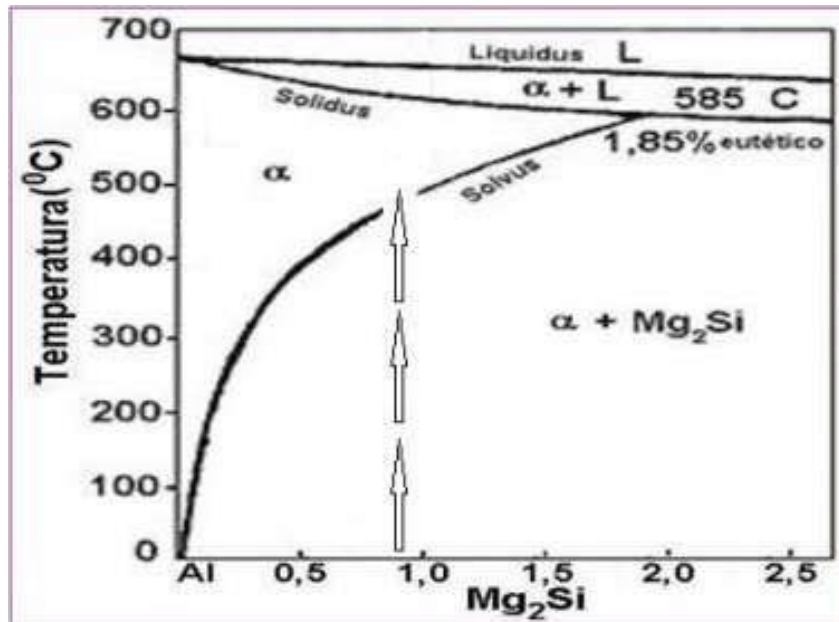


Figura 12: Diagrama pseudo-binário da liga Al- Mg_2Si .

Fonte: Quadro et al. (2012).

Quando as temperaturas atingidas pelas partes ou peças tratadas termicamente são inferiores à temperatura de solubilização, a solução está incompleta e resultará em uma grande redução na concentração da solução sólida e uma correspondente e significativa diminuição na resistência final (ASM, 1991).

E caso ocorra uma super solubilização, na qual a temperatura exceda a temperatura inicial de fusão eutética, propriedades como resistência à tração, ductilidade e tenacidade à fratura podem ser degradadas (ASM, 1991).

4.4.2.2. Têmpera

A têmpera tem como objetivo fixar a solução sólida, conseguida a elevada temperatura, à temperatura ambiente, obtendo-se uma solução sólida supersaturada (SOARES, 2009).

É o tratamento térmico realizado após a solubilização e consiste basicamente no resfriamento rápido da liga em líquido, seja ele água ou óleo, de modo que os elementos presentes continuem em solução sólida mesmo a temperatura ambiente.

Uma vez que durante o arrefecimento rápido não é dado tempo para que os processos de difusão dos elementos de liga na matriz do alumínio ocorram, a solução sólida supersaturada permanece à temperatura ambiente (SOARES, 2009).

Essa declaração aplica-se não somente para a retenção de átomos de soluto em solução, mas também para manter certo número mínimo de vazios na rede para promover à difusão a baixa temperatura necessária para a formação de precipitados (ASM, 1991).

4.4.2.3. Envelhecimento

É o tratamento térmico realizado após a têmpera e consiste em deixar a liga envelhecer de modo que, os precipitados de Mg₂Si surjam e confira resistência à liga. Se esse envelhecimento for realizado a temperatura ambiente e por muito tempo, é chamado de envelhecimento natural. Se for realizado um pequeno aquecimento da liga na região bifásica, para que force o surgimento dos precipitados, é chamado de envelhecimento artificial.

A resposta do endurecimento por envelhecimento das ligas é muito significativa e, portanto, o controle da precipitação durante o tratamento térmico é fundamental para atingir o desempenho ideal da liga (EDWARDS et al., 1998).

O envelhecimento natural, como o próprio nome já diz, é realizado a temperatura ambiente. Após a solubilização e têmpera, a amostra é exposta ao ambiente e envelhecida naturalmente, sua velocidade de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial.

No envelhecimento artificial, após a solubilização e têmpera a amostra é colocada no forno, com temperatura e tempos controlados, aquecida até a região bifásica $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ (170°C aproximadamente), para que os precipitados apareçam de forma mais rápida.

Os precipitados finos na liga formados no envelhecimento impedem o movimento das discordâncias durante a deformação, forçando estas discordâncias no seu trajeto a romper as partículas de precipitados ou contorná-las. Ao restringir esse movimento durante a deformação, a liga fica com maior resistência mecânica (REINKE, 2017).

Durante o envelhecimento várias fases metaestáveis são precipitadas até que se atinja a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes. Com o decorrer do envelhecimento os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e depois incoerentes, ou seja, adquirem uma estrutura cristalina própria. A Figura 13 mostra a evolução dos precipitados com estrutura coerente para a incoerente para as ligas de Al-Mg-Si durante o envelhecimento (SOARES, 2009).

Esses precipitados muito finos e coerentes são facilmente cortados pelas discordâncias e resultam numa distorção localizada. À medida que os precipitados crescem, eles não podem mais serem cortados pelas discordâncias e aumentam a resistência pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Esse mecanismo explica que quando os precipitados são pequenos e em número reduzido, o fato de serem coerentes com a matriz, permite que com determinada tensão aplicada às discordâncias possam passar através destes precipitados deixando para trás um anel de discordâncias que o rodeiam, chamado de Orowan Loops. Conforme o envelhecimento ocorra, esses precipitados aumentam de tamanho e dificultam a passagem das discordâncias (MARTINS, 2008).

Os precipitados semi-coerentes são os que mais contribuem para o endurecimento da liga. Por conta da distorção que eles provocam na rede do alumínio, originando um campo de tensões à sua volta. Esse campo de tensões dificulta o movimento das discordâncias. Além disso, como os precipitados coerentes são mais finos, apresentam uma maior dispersão de precipitados por área para a mesma quantidade de segunda fase, contribuindo também para dificultar a movimentação das discordâncias (SOARES, 2009).

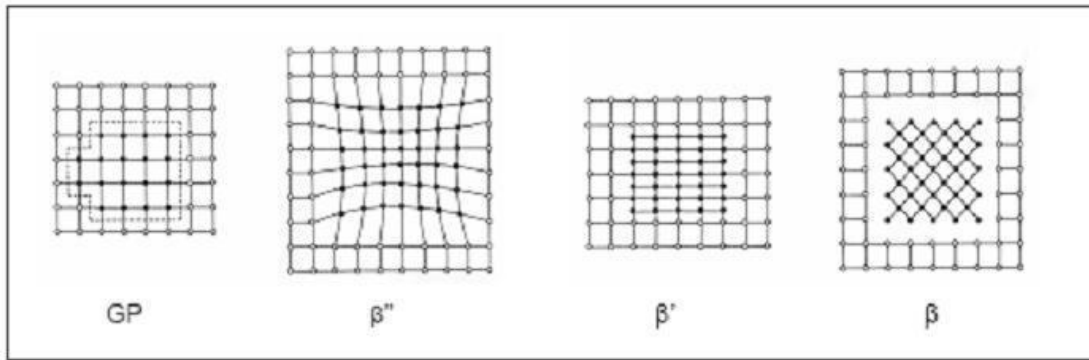
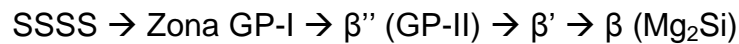


Figura 13: Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si.

Fonte: Soares (2009).

A sequência de precipitados normalmente aceita para estas ligas é a seguinte:



As propriedades mecânicas desta liga são atribuídas, principalmente às fases metaestáveis de precipitados formados durante o envelhecimento. As zonas de Guinier-Preston são zonas onde finos e pequenos precipitados, com tamanhos de até 450 nanômetros, ricos em Mg-Si podem ser encontrados distribuídos dentro da matriz de alumínio, quando alcançam grandes tamanhos, maiores que 450-500 nanômetros, já não são mais considerados da zona de Guinier-Preston (HEINKE, 2017).

Os precipitados do tipo β'' ou GP-II, são os mais efetivos no endurecimento das ligas de alumínio da série 6xxx, eles tem a forma de agulhas com cerca de 4 nm de diâmetro e comprimentos desde alguns nanômetros até cerca de 300 nm. Estes precipitados são quase totalmente coerentes com a matriz. Já os precipitados do tipo β' têm formas de bastões e dimensões até cerca de 20x20x500 nm, e são parcialmente incoerentes com a matriz. A razão de Mg: Si nestes precipitados varia conforme a composição da liga. (SOARES, 2009). A Tabela 6 mostra a evolução das fases dos precipitados de Mg-Si.

Tabela 6: Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si quanto a sequência de transformação, tamanho dos precipitados e composição.

Transformação\Sequência de Precipitação	Tamanho (nm)	Composição
Aglomerados de Si e alguns de Mg	Desconhecido	Si (Mg)
Aglomerados contendo Si e Mg	Desconhecido	Mg/Si < 1
Zonas Esféricas Coerentes GP-I	~ 1-3	Mg/Si ~ 1
Zonas Semi Coerentes GP-II (agulhas β'')	~ 4 x 4 x 50	Mg/Si ≤ ≥ 1
Varetas β'	~ 20 x 20 x 500	Mg/Si ~ 1,7
β – Mg ₂ Si (plaqueta)	Microns	Mg/Si = 2

Fonte: Matsuda et al. (1992).

Ao deixar a liga envelhecer por muito tempo, ocorre o chamado superenvelhecimento, o que não é desejável, pois os precipitados começam a se juntar e ter uma estrutura semelhante a da liga antes dos tratamentos térmicos, os precipitados encontrados são da fase β (na forma de plaquetas ou cubos), são grosseiros e não se distribuem bem na matriz de alumínio. Isso contribui para a redução das propriedades mecânicas da liga, uma vez que os precipitados não irão mais barrar as movimentações das discordâncias.

A Figura 14 mostra as Zonas Guinier-Preston, a variação da resistência mecânica e dureza ao longo do envelhecimento.

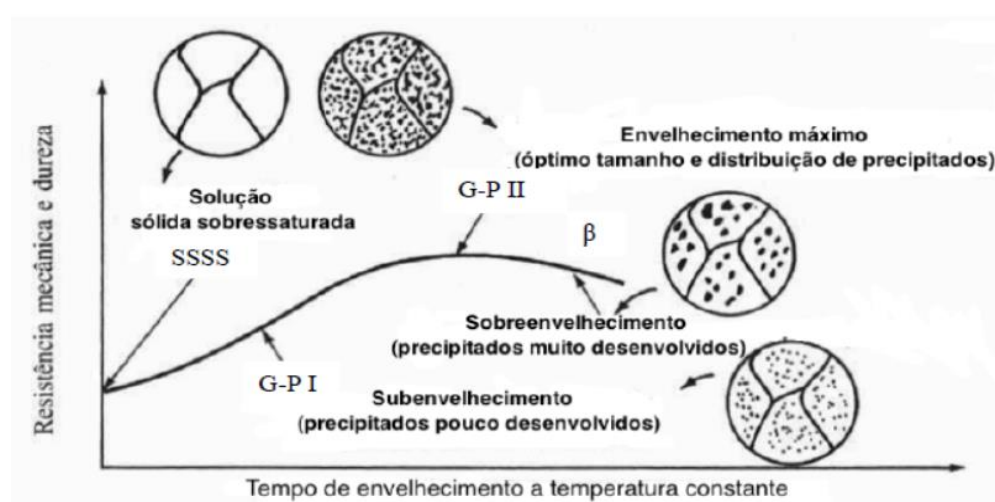


Figura 14: Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis.

Fonte: Maia (2012).

4.4.2.4. Influência do endurecimento por precipitação nas propriedades mecânicas

De acordo com Polmear (1995) as propriedades das ligas de alumínio são controladas principalmente por:

- Partículas grosseiras de compostos intermetálicos (normalmente entre 0,5 a 10 μm). Que se formam durante a solidificação ou durante o processo subsequente e usualmente contém impurezas como Fe e Si;
- Partículas menores ou dispersóides (entre 0,05 a 0,5 μm), que consistem em compostos intermetálicos que contém elementos de transição, como Zr, Cr e Mn ou outros elementos de alto ponto de fusão, como $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ e ZrAl_3 ;
- Forma e tamanho de grão;
- Precipitados finos de até 0,01 μm formados durante o processo de envelhecimento e que são responsáveis pelo endurecimento da liga;
- Estrutura de discordâncias;

Nas propriedades mecânicas de dureza, o tratamento térmico promove o aumento da dureza, uma vez que a formação de precipitados finos e bem distribuídos do tipo β'' aumentam a resistência mecânica da liga ao dificultar a movimentação das discordâncias.

Nas propriedades de tração, os precipitados finos e bem distribuídos na matriz de alumínio aumentam o limite de escoamento e a resistência à tração do material (POLMEAR, 1995).

Geralmente verifica-se um maior aumento nas propriedades de resistência à tração e tensão de escoamento e menor ductilidade no envelhecimento artificial (condição T6), quando comparadas com aquelas obtidas pelo envelhecimento natural (condição T4) (ZANGRANDI, 2006).

Nas propriedades de fadiga, os tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação são responsáveis pelo aumento da vida em fadiga, pois ligas de maior dureza quando submetidas a sobrecargas cíclicas apresentam menor taxa de crescimento da trinca, devido ao desvio local da ponta da trinca, provocado pela presença de precipitados (ASM, 1990).

4.5. Ensaio Mecânicos

Cristais reais, por mais que sejam cuidadosamente preparados, contêm imperfeições que afetam profundamente aquelas propriedades sensíveis à estrutura. Exames cuidadosos do comportamento mecânico dos materiais podem dar informações sobre a natureza desses defeitos atômicos. Em alguns ramos da indústria, é comum a realização de testes mecânicos, tais como: tração, dureza, impacto, fluência e testes de fadiga, podem ser usados não para estudar o defeito, mas para verificar a qualidade do produto produzido. Seja qual for o seu propósito, o teste mecânico é de importância no desenvolvimento de ciência e engenharia de materiais (SMALLMAN & BISHOP, 1999).

4.5.1. Microdureza vickers

A dureza de um metal é definida como a resistência a penetração e fornece uma indicação convenientemente rápida do seu comportamento a deformação plástica localizada (SMALLMAN & BISHOP, 1999).

Existem vários testes de microdureza, a microdureza Vickers (HV) é um deles. No teste de microdureza Vickers, um indentador em forma de pirâmide com um ângulo de 136 ° entre faces opostas e feito de diamante (Figura 15) é forçado na amostra e o tamanho da marca é medido (BRYNJULFSEN, 2015).

De acordo com a ASM (2000), nesse teste a força é aplicada suavemente, sem impacto, e mantida em contato por 10 a 15 s. A força deve ser conhecida com precisão. Depois que a força é removida, as duas diagonais são medidas e a média é usada para calcular o HV de acordo com a Equação 2:

$$HV = 1,854 \frac{F}{d^2} \quad \text{Eq. (2)}$$

Onde F é a força e d é a diagonal do indentador em mm.

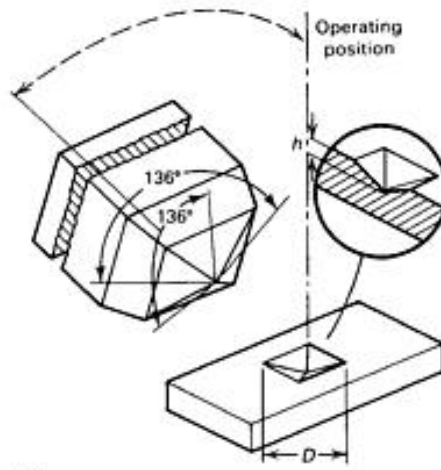


Figura 15: Esquema do penetrador piramidal de diamante de base quadrada utilizado para o teste de microdureza Vickers.

Fonte: ASM (2000).

4.5.2. Tração

Do ensaio de tração obtêm-se a curva tensão versus deformação, a sua forma e magnitude dependem de vários fatores, como: composição, taxa de deformação, histórico prévio de deformação plástica, tratamento térmico, temperatura e tensão aplicada durante o ensaio. Parâmetros que são usados para descrever essa curva são: resistência à tração, limite de escoamento, redução de área e alongamento percentual. Os dois primeiros parâmetros são de resistência, os dois últimos indicam ductilidade (ASM, 2000).

A tensão (σ) utilizada na curva é obtida dividindo a carga pela área original da seção transversal da amostra (A_0), de acordo com a Equação 3:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Eq. (3)}$$

A deformação (ϵ) usada para a curva de tensão-deformação é a deformação linear média, que é obtida dividindo o alongamento do comprimento da amostra (ΔL) pelo seu comprimento original (L_0), como mostra a Equação 4:

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad \text{Eq. (4)}$$

A Figura 16 ilustra a curva tensão-deformação:

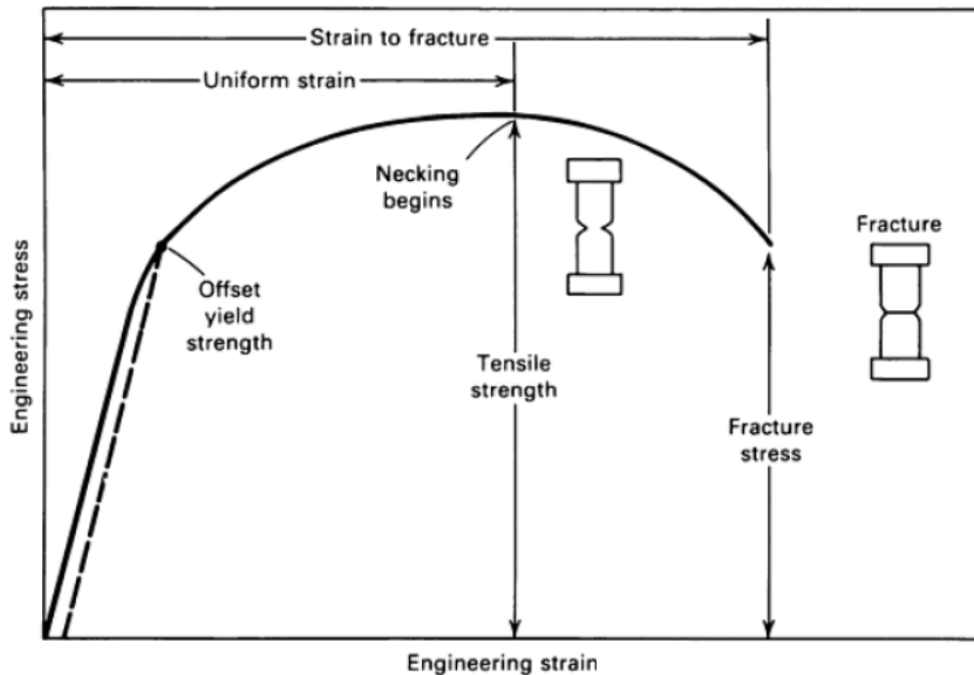


Figura 16: Curva de engenharia tensão versus deformação.

Fonte: ASM (2000).

A forma geral da curva tensão-deformação requer mais explicações. Na região elástica a tensão é linearmente proporcional a deformação. Quando a tensão excede um valor correspondente à força de rendimento, a amostra sofre deformação plástica bruta. Se a carga for reduzida a zero, a amostra permanecerá permanentemente deformada. A tensão necessária para produzir deformação plástica aumenta com o aumento da deformação plástica, isto é, a tensão do metal endurece. O volume da amostra permanece constante durante a deformação plástica e à medida que a amostra se alonga, sua área de seção transversal diminui uniformemente ao longo do comprimento útil. A diminuição da área de seção reta transversal é compensada pelo encruamento e a tensão de engenharia aumenta conforme a deformação aumenta. No decorrer do ensaio, chega-se a um ponto no qual a área da seção reta do corpo de prova diminui e é maior do que o aumento da carga da deformação proveniente do encruamento. Isso ocorre primeiro em um determinado ponto o material que tem resistência ligeiramente inferior. Toda a deformação plástica que ocorre a partir desse momento será localizada nesse ponto, no qual ocorrerá o empescoamento do

corpo de prova. Como a área da seção transversal agora está diminuindo muito mais rápido do que ocorre o aumento da carga de deformação pelo encruamento, a carga necessária para deformar a amostra torna-se menor, a tensão de engenharia diminui e assim a ocorre a fratura final (ASM, 2000).

4.5.2.1. Resistência à tração

A resistência à tração é dada pela razão da carga máxima pela área inicial da seção transversal do corpo de prova. Para materiais dúcteis, a resistência à tração pode ser considerada como a medida da carga máxima que o metal pode resistir sob carregamento uniaxial (SILVA, 2013).

Ela é muito utilizada para descrever a resistência dos materiais e é utilizada em sua caracterização. Por ser uma propriedade reprodutível e de fácil determinação, é comumente utilizada na especificação e controle de qualidade de produtos. Correlações empíricas entre resistência à tração e outras propriedades como dureza e resistência à fadiga são frequentemente utilizadas (ASM, 2000).

4.5.2.2. Limite de escoamento

De acordo com a ASM (2000), o limite de escoamento (σ_e) é máxima tensão que o material suporta ainda no seu limite elástico. Geralmente esse limite é especificado como uma deformação de 0,2% ou 0,1% ($\epsilon = 0,002$ ou $0,001$). Como mostra a Equação 5:

$$\sigma_e = \frac{F(\text{deformação}=0,002)}{A_0} \quad \text{Eq. (5)}$$

4.5.2.3. Módulo de elasticidade

O módulo de elasticidade (E), ou também conhecido como módulo de Young, é a medida de rigidez elástica do material e é dado pela inclinação da porção linear inicial da curva tensão versus deformação. Quanto maior o módulo de elasticidade menor é a deformação elástica resultante da aplicação de determinada tensão (ASM, 2000).

A Equação utilizada para a sua determinação é:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \text{ Eq. (6)}$$

4.5.3. Fadiga

De acordo com a ASM (2000), a fadiga pode ser definida como um dano estrutural progressivo, localizado e permanente que ocorre quando um material é submetido a cargas cíclicas ou flutuantes em tensões nominais que têm valores máximos inferiores a força de elasticidade estática do material. Este processo de falha por fadiga pode ser dividido em diferentes etapas, que, do ponto de vista dos processos metalúrgicos, podem ser divididas em cinco etapas:

1. Deformação plástica cíclica antes do início da trinca por fadiga.
2. Início de uma ou mais microtrincas.
3. Propagação ou coalescência de microtrincas para formar uma ou mais microtrincas.
4. Propagação de uma ou mais macrotrincas.
5. Falha Final.

Quando um metal é submetido a uma tensão cíclica, ele pode falhar em tensões mais baixas do que se a carga fosse estática, mesmo em tensões mais baixas do que a força de escoamento. Isso faz com que as falhas de fadiga sejam difíceis de prever (BRYNJULFSEN, 2015).

O mecanismo de falha por fadiga pode ser ilustrado na Figura 17. Essa figura ilustra uma coleção de grãos. O grão "A" tem planos de deslizamento paralelos à tensão máxima de cisalhamento no plano de deslizamentos. Em um certo nível de tensão de cisalhamento, as deslocações em "A" irão escorregar (deformação plástica), mesmo que todos os outros grãos tenham apenas deformação elástica (BRYNJULFSEN, 2015).

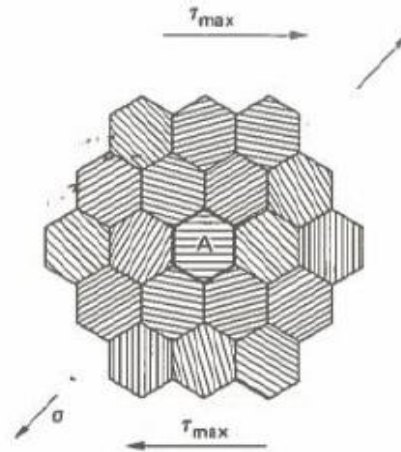


Figura 17: Um agregado de grãos, o grão “A” está no meio.

Fonte: Brynjulfson (2015).

4.5.3.1. Caracterização do processo de fadiga

Segundo a ASM Handbook (2000), os estágios de fadiga também podem ser definidos em termos mais gerais sob a perspectiva do comportamento mecânico de crescimento da trinca. Uma divisão do processo de fadiga é definida da seguinte forma:

- Nucleação (início de trincas por fadiga).
- Taxas de crescimento de trincas estruturalmente dependentes (frequentemente chamadas de fase de “trinca curta” ou “trinca pequena”).
- Taxas de crescimento de trincas que podem ser caracterizadas por mecânicas de fratura elástica linear, fratura mecânica elasto-plástica, ou mecânica de fratura totalmente plástica.
- Instabilidade final.

O processo de fadiga que pode ocasionar a ruptura da peça submetida a tensões dinâmicas pode ser dividido em três etapas básicas: i) nucleação da trinca, ii) propagação da trinca, ou crescimento macroscópico, iii) ruptura final. A Figura 18 apresenta o fluxograma do processo de fadiga (FADEL, 2010).

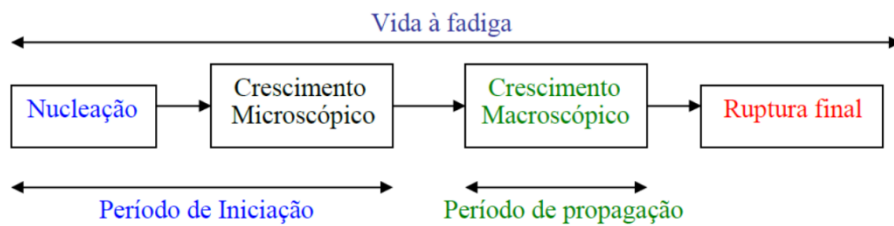


Figura 18: Fluxograma do processo de fadiga.

Fonte: Fadel (2010).

A primeira etapa, isto é a nucleação da trinca, consiste no início da trinca seguido pelo crescimento não perceptível ao olho nu. As trincas têm início em regiões de alta concentração de tensão ou regiões de baixa resistência local, entre as quais se destacam os defeitos de superfície, como ranhuras, pequenas trincas de usinagem, pontos de corrosão, mau acabamento superficial ou pontos que sofreram deformação localizada e principalmente, formas que compõem cantos em ângulos retos ou entalhes resultantes de falhas de projetos e os defeitos internos tais como, contornos de grão, porosidade acentuada e solidificação.

Quando a micro trinca pertencente a primeira etapa atinge as bordas do grão, o mecanismo a transfere para o grão adjacente. Essas microtrincas crescem na direção de cisalhamento máximo, atingindo 45° na direção da aplicação da carga. Ao atingir o tamanho de aproximadamente três grãos, ela altera o seu comportamento tornando-se grande o suficiente para formar uma concentração geométrica de tensão (segunda etapa). As trincas na segunda etapa criam uma zona de tração plástica em sua extremidade e, além desse ponto, crescem na direção perpendicular a carga aplicada (FADEL, 2010).

A Figura 19 mostra o processo de avanço da trinca, ilustrando que a concentração de tensão da ponta da trinca favorece o deslizamento de planos a 45° com o seu plano. Desta forma, durante os ciclos de tração do material a ponta da trinca tende a mudar o seu formato, tornando-se mais arredondada e aliviando as tensões locais. Já nos ciclos de compressão, a ponta, arredondada, é comprimida, voltando a ter formato de ponto de flecha. A cada ciclo de tensão repetido há um avanço relativo do comprimento da trinca de Δa (REINKE, 2017).

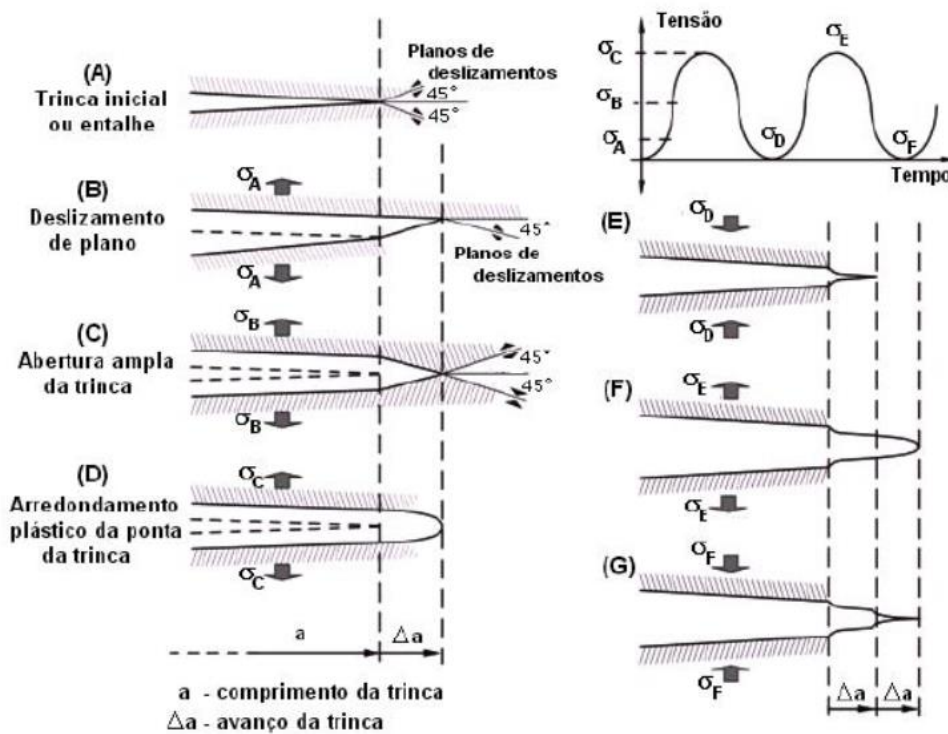


Figura 19: Processo de avanço de trinca por fadiga.

Fonte: Fadel (2010).

A trinca em fadiga avança de maneira cíclica, e a cada novo ciclo de tensão ou etapa de abertura ou fechamento, deixa na macroestrutura da superfície de fratura, marcas características que podem ser observadas ao microscópio eletrônico, chamadas de marcas de praia (beach lines). Essas marcas apresentam-se curvadas em relação à origem da falha permitindo, dessa forma, investigações que conduzam a identificação do início do processo de fratura (FADEL, 2010).

A terceira e última etapa é a ruptura final, ocorre quando é atingido o valor crítico do comprimento da trinca, até o momento em que a seção transversal da peça remanescente não suporta a carga aplicada. A ruptura poderá apresentar características dúcteis ou frágeis, dependendo do material e dos níveis de tensões aplicadas. Vale ressaltar que a ruptura por fadiga pode ocorrer sem aviso prévio, já que, por vezes, as trincas não podem ser identificadas a olhos nus (FADEL, 2010).

4.5.3.2. Determinação da curva S-N

Na década de 1850, o engenheiro alemão, August Wöhler, realizou os primeiros estudos sobre o comportamento de materiais metálicos submetidos a esforços cíclicos, que dentre os resultados obtidos nos ensaios realizados está um gráfico que relaciona a tensão versus o número de ciclos até a fratura do material, chamado de “Curva de Wöhler”, e que ainda hoje é largamente utilizada no meio técnico científico, sendo a referência básica para os ensaios de fadiga realizados em laboratório (MOURA e GOMES, 2015).

Os principais resultados do seu trabalho foram: a determinação da curva tensão aplicada em função do número de ciclos até a ruptura final do material, e a identificação de uma tensão de limite de resistência a fadiga para aços. Ainda hoje em dia é a curva mais utilizada para representar os resultados dos ensaios de fadiga (FADEL, 2010).

Os dados de fadiga podem ser apresentados como uma curva S-N (Figura 20), onde S significa tensão e N número de ciclos até a falha. No eixo das abscissas é plotado o número de ciclos, que usualmente é colocado em escala logarítmica, pois facilita a comparação dos dados entre curvas de diversos materiais, além de reduzir o tamanho da escala; e no eixo das ordenadas são colocadas as tensões utilizadas durante o ensaio. A resistência à fadiga é o nível de tensão em que a falha ocorrerá por um número especificado de ciclos. O número de ciclos na falha é chamado de vida de fadiga, N_f . A resistência à fadiga e a vida à fadiga estão marcadas na Figura 20 (BRYNJULFSEN, 2015).

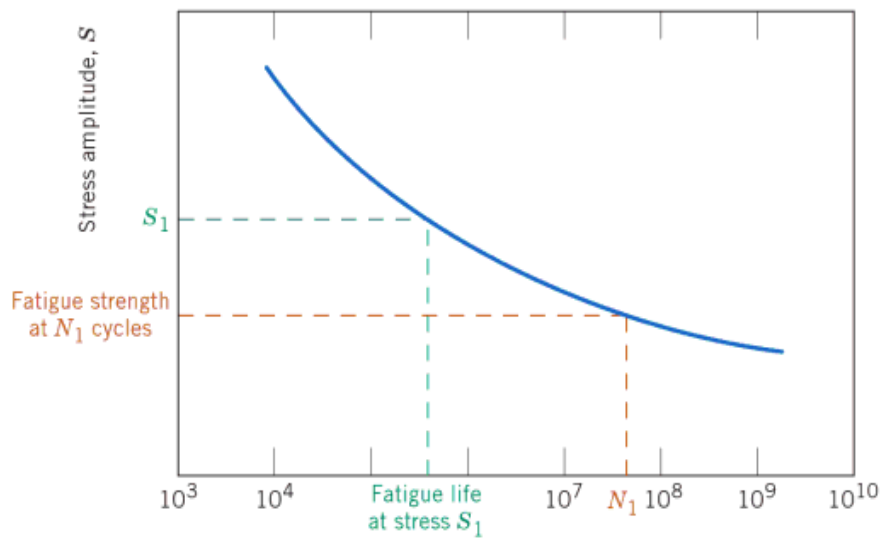


Figura 20: Curva SN para um material sem limite de fadiga.

Fonte: Brynjulfsen (2015).

Alguns metais, como o titânio e o aço, têm um chamado limite de fadiga, onde a curva S-N se torna horizontal em uma tensão limite, e o metal pode suportar um número infinito de ciclos. O alumínio, por outro lado, normalmente não experimenta um limite de fadiga e, portanto, a curva S-N diminuirá gradualmente até a falha em baixas tensões. Geralmente para metais sem um limite de fadiga, o limite é escolhido para ser um número suficiente de ciclos, frequentemente $5 \cdot 10^8$ ciclos. Como uma aproximação, o limite de fadiga de alumínio pode ser calculado como $1/3$ do limite de elasticidade (BRYNJULFSEN, 2015). A Figura 21 exemplifica a curva de fadiga para esses materiais.

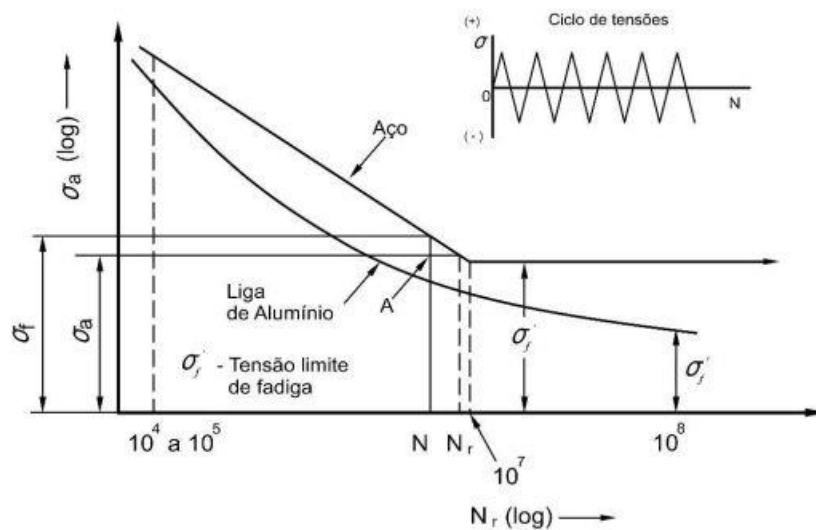
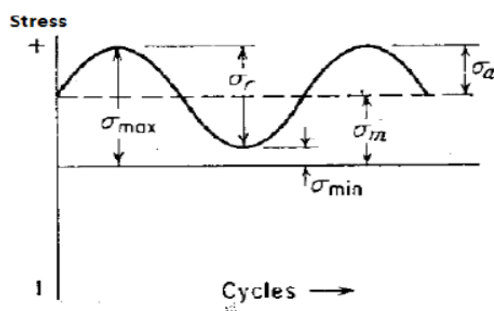


Figura 21: Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio.
 Fonte: Brynjulfsen (2015).

Cada ponto da curva S-N é obtido ao submeter o material à determinada amplitude de tensão alternada (S) que se mantém constante durante o ensaio, até que a falha ocorra após determinado número de ciclos (N) (FADEL, 2010).

A curva SN também é plotada para um valor fixo de relação de tensão (R), razão de amplitude (A) ou tensão média (σ_m). A tensão média é metade do intervalo de tensão (σ_r). Estes são todos expressos nas equações visualizadas na Figura 22.



$$\sigma_r = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m}$$

Figura 22: Uma tensão cíclica de fadiga e suas equações.
 Fonte: Brynjulfsen (2015).

A relação de tensão (R) indica que tipo de teste de fadiga foi feito. Quando $R=-1$ o teste é feito com tensão invertida, veja o ponto a na Figura 21. Quando $R = 0$, o teste é feito com esforço repetido, veja o ponto b na Figura 21. Quando $R = 0,1$, o teste é chamado de teste de tensão-tensão com tensão repetida, conforme o ponto c da Figura 23 (BRYNJULFSEN, 2015).

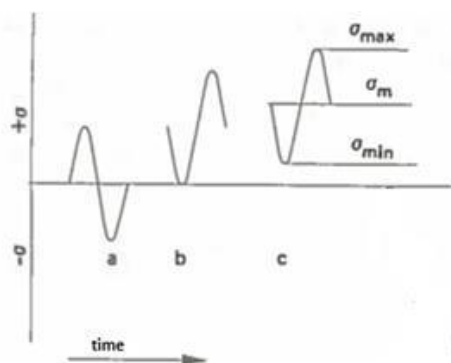


Figura 23: Variações de tensão durante o teste de fadiga, a) indica $R = -1$, b) indica $R = 0$, c) indica $R > 0$, por exemplo, $R = 0,1$.

Fonte: Brynjulfesen (2015).

A curva S-N básica é obtida quando a tensão média é zero; isto é, a tensão mínima é compressiva com $|\sigma_{\min}| = |\sigma_{\max}|$, ou seja, a razão de carregamento é $R = -1$.

Para determiná-la, 8 a 12 cargas diferentes são normalmente usadas. Cada carga constituirá um ponto na curva S-N. A primeira amostra é geralmente testada com uma alta tensão, na qual a falha é esperada após um pequeno número de ciclos. Para materiais sem um limite de fadiga, como o alumínio, a tensão usada é diminuída para cada amostra até que o número de ciclos até a falha esteja em um determinado número (geralmente $5 \cdot 10^8$) (BRYNJULFSEN, 2015).

É possível estabelecer uma correlação entre os níveis de tensão usados experimentalmente para um dado material e o número de ciclos que o mesmo resiste à fadiga, em função da tensão de limite de resistência à fadiga do material pela fórmula de Basquim, expressa a seguir pela Equação 7 (FADEL, 2010):

$$\sigma_a = \sigma_f (2N_f)^b \quad \text{Eq. (7)}$$

Onde N_f é o número de ciclos até a falha do material em certo nível de amplitude de tensão σ_a , σ_f é a tensão limite de resistência à fadiga e b é o expoente de

resistência à fadiga (ou expoente de Basquim). O parâmetro b é obtido a partir de ensaios uniaxiais em corpos de prova não entalhados.

Por meio de dados experimentais de ensaios e fadiga uniaxial, é possível gerar um gráfico S-N em escala log-linear, onde a relação S-N usualmente adotada expressa pela Equação 8 é (FADEL, 2010):

$$\sigma_a = A(N_f)^B \quad \text{Eq. (8)}$$

Onde os parâmetros A e B referem-se a constantes do material e são obtidos após geradas as curvas experimentais.

A fadiga é dividida em fadiga de baixo ciclo, em que o número de ciclos é menor que 10^4 e fadiga de alto ciclo, quando o número de ciclos é maior que 10^4 .

O método para obtenção das curvas S-N de maneira geral, consiste em registrar o número de ciclos até a ruptura dos corpos-de-prova de mesmo material, submetidos a diferentes tensões aplicadas, ensaiados em condições idênticas de tratamento térmico, acabamento superficial e dimensional. Cada corpo de prova é submetido a uma determinada amplitude de tensão ou tensão alternada que se mantém constante durante todo o ensaio e termina quando o corpo de prova é rompido ou quando se exceder um determinado número de ciclos muito longos (10^7 ou 10^8 ciclos) (MOURA & GOMES, 2015).

4.6. Microscopias

Pela microscopia se obtém imagens ampliadas de um determinado material que permitam analisar seus detalhes, que não são visíveis a olho nu.

Os microscópios de Varredura (MEV) e de transmissão (MET) geram ampliações maiores e com boa nitidez, sendo ferramentas essenciais nos estudos factográficos das superfícies e análises estruturais para materiais.

4.6.1. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura permite a observação e caracterização de uma grande variedade de materiais numa escala nanométrica

ou micrométrica. Nesta técnica a área da amostra a observar é irradiada com um feixe de elétron que varre a área selecionada, formando a imagem. Da interação entre o feixe de elétrons e a amostra são produzidos vários tipos de sinais, como elétrons secundários, elétrons retroespalhados, elétrons Auger, raios - X característicos de variadas energias. (SOARES, 2009).

O princípio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) consiste em utilizar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície da amostra, ponto a ponto, por linhas sucessivas e transmitir o sinal do detector a uma tela catódica cuja varredura está perfeitamente sincronizada com aquela do feixe incidente. Por um sistema de bobinas de deflexão, o feixe pode ser guiado de modo a varrer a superfície da amostra segundo uma malha retangular. O sinal de imagem resulta da interação do feixe incidente com a superfície da amostra. O sinal recolhido pelo detector é utilizado para modular o brilho do monitor, permitindo a observação. A maioria dos instrumentos usa como fonte de elétrons um filamento de tungstênio (W) aquecido, operando numa faixa de tensões de aceleração de 1 a 50 kV. O feixe é acelerado pela alta tensão criada entre o filamento e o ânodo. Ele é, em seguida, focalizado sobre a amostra por uma série de três lentes eletromagnéticas com um spot menor que 4 nm. O feixe interagindo com a amostra produz elétrons e fótons que podem ser coletadas por detectores adequados e convertidas em um sinal de vídeo. Quando o feixe primário incide na amostra, parte dos elétrons difunde-se e constitui um volume de interação cuja forma depende principalmente da tensão de aceleração e do número atômico da amostra, conforme figura 10 (DEDAVID, GOMES & MACHADO, 2007).

Os elétrons e as ondas eletromagnéticas produzidos são utilizados para formar as imagens ou para efetuar análises físico-químicas. Para serem detectadas, as partículas e/ou os raios eletromagnéticos resultantes da interação do feixe eletrônico com a amostra devem retornar à superfície da amostra e daí atingirem o detector. A profundidade máxima de detecção, portanto, a resolução espacial, depende da energia com que estas partículas ou raios atingem o detector, ou são capturadas pelo mesmo. Por exemplo: elétrons retroespalhados possuem maior energia do que os elétrons secundários, assim, o detector de elétrons retroespalhados irá operar na faixa de energia maior e o de elétrons secundários na faixa menor. A imagem formada a partir do sinal captado na

varredura eletrônica de uma superfície pode apresentar diferentes características, uma vez que a imagem resulta da amplificação de um sinal obtido de uma interação entre o feixe eletrônico e o material da amostra. Diferentes sinais podem ser emitidos pela amostra. Dentre os sinais 12 emitidos, os mais utilizados para obtenção da imagem são originários dos elétrons secundários e/ou dos elétrons retroespalhados (DEDAVID, GOMES & MACHADO, 2007).

Para obter informações quantitativas e qualitativas da composição química em regiões submicrométricas de incidência do feixe de elétrons na amostra, o MEV deve ser equipado com detectores de raios-X. A detecção dos raios-X emitidos pela amostra, resultante da interação com o feixe eletrônico, pode ser realizada tanto pela medida de sua energia (EDS) como pelo seu comprimento de onda (WDS). Com essa técnica é possível determinar a composição de regiões com até 1µm de diâmetro. Facilitando a identificação de precipitados (ZANGRANDI, 2006).

No estudo das ligas de alumínio esse microscópio é utilizado para estudar muitas das características da amostra, como a sua microestrutura, topografia da superfície, cristalografia e composição. O MEV é muito usado para fazer uma análise da falha da superfície de fratura do corpo de prova após os ensaios de fadiga.

4.6.1.1. Análise da fratura

A análise da fratura ou também chamado de análise de falha, é um processo que é realizado para determinar as causas ou fatores que levaram a uma perda indesejada de funcionalidade. Para realizar as análises há um envolvimento de consideração de evidências físicas, uso de engenharia, ferramentas analíticas e princípios físicos. O objetivo de se fazer esse tipo de análise é caracterizar as causas que levaram a falha para evitar que as mesmas ocorram novamente (ASM, 2002).

Existem muitos tipos de defeitos que levam a falha, incluindo aqueles que vêm de um problema de projeto, material deficiente ou erros de fabricação.

Muitos desses defeitos são visíveis apenas em algum tipo de microscópio, como por exemplo, o microscópio eletrônico de varredura (ASM, 2002).

Os passos que são utilizados para uma análise precisa da superfície de fratura são (ASM, 2002; REINKE, 2017):

- Seleção, identificação e limpeza das amostras para a análise.
- Análises microscópicas das superfícies fraturadas.
- Análise da liga em particular ou sistema de tensão ou tipo de componente.
- Determinação do modo de fratura.

Ao analisar a superfície de fratura no MEV, uma primeira análise que pode ser feita é em relação ao tipo de fratura, se foi dúctil ou frágil, ou dúctil e frágil. Dúctil e frágil são termos que descrevem a quantidade de deformação plástica macroscópica que precede a fratura.

As fraturas dúcteis são caracterizadas por rasgamento do metal acompanhado de deformação plástica bruta (empescoçamento) apreciável e energia considerável. As fraturas por ruptura dúctil na maioria dos materiais têm aparência cinza fosca e fibrosa (rugosa) e são classificadas em escala macroscópica como plana (perpendicular à tensão máxima de tração) ou cisalhante (a uma inclinação de 45 ° até a máxima tensão de tração) (ASM, 1992). Uma fratura dúctil em alumínio pode ser uma fratura de copo-e-cone (à esquerda na Figura 24) ou uma fratura de cisalhamento (à direita da Figura 24).

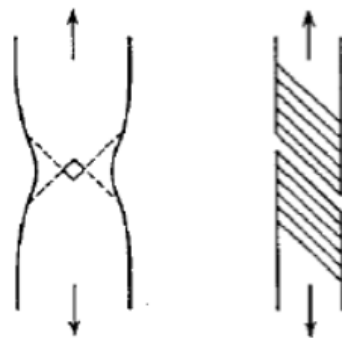


Figura 24: Uma fratura de copo-e-cone à esquerda e uma fratura de cisalhamento à direita.

Fonte: Brynjulfsen (2015).

Em uma escala microscópica, uma fratura dúctil é transgranular, o que significa que a trinca se propaga através dos grãos em vez de ao longo dos limites dos grãos. Em uma escala microscópica, a superfície de uma fratura dúctil

consiste em dimples (micro espaços vazios), que se formam durante a criação e o crescimento das microcavidades (BRYNJULFSEN, 2015).

Análises das superfícies da fratura dúctil por MEV revelam informações sobre o tipo de carregamento usado durante a fratura, à direção da propagação da trinca e a ductilidade do material.

Os dimples equiaxiais ou hemisferoidais são moldados em forma de copo e se formam sob condições de tensão plástica uniforme na direção de tensão de tração aplicada; dimples equiaxiais são tipicamente produzidos sob condições de sobrecarga de tração (Figura 25) (ASM, 1992).

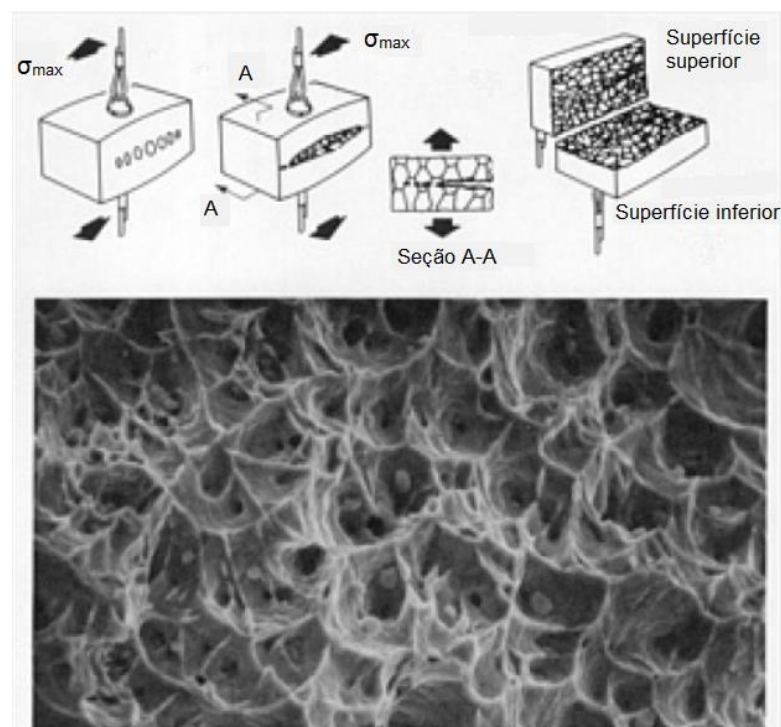


Figura 25: Formação de dimples sob carregamento de tração em uma amostra de cobre. Nota-se que os dimples são equiaxiais.

Fonte: ASM (1992) - Adaptado.

Em comparação, dimples alongados em forma de parábolas resultam de condições de tensões plásticas não uniformes, como flexão ou sobrecargas de cisalhamento (Figura 26). Esses dimples são alongados na direção da extensão da trinca e revelam a origem da fratura (ASM, 1992).

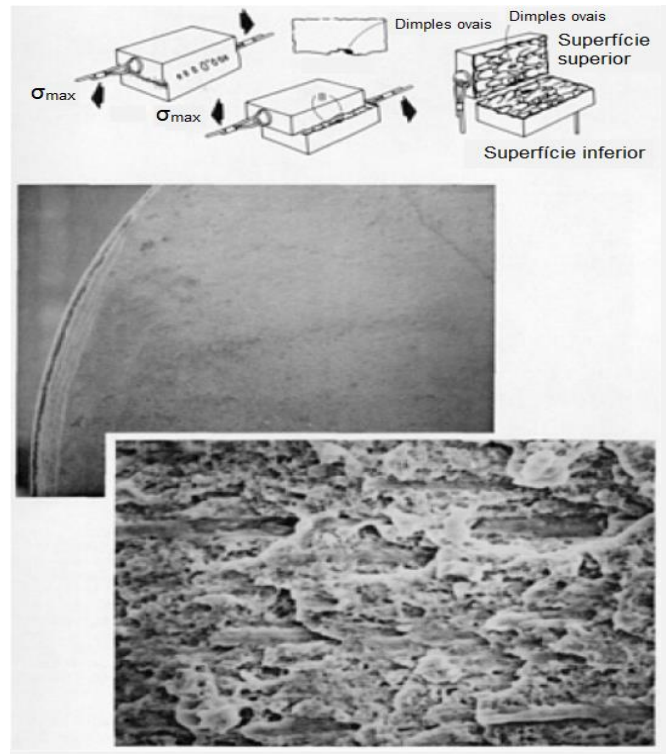


Figura 26: Fratura de um aço de alta resistência submetido a condições de sobrecarga de cisalhamento transversal. Nota-se que os dimples são alongados.

Fonte: ASM (1992) - Adaptado.

Segundo (ASM, 1992) o tamanho dos *dimples* na superfície de fratura é governado pelo número e distribuição de microvazios que nuclearam. Quando os locais de nucleação são poucos e espalhados, os microvazios crescem para um tamanho mais largo antes da coalescência e isso resulta em uma superfície de fratura que contém *dimples* maiores. Pequenos *dimples* são formados quando vários locais de nucleação são ativados e são adicionados (coalescência) a outros microvazios antes que tenham a oportunidade de crescer para um tamanho maior.

Já as fraturas frágeis são caracterizadas por rápida propagação de trinca com menos gasto de energia do que com fraturas dúcteis e sem deformação plástica bruta apreciável. Fraturas frágeis de tração têm uma aparência brilhante, granular e exibem pouco ou nenhum empescoçamento. Elas são geralmente do tipo plana, isto é, normal (perpendicular) à direção de máxima tensão de tração, como mostra a Figura 25. Marcas de sargento podem estar presentes na superfície da fratura, apontando para a origem da fissura, especialmente em fraturas frágeis em componentes planos (ASM, 1992).

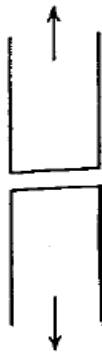


Figura 27: Fratura frágil.

Fonte: Brynjulfsen (2015).

Em uma superfície fraturada e frágil, não há evidência de deformação, portanto a superfície é plana com deformação plástica próxima de zero. Investigações em escala microscópica determinarão se a fratura é transgranular ou intergranular. Em uma fratura intergranular a trinca se propagará ao longo dos limites dos grãos e os grãos aparecerão como superfícies facetárias (Figura 28a), enquanto que em fratura transgranular a trinca se propaga através dos grãos (Figura 28b) (BRYNJULFSEN, 2015).

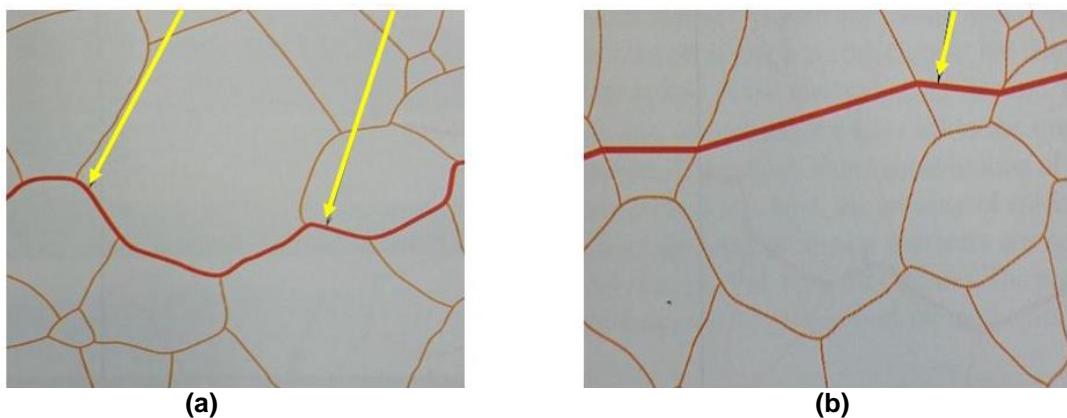


Figura 28: (a) Uma trinca intergranular. (b) uma trinca transgranular.

Fonte: Brynjulfsen (2015).

A fratura frágil dá origem a um mecanismo chamado de clivagem, que ocorre pela separação dos planos cristalinos com baixo acúmulo de energia. Um exame visual de uma fratura de clivagem revela facetas que refletem brilhantemente, que aparecem no microscópio eletrônico de varredura como

superfícies muito planas. Em ampliações maiores, as facetas revelam características relacionadas à direção da propagação da local da trinca, que por sua vez pode estar relacionada à origem da trinca. As marcas de ri representam etapas entre diferentes facetas de clivagem locais a alturas ligeiramente diferentes, mas ao longo do mesmo plano de clivagem geral. Como a estrutura cristalográfica local pode modificar a direção local da propagação da trinca, a direção é atribuída somente após confirmar a orientação dos padrões do rio em várias áreas na superfície da fratura (ASM, 1992). A Figura 29 mostra fraturas por clivagem verificadas no MEV.

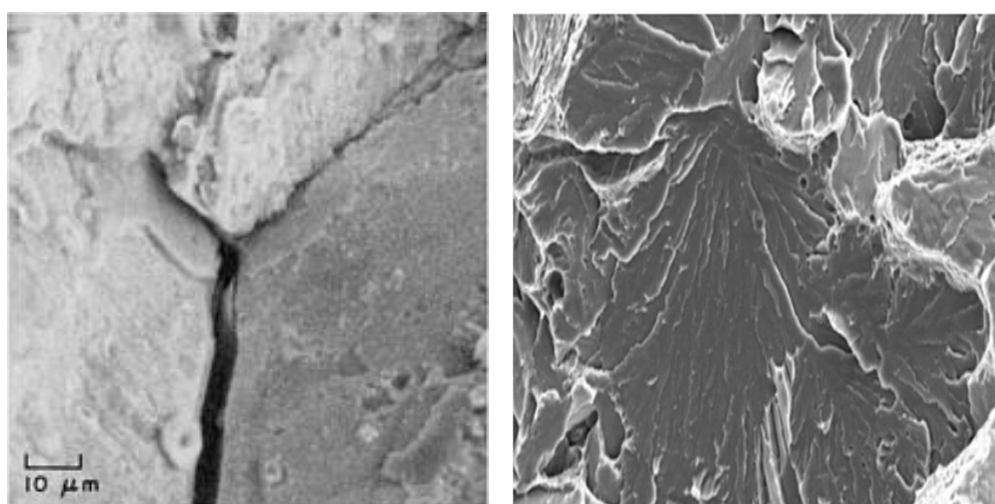


Figura 29: Fraturas por clivagem.

Fonte: ASM (1992).

Nas análises de fratura utilizando o MEV, também é possível verificar a presença de sinais característicos do processo, como por exemplo, as marcas de praia e as estrias.

As marcas de praia irradiam da origem em semicírculos concêntricos e são um sinal especial de progressão associado à fadiga. Elas podem ocorrer devido a mudanças na carga ou na frequência ou por oxidação da superfície de fratura durante períodos intermitentes de trinca em serviço. Sendo geradas devido a mudanças ocorridas nas taxas de crescimento das trincas. As marcas de praia não aparecem em fraturas geradas a partir de carregamentos cíclicos, nos quais não tiveram interrupção do crescimento da trinca e variações de carregamento (ASM, 1992). A Figura 30 mostra as marcas de praia verificadas no MEV.

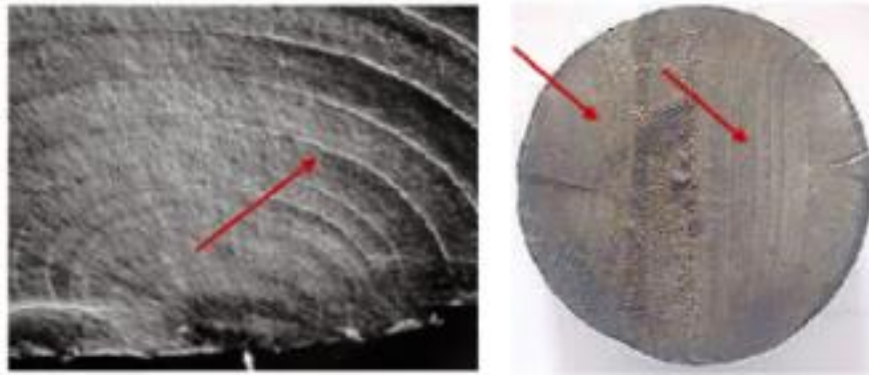


Figura 30: Marcas de praia.

Fonte: Oliveira (2014).

As estrias são caracterizadas por marcas paralelas e finamente espaçadas, que são orientadas perpendiculares à direção local da propagação da trinca. Elas são iguais em número ao número de ciclos de carga (sob condições de carga de tensão cíclica) e não se cruzam, mas podem se juntar e formar uma nova zona de propagação de trinca local (ASM, 1992).

Em geral, existem dois tipos de estrias: estrias dúcteis e estrias frágeis. As estrias frágeis (Figura 31a) são relacionadas com o que parece ser uma fratura por clivagem ao longo de facetas nitidamente definidas. Estrias frágeis em ligas de alumínio são geralmente indicações de um ambiente corrosivo. As estrias dúcteis (Figura 32b) são mais comuns (ASM, 2002).

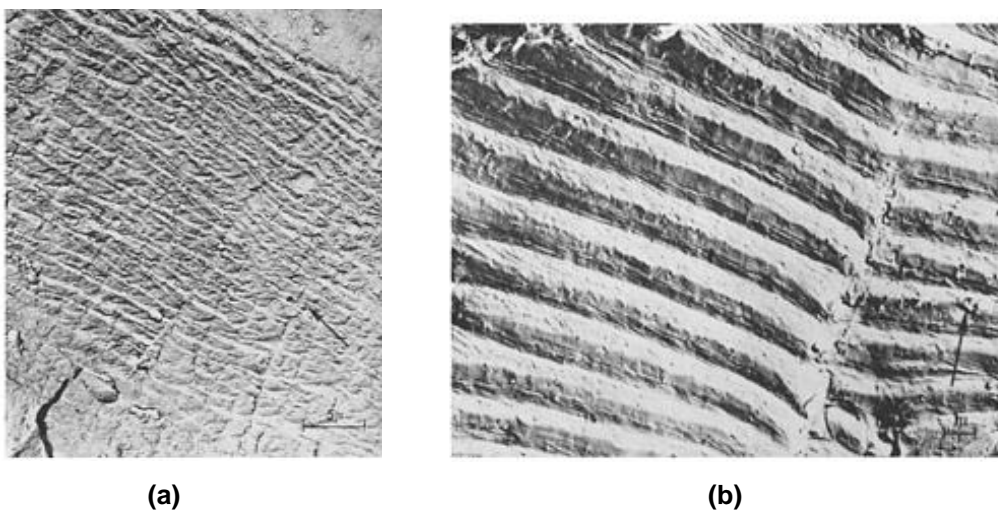


Figura 31: (a) Estrias frágeis da liga de alumínio 2014. (b) Estrias dúcteis da liga de alumínio 718.

Fonte: ASM (2002).

Com o carregamento uniforme, as estrias de fadiga geralmente aumentam o espaçamento à medida que progridem a partir da origem da fadiga. Cada estria é o resultado de um único ciclo de tensão, mas todo ciclo de tensão não produz necessariamente uma estria; o espaçamento entre elas depende fortemente do nível de carregamento aplicado. A clareza das estrias depende da ductilidade do material. Estrias são mais visíveis em níveis de tensão mais altos que o limite de fadiga, e são mais facilmente visíveis em materiais dúcteis. Assim, marcas de estrias de fadiga em aço de alta resistência são menos visíveis do que em uma liga de alumínio (ASM, 2002).

4.6.2. Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

A aplicação do Microscópio Eletrônico de Transmissão para o estudo de superfícies de fraturas e fenômenos relacionados tornou possível obter ampliações e profundidades de campo muito maiores do que as possíveis com o microscópio óptico. Novas informações sobre os micromecanismos dos processos de fratura foram obtidas com o uso do microscópio de transmissão (ASM, 1992).

De acordo com Soares (2009), na microscopia eletrônica de transmissão, assim como na de varredura, a amostra é irradiada por um feixe de elétrons, no entanto neste caso o feixe é transmitido através da amostra. Tal é possível devido à espessura extremamente fina das amostras a observar no MET.

Por apresentar uma resolução maior do que a do MEV, a observação das amostras por MET permite analisar a existência de precipitados (nomeadamente de Mg_2Si), com dimensões bem mais reduzidas do que as dos precipitados observados no MEV. De modo que seja possível visualizar a presença deles, o tamanho, formato, quantidade, para que assim possa se ter uma ideia do que está presente na amostra e conseguir compreender se aqueles precipitados estão contribuindo para aumento ou diminuição das propriedades mecânicas da liga de alumínio. De acordo com Jacumasso et al. (2016), a análise por MET identifica o tamanho, morfologia, distribuição e composição química das fases presentes.

As Zonas de Guinier-Preston, por exemplo, só são com o uso de um microscópio eletrônico de transmissão, devido aos precipitados formados em

virtude do envelhecimento de algumas ligas de alumínio necessitarem de grandes aumentos para que possam ser observados (REINKE, 2017).

O precipitado β'' , por exemplo, que está associado a condições envelhecidas da liga da série 6xxx são observados por MET, eles têm na faixa de 200 e 1000 Å de comprimento e aproximadamente 60 Å de diâmetro (EDWARDS et al., 1998).

Edwards et al. (1998), realizou um estudo sobre a sequência de precipitados na liga de Al-Mg-Si e utilizou o MET para visualizar a presença dos precipitados de Mg_2Si na sua liga após diferentes condições de tratamento térmico. A Figura 32 mostra a sequência de precipitados encontrados durante o processo de envelhecimento artificial, a Figura 32a mostra uma amostra no início do envelhecimento artificial com aglomerados finos e pequenos de Mg e Si, alguns precipitados apresentam detalhes que combinam com a estrutura β'' , mostrando que alguma transformação para β'' já ocorreu nesta fase, quando os precipitados ainda são muito pequenos. A Figura 32b é uma aproximação da 32a, com um fundo escuro evidenciando os aglomerados. A Figura 32c mostra os precipitados de β'' se formando. A Figura 32d mostra os precipitados do tipo β'' que são responsáveis pelo máximo endurecimento por envelhecimento da liga, tem formato de agulhas e comprimentos de 10-15 nm. A Figura 32e mostra precipitados mais grosseiros do que na figura anterior. E a Figura 32f mostra precipitados do tipo β' , que são mais grosseiros e tem formatos de vareta e estão associados ao superenvelhecimento provocando redução na dureza.

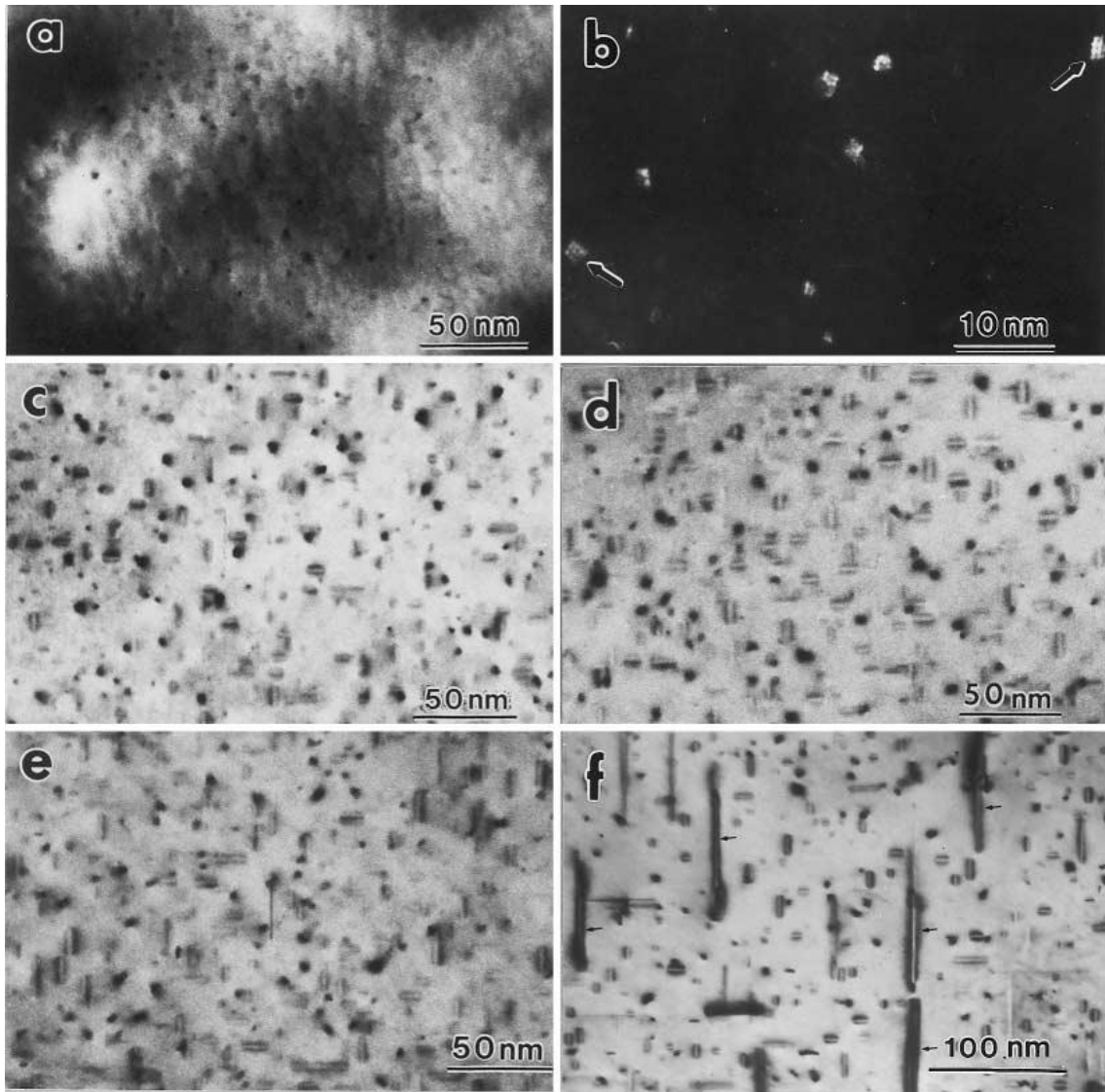


Figura 32: Micrografias de MET dos precipitados em diferentes estágios de envelhecimento artificial. **(a)** e **(b)** 10 min por 1758°C, **(c)** 0.5 h por 1758°C, **(d)** 4 h por 1758°C, **(e)** 72 h por 1758°C, **(f)** 20 h por 2008°C.

Fonte: Edwards et al. (1998).

Jacumasso et al. (2016) também utilizou o MET para analisar a densidade de precipitados numa liga de alumínio da série 7xxx. A Figura 33 ilustra os precipitados encontrados. A Figura 33a mostra uma microestrutura com distribuição de precipitados nanométricos, as fases η são predominantemente formadas, tem morfologia de fase estável, e possui forma de plaquetas e agulhas. Não é possível notar a presença de zonas GP e η' que foram transformados em uma fase mais estável η . A Figura 33b mostra uma fração de precipitados com grande quantidade de fases da zona GP/II (formato de placas ou agulhas) e

também de fase η' (fase metaestável com formato de plaquetas). Os precipitados das Zonas GP II são mais finos e muitas vezes também mais longos que os da fase η' .

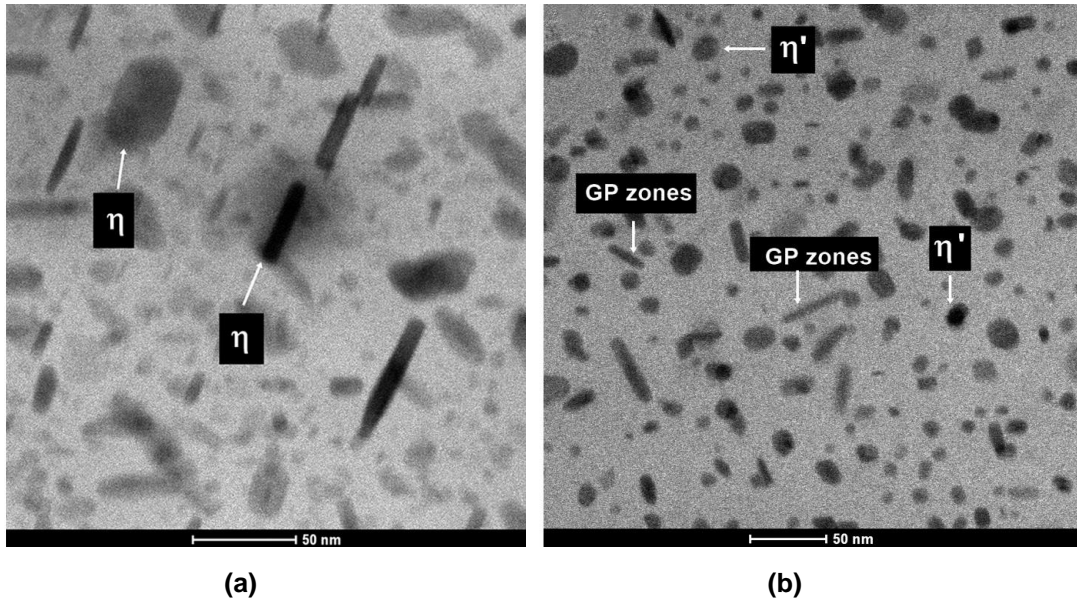
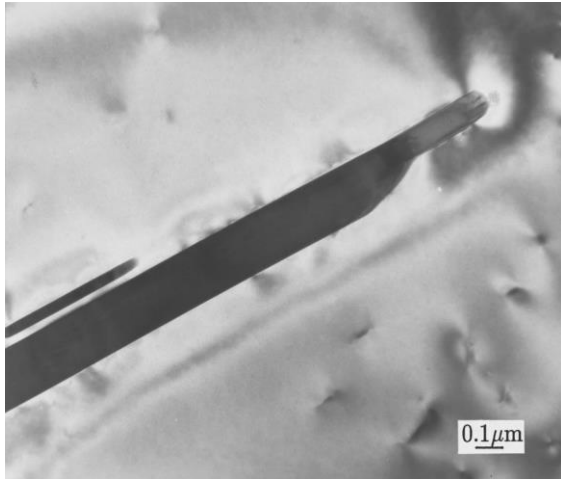


Figura 33: Micrografias de MET dos precipitados para diferentes tipos de tratamento térmico. **(a)** Na condição de envelhecimento artificial T6. **(b)** Na condição de envelhecimento artificial T7451.

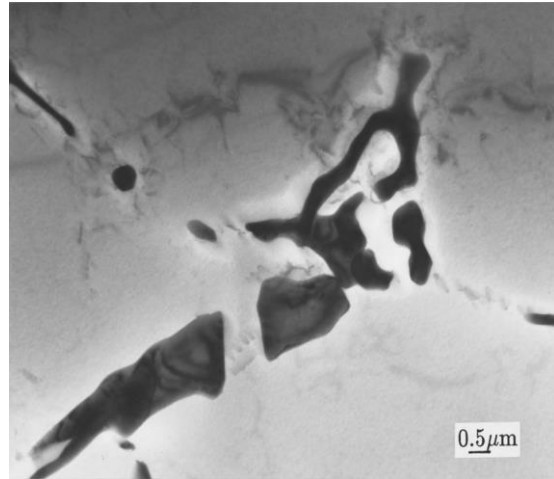
Fonte: Jacumasso et al. (2016).

Precipitados ricos em Al-Fe-Si: β -AlFeSi ou α -AlFeSi, também são visualizados com o microscópio eletrônico de transmissão.

Mulazimoglu et al. (1997), fez um estudo sobre o efeito do estrôncio no processo de precipitação de Mg_2Si na liga de alumínio 6201, e viu a presença dos precipitados por MET. A Figura 34a mostra que a fase β -Al₅FeSi do precipitado AlFeSi está presente, esses precipitados são duros e frágeis e aparecem na microestrutura no formato de agulhas ou placas, eles possuem uma força de ligação relativamente baixa com a matriz e as regiões interfaciais entre os precipitados e a matriz de alumínio é bastante propensa a nucleação de trincas; assim como também, as arestas dessa fase introduzem concentração de tensões na matriz da liga. A Figura 34b mostra o precipitado na fase α -Al₈Fe₂Si, que apresentam um formato mais compacto, sem concentradores de tensões, com interface mais difusa na matriz de alumínio, possuindo maior ligação e tendo como consequência maior resistência mecânica.



(a)



(b)

Figura 34: Micrografias de MET mostrando o precipitado AlFeSi presente na liga 6201. **(a)**

β -Al₅FeSi. **(b)** α -Al₈Fe₂Si.

Fonte: Mulazimoglu et al. (1997).

5. METODOLOGIA

Foram utilizados fios de alumínio liga da série 6201, e que haviam passado, durante a fabricação, pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação, T-81 (solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial), indicados pelo fabricante. Os referidos fios estão dispostos concentricamente ao fio central, formando camadas de fios torcidos, de maneira que cada camada esteja em um sentido diferente da camada anterior (Figuras 35 e 36). A análise química dos fios está apresentada na Tabela 7, satisfazendo a composição química especificada para a liga 6201.



Figura 35: Representação esquemática dos fios dispostos concentricamente ao fio central.
Fonte: Reinke (2017).



Figura 36: Cabo comercial da liga 6201 composto por fios dispostos concentricamente ao fio central.

Tabela 7: Composição química do fio do cabo CAL 900.

Elemento	CAL 900 (%)	Nominal da liga 6201 (%) (ASM, 1990)
Cobre (Cu)	<0,01	0,10 (máx.)
Silício (Si)	0,58	0,50-0,90
Manganês (Mn)	<0,01	0,03 (máx.)
Cromo (Cr)	<0,01	0,03 (máx.)
Ferro (Fe)	0,21	0,50 (máx.)
Magnésio (Mg)	0,65	0,6-0,9
Zinco (Zn)	<0,01	0,10 (máx.)
Boro (B)	0,0032	0,06 (máx.)
Alumínio (Al)	Restante	Restante

Fonte: Laboratório TORK (2015).

Para a obtenção dos corpos de prova, foram retirados pedaços de fios de alumínio do cabo condutor CAL 900, para posterior esticamento em maquina Universal de ensaios MTS e confecção de corpos de prova. A Figura 37 mostra um esquema realizado para o esticamento dos fios:

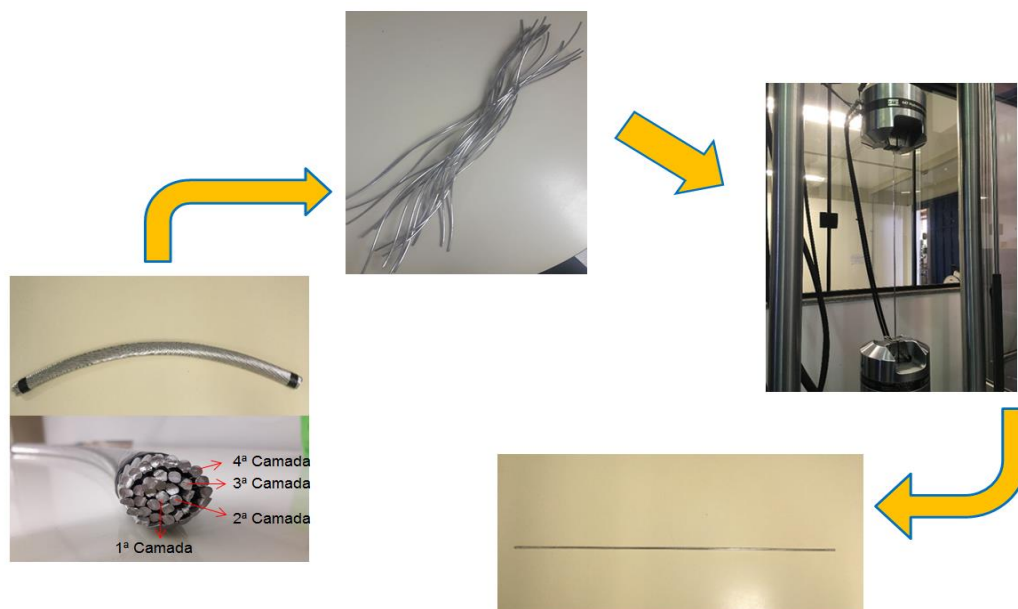


Figura 37: Representação esquemática da retirada de fios de alumínio do cabo condutor e posterior esticamento.

Após esticar dos fios, efetuou-se a usinagem de acordo com a norma ASTM E466-15 (2015) visando à obtenção de corpos de prova com as seguintes dimensões e formato (Figuras 38 e 39):

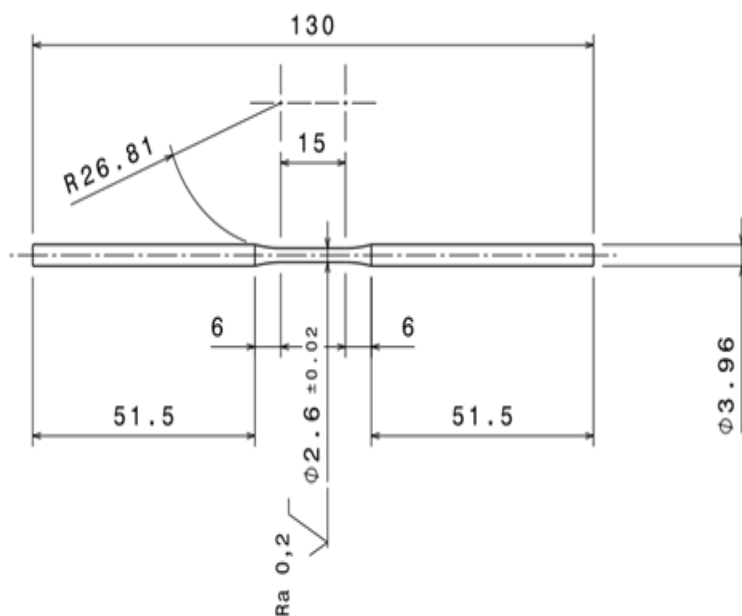


Figura 38: Dimensões do corpo de prova.



Figura 39: Corpo de prova utilizado na determinação das propriedades mecânicas.

Após usinagem, os corpos de prova passaram por processo de lixamento, utilizando lixas d'água, de numerações 1200 e 2000 mesh. Em seguida os CPs foram analisados no microscópio confocal Olympus Lext OLS4100 (Figura 40) para verificar se a rugosidade $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ foi alcançada.



Figura 40: Microscópio confocal Olympus Lext OLS4100.

A Figura 41 abaixo mostra um relatório obtido no microscópio confocal, após a obtenção da rugosidade R_a igual a $0,2 \mu\text{m}$.

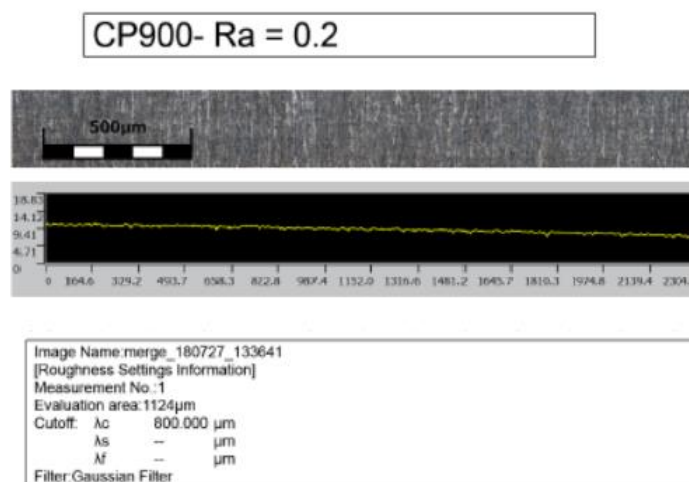


Figura 41: Relatório obtido do Microscópio confocal Olympus Lext OLS4100.

Ao atingir a rugosidade estabelecida, o seguinte esquema representado na Figura 42 foi desenvolvido.

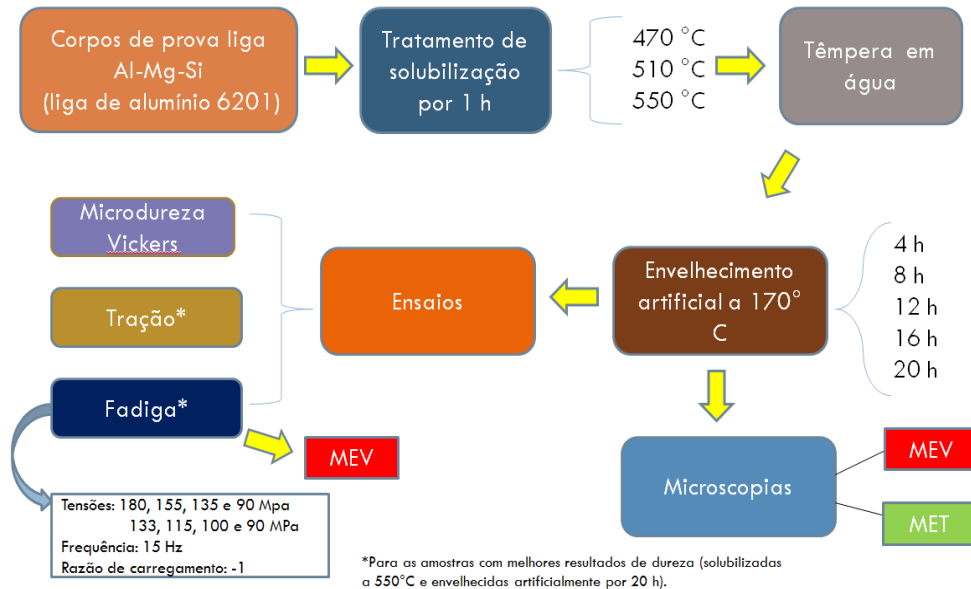


Figura 42: Esquema para realização do trabalho.

5.1. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados nos fios do cabo em um forno Nabertherm com controlador P310 (Figura 43). As temperaturas de solubilização utilizadas foram: 470°, 510° e 550°C, com tempo de permanência nessas temperaturas de 1 h. Essa faixa de temperatura foi escolhida com base em trabalho anteriores como por exemplo, o trabalho de Abreu et al. (2011). Em seguida, as amostras foram temperadas em água na temperatura ambiente. Após a solubilização, foi efetuado o envelhecimento artificial a 170° C por tempos diferentes: 4h, 8h, 16 h e 20h. Após o envelhecimento as amostras foram resfriadas em água na temperatura ambiente. As Tabelas 8 e 9 mostram as temperaturas de solubilização e os tempos de envelhecimento, respectivamente, e suas nomenclaturas.



Figura 43: Forno Nabertherm com controlador P310 utilizado para os tratamentos térmicos dos fios.

Tabela 8: Temperaturas para as solubilizações e suas respectivas nomenclaturas.

Temperatura de Solubilização (°C)	Nomenclatura
470	S1
510	S3
550	S5

Tabela 9: Tempos para os envelhecimentos artificiais e suas respectivas nomenclaturas.

Tempo de Envelhecimento (h)	Nomenclatura
0	E0
4	E1
8	E2
12	E3
16	E4
20	E5

5.2. Ensaio Mecânicos

5.2.1. Ensaio de microdureza

Foram realizados ensaios para a verificação da microdureza Vickers (HV1) nas amostras dos fios dos cabos. A microdureza Vickers baseia-se na resistência do material à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma determinada carga, como mostra a Figura 44.

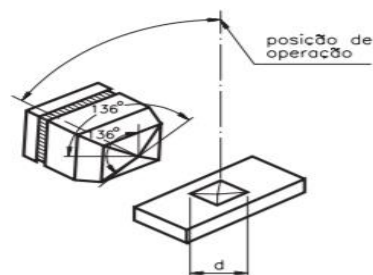


Figura 44: Desenho esquemático de uma pirâmide de diamante de base quadrada.

Foi utilizado o microdurômetro DuraScan da Emcotest (Figura 45), com indentador de diamante de base quadrada e carga de 1 kg. Foram realizadas 5 medições de microdureza Vickers para cada tratamento térmico.



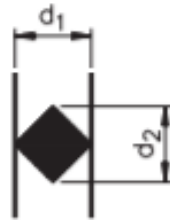
Figura 45: Máquina de medição de microdureza DuraScan da Emcotest.

As impressões causadas pelo indentedor foram medidas e o valor da microdureza Vickers (HV) que é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado foi calculada pelas Equações 9 e 10 abaixo.

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2.F.\text{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d_m^2} \quad \text{Eq. (9)}$$

Sendo,

$$d_m = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad \text{Eq. (10)}$$



Onde:

d_m : diagonal média

5.2.2. Ensaio de tração

Para obter as propriedades mecânicas estáticas de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento dos fios dos cabos foi utilizada uma máquina de ensaios universal MTS da fabricante MTS System Corporation (Figura 46). Os CPs utilizados foram os das amostras que apresentaram melhores valores de dureza quando só solubilizadas e quando solubilizadas a 550° C e envelhecidas artificialmente a 170°C por 20 h.

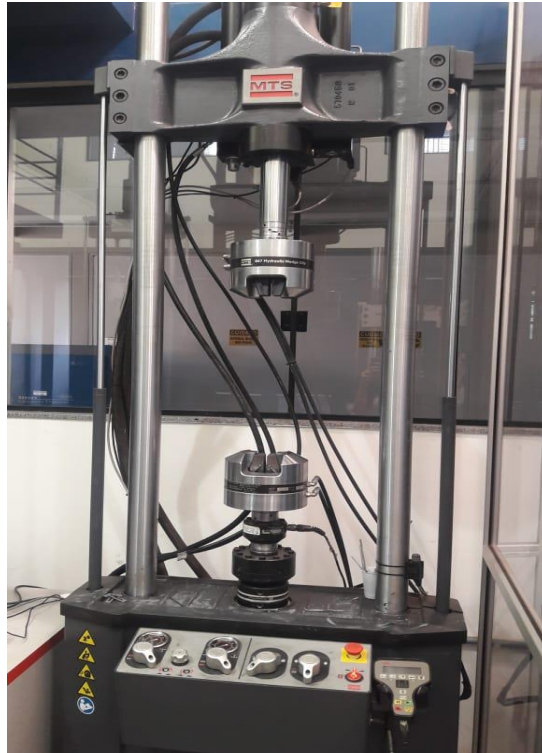


Figura 46: Máquina MTS utilizada para a obtenção das propriedades mecânicas

5.2.3. Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga uniaxial foram realizados para obtenção do número de ciclos necessários para que ocorra o rompimento dos fios, obtendo-se a curva S-N. Para tal ensaio também foi utilizada a máquina MTS apresentada na Figura 46. O teste foi realizado em modo de sinal senoidal, completamente reverso ($R = -1$), com frequência de 15 Hz e amplitudes de tensão para as amostras só solubilizadas de 133, 115, 100 e 90 MPa. Já para as amostras solubilizadas e envelhecidas as amplitudes de tensão foram de 180, 155, 135 e 90 Mpa. Foram realizados 3 ensaios para cada tensão. Assim como no ensaio de tração, os CPs utilizados foram os das amostras que apresentaram melhores valores de dureza quando só solubilizadas e quando solubilizadas a 550° C e envelhecidas artificialmente por 20 h.

5.3. Microscopias

5.3.1. Microscópio eletrônico de varredura (MEV)

Para as análises fractográficas das falhas por fadiga (superfície de fratura) e identificação da presença de fases intermetálicas de Fe e Si: β -Al₅FeSi ou α -Al₈Fe₃Si, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura JEOL (Figura 47), modelo JFM-7100F, do grupo de fadiga, fratura e materiais da Universidade de Brasília.

As amostras analisadas no MEV para a superfície de fratura foram cortadas com cerca de 4 cm de comprimento, de modo que não alterasse a superfície. Foi analisada uma amostra de cada tensão referente a cada tratamento térmico após o ensaio de fadiga. Para determinação de composição química de áreas selecionadas na superfície de fratura e identificação de precipitados, utilizou-se espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

As amostras passaram por preparação metalográfica usual, desde o lixamento até o polimento com alumina em suspensão com granulometria de 0,5 μ . Posteriormente, foi realizado o ataque químico, utilizando-se ácido fluorídrico 0,5% (99,5ml de água destilada para 0,5 ml de ácido fluorídrico) para revelar a microestrutura.



Figura 47: Imagem do microscópio eletrônico de varredura utilizado para as análises dos fios.

5.3.2. Microscópio eletrônico de transmissão (MET)

Foi utilizado o microscópio de transmissão FEI TECNAI G2 F20 de alta resolução (Figura 48) para obtenção de imagens com maiores ampliações e melhor resolução, buscando identificar e analisar os precipitados ricos em Mg-Si, sua distribuição na matriz de alumínio e seu tamanho. O equipamento serviu também para análises mais detalhadas dos precipitados ricos em ferro, do tipo Al-Fe-Si, seu formato e tamanho.

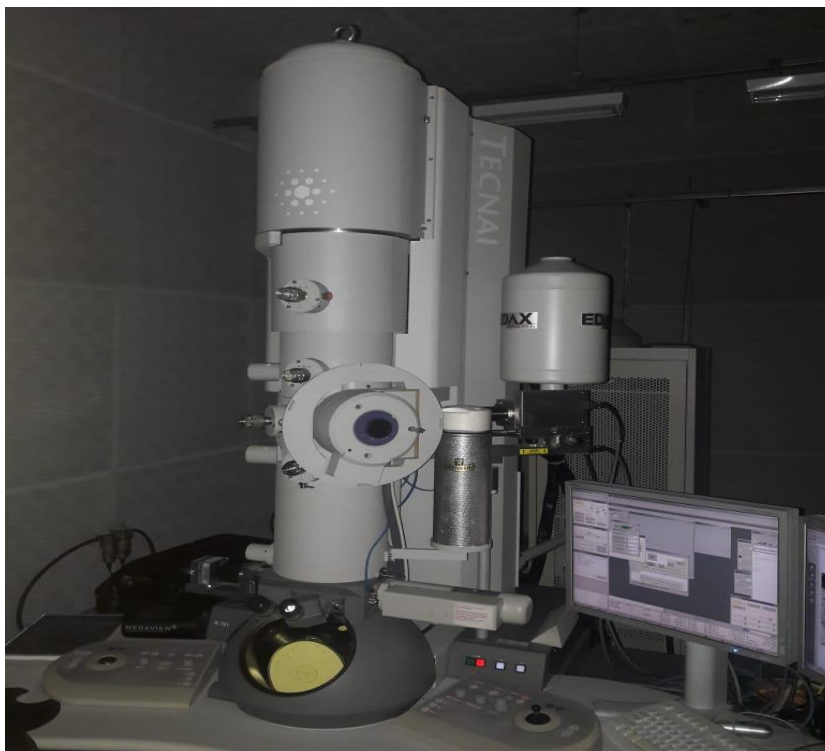


Figura 48: Imagem do microscópio eletrônico de transmissão utilizado para as análises das amostras.

Para tais análises, foi necessário fazer uma preparação das amostras. As mesmas foram cortadas e lixadas até apresentar um formato circular com 3 mm de diâmetro e espessura entre 50 e 70 micrometros. Em seguida passaram pelo ion beam thinning, no qual íons acelerados de um cátodo incidem na superfície das amostras removendo material até sua perfuração. Quando a perfuração é detectada, ao redor do orifício cria-se uma área transparente aos elétrons e assim as amostras estão prontas para serem analisadas no MET.

Na Tabela 10 encontra-se a identificação das amostras e o tipo de análise a ser efetuado.

Tabela 10: Identificação das amostras e análises requeridas.

Amostra	Tratamento Térmico	Análise Requerida
S5E0	Solubilizada a 550°C	a, b
S5E5	Solubilizada a 550°C e envelhecida por 20 horas	a, b

- a) Observar precipitados ricos em Mg-Si. Esses precipitados podem apresentar formatos, tamanhos e distribuições dentro da matriz, remetendo em qual zona de Guinier-Preston eles se encontram.
- b) Observar precipitados ricos em ferro do tipo Al-Fe-Si ou Al-Fe, que podem apresentar composições, fases e formatos diferentes dentro da matriz.

6. RESULTADOS

6.1. Microdureza Vickers (HV)

O gráfico apresentado na Figura 49 demonstra as curvas de evolução da Microdureza Vickers (HV1) obtidas para as amostras solubilizadas a 470°C, 510° e 550°C (S1, S3 e S5, respectivamente), e envelhecidas nos tempos de 0, 4, 8, 12, 16 e 20h. Pôde-se verificar que as amostras solubilizadas a 470°C apresentaram menores valores de microdureza. Analisando-se o diagrama de fases para a liga 6201 (Figura 12), infere-se que nessa temperatura (470 °C) ocorreu solubilização menos efetiva dos elementos Mg e Si (ABREU et al., 2011; QUADRO et al., 2012).

Ao analisar a curva das amostras solubilizadas a 510°C, observa-se que apresentaram valores maiores de microdureza. De acordo com o diagrama de fases, esta temperatura está acima da linha solvus em relação à de 470 °C, gerando, portanto uma melhor dissolução dos precipitados. O mesmo pode ser relacionado às solubilizações efetuadas de 550°C, localizada a uma temperatura bem acima da linha solvus. Nestes casos, os elementos formadores dos precipitados à base de magnésio e silício são dissolvidos em maior quantidade na matriz de alumínio, gerando soluções solidas com maiores percentagens destes elementos. O envelhecimento posterior irá gerar maior número de precipitados de menores diâmetros, gerando maiores valores de microdureza para as amostras solubilizadas em temperaturas mais altas.

Em relação aos envelhecimentos artificiais, pode-se observar de acordo com o gráfico que, para S5 e S3, quanto maior o tempo de envelhecimento, maiores foram os valores de microdureza encontrados. Esse efeito pode estar relacionado à formação de precipitados na matriz, caracterizado pelo surgimento de átomos de soluto na matriz de alumínio de forma mais organizada, bem distribuída, em maiores quantidades e menores tamanhos. Observa-se ainda na curva das amostras S5 que há um aumento considerável no valor da microdureza do tempo de 4 horas para o de 8 horas. Este comportamento pode ser atribuído ao aumento na velocidade de precipitação de Mg e Si, evoluindo rapidamente

para precipitados do tipo β'' , um precipitado mais fino e bem distribuído na matriz de alumínio.

Já em relação à curva S1 pode-se observar que o aumento de dureza não é linear com o tempo de envelhecimento. Houve uma queda brusca no valor da microdureza para tempos entre 16 horas e 20 horas. Esse efeito pode estar relacionado ao superenvelhecimento, no qual os precipitados formados pelos elementos Mg e Si se aglomeram, ficam incoerentes com a matriz e não conseguem mais impedir a movimentação das discordâncias, conferindo ao material menor resistência mecânica.

Pode-se observar também que as amostras que foram solubilizadas e envelhecidas artificialmente apresentaram melhores valores de microdureza se comparadas às amostras que foram só solubilizadas (com tempo de envelhecimento igual a zero). Isso pode ser justificável pelo fato de que ao envelhecer a liga de alumínio 6201, os precipitados são formados com menor tamanho e melhor distribuição na matriz de alumínio, provocando uma distorção na rede cristalina e conferindo a esses materiais uma melhor resistência mecânica por impedir a movimentação das discordâncias.

De acordo com Reinke (2017), com o aumento do tempo de envelhecimento até certo ponto, sem que ocorra o super envelhecimento, e o correspondente aumento da dureza, espera-se que ocorra aumento em algumas propriedades mecânicas tais como limite de escoamento e resistência à tração.

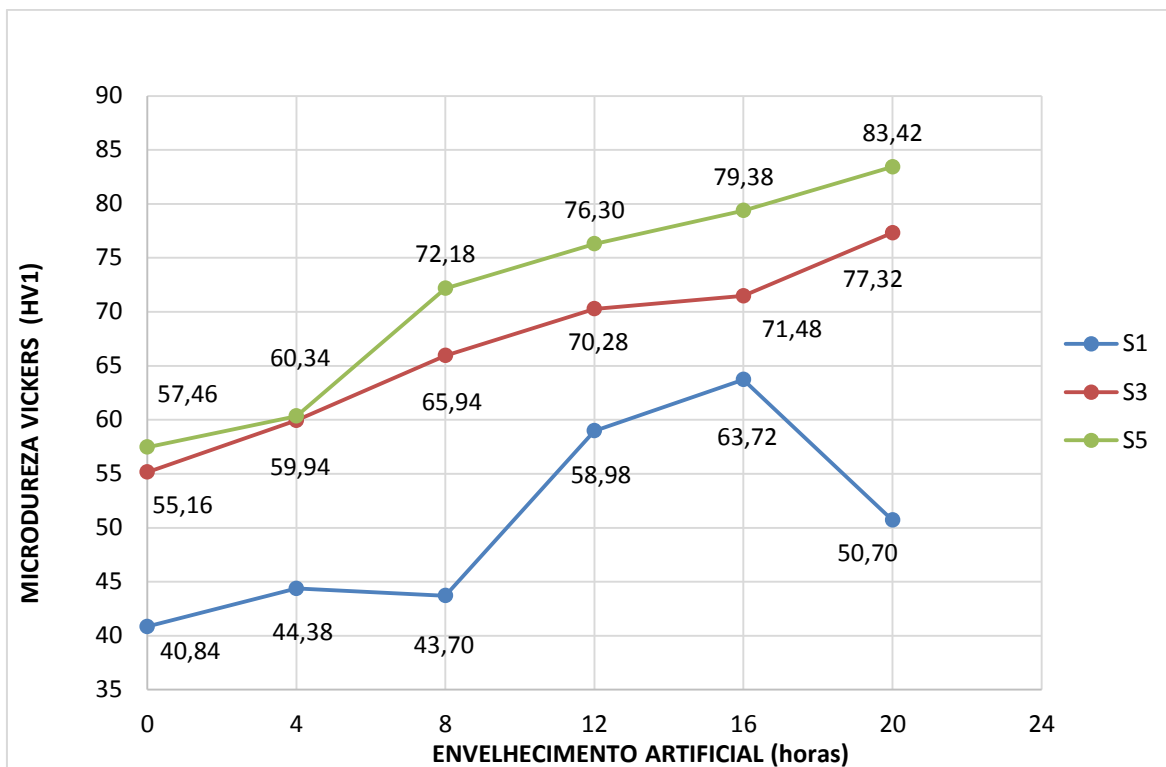


Figura 49: Microdureza Vickers (HV1) versus envelhecimento artificial (horas) para amostras solubilizadas a 470°C, 510° e 550°C (S1, S3 e S5, respectivamente).

A Tabela 11 mostra os valores de Microdureza Vickers (HV1) obtidos para as amostras solubilizadas a 470°C, 510° e 550°C (S1, S2 e S3, respectivamente), e envelhecidas nos tempos de 0, 4, 8, 12, 16 e 20h (E0, E1, E2, E3, E4 e E5).

Tabela 11: Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV1).

Microdureza Vickers (HV1)							
Amostra	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Medição 4	Medição 5	Média	Desv. Padrão
S1E0	40,70	40,90	40,30	40,50	41,80	40,84	0,52
S3E0	53,50	52,40	58,90	55,00	56,00	55,16	2,24
S5E0	56,00	58,90	58,50	56,30	57,60	57,46	1,15
S1E1	43,50	43,80	46,20	45,10	43,30	44,38	1,11
S3E1	60,60	58,50	59,20	62,00	59,40	59,94	1,23
S5E1	62,40	60,60	59,60	59,90	59,20	60,34	1,13
S1E2	43,70	43,90	43,50	43,70	43,70	43,70	0,13
S3E2	63,70	64,30	67,90	67,10	66,70	65,94	1,64
S5E2	72,70	71,80	72,30	72,30	71,80	72,18	0,34
S1E3	60,30	59,60	58,50	57,60	58,90	58,98	0,92
S3E3	71,70	70,00	69,60	69,20	70,90	70,28	0,91
S5E3	78,10	75,60	76,60	75,10	76,10	76,30	1,03
S1E4	61,70	62,80	64,70	65,90	63,50	63,72	1,46
S3E4	71,40	71,40	72,70	70,50	71,40	71,48	1,70
S5E4	79,20	78,10	80,20	79,70	79,70	79,38	0,71
S1E5	50,20	51,60	50,20	50,50	51,00	50,70	0,54
S3E5	79,20	76,10	77,60	76,10	77,60	77,32	1,15
S5E5	84,10	83,00	83,50	84,10	82,40	83,42	0,66

6.2. Ensaio de Tração

Os gráficos das Figuras 50 e 51 e Tabela 12 apresentam os resultados para os ensaios de tração realizados nas amostras que obtiveram os maiores valores de dureza quando só solubilizadas (S5E0) e quando solubilizadas e envelhecidas artificialmente (S5E5).

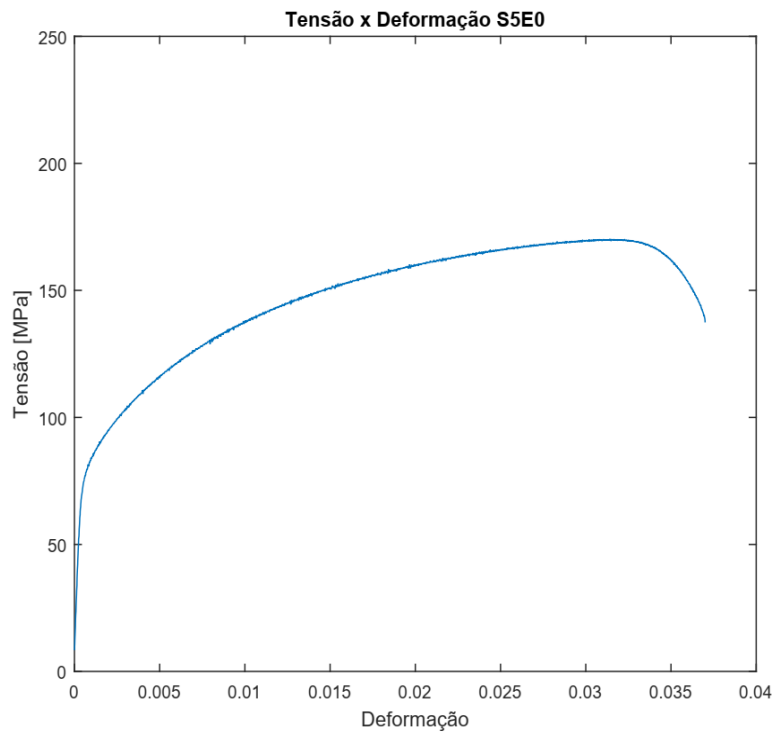


Figura 50: Gráfico Tensão (MPa) versus Deformação para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0).

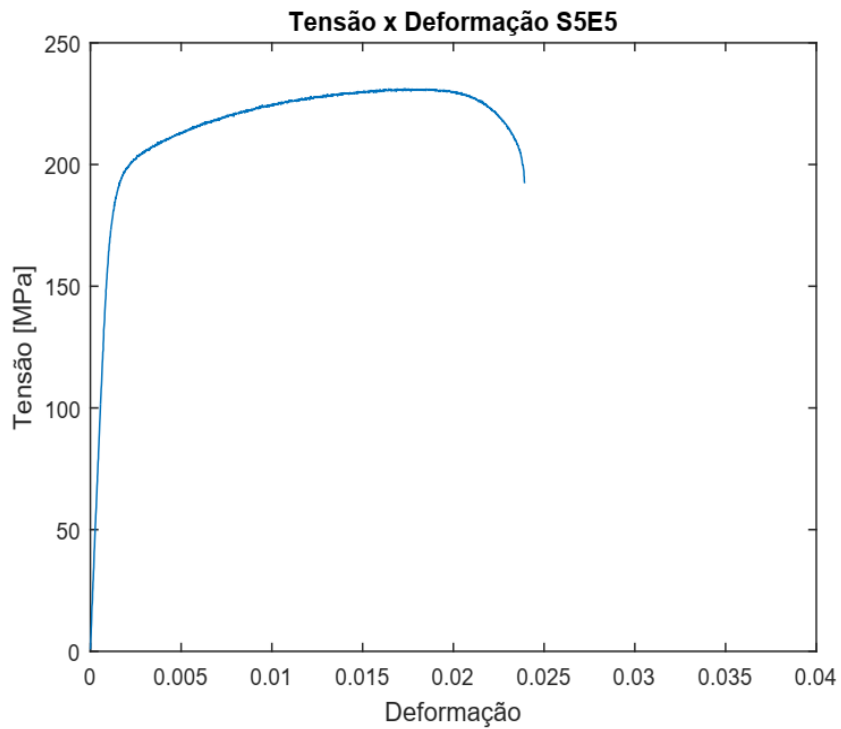


Figura 51: Gráfico Tensão (MPa) versus Deformação para amostras solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).

Tabela 12: Propriedades obtidas no ensaio de tração.

Propriedades	S5E0	S5E5
Limite de Resistência a Tração (MPa)	170	231
Limite de escoamento, $\sigma_{y0.2\%}$ (MPa)	102	209
Alongamento Percentual, ϵ (%)	3,72	2,49

Analisando-se os resultados de tração encontrados para as ligas de alumínio mostrados na Tabela 12, observa-se que a amostra com tratamento térmico de envelhecimento artificial (S5E5) apresenta maiores valores de resistência a tração e de escoamento, quando comparada a amostra S5E0.

A amostra S5E0 apresenta maior alongamento (3,72%) se comparada a amostra S5E5 (2,49%). Pelos resultados observados infere-se que a amostra somente solubilizada (S5E0) é mais dúctil que a solubilizada e envelhecida (S5E5). Pelos gráficos apresentados nas Figuras 50 e 51 observa-se que a amostra S5E0 apresentou maior deformação antes da ruptura final, demonstrando maior ductilidade. No próximo item serão apresentados e analisados os resultados obtidos no ensaio dinâmico (fadiga uniaxial), que também justificam o comportamento mais efetivo da amostra envelhecida artificialmente em termos de resistência à tração.

6.3. Ensaio de Fadiga

No gráfico da Figura 52 e na Tabela 13 são apresentados o efeito do tratamento térmico sobre o comportamento a fadiga de fios fabricados com a liga de alumínio liga 6201 dentro da faixa de vida variando entre 10^3 e 2×10^6 ciclos. Para a construção desse gráfico considerou-se que a variável dependente, número de ciclos para a falha (N), é representada na abscissa em escala logarítmica e a variável independente, tensão máxima é representada na ordenada, também em escala logarítmica. Os pontos experimentais identificados

pelos quadrados pretos representam os comportamentos à fadiga observados para as amostras que sofreram tratamento de solubilização e envelhecimento (S5E5), enquanto que os círculos vermelhos representam as amostras que foram submetidas apenas ao tratamento de solubilização (S5E0). Já as setas indicam os ensaios que foram paralisados por não fraturarem após a aplicação de 2×10^6 ciclos (condição de run-out). Para a caracterização da relação funcional entre a tensão máxima aplicada e a vida foram construídas curvas de tendência (representadas pelas linhas sólidas) e seus respectivos limites superior e inferior (linhas tracejadas) que se encontram na Figura 53. As retas foram obtidas utilizando modelos de regressão linear considerando a relação entre o logaritmo da Vida e o logaritmo da tensão máxima. Na tabela 14 são apresentados os parâmetros das curvas S-N nas duas condições de tratamento térmico.

A análise qualitativa dos resultados apresentados gráfico permite observar que para as amostras submetidas a tratamento de solubilização e envelhecimento (S5E5) o nível de tensão necessário para induzir falha por fadiga em vidas em 10^4 ciclos é da ordem de 180 MPa e reduz-se a 100 MPa para vidas da ordem de 2×10^6 ciclos. Já para as amostras somente solubilizadas (S5E0) observa-se que em 10^4 ciclos, a amplitude de tensão que aplicada induz a falha era da ordem de 133 MPa (ou seja, uma diferença de aproximadamente 25%) e reduzindo-se a aproximadamente 90 MPa para vidas da ordem de 2×10^6 (o que implica que nessa vida se observada uma redução da resistência a fadiga da ordem de aproximadamente 10%). Esse comportamento pode indicar que à medida que a amplitude da tensão atuante diminui, o efeito do tratamento pode não ser significativo. Entretanto, essa hipótese precisaria ser confirmada por meio de novos ensaios. May et al. (2010) sugere que esse aumento na resistência a fadiga pode ser associado ao aumento nas propriedades mecânicas estáticas, explicado pelo endurecimento do material. O aumento na resistência a fadiga após o tratamento térmico está relacionado à interrupção da propagação de trincas devido a barreira produzida pelos precipitados à base de Mg e Si, fazendo com que as discordâncias tenham que cortá-los ou contorná-los, impedindo a livre movimentação das discordâncias no plano e direção de deslizamento preferencial da estrutura CFC do alumínio, ou seja o plano (111) e a direção [110]. De acordo com a ASM (2000) existem relações quantitativas entre dureza e outras

propriedades mecânicas, como por exemplo, resistência à tração, limite de escoamento e fluência. Mais ainda, outros autores como Imam et al. (2015) e May et al. (2010) observaram que o aumento na vida em fadiga e em outras propriedades mecânicas como resistência a tração e dureza, estão relacionados ao tratamento térmico, em termos de manutenção da temperatura e do tempo no forno. A formação de precipitados coerentes com a matriz durante o envelhecimento também contribui com o aumento da resistência a fadiga.

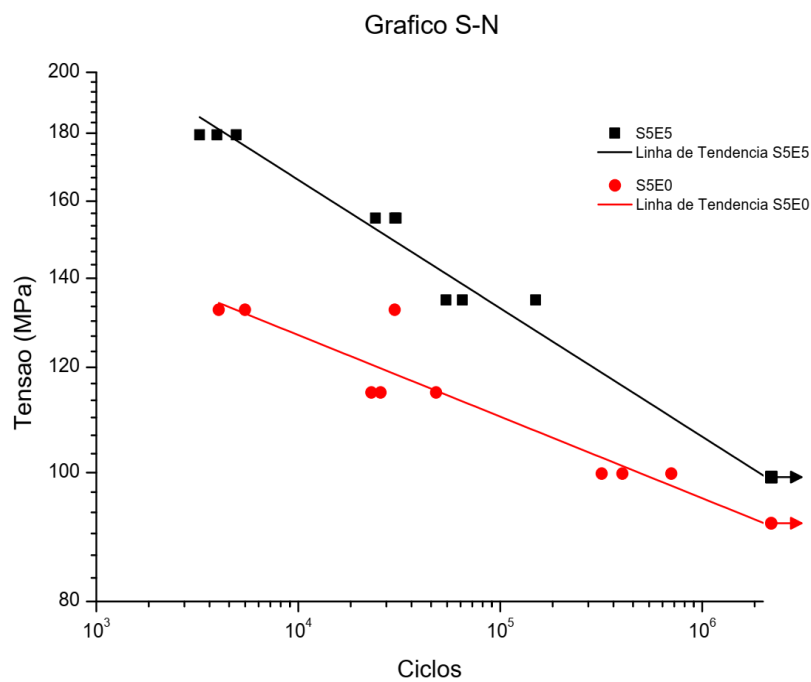


Figura 52: Curvas S-N para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0) e solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).

Tabela 13: Resultados dos ensaios de fadiga nos corpos de prova que sofreram os tratamentos S5E5 e S5E0.

S5E0		S5E5	
Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos
100	402.810	135	217.558
100	703.601	135	90.853
100	317.954	135	106.600
115	48.121	155	55.099
115	23.006	155	55.934
115	25.565	155	45.665
133	30.036	180	9.725
133	8.627	180	8.219
133	6.554	180	11.734

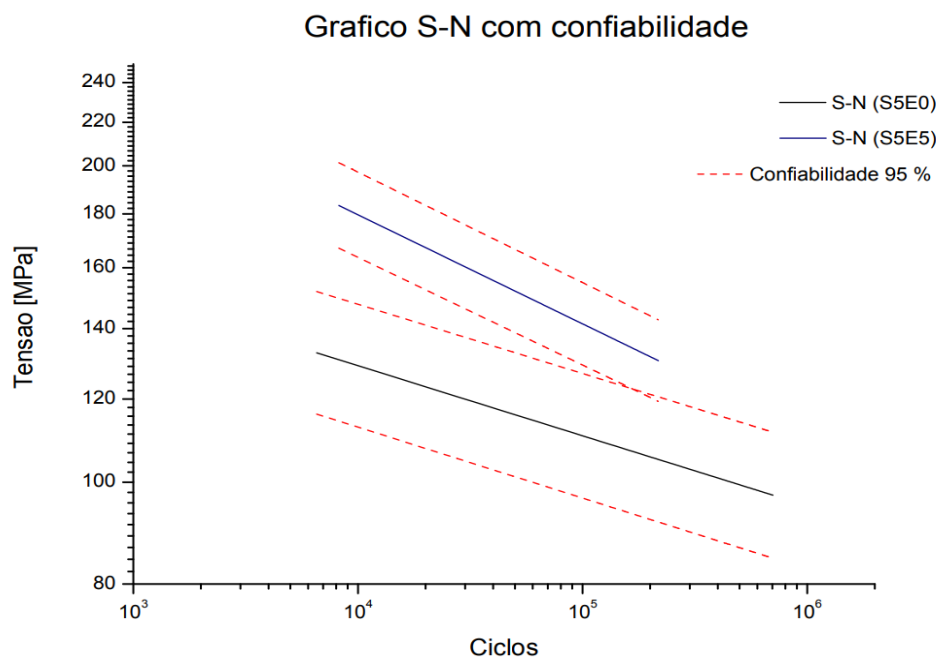


Figura 53: Curvas de previsão e confiabilidade para amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0) e solubilizadas a 550°C e envelhecidas por 20h (S5E5).

Tabela 14: Parâmetros das curvas S-N para a liga de alumínio Al 6201 submetidas a tratamentos de solubilização e envelhecimento (S5E5) e somente solubilização (S5E0).

Tratamento	Parâmetros da Curva S-N ($S_{max} = AN^b$)		R ²
	A	b	
S5E5	467,4	-0,1037	0,93
S5E0	238,2	-0,06657	0,84

6.4. Superfície de Fratura

As fotomicrografias de MEV para a superfície de fratura dos corpos de prova rompidos após o ensaio de fadiga estão apresentadas a seguir, sendo divididas em análises das características macroscópicas e microscópicas.

As características da fratura em escalas microscópicas e macroscópicas descrevem o início e a propagação da trinca até a ruptura final, mostrando suas possíveis causas.

6.4.1. Análises macroscópicas

As Figuras 54 e 55 apresentam a superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de fadiga para as amostras apenas solubilizadas a 550°C (S5E0) para os quais as tensões aplicadas foram de 115 MPa e 100 MPa, respectivamente. As Figuras 56 e 57 mostram a superfície de fratura após o ensaio de fadiga para as amostras solubilizadas a 550°C e envelhecidas artificialmente por 20 horas (S5E5) para as quais as tensões aplicadas foram de 155 MPa e 135 MPa.

Analisando-se as superfícies de fratura para as amostras com diferentes níveis de tensões aplicadas e quantidades diferentes de ciclos, observa-se que a fratura sofrida pelas amostras S5E0 e S5E5 revela uma mistura de fratura frágil e dúctil, mostrando uma região com microcavidades (dimples) e outras com uma superfície mais lisa (facetas planas).

É possível verificar as regiões características da fratura por fadiga, como a iniciação da trinca, a propagação e a ruptura final. As setas vermelhas e verdes

indicam as zonas de iniciação e propagação das trincas, por serem visivelmente zonas mais lisas. Já as setas amarelas indicam a zona de ruptura final, por apresentarem uma região mais rugosa. A superfície de fratura apresenta também facetas planas (indicadas com os círculos laranja). Essas facetas são típicas de fratura por clivagem. A clivagem é considerada uma forma mais “frágil” de fratura em materiais cristalinos.

Para a amostra S5E0 houve predominância de fratura dúctil. Nas áreas onde prevalece à fratura dúctil, ocorre primeiramente a iniciação das microcavidades provocada por partículas que não se deformam, forçando a matriz a se deformar de forma acentuada, podendo provocar a separação da interface matriz e partícula ou trincamento da partícula. Ocorre em seguida o crescimento das microcavidades por coalescência, ocasionadas pelo alongamento das mesmas e do material entre as microcavidades. (ASM, 2000; SILVA, 2013).

Já a fratura frágil é caracterizada por facetas de clivagem na qual sua extensão é limitada pelo tamanho do grão do material (ASM, 1996; SILVA, 2013).

Ao comparar as Figuras da amostra S5E0 com as da amostra S5E5, pode-se observar que as amostras S5E5 apresentaram regiões lisas (facetadas) de maior tamanho. Esse efeito pode estar relacionado à menor ductilidade dessas amostras, como foi discutido anteriormente nas propriedades mecânicas.

Essas facetas podem ser melhor visualizadas nas Figuras 58 e 59, com um aumento de 120X.

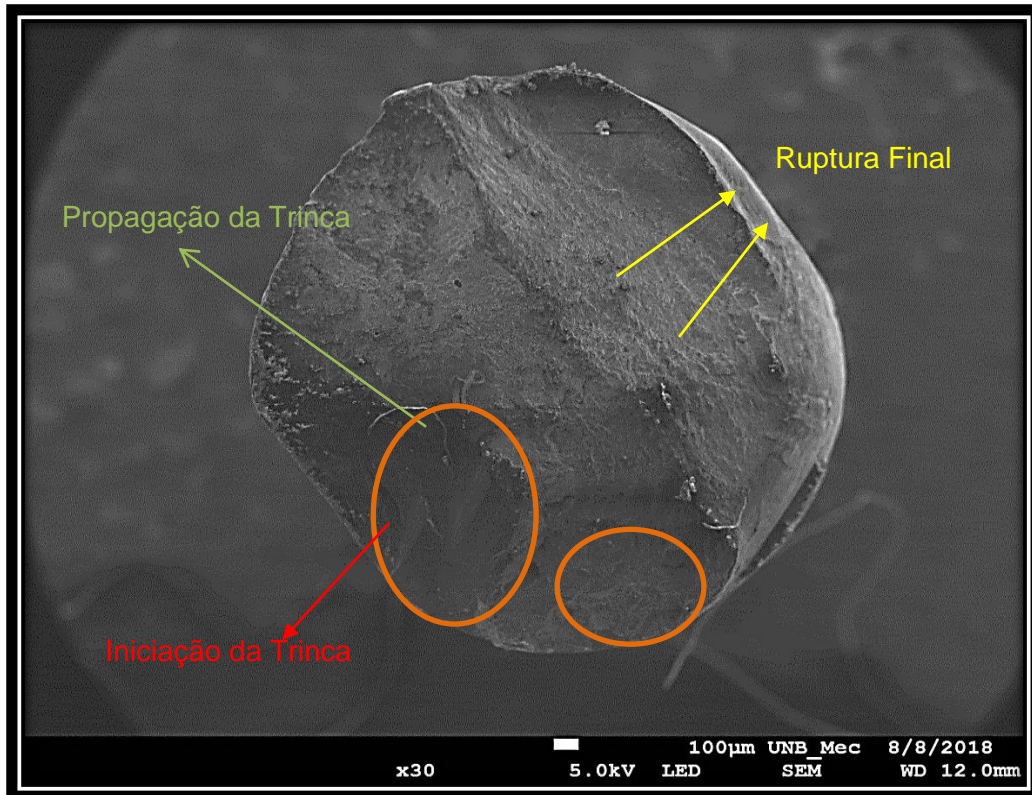


Figura 54: Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 115 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.

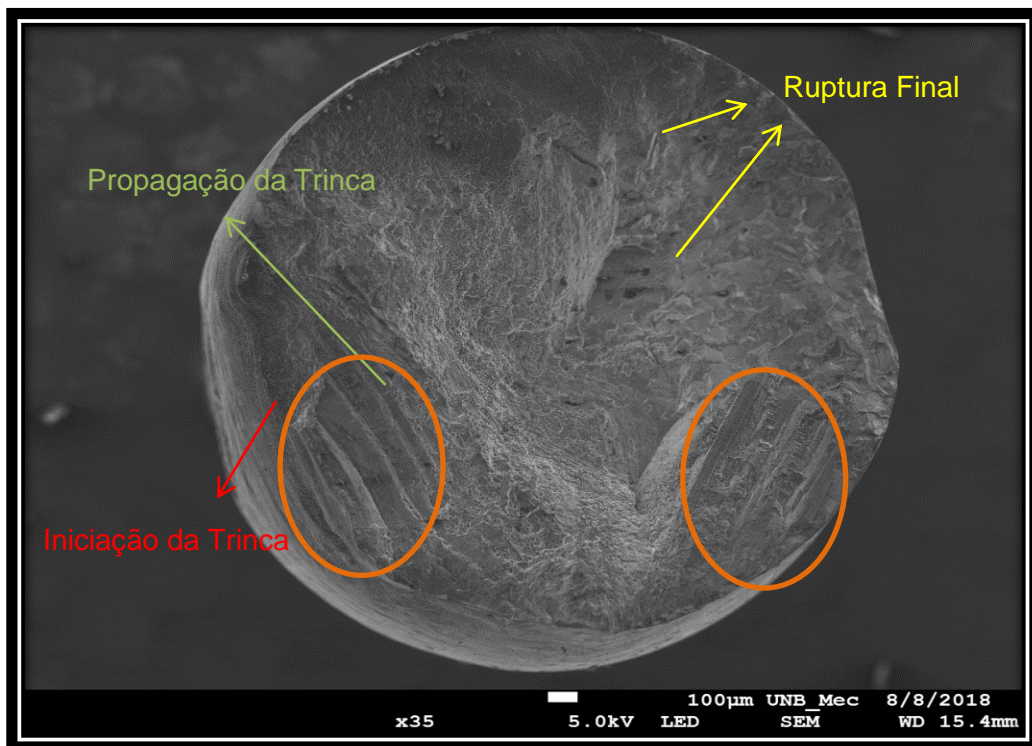


Figura 55: Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 100 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.

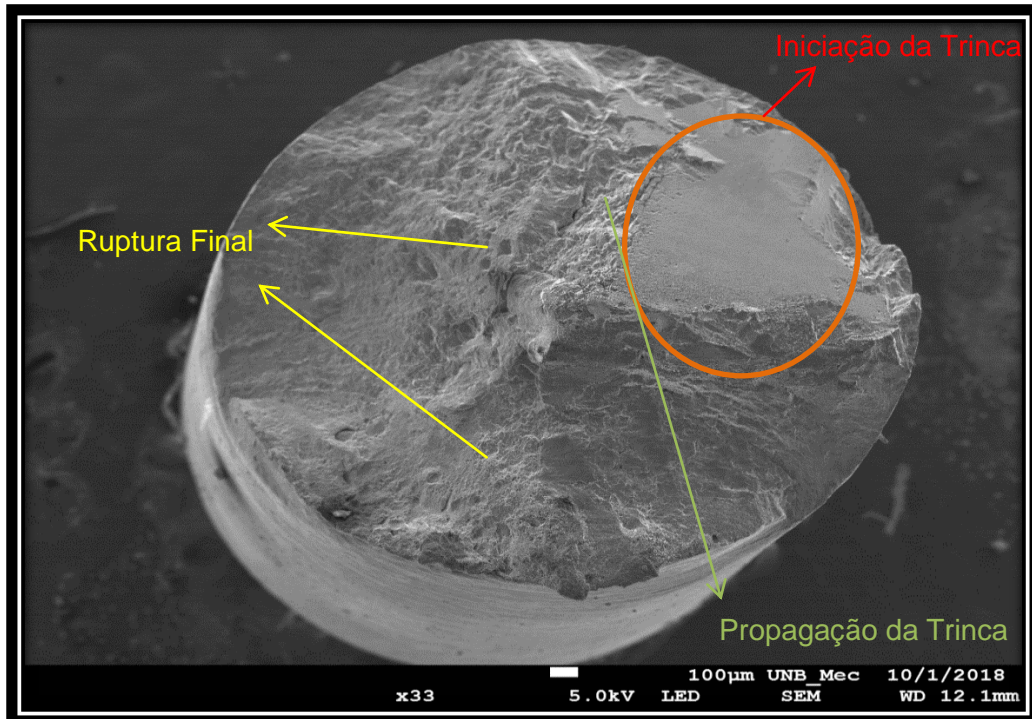


Figura 56: Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 155 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.

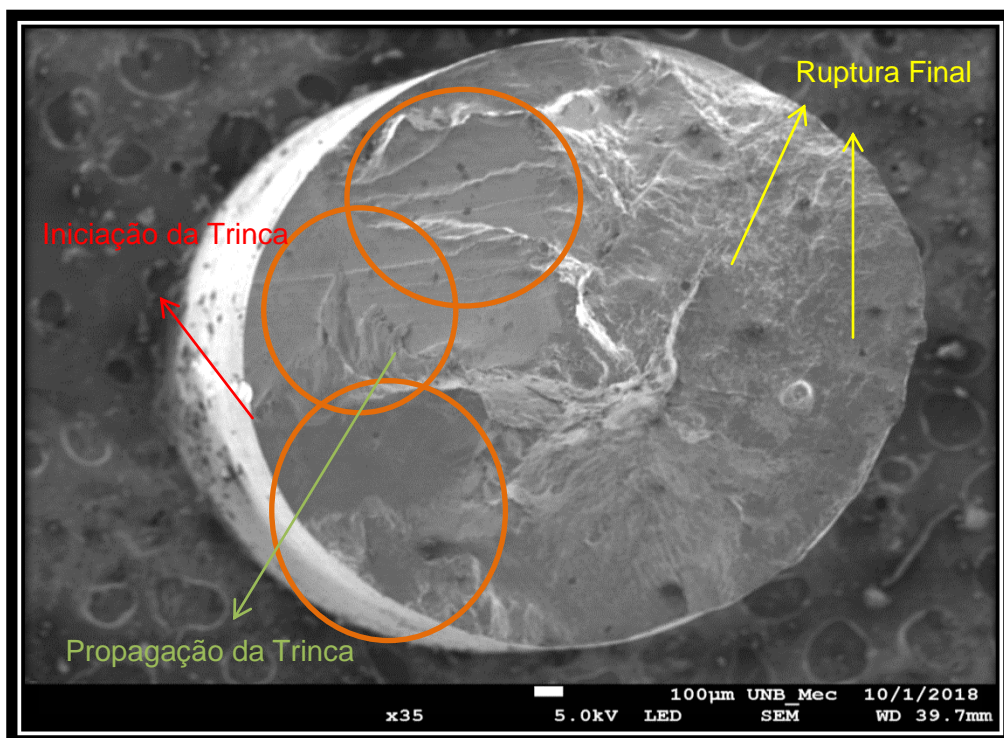


Figura 57: Fotomicrografia do topo da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 135 MPa mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga.

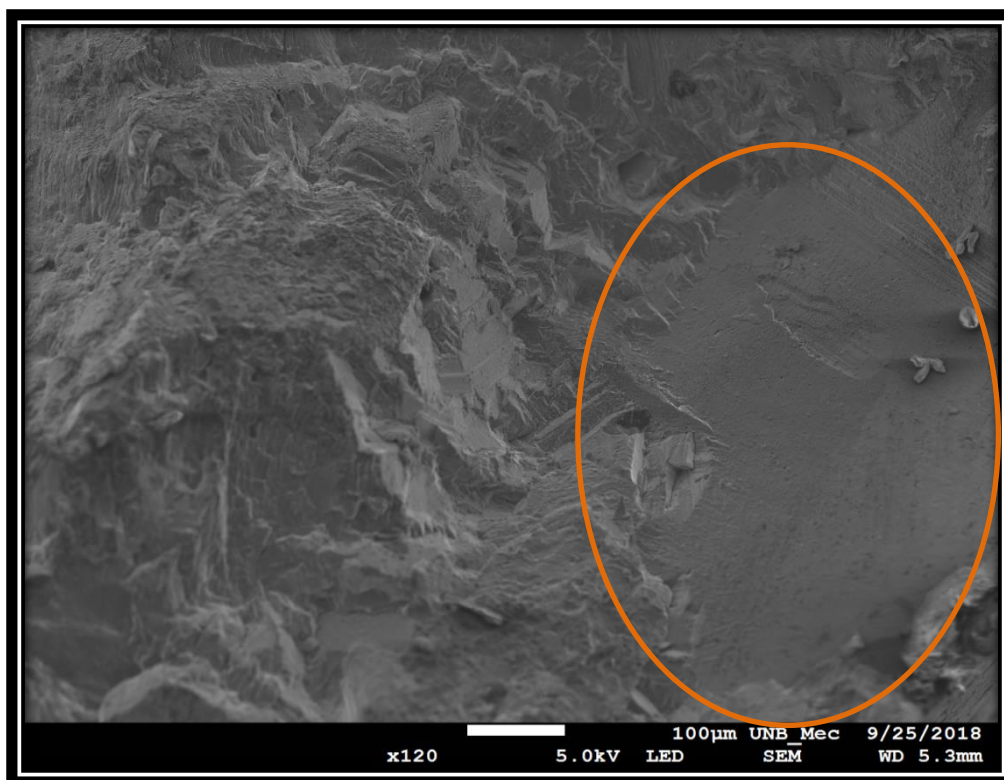


Figura 58: Fotomicrografia da faceta plana da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).

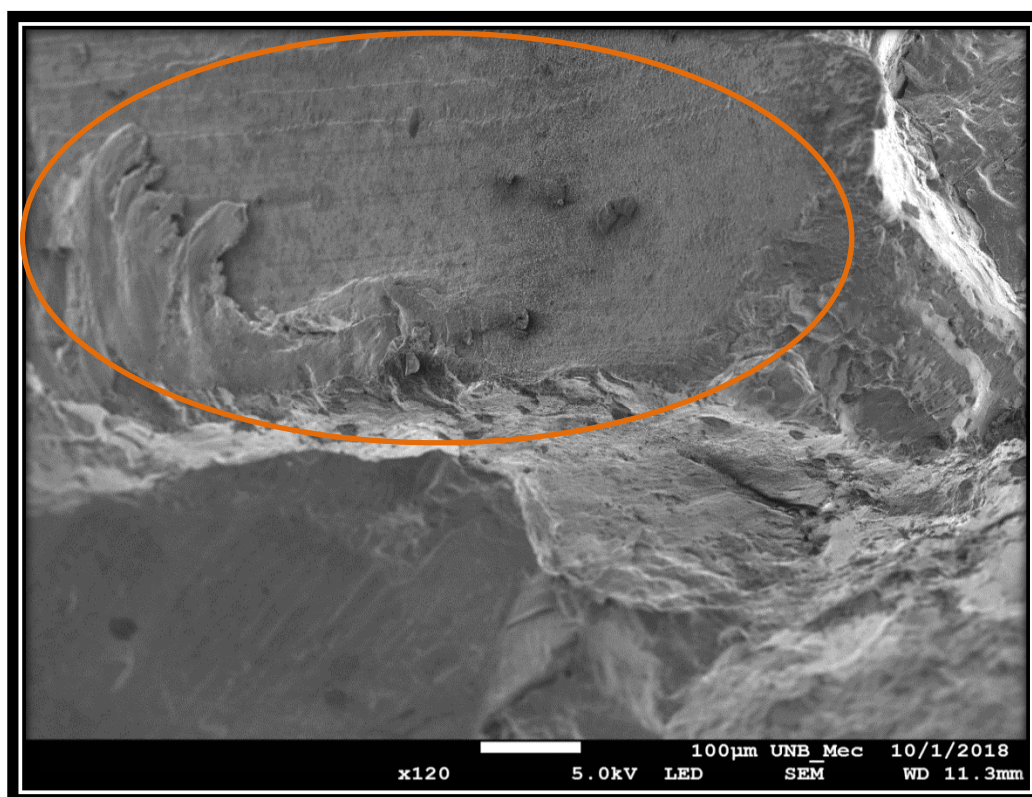


Figura 59: Fotomicrografia da faceta plana da amostra solubilizada a 550°C envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

Marcas de praia são características de fraturas por fadiga e podem ser visualizadas a nível macroscópico. Essas marcas são típicas de carregamento cíclico e indicam o local de início de propagação da trinca. Estas marcas são produzidas devido a alterações no ciclo de tensões, seja no valor ou na frequência de aplicação das tensões, e também a partir de paradas intermediárias (BHAUMIK et al., 2002). Alterações na superfície fratura tais como marcas de catraca, marcas de praia e marcas de rio ajudam a identificar uma falha como falha por fadiga.

Essas marcas foram visíveis para a amostra S5E0 com tensão aplicada de 100 MPa. Elas não foram observadas claramente em outros níveis de tensão devido possivelmente a fricção superficial substancial entre as superfícies de fratura da mesma amostra e ao impacto durante o carregamento repetido nestes casos. Muitas fraturas por fadiga são produzidas sob condições de crescimento ininterrupto de trincas e sem variações de cargas e não exibem marcas de praia (ASM, 2002).

Na Figura 60 as marcas típicas de evolução de trinca por fadiga podem ser visualizadas.

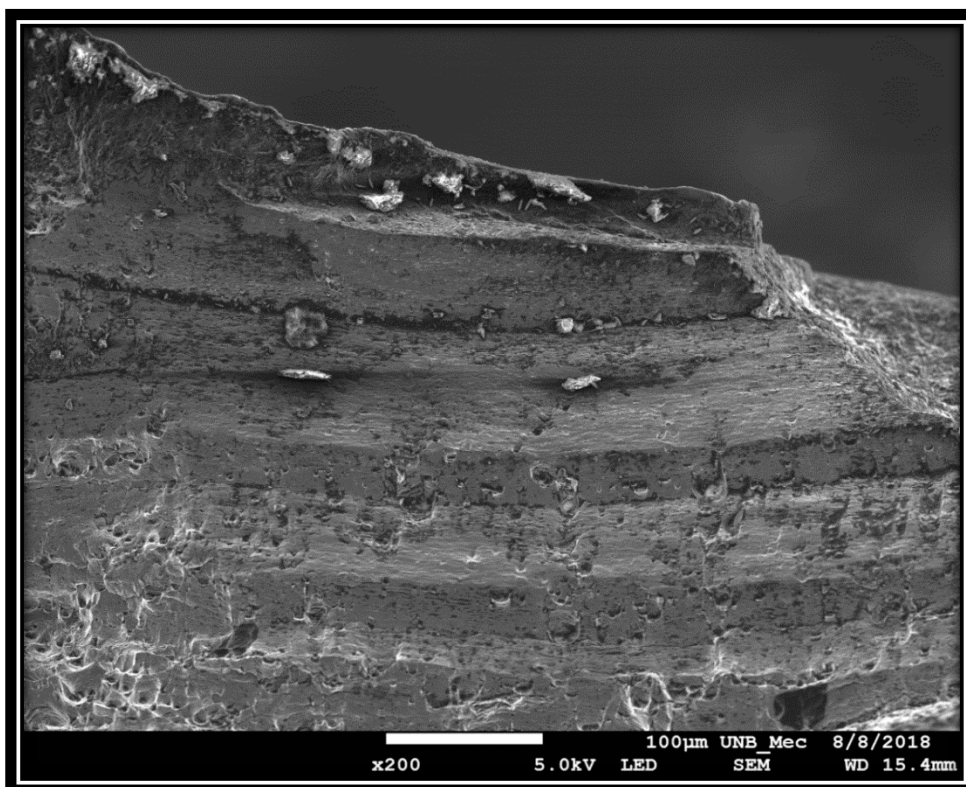


Figura 60: Fotomicrografia com marcas típicas de evolução da trinca por fadiga da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).

Trincas secundárias também foram visualizadas nas amostras, conforme observado nas Figuras 61 e 62.

Devido às trincas secundárias, os caminhos da propagação da trinca tornam-se mais complexos (LIU et al., 2017).

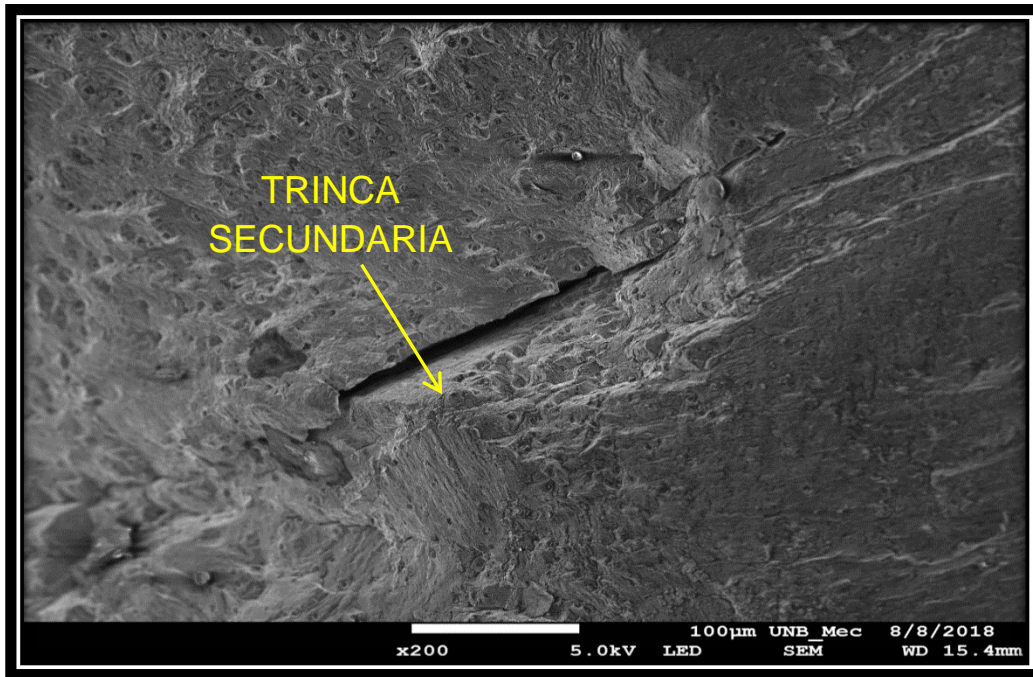


Figura 61: Fotomicrografia das trincas secundárias da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).

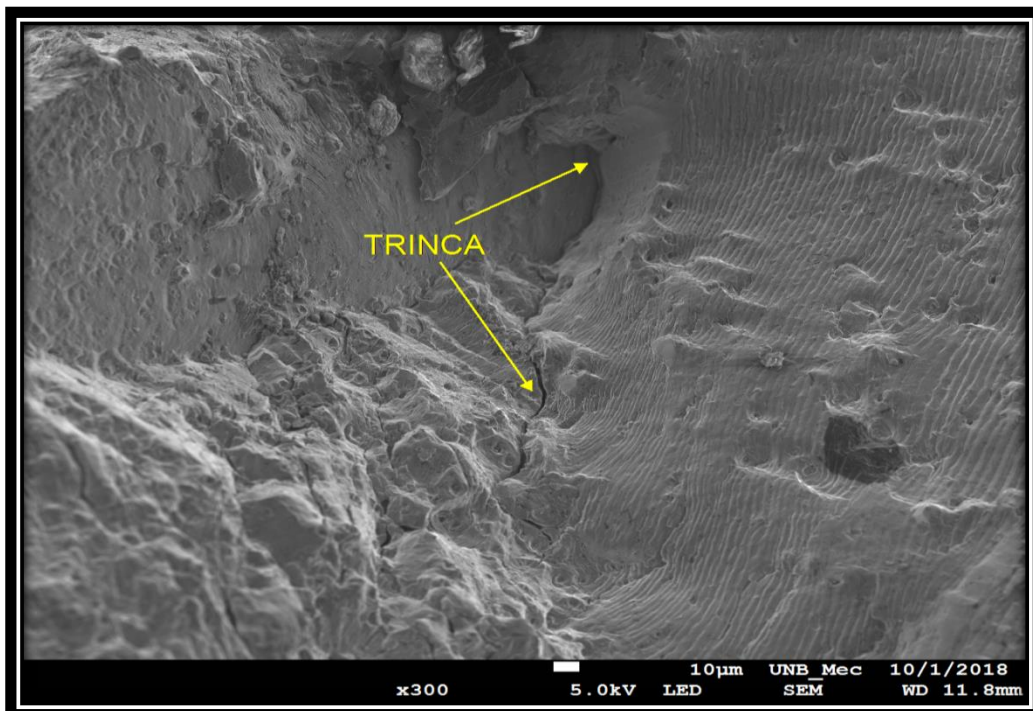


Figura 62: Fotomicrografia das trincas secundárias da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

6.4.2. Análises microscópicas

Analisando-se as fotomicrografias das amostras S5E0 e S5E5 (Figuras 63 e 64, com aumentos diferentes) a nível microscópico, pode-se observar a presença de marcas finamente espaçadas presentes na região de propagação da trinca. Infere-se que estas marcas sejam estrias de fadiga orientadas perpendicularmente à direção microscópica de propagação da trinca (ASM, 2002). Pode-se observar nas imagens que as estrias apresentam espaçamentos uniformes.

Quando as cargas cíclicas que produzem a trinca de fadiga são de amplitude constante, então o espaçamento da estria é uniforme. Uma condição cíclica de carregamento aleatório produz estrias que podem ter espaçamentos variados (MCCALL & FRENCH, 1978).

Cada estriamento é o resultado de um único ciclo de tensão, mas todo ciclo de tensão não produz necessariamente uma estria. A clareza das estrias depende da ductilidade do material. Estrias são mais visíveis em níveis de tensão mais altos que o limite de fadiga, e são mais facilmente visíveis em materiais dúcteis. Materiais que exibem comportamento dúctil frequentemente exibem estrias apreciáveis e coalescência de microcavidades (ASM, 2002).

Como pode-se observar pelas fotomicrografias, as estrias da amostra S5E0 são mais visíveis, melhores formadas. Estas imagens estão associadas a melhor visibilidade de estrias em amostras com maior ductilidade, que foi o caso da S5E0.

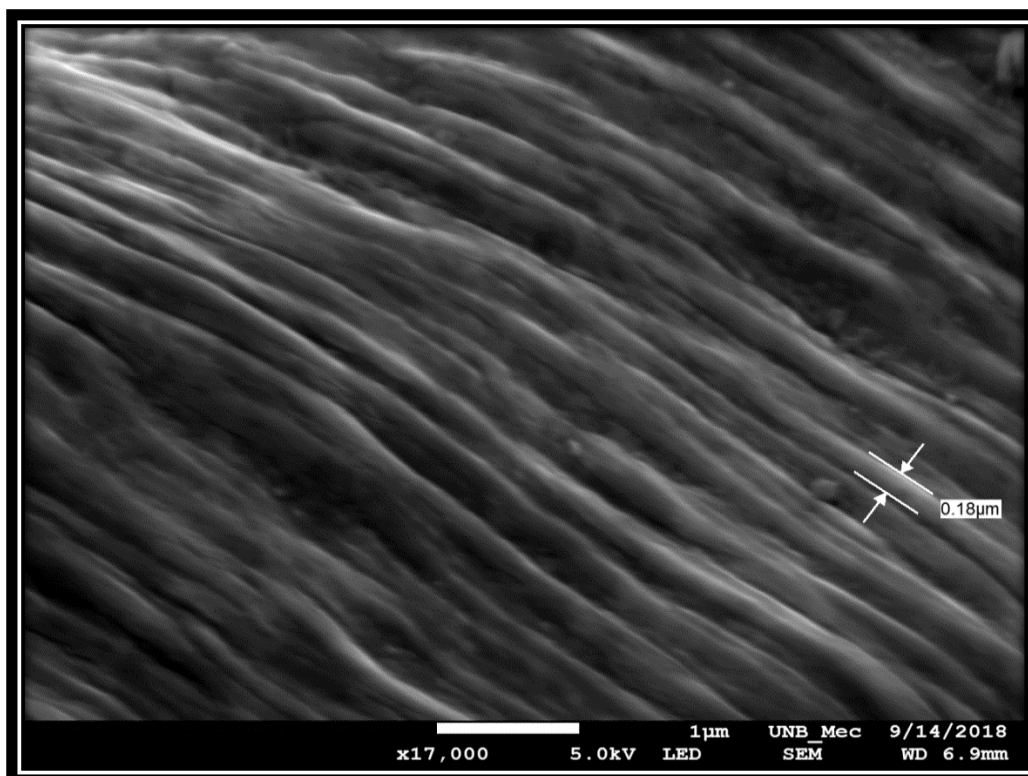


Figura 63: Fotomicrografia das estrias da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com uma tensão aplicada de 115 MPa.

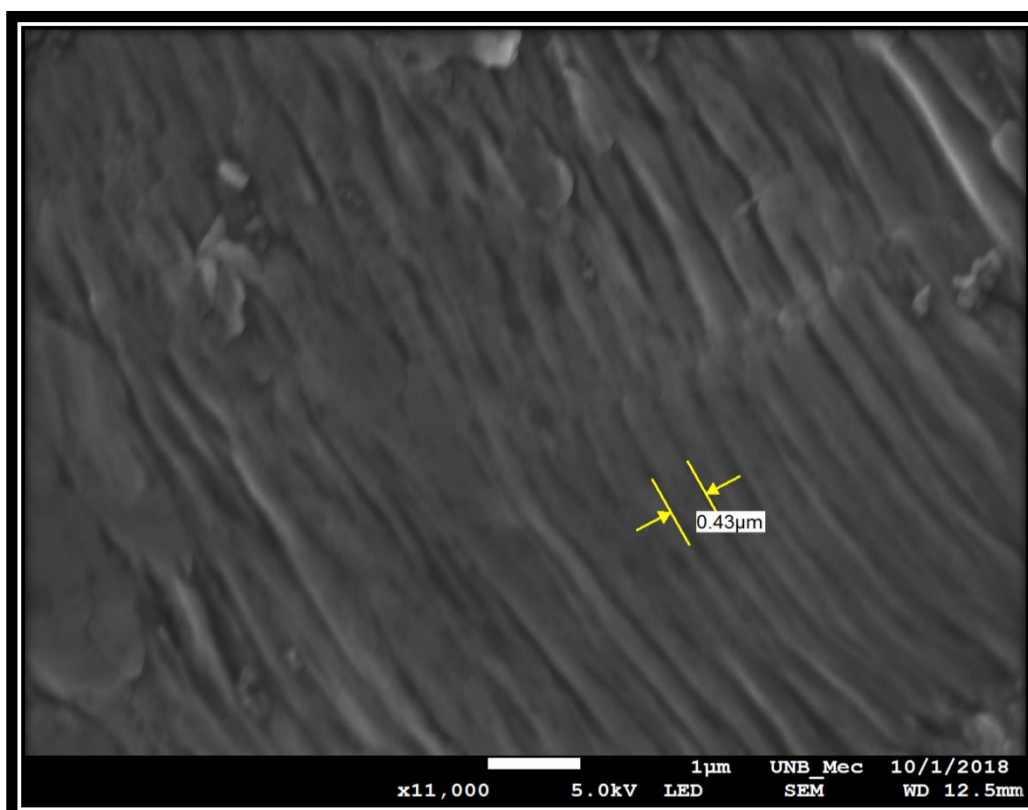


Figura 64: Fotomicrografia das estrias da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida por 20 horas (S5E5) com uma tensão aplicada de 155 MPa.

Também se pode observar a nível microscópico a presença de dimples (microcavidades), que são característicos de fratura dúctil e aparecem na região final de ruptura das amostras ensaiadas.

São estruturas côncavas, resultantes da fratura de pequenos vazios que iniciam e crescem no processo de deformação plástica. Tal como acontece com as estrias de fadiga, também há muita informação sobre uma falha que pode ser obtida pela interpretação adequada das características dos dimples (MCCALL & FRENCH, 1978).

A Figura 65 mostra os dimples pertencentes a amostra S5E0 e a Figura 66 refere-se aos dimples da amostra S5E5. Observa-se que os dimples apresentam diferentes tamanhos, orientações e quantidades. Em sua maioria apresentam formato equiaxial. Comparando os dimples das duas amostras (S5E0 e S5E5) observa-se que os dimples das amostras S5E0 aparecem em maiores quantidades, característicos de maior ductilidade.

O processo de formação e coalescência de microcavidades envolve uma deformação plástica localizada considerável e requer um grande gasto de energia, a qual é base para a seleção de um material com boa tenacidade a fratura (ASM, 1996).

Essas microcavidades estão indicadas nas figuras com a seta vermelha.

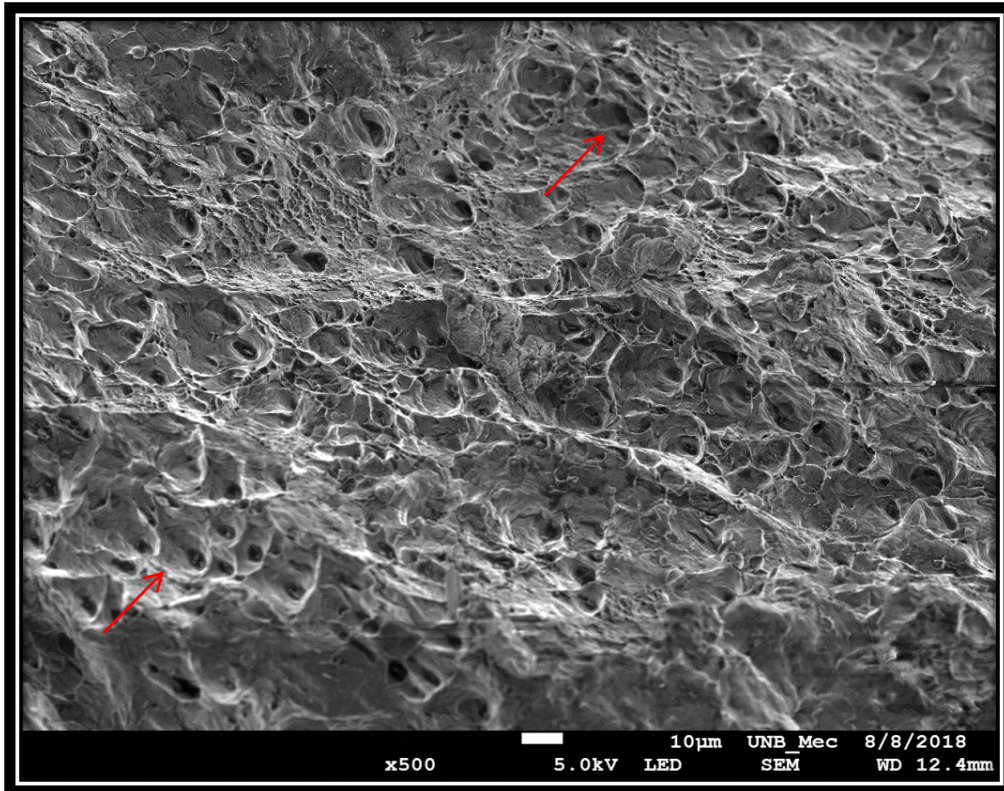


Figura 65: Fotomicrografia dos dimples da amostra solubilizada a 550°C (S5E0).

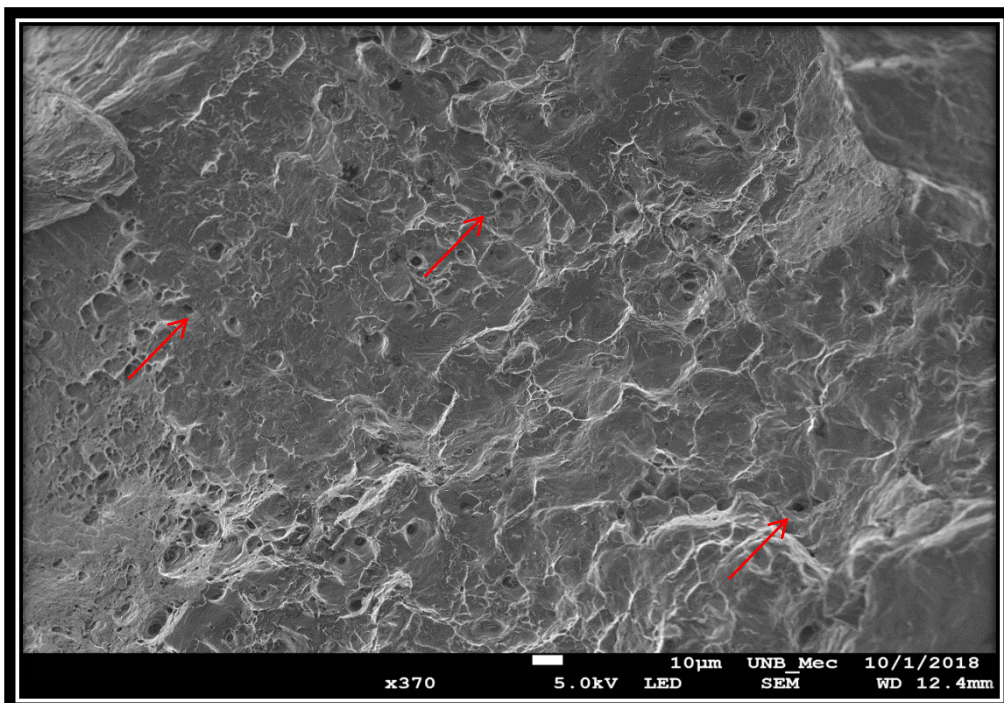


Figura 66: Fotomicrografia dos dimples da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

6.5. Análise dos Efeitos do Tratamento Térmico na Microestrutura

6.5.1. Por microscópio eletrônico de varredura (MEV)

As fotomicrografias das Figuras 67 e 70 mostram as partículas secundárias claras e escuras obtidas a partir do microscópio eletrônico de varredura (MEV) com a utilização dos elétrons retroespalhados, para as amostras S5E0 e S5E5. Nas Figuras 68 e 71 visualizam-se as partículas presentes em cada amostra de maneira qualitativa, evidenciados pela utilização do software de imagem ImageJ 1.50i.

Observa-se nas figuras a presença de partículas de segunda fase que tendem a um formato arredondado e de microcavidades (pontos pretos). Ao realizar uma análise de composição utilizando o EDS (Figuras 69 e 72) nessas partículas secundárias, infere-se que se tratam de precipitados ricos em Al-Fe-Si, pois a percentagem de ferro observada na análise EDS é bem maior do que a presente na liga original.

De acordo com Kuijpers et al. (2003) durante a fabricação de ligas de alumínio da série 6xxx, os compostos contendo Fe, como as fases Al-Fe, Al-Fe-Si e Al-Fe-Mn-Si, são formadas. Essas fases apresentam a forma β -Al₅FeSi ou α -Al₈Fe₃Si.

A presença e a quantidade de precipitados ricos em Fe-Si podem afetar as propriedades mecânicas e microestruturais do material.

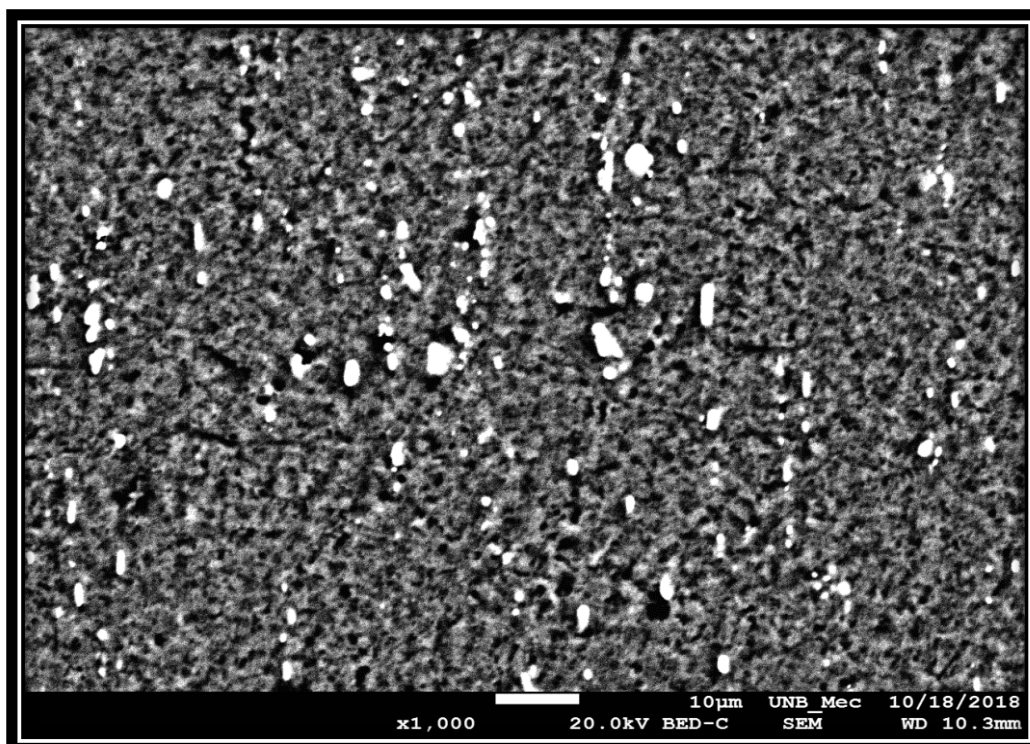


Figura 67: Fotomicrografia mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) utilizando elétrons retroespalhados.

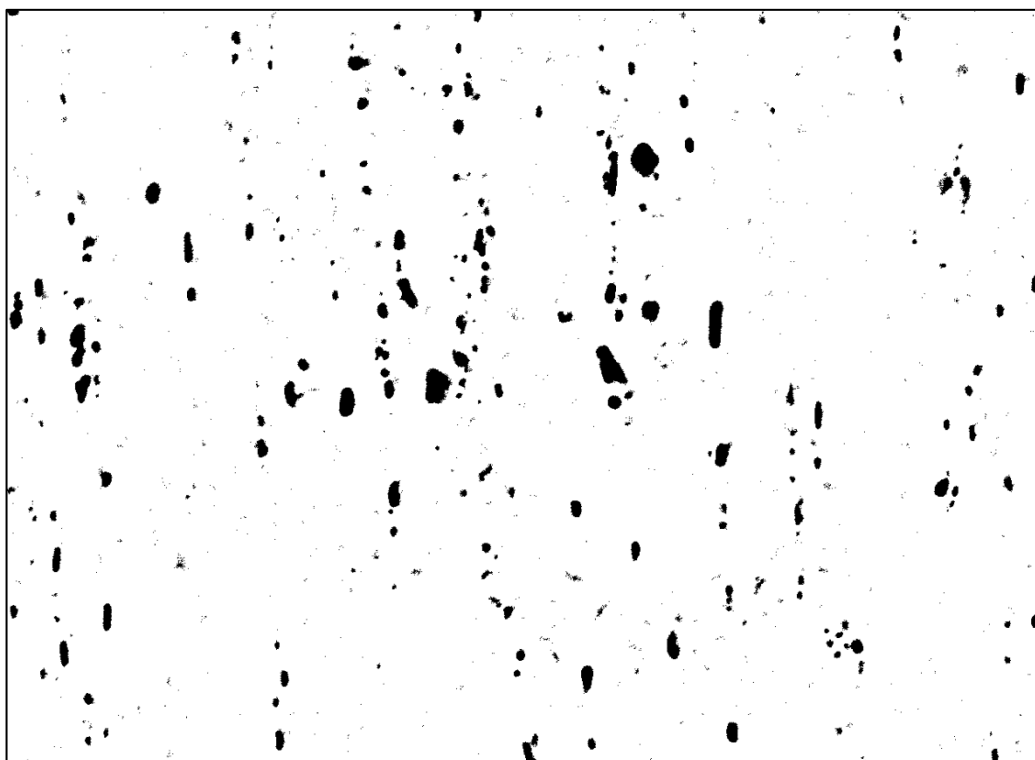
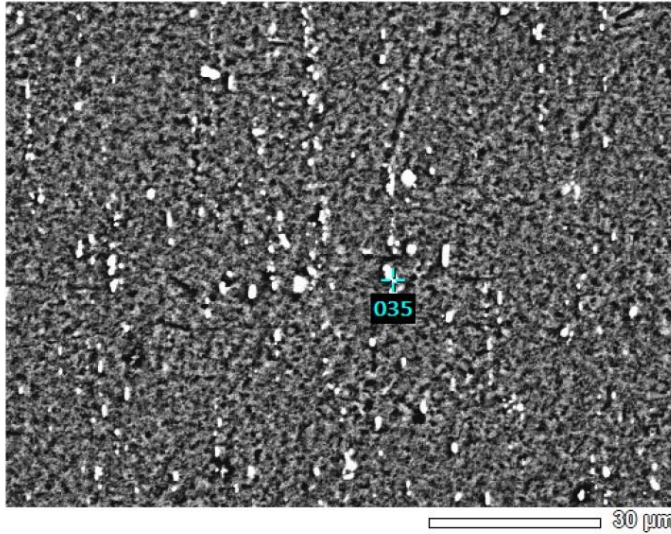
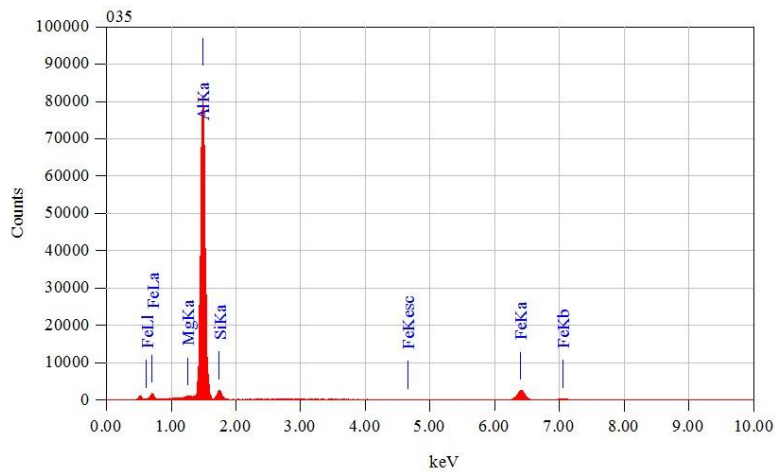


Figura 68: Imagem mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C (S5E0) utilizando o software ImageJ.



Title : IMG1
 Instrument : 7100F
 Volt : 20,00 kV
 Mag. : x 1,000
 Date : 2018/10/18
 Pixel : 1024 x 768



Acquisition Parameter
 Instrument : 7100F
 Acc. Voltage : 20.0 kV
 Probe Current: 1.00000 nA
 PHA mode : T2
 Real Time : 55.27 sec
 Live Time : 50.00 sec
 Dead Time : 9 %
 Counting Rate: 19375 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis

Fitting Coefficient : 0.0249

Element	(keV)	Mass%	Sigma	Atom%	Compound	Mass%	Cation	K
Mg	1.253	0.40	0.02	0.48				0.3342
Al	1.486	79.14	0.16	85.75				82.8742
Si	1.739	5.92	0.07	6.17				2.6587
Fe	6.398	14.53	0.12	7.61				14.1329
Total		100.00		100.00				

Figura 69: Imagem da composição química de um precipitado de Ferro utilizando os elétrons retroespalhados com o EDS na amostra solubilizada a 550°C (S5E0).

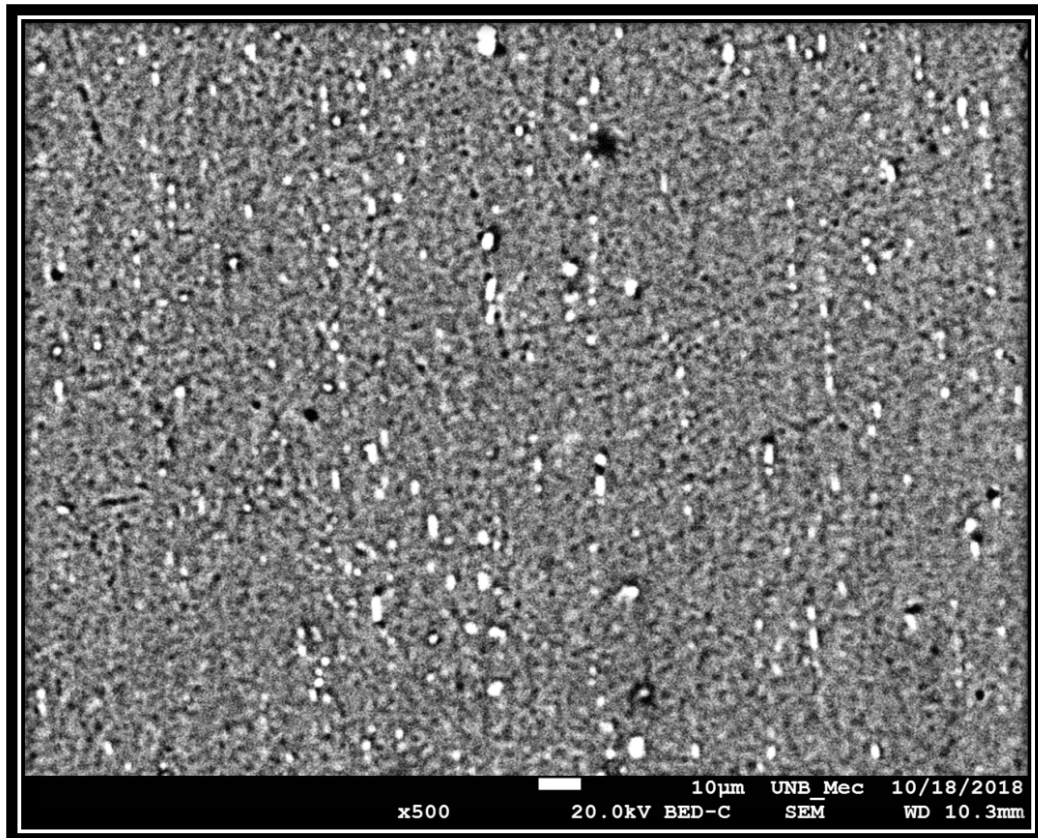


Figura 70: Fotomicrografia mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) utilizando elétrons retroespalhados.

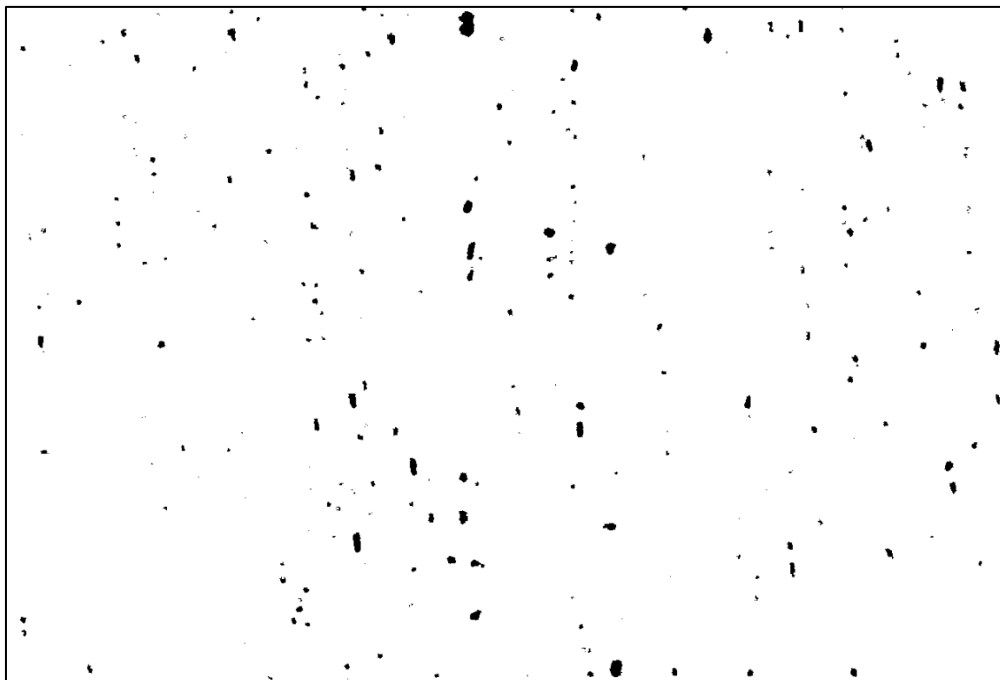
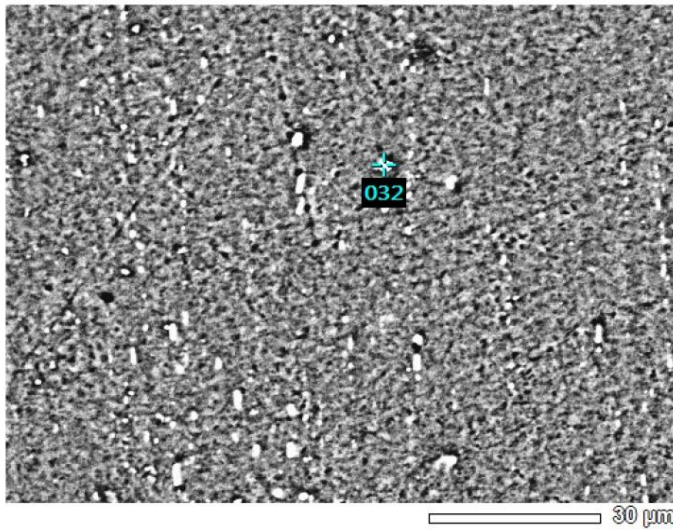


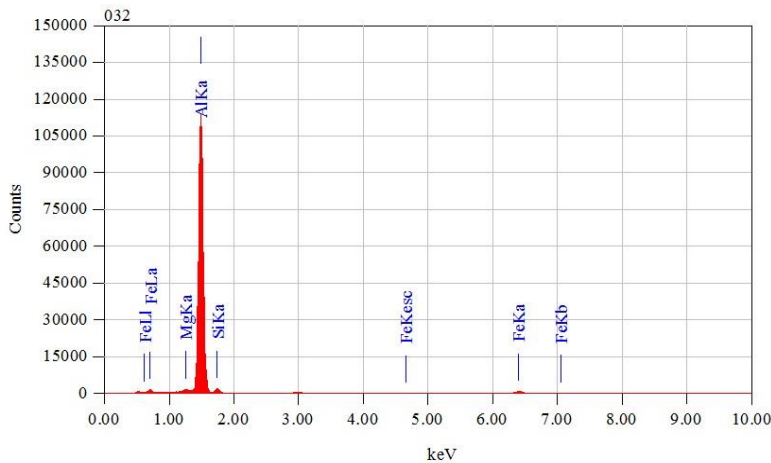
Figura 71: Imagem mostrando os possíveis precipitados ricos em Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) utilizando o software ImageJ.

View014

Lab 1/1



Title : IMG1
 Instrument : 7100F
 Volt : 20,00 kV
 Mag. : x 1,000
 Date : 2018/10/18
 Pixel : 1024 x 768



Acquisition Parameter
 Instrument : 7100F
 Acc. Voltage : 20.0 kV
 Probe Current : 1.00000 nA
 PHA mode : T2
 Real Time : 56.65 sec
 Live Time : 50.00 sec
 Dead Time : 11 %
 Counting Rate : 24146 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis
 Fitting Coefficient : 0.0219

Element	(keV)	Mass%	Sigma	Atom%	Compound	Mass%	Cation	K
Mg K	1.253	0.67	0.02	0.76				0.5913
Al K	1.486	90.71	0.16	92.86				94.2579
Si K	1.739	4.34	0.06	4.27				1.5964
Fe K	6.398	4.28	0.07	2.12				3.5543
Total		100.00		100.00				

JED-2300 AnalysisStation

JEOL

Figura 72: Imagem da composição química de um precipitado de ferro utilizando os elétrons retroespalhados com o EDS na amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

6.5.2. Por microscópio eletrônico de transmissão (MET)

A Figura 73 apresenta as fotomicrografias obtidas por MET utilizando a técnica HAADF (High-angle annular dark-field) para a amostra só solubilizada a 550°C (S5E0) com diferentes aumentos.

Analisando-se a Figura 73 observa-se a presença de possíveis precipitados de Mg e Si (alguns exemplos dos precipitados estão circulados em vermelho) e de intermetálicos de Ferro (estão indicados com as setas amarelas). Na Figura 73a com um aumento de 14000x é possível observar grande quantidade de precipitados de ferro, com tamanhos variados, característicos por apresentar formato de agulha ou placas, pertencentes à fase β -Al₅FeSi do intermetálico AlFeSi, como também foi visto por Mulazimoglu et al. (1997). Esses intermetálicos são incoerentes com a matriz de alumínio. Suas arestas são concentradoras de tensões e são propensas a nucleação de trincas. Na Figura 73b com um aumento de 40000x também visualizou-se a presença dos intermetálicos de ferro e tornou-se possível a observação de pequenos pontos escuros que referem-se possivelmente aos precipitados Mg-Si. Na Figura 73c com um aumento de 160000x observam-se também os intermetálicos de ferro e os precipitados de Mg-Si, podendo-se perceber que esses precipitados possuem um formato mais arredondado. Na Figura 73d com um aumento de 450000x, observam-se os precipitados de Mg-Si mais aproximados.

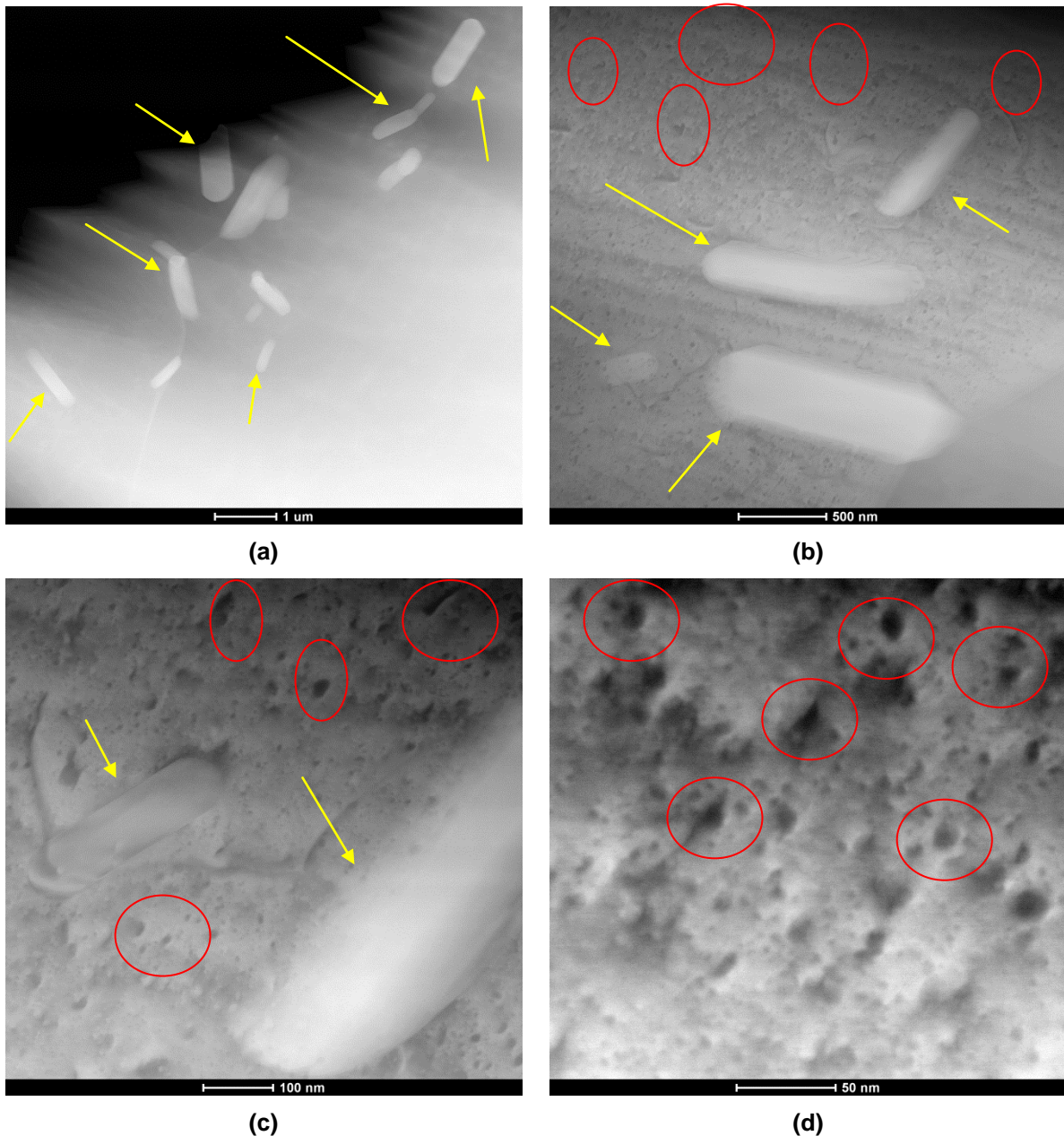


Figura 73: Fotomicrografia mostrando os precipitados de Mg-Si (b, c e d – círculos vermelhos) e os intermetálicos ricos em Fe (a, b e c- setas amarelas) da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0).

A Figura 74 mostra uma fotomicrografia obtida por MET utilizando a técnica de EDS para se obter as composições químicas dos precipitados encontrados nesta mesma amostra S5E0. Quatro áreas da amostra foram analisadas. Nas Figuras 75 a 78 encontram-se os gráficos do EDS, mostrando os elementos presentes na amostra. E as Tabelas 15 a 18 apresentam os resultados quantitativos dessa análise. Cada tabela refere-se a uma área da amostra.

Observa-se na área 1 da Figura 74 que o precipitado em questão é de Ferro, possivelmente de AlFeSi . Neste caso o Ferro apresenta 18,02% em peso, superando a quantidade de ferro encontrada na liga original. Também é nítida a diferença de tamanho desse precipitado em comparação aos de Mg-Si. Os precipitados de ferro são bem maiores que os de Mg-Si e podem ser visualizados no microscópio de varredura. A área 2 da figura 74 também se refere a um intermetálico do sistema AlFeSi , com 4,86% de ferro, conforme observado no gráfico EDS da Figura 76. Na área 3 pode-se inferir que é um aglomerado de Mg-Si. Neste caso a quantidade de ferro presente é muito pequena, 0,11%, e a razão Mg:Si é de 3,5.

Na área 4 da Figura 74 pode-se inferir que o precipitado observado é precipitado de Mg-Si cuja razão Mg:Si é de 1,8, correspondendo possivelmente à fase β' .



Figura 74: Imagem para análise em EDS dos possíveis precipitados de Mg-Si e precipitados de Fe da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0).

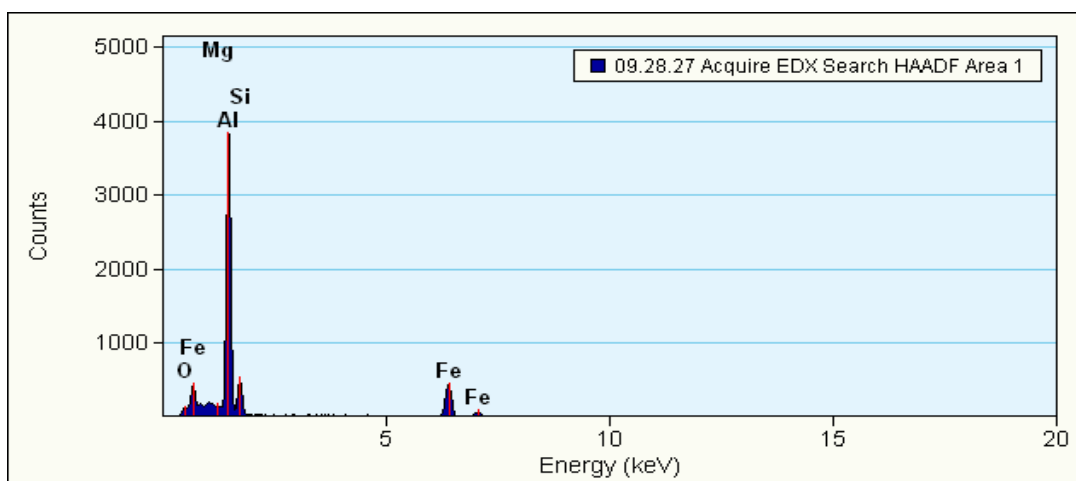


Figura 75: Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 1 da Figura 74.

Tabela 15: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 1.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	1.99	2.44	0.08	0.88	1.046
Al(K)	70.70	78.09	0.38	0.92	1.027
Si(K)	9.27	9.84	0.13	0.92	1.000
Fe(K)	18.02	9.61	0.21	0.99	1.403

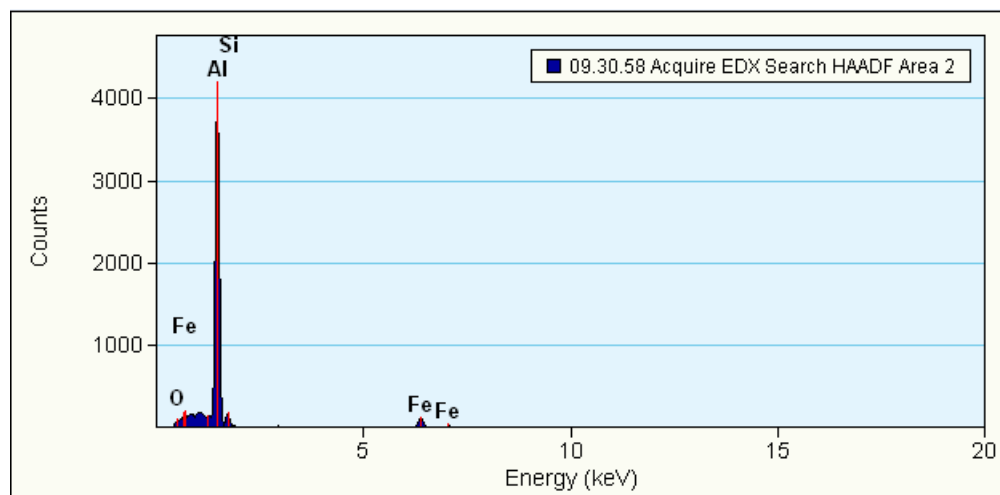


Figura 76: Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 2 da Figura 74.

Tabela 16: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 2.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	2.24	2.55	0.09	0.88	1.046
Al(K)	89.32	91.52	0.46	0.92	1.027
Si(K)	3.56	3.51	0.09	0.92	1.000
Fe(K)	4.86	2.41	0.12	0.99	1.403

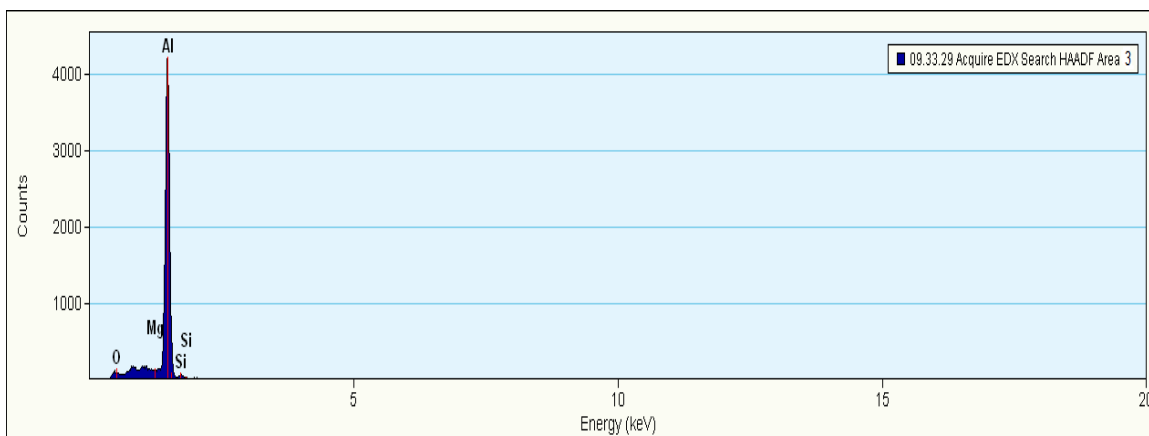


Figura 77: Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 3 da Figura 74.

Tabela 17: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 3.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	2.40	2.66	0.09	0.88	1.046
Al(K)	96.79	96.62	0.51	0.92	1.027
Si(K)	0.68	0.66	0.05	0.92	1.000
Fe(K)	0.11	0.05	0.02	0.99	1.403

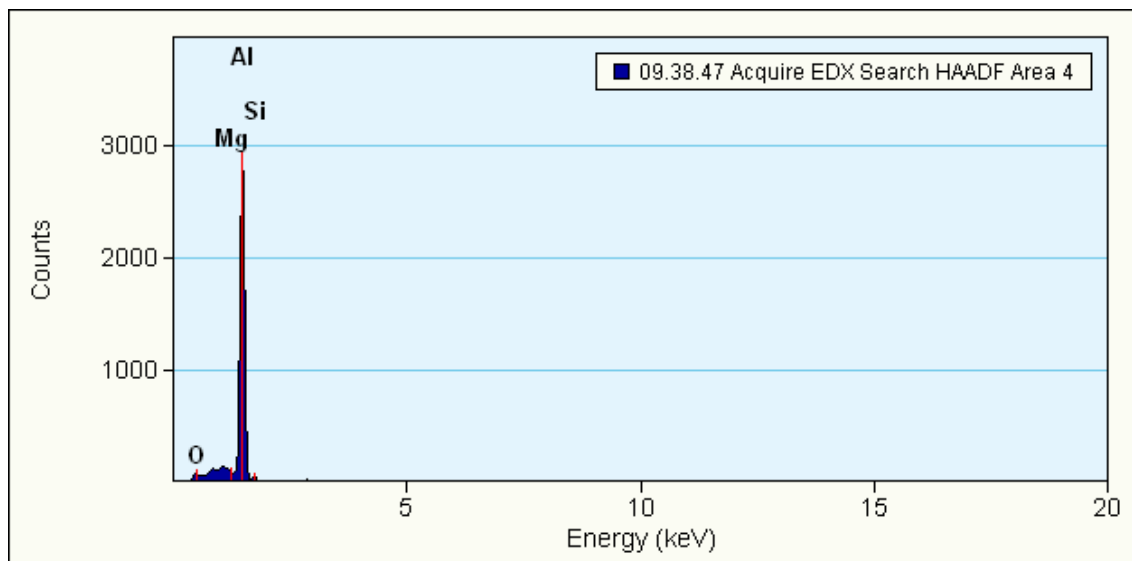


Figura 78: Gráfico da análise em EDS da amostra apenas solubilizada a 550°C (S5E0) para a área 4 da Figura 74.

Tabela 18: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E0 para a área 4.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	2.40	2.66	0.12	0.88	1.046
Al(K)	96.27	96.06	0.67	0.92	1.027
Si(K)	1.32	1.26	0.08	0.92	1.000
Fe(K)	0.00	0.00	100.00	0.99	1.403

A Figura 79 mostra as fotomicrografias obtidas por MET utilizando a técnica HAADF (High-angle annular dark-field) para a amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com diferentes aumentos.

Analisando-se a Figura 79 observa-se a presença de possíveis precipitados de Mg-Si (alguns exemplos dos precipitados estão circulos em vermelho) e de intermetálicos de Ferro (estão indicados com as setas amarelas). Na Figura 79a com um aumento de 14000x é possível observar intermetálicos de ferro, com tamanhos variados, como também foi visto para amostra S5E0. Na Figura 79b com um aumento de 40000x também visualiza-se a presença de intermetálico e pequenos precipitados que podem ser referentes aos de Mg-Si. Na Figura 79c com um aumento de 160000x observam-se os precipitados de Mg-Si, podendo perceber que eles são relativamente pequenos e estão bem distribuídos na matriz de alumínio. Na Figura 79d com um aumento de 450000x estão os precipitados de Mg-Si, observando-se que alguns apresentam formatos arredondados e outros

são mais alongados, na forma de agulhas que característicos da fase β'' , fase essa responsável pelo maior endurecimento da liga.

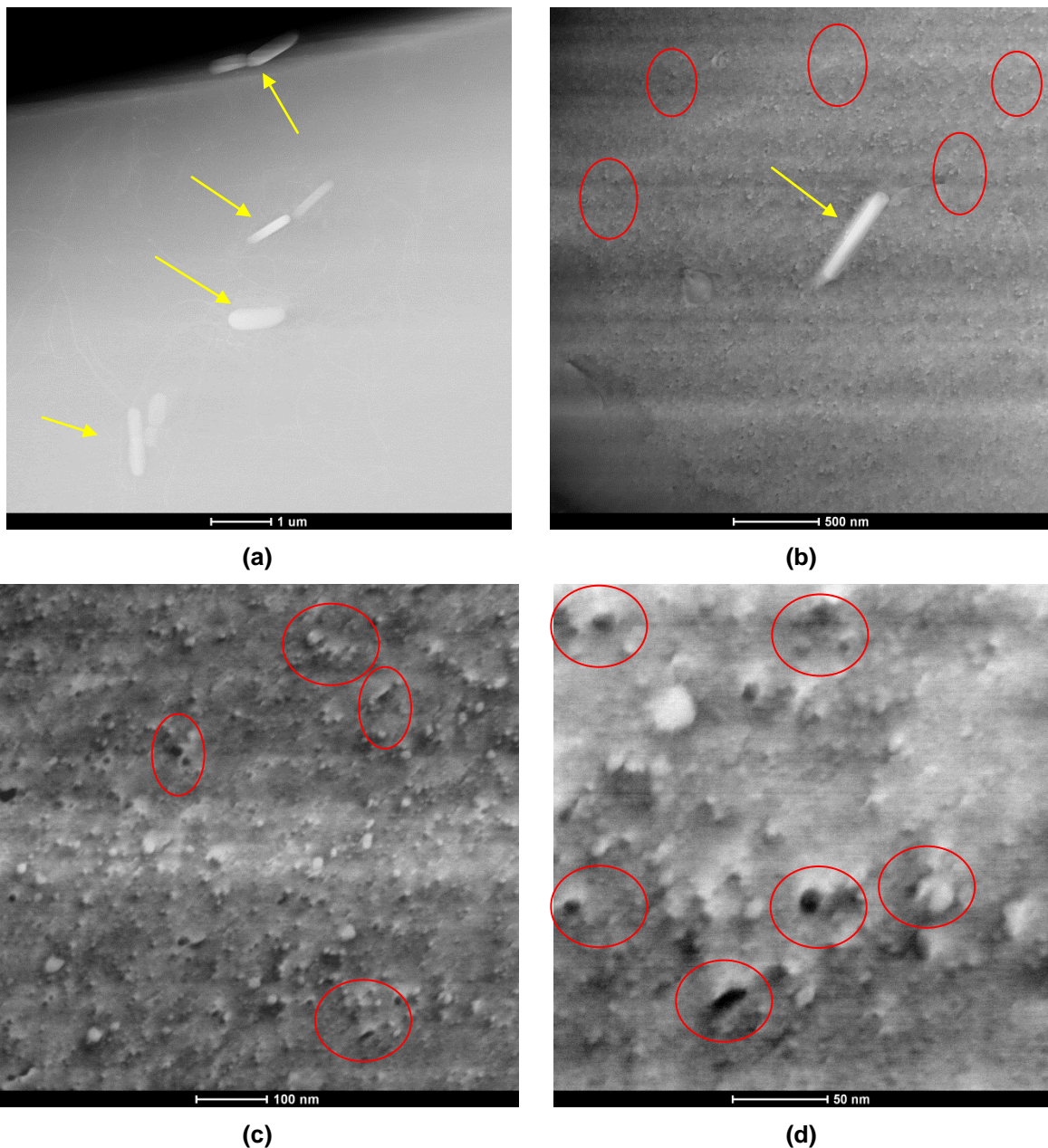


Figura 79: Fotomicrografia mostrando os precipitados de Mg_2Si e os intermetálicos ricos em Fe da amostra solubilizada a $550^\circ C$ e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

A Figura 80 é uma figura de difração obtida por MET para a amostra S5E5. A Figura 80a mostra a figura de difração da liga em questão. Cada ponto que aparece nessa imagem é referente às reflexões dos elementos presentes na liga, tais como Al, Mg e Si. A Figura 80b é a caracterização da Figura 80a, na qual é possível observar que os pontos vermelhos são pontos de reflexão da matriz de

alumínio para a direção [323]. Vinte pontos foram refletidos nessa direção. Os outros pontos que não são compatíveis com o padrão de difração do alumínio pertencem possivelmente aos precipitados. Como a análise foi realizada numa área da amostra que não possuía precipitados de Ferro, pode-se inferir, portanto, que esses pontos de reflexão correspondem aos dos precipitados de Mg-Si.

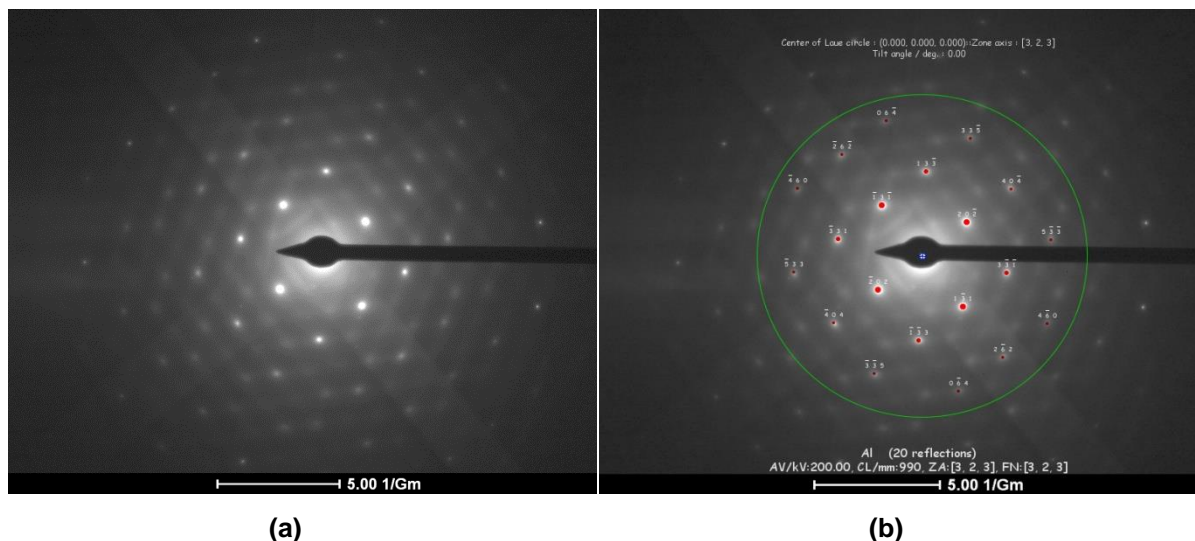


Figura 80: Figuras de difração mostrando os precipitados de Mg-Si e a matriz de alumínio da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

A Figura 81 mostra uma fotomicrografia obtida por MET utilizando a técnica de EDS para se obter as composições químicas dos precipitados encontrados na amostra solubilizada e envelhecida S5E5. Duas áreas da amostra foram analisadas. Nas Figuras 82 e 83 encontram-se os gráficos do EDS, mostrando os elementos presentes nas áreas 1 e 2, respectivamente, da amostra S5E5. E as Tabelas 19 e 20 mostram os resultados quantitativos dessas análises. Cada tabela refere-se a uma área da amostra.

Analisando-se o gráfico EDS da área 1 (Figura 81) observa-se que o precipitado em questão é do sistema AlFeSi por apresentar uma grande quantidade de ferro (22,97%), bem maior do que a da liga. A área 2 refere-se a aglomerado contendo magnésio e silício, com formato desconhecido e a razão Mg:Si é de 0,1, conforme observado na Figura 81 e Tabela 20. Neste caso, a quantidade de ferro encontrada foi muito baixa e corresponde a 0,06%.

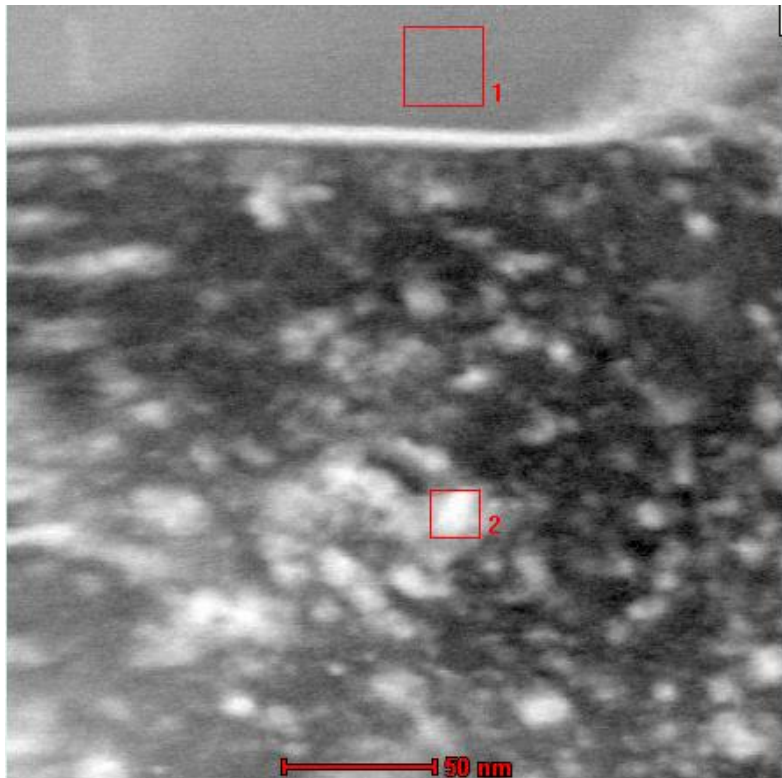


Figura 81: Imagem para análise em EDS dos possíveis precipitados de Mg-Si e precipitados de Fe da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5).

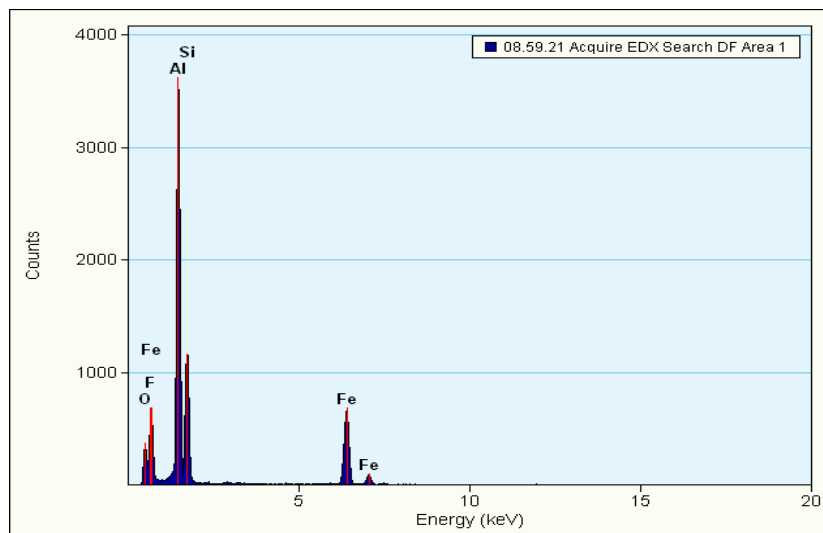


Figura 82: Gráfico da análise em EDS da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) para a área 1 da Figura 81.

Tabela 19: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E5 para a área 1.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	0.92	1.17	0.05	0.88	1.046
Al(K)	57.54	65.76	0.30	0.92	1.027
Si(K)	18.55	20.36	0.18	0.92	1.000
Fe(K)	22.97	12.68	0.22	0.99	1.403

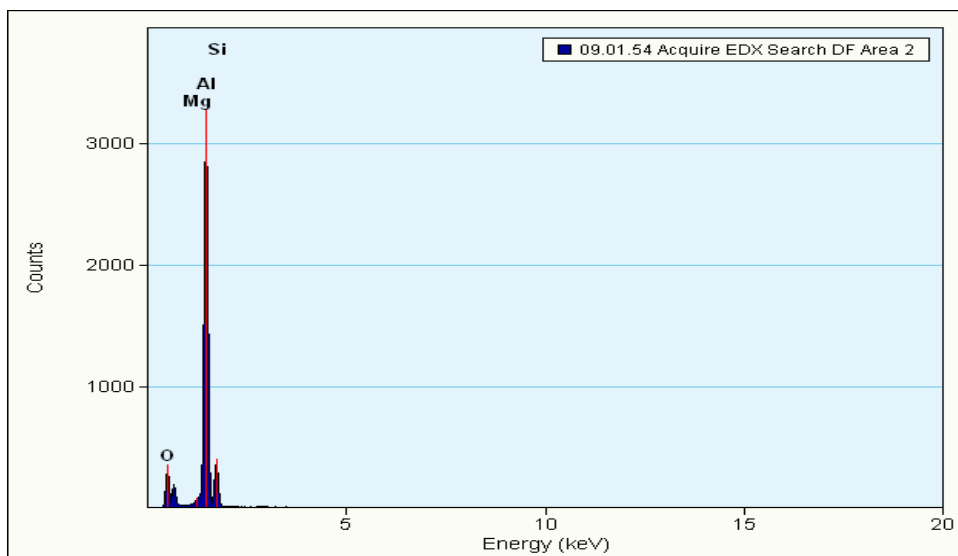


Figura 83: Gráfico da análise em EDS da amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) para a área 2 da Figura 81.

Tabela 20: Resultados quantitativos da análise de EDS da amostra S5E5 para a área 2.

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
Mg(K)	0.94	1.04	0.06	0.88	1.046
Al(K)	90.15	90.40	0.54	0.92	1.027
Si(K)	8.83	8.51	0.17	0.92	1.000
Fe(K)	0.06	0.02	0.02	0.99	1.403

A Figura 84 possibilita uma análise comparativa entre as duas amostras. Observa-se nessa figura que os precipitados de Mg-Si presentes na amostra solubilizada a 550°C seguida de envelhecimento artificial por 20 horas (S5E5) apresentam-se em maior quantidade e estão melhor distribuídos na matriz de alumínio. Além disso, aparecerem nessa amostra envelhecida mais precipitados com formatos semelhantes aos previstos nos precipitados GP β' e β'' . As agulhas de β'' se transformam em bastões semi-coerentes, fornecendo a liga de Al-Mg-Si sua força máxima, contribuindo de forma significativa na resistência a fadiga da amostra envelhecida. Elas são semi-coerentes e as mais eficazes em dificultar o

movimento de discordâncias durante a deformação (CHAKRABARTI & LAUGHLIN, 2004). Esse impedimento da movimentação das discordâncias ocorre com esse tipo de precipitado devido, entre outros motivos, à criação de novas discordâncias pela atuação do mecanismo de Orowan. No início do processo de envelhecimento, os precipitados quando coerentes e bem distribuídos na matriz permitem que, com determinada tensão aplicada às discordâncias, elas possam passar através destes precipitados deixando para trás um anel de discordâncias que o rodeiam. Com a evolução do envelhecimento, esses precipitados aumentam de tamanho e se tornam semi-coerentes, forçando as discordâncias a romper os precipitados ou contorná-los. As discordâncias geralmente se movimentam no plano de deslizamento de maior densidade atômica, no caso da liga em questão que apresenta estrutura atômica CFC, o plano preferencial é (111) e a direção é a [110]. A presença dos precipitados e a necessidade das discordâncias de contorná-los dificulta seu deslizamento por retirá-las de seu plano atômico de escorregamento preferencial. Este fenômeno confere ao material melhor resistência mecânica.

Já nas amostras somente solubilizadas a 550°C (S5E0) observa-se precipitados mais grosseiros e em menor número, pelo fato de não ter sido ainda realizado nessa amostra o tratamento térmico de envelhecimento. E como não houve formação bem distribuída de precipitados de Mg-Si que são responsáveis por dificultar a movimentação das discordâncias e dificultar a propagação de trincas de fadiga, a amostra sem o tratamento de envelhecimento (S5E0) é mais propensa à falha por fadiga sob menores tensões.

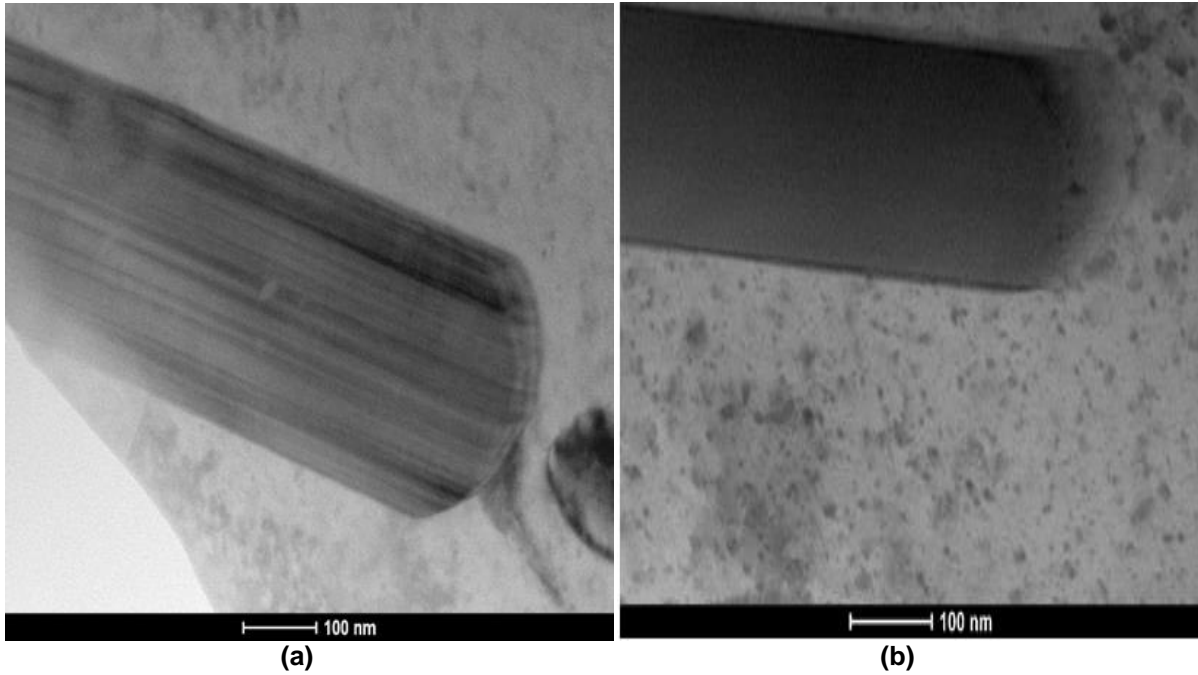


Figura 84: Imagens de campo claro de MET, mostrando os intermetálicos de ferro (precipitados maiores) e do Mg-Si, observando-se **(a)** amostra solubilizada a 550°C (S5E0) com pequeno número de precipitados Mg-Si. **(b)** amostra solubilizada a 550°C e envelhecida artificialmente por 20 horas (S5E5) com precipitados em maior número, melhor distribuição e geometrias compatíveis com GP β' (esféricos), GP β'' (agulhas).

7. CONCLUSÕES

Após a análise dos resultados concluiu-se que:

➤ Para os testes de microdureza, verificou-se que as amostras solubilizadas a 470°C apresentaram a menor microdureza em comparação com as amostras solubilizadas a 510° e 550°C, devido à incompleta solubilização nessa temperatura mais baixa (470⁰C), gerando menor efetividade na formação de solução sólida supersaturada dos precipitados de Mg e Si na estrutura cristalina do alumínio. Dentre as amostras somente solubilizadas, aquelas tratadas na temperatura de 550°C foram as que apresentaram melhores valores de microdureza.

➤ A amostra solubilizada a 550°C e envelhecida por 20 horas apresentou menor alongamento e maiores valores de microdureza, resistência à tração, limite de escoamento e resistência à fadiga, quando comparada a amostra apenas solubilizada a 550°C.

➤ As imagens da superfície de fratura dos corpos de prova fraturados mostraram estrias mais visíveis e cavidades (dimples) em número apreciável para as amostras apenas solubilizadas a 550°C, indicando que a propagação da trinca ocorreu pelo mecanismo de fadiga e sua maior ductilidade em relação à amostra envelhecida.

➤ Através dessa pesquisa, ficou evidenciado que o tratamento térmico T6 no fio de alumínio da liga 6201, retirado do cabo condutor de energia promoveu aumento da resistência a fadiga da amostra SE5E. Esse aumento ocorreu porque os precipitados de Mg-Si que surgiram bem distribuídos, de menor tamanho após o envelhecimento artificial atuaram como obstáculos e promoveram obstrução/retardo no movimento das discordâncias durante o ensaio de fadiga do fio, resultando em maiores valores de resistência a fadiga da amostra S5E5.

➤ Destaca-se a importância de um tratamento térmico feito de forma adequada neste tipo de liga de alumínio, evitando-se ruptura prematura de cabos condutores de energia baseados na liga de alumínio 6201 e a consequente interrupção do fornecimento de energia elétrica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Fundamento e Aplicações do Alumínio**. 2 ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2012.

ABREU, A. M.; SAAVEDRA, A. R.; ARAÚJO, J. A.; MURÇA, L. B.; FRAGELLI, R. R.; FRONTIN, S. DE; RÊGO, V. B. **Prospecção e hierarquização de inovações tecnológicas aplicadas a linhas de transmissão**. 1. ed. Brasília: Teixeira Gráfica e Editora, 2010.

ABREU, F.T. de; SABARIZ, A. L.R.; BUENO, A.H.S.; QUADRO, A.L. **Solubilization temperature influence on the mechanicals properties of aged al-si-mg 6101 alloy**. In: 21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering, 2011, Natal.

ABREU, F.; SABARIZ, A.; QUADRO, A.; BUENO, A. Avaliação da resistência à corrosão da liga de alumínio 6101 após diferentes tratamentos térmicos de precipitação. **Corros. Prot. Mater.** v.31, n.3/4, p.65-70, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Fractography**. v.12.Ohio: ASM International, 1987.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. v.2. Ohio: ASM International, 1990.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Heat Treating**. v.4.Ohio: ASM International, 1991.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Metallography and Microstructures**. v.9. Ohio: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Fatigue and Fracture**. v.19. Ohio: ASM International, 1996.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Mechanical Testing and Evaluation**. v.8. Ohio: ASM International, 2000.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention**. v. Ohio: ASM International, 2002.

ALCOA. **Catálogo de produtos: 5052 and 6061 aluminum sheet**, 2010.

ALMEIDA, D. T. **Estudo dos parâmetros no processo de soldagem de mistura por atrito (FSW) da liga de alumínio 5083- O**. 2013. 107f. Trabalho de conclusão de curso em Engenharia Mecânica – Departamento de Ciências Exatas e Engenharias, Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul - UNIJUÍ , Panambi - RS.

AMADO, M. N.; DAROQUI, F. Revision Of The Solvus Limit Of Al-Mg₂Si Pseudo Binary Phase Diagram. **Procedia Materials Science**. v.8, p.1079-1088, 2015.

ARAÚJO, M. S. O.; SALES, P. C. S.; MELO, O. B.; ARAÚJO, C. J. de. Análise experimental do comportamento em fadiga de fios superelásticos de ligas com memória de forma Ni-Ti em flexão simples alternada. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**. v.11, n.1, p.40-48, 2016.

BELLORIO, M. B. **Revisão sobre critérios de fadiga para cabos condutores de energia e uso de metodologia para estimativa de sua vida remanescente**. 2009. 102f. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília – DF.

BRAGA, A. P. V. **Análise de ligas de alumínio aeronáuticas conformadas por jateamento com granalhas - Caracterização e Previsão de Deformação**. 2011.

277f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo - USP, São Paulo - SP.

BHAUMIK, S. K.; RANGARAJU, R.; VENKATASWAMY, M. A.; BHASKARAN, T. A.; PARAMESWARA, M. A. Fatigue fracture of crankshaft of an aircraft engine. **Engineering Failure Analysis**. v.9, n.3, p.255-263, 2002.

BRESCIANI FILHO, E. **Seleção de Metais não Ferrosos**. Campinas: Editora da Unicamp, 1992.

BRYNJULFSEN, M. **Fatigue of Extruded AA6082 and AA7108 Alloys**. 2015. 178f. Dissertação (Mestrado) - Department of Materials Science and Engineering, Norwegian University of Science and Technology – Trondheim.

CIGRE – TASK FORCE B2.30. **Engineering guidelines relating to fatigue endurance capability of conductor/clamp systems**, 2010.

CHAKRABARTI, D.J; LAUGHLIN, D. E. Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions. **Progress in Materials Science**. v.49, p.389-410. 2004.

DALMORO, V. **Revestimentos a base de teos com incorporação de ácidos fosfônicos com pré-tratamento para ligas de alumínio**. 2009. 122f. Dissertação (Mestrado em Química) – Instituto de Química, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS , Porto Alegre - RS.

DAVIS, J. **ASM Specialty Handbook: Aluminum and aluminum alloys**. Ohio: ASM International, 1993.

DAVIS, J. R. **Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys**. 1 ed. Ohio: ASM International, 1999.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. Porto Alegre: EDIPUCRS, 2007.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. New York: McGraw-Hill Book Company. 1961.

EDWARDS, G.A.; STILLER, K.; DUNLOP, G.L.; COUPER, M.J. The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys. **Acta Mater**. v.46, n.11, p.3897-3904, 1998.

FADEL, A. A. **Avaliação do efeito de tracionamento em elevados níveis de EDS sobre a resistência em fadiga do condutor IBIS (CAA 397, 5 MCM)**. 2010. 205f. Tese (Doutorado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília – DF.

FUCHS, R. D. **Transmissão de energia elétrica - linhas aéreas**. v.1 Rio de Janeiro: LTC/EFEI, 1977.

GONÇALVES, R. A. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6XXX**. 2012. 124f. Dissertação (Mestrado na área de Materiais e Processos de Fabricação) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG.

IMAM, M.F.I.A.; RAHMAN, M.S.; KHAN, M.Z.H. Influence of Heat Treatment on Fatigue and Fracture Behaviour of Aluminium Alloy. **Journal of Engineering Science and Technology**. v.10, n.6, p.730-742, 2015.

INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA (IBGE). **Censo demográfico**. Disponível em:

< <http://www.brasil.gov.br/editoria/infraestrutura/2011/11/energia-eletrica-chega-a-97-8-dos-domicilios-brasileiros-mostra-censo-demografico>>. Acesso em: 20 jan. 2018.

JACUMASSO, S. C.; MARTINS, J. de P.; CARVALHO, A. L. M. de. Analysis of precipitate density of an aluminium alloy by TEM and AFM. **Metallurgy and materials**. v.69, n.4, p.451-457, 2016.

KAUFMAN, J.G.; ROOY, E.L. **Aluminum Alloy Castings Properties, Processes, and Applications**. Ohio: ASM International, 2004.

KUIJPERS, N. C. W.; KOOL, W.H.; KOENIS, P.T.G.; NILSEN, K.E.; TODD, I.; ZWAAAG, S.V. Assessment of Different Techniques for Quantification of Al(FeMn)Si and AlFeSi Intermetallics in AA 6XXX Alloys. **Materials Characterization**. v.49, p.409-420, 2003.

LABEGALINI, P. R.; LABEGALINI, J. A.; FUCHS, R. D.; ALMEIDA, M. T. DE. **Projeto mecânicos das linhas aéreas de transmissão**. 2.ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 1992.

LIU, C.; LIU, Y., MA, L.; YI, J. Effects of Solution Treatment on Microstructure and High-Cycle Fatigue Properties of 7075 Aluminum Alloy. **Metals**. v.7, p.1-15, 2017.

MAIA, A.M.P. **Efeitos dos Ciclos de Solubilização e Envelhecimento no Comportamento da Liga de Alumínio 6101**. 2012. 84f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Porto, Porto, Portugal.

MARTINS, M. M. M. **Estudo do Comportamento das Ligas de Alumínio 6061 e 6082**. 2008. 130f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, Universidade de Aveiro, Aveiro, Portugal.

MAY, A.; BELOUCHRANI, M.A.; TAHARBOUCHT, S.; BOUDRAS, A. Influence of Heat Treatment on the Fatigue Behaviour of Two Aluminium Alloys 2024 and 2024 plated. **Procedia Engineering**. v.2, p.1795-1804, 2010.

MCCALL, J.L.; FRENCH, P.M. **Methallography in Failure Analysis**. 1 ed. New York: Plenum Press. 1978.

MINATEL, R. **Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster) e por fundição de placas (direct chill)**. 2009. 84f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo - SP.

MORAIS, T. A. A. **Processamento de uma liga de alumínio - efeitos da modificação e do tratamento térmico T6**. 2015. 85f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto – Portugal.

MOURA, A. D.; GOMES, B. de S. C. **Projeto de adaptação da mts para ensaio de fadiga por fretting fio a fio**. 2015. 54f. Projeto de graduação do curso de Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília – DF.

MULAZIMOGLU, M.H.; ZALUSKA, A.; PARAY, F.; GRUZLESKI, J.E.. The Effect of Strontium on the Mg₂Si Precipitation Process in 6201 Aluminum Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions**. v.28, p.1289-1295, 1997.

OLIVEIRA, M. **Notas de aula da disciplina Ensaios Mecânicos da Equipa de Formação de Inspetores- EFI/ SINDIPETRO –LP**. 2014.

PEIXOTO, E. M. A. **Alumínio. Química Nova na Escola**. São Paulo, n. 13, 2001.

PENTEADO NETO, R. de A. **Sistemas para detecção de falta de alta impedância e de rompimento de condutores em redes de distribuição de energia elétrica**. 2005. 114f. Tese (Doutorado) - Programa de pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal do Paraná – PR.

POLMEAR, I. J. **Light Alloys: Metallurgy of the Lights Metals**, 1995. London: Metallurgy and Materials Science Series.

QUADRO, A.L.; HALLAK, S.G.; TRINDADE, S.F.; PARREIRAS, L.G.S.; SABARIZ, A.L.R. **Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6201.** In: V Congresso Internacional do Alumínio, 2012, São Paulo.

REINKE, G. **Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaios de fadiga.** 2017. 142f. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília – DF.

SANTANA, S.; GONZÁLEZ, C.R; MESMACQUE, G.; AMROUCHE, A. Effect of fatigue damage on the dynamic tensile behavior of 6061-T6 aluminum alloy and AISI 4140T steel. **International Journal of Fatigue.** v.31, p.1928-1937, 2009.

SILVA, A. M. B. da. **T6.** 2013. 157f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo - SP.

SMALLMAN R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering.** 6 ed. Woburn: Butterworth-Heinemann. 1999.

SOARES, M.R.N. **Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio.** 2009. 114f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, Universidade de Aveiro, Aveiro – Portugal.

ZANGRANDI, A. **Alumínio e suas ligas: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos.** Lorena: Ist, 2008.

ZANGRANDI, A. **Um estudo sobre o endurecimento, o processamento e Propriedades mecânicas de uma liga de alumínio da Série 3xxx tipo AA 3104 com adições de zinco.** 2006. 160f. Tese (Doutorado) - Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá – SP.

ZOLOTOREVSKY, V. S.; BELOV, N. A.; GLAZOFF, M. V. **Casting Aluminum Alloys**. 1 ed. Amsterdam: Elsevier, 2007.