

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS
CAMPUS POÇOS DE CALDAS**

JOSIANE ISABEL DA SILVA

**EFEITO DO ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS LIGAS 6351 E 6005A**

POÇOS DE CALDAS/MG

2023

JOSIANE ISABEL DA SILVA

**EFEITO DO ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS LIGAS 6351 E 6005A**

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Alfenas. Área de Concentração: Ciência e Engenharia dos Materiais - Linha de pesquisa: Metais.

Orientadora: Prof(a) Dr(a). Neide Aparecida Mariano

POÇOS DE CALDAS/MG

2023

Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas
Biblioteca Campus Poços de Caldas

Silva, Josiane Isabel da.

Efeito do envelhecimento artificial na microestrutura e resistência à corrosão das ligas 6351 e 6005A / Josiane Isabel da Silva. - Poços de Caldas, MG, 2023.

141 f. : il. -

Orientador(a): Neide Aparecida Mariano.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2023.

Bibliografia.

1. Liga 6005A. 2. Liga 6351. 3. Tratamento térmico. 4. Corrosão. 5. Envelhecimento artificial. I. Mariano, Neide Aparecida, orient. II. Título.

JOSIANE ISABEL DA SILVA

**EFEITO DO ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL NA
MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA A CORROSÃO DAS LIGAS
6351 E 6005A**

A Presidente da banca examinadora abaixo assina a aprovação da Dissertação apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestra em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovada em: 23 de agosto de 2023.

Profa. Dra. Neide Aparecida
Mariano Presidente da Banca
Examinadora Instituição:
Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Galtiere Corrêa
Rêgo Instituição:
Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Natal Nerimio Regone
Instituição: Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho



Documento assinado eletronicamente por Neide Aparecida Mariano, Professor do Magistério Superior, em 23/08/2023, às 16:45, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



[A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0](https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador 1035306 e o código CRC A804D35C.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pelas inúmeras oportunidades e bênçãos concedidas em minha vida. Sua presença constante foi a força motriz que me impulsionou a seguir em frente, superar os desafios e alcançar meus objetivos. Sou grata por todo amparo, motivação e graças recebidas ao longo dessa jornada.

Gratidão aos meus pais Geraldo e Ana Rita por serem meu porto seguro, sempre presentes para me apoiar e incentivar. O carinho, preocupação e dedicação que dispensaram a mim tornaram minha caminhada mais leve e significativa. Cada esforço e sacrifício que vocês fizeram em prol do meu crescimento acadêmico e pessoal são inestimáveis, e sou imensamente grata por ter pais tão maravilhosos.

Gostaria de agradecer meu esposo William, meu parceiro incansável e paciente nessa jornada. Sua compreensão, apoio incondicional e amor foram fundamentais para meu sucesso. Agradeço por estar ao meu lado em cada desafio, compartilhando alegrias e superando obstáculos juntos. Sua presença tornou tudo mais especial e significativo.

Não posso deixar de mencionar minha querida orientadora, Profa. Neide Mariano. Sua crença em mim e sua orientação foram essenciais para o desenvolvimento deste trabalho. Além de uma mentora excepcional, você se tornou uma amiga e conselheira. Agradeço por sua paciência, compreensão e valiosos conhecimentos compartilhados ao longo desses anos.

À Unifal-MG e seus funcionários, meu sincero agradecimento pela oportunidade concedida e todo o suporte oferecido ao longo dessa trajetória acadêmica.

Por fim, expresso minha gratidão às agências de fomento CAPES, FAPEMIG, CNPq e FINEP pelo suporte educacional que possibilitou a realização deste mestrado.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Nas últimas décadas, as ligas de alumínio passaram por um processo intenso de inovação e evolução em termos de melhoria das propriedades mecânicas, através da modificação da composição química e tratamentos térmicos. Neste contexto, foram desenvolvidas as ligas 6005A e 6351, pertencentes à série 6XXX, sendo classificadas como ligas de média resistência mecânica, que tem como principal mecanismo de endurecimento o tratamento térmico de envelhecimento artificial. Estas ligas podem ser utilizadas em aplicações estruturais, tais como construção civil, estrutura de navios e automóveis, fuselagem de aviões, ferrovias e peças com geometrias variadas. Dessa forma, o objetivo deste trabalho foi realizar tratamentos térmicos de solubilização nas ligas 6351 e 6005A, a 580°C e 540°C por 1h, respectivamente. E tratamentos térmicos de envelhecimento a 180°C por 1h, 2h, 3h, 4h e 6h. Foi observado que os tratamentos térmicos propostos, não promoveram a dissolução completa das fases intermetálicas β -AlFeSi e α -AlFeMnSi em ambas as ligas, além da fase Q-AlMgSiCu, somente observada na liga 6005A. No entanto, os tratamentos de envelhecimento promoveram a precipitação de partículas refinadas da fase Mg₂Si, promovendo o aumento da dureza com o aumento do tempo de envelhecimento. Os maiores valores de dureza foram 92,8HRB para a liga 6351 e 67,3HRB para a liga 6005A, após 6h de envelhecimento. Nos ensaios de polarização potenciodinâmica linear, observou-se que os potenciais mais positivos de corrosão foram -0,66V e -0,95V, para a liga 6351 envelhecida por 1h e para a liga 6005A envelhecida por 6h, respectivamente. A densidade de corrente de passivação não apresentou variação significativa para as ligas nas condições dos tratamentos térmicos, e o valor médio foi em torno de 0,29A/cm², indicando que os tratamentos térmicos não afetaram a capacidade de passivação das ligas.

Palavras-chave: liga 6005A; liga 6351; tratamento térmico; corrosão; envelhecimento artificial.

ABSTRACT

In the last decades, aluminum alloys have undergone an intense process of innovation and evolution in terms of improving mechanical properties through modifications in chemical composition and heat treatments. In this context, the 6005A and 6351 alloys were developed as part of the 6XXX series, classified as medium-strength alloys, with their primary hardening mechanism being artificial aging heat treatment. These alloys find applications in structural uses such as civil construction, ship and automobile structures, aircraft fuselage, railways, and variously shaped components. The objective of this study was to carry out solubilization heat treatments on the 6351 and 6005A alloys at 580°C and 540°C for 1 hour, respectively. Additionally, aging heat treatments were performed at 180°C for 1 hour, 2 hours, 3 hours, 4 hours, and 6 hours. It was observed that the proposed heat treatments did not completely dissolve the intermetallic phases β -AlFeSi and α -AlFeMnSi in both alloys, in addition to the Q-AlMgSiCu phase, which was only observed in the 6005A alloy. However, the aging treatments precipitated refined particles of the Mg₂Si phase, leading to an increase in hardness with longer aging times. The highest hardness values were 92.8 HRB for the 6351 alloy and 67.3 HRB for the 6005A alloy after 6 hours of aging. In the tests of potentiodynamic linear polarization, it was observed that the highest corrosion potentials were -0.66V and -0.95V for the 1-hour aged 6351 alloy and the 6-hour aged 6005A alloy, respectively. The passivation current density did not show significant variation for the alloys under the given heat treatment conditions, with an average value of around 0.29 A/cm², indicating that the heat treatments did not affect the passivation capability of the alloys.

Keywords: 6005A alloy; 6351 alloy; heat treatment; corrosion resistance; artificial aging.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma dos macroprocessos para obtenção de alumínio	20
Figura 2 - Classificação das ligas de alumínio trabalháveis e para fundição	23
Figura 3 - Comparação dos valores de limite de escoamento e resistência à tração de ligas de alumínio comerciais	28
Figura 4 - Diagrama de fase pseudo-binário do sistema Al-Mg ₂ Si	30
Figura 5 - Resistência à tração versus composição química para ligas da série 6XXX destinadas para extrusão (curvas de constante em MPa em temperatura T5)	34
Figura 6 - Etapas de processamento para o desenvolvimento de microestrutura em ligas comerciais de alumínio endurecidas por precipitação.....	36
Figura 7 - Formação do grão e regiões interdendríticas.....	37
Figura 8 - Microestruturas da liga de alumínio 6063 fundida.....	39
Figura 9 - Microestrutura das Ligas de alumínio fundidas, com a fase intermetálica α -AlFeSi (escrita chinesa).....	39
Figura 10 - Fração de transformação de intermetálicos β -AlFeSi em α -AlFeSi função do tempo e temperatura de homogeneização da liga 6063.....	40
Figura 11 - Precipitação das fases Mg ₂ Si e β -Al ₅ FeSi nos contornos de grão da liga 6063 fundida.....	41
Figura 12 - Evolução da microestrutura da liga de alumínio 6061 a 580°C. Ataque químico 0,5% HF por 5 segundos	42
Figura 13 - Etapas do envelhecimento de uma liga do sistema Al-Mg ₂ Si (6XXX).....	44
Figura 14 - Mecanismos de dissolução de átomos para formação de uma solução sólida	45
Figura 15 - Tratamento térmico T6 para as ligas da série 6XXX.....	48
Figura 16- Esquema da sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si.....	49
Figura 17 - Fases intermetálicas precipitadas na liga de alumínio 6082 endurecida por envelhecimento artificial	50
Figura 18 - Micrografia da Liga 6082 envelhecida artificialmente a 170°C por 10min	52
Figura 19 - Difractograma das fases precipitadas na liga 6082 envelhecida artificialmente	52

Figura 20 - Termograma da análise de DSC para a liga 6061 envelhecida naturalmente	53
Figura 21 - Influência do tratamento de solubilização na dureza de uma liga de Al-Mg-Si envelhecida	55
Figura 22 - Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento da liga 6061 solubilizada a 550°C por 1 hora	56
Figura 23 - Corrosão das ligas da série 6XXX	58
Figura 24 - Comparação da microestrutura de uma Liga de A-Mg-Si-Cu após a têmpera	60
Figura 25 - Esquema da formação da corrosão localizada na liga de Al-Mg-Si 6061	61
Figura 26 - Curva de polarização da liga de alumínio AA2024-T351 em solução 3,5% de NaCl em peso à temperatura ambiente.....	62
Figura 27 - Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para a liga 6061	63
Figura 28 - Diagrama de blocos referente a metodologia geral do trabalho.....	68
Figura 29 - Desenho esquemático da célula eletroquímica conectada ao potenciostato	72
Figura 30- Micrografias da liga 6351 na condição de bruta solidificação	74
Figura 31 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição de bruta solidificação.....	75
Figura 32 - Micrografias da liga 6351 na condição solubilizado	76
Figura 33 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição solubilizado.....	78
Figura 34 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 1h.....	79
Figura 35 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 1h	80
Figura 37 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 2h	83
Figura 38 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 3h.....	84
Figura 39 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 3h	85
Figura 40 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 4h.....	86

Figura 41 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 4h	87
Figura 42 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 6h.....	88
Figura 43 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 6h	89
Figura 44 - Micrografias da liga 6005A na condição de bruta solidificação.....	90
Figura 45 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição de bruta solidificação.....	91
Figura 46 - Micrografias da liga 6005A na condição solubilizado a 540°C por 1h.....	93
Figura 47 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6005A na condição solubilizada.....	94
Figura 49 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 1h	97
Figura 51 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 2h	99
Figura 53 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 3h	101
Figura 55 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 4h	104
Figura 57 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 6h	106
Figura 58 - Espectros de difração de raios X da liga 6351 nas condições de bruta solidificação e solubilizado	107
Figura 59 - Espectros de difração de raios-x da liga 6351 envelhecida artificialmente em diferentes tempos	109
Figura 60 - Espectros de difração de raios X da liga 6005A nas condições de bruta solidificação e solubilizado	111
Figura 61 - Espectros de difração de raios X da liga 6005A envelhecida artificialmente em diferentes tempos	113
Figura 62 - Curvas de DSC das ligas 6351 e 6005A.....	114
Figura 63 - Resultados das medidas de dureza (HRB)	116
Figura 64 - Variação da microdureza em (HV) das fases intermetálicas e matriz de alumínio em função do tempo de envelhecimento artificial a 180°C	119

Figura 65 - Evolução do potencial em circuito aberto (OCP) das condições estudadas da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl.....	121
Figura 66 - Curvas do ensaio de polarização linear da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl	122
Figura 67 - Evolução do potencial em circuito aberto (OCP) da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl	125
Figura 68 - Curvas do ensaio de polarização linear da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl	127

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação das propriedades do alumínio e de outros metais a 20°C ..	19
Tabela 2 - Nomenclatura das séries das ligas de alumínio trabalháveis	22
Tabela 3 - Composição química e faixas de resistência à tração das ligas de alumínio trabalháveis	24
Tabela 4 - Composição química e faixas de resistência à tração das ligas de alumínio trabalháveis	25
Tabela 5 - Classificação principais tipos de têmperas.....	26
Tabela 6 - Nomenclatura dos tratamentos de têmpera T	28
Tabela 7 - Principais ligas de alumínio da série 6XXX e seus elementos de liga (% em peso)	32
Tabela 8 -Parâmetros eletroquímicos da liga 6061 em solução de NaCl 3,5%.....	63
Tabela 9 - Composição química das ligas de alumínio 6061, 6005A e 6351	65
Tabela 10 - Composição química (% em peso) das ligas 6351 e 6005A	73
Tabela 11 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição de bruta solidificação (em % massa).....	75
Tabela 12 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição solubilizado a 580°C por 1h (em % massa)	78
Tabela 13 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 1h (em % massa)	80
Tabela 14 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 2h (em % massa)	83
Tabela 15 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 3h (em % massa)	85
Tabela 16 -Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 4h (em % massa)	87
Tabela 17 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 6h (em % massa)	89
Tabela 18 -Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição de bruta solidificação (em % massa).....	92
Tabela 19 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição solubilizada a 540°C por 1h (em % massa)	95

Tabela 20 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 1h (em % massa)	97
Tabela 21 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 2h (em % massa)	99
Tabela 22 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 3h (em % massa)	102
Tabela 23 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 4h (em % massa)	104
Tabela 24 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 6h (em % massa)	106
Tabela 25 - Resultados de dureza da liga 6351 (em HRB)	115
Tabela 26 - Resultados de dureza da liga 6005A (em HRB).....	116
Tabela 27 - Resultados de microdureza em (HV) da liga 6351	118
Tabela 28 - Resultados de microdureza em (HV) da liga 6005A.....	118
Tabela 29 - Valores médios do potencial de circuito aberto obtidos para a liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl	121
Tabela 30 - Parâmetros eletroquímicos obtidos através da curva de PPL das condições estudadas da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl	124
Tabela 31 - Valores do potencial de circuito aberto obtidos das condições estudadas da liga 6005A no ensaio de PPL em solução de 3,5% de NaCl	126
Tabela 32 - Parâmetros eletroquímicos obtidos através da curva de PPL das condições estudadas da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl.....	128

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

1XXX - Série de alumínio 1000

2XXX - Série de alumínio 2000

3XXX - Série de alumínio 3000

4XXX - Série de alumínio 4000

5XXX - Série de alumínio 5000

6XXX - Série de alumínio 6000

7XXX - Série de alumínio 7000

8XXX - Série de alumínio 8000

9XXX - Série de alumínio 9000

α - Alfa

μm - Microns

θ - Teta

% - Porcentagem

AA - Aluminum Association

Al - Alumínio

Al(OH)₃ - Hidróxido de alumínio

Al₂O₃ - Alumina

AlO(OH) - Óxido de hidróxido de alumínio

Al-Mg-Si - Classificação de uma série de alumínio

atm - Atmosfera

Casting - Processo de solidificação de tarugos de alumínio

CFC - Estrutura cúbica de face centrada

cm - Centímetros

Cu - Cobre

Fe - Ferro

GP - Guinier Preston

h - Horas

HRB - Escala de dureza Rockwell B

HF - Ácido fluorídrico

h - Horas

HV - dureza Vickers

MEV - Microscopia ótica de varredura

Mg - Magnésio

min - Minutos

mm - Milímetro

Mn - Manganês

mol - Molar

nm - Nanômetro

O - Oxigênio

Si - Silício

Solidus - Linha de transição da fase líquida para fase sólida no diagrama de fases

Solvus - Linha de transição para fase de solubilidade de elemento de liga no diagrama de fases

T - Temperatura

t - Tempo

Ti - Titânio

β - Beta

EDS - Espectroscopia por Energia Dispersiva de Raios-X

DSC - Calorimetria Exploratória Diferencial

T6 - Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial.

Zn - Zinco

V - Vanádio

GPa - Gigapascal

Q - Fase intermetálica composta por AlMgCuSi

Al₂Cu - Fase de alumínio e cobre

Al₂CuMg - Fase de alumínio, cobre e magnésio

Ecorr - potencial de corrosão

Icorr - densidade da corrente

DRX - difração de raios X

HRB - Dureza de Brinell

SCE - eletrodo saturado de calomelano

I_{pass} - densidade de corrente de passivação

Env. - envelhecido

± - margem de erro ou incerteza

β'' - precipitado de Mg₂Si com morfologia ideal para ligas de Al-Mg-Si

CIG - corrosão intergranular

PFZs - zonas livres de precipitados anódicos

Cr - Cromo

OCP - potencial de circuito aberto

V - Volt

WE - Eletrodo de trabalho

CE - Contra eletrodo de platina

RE - eletrodo de referência de calomelano saturado

NaCl - cloreto de sódio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1	CONSIDERE RAÇÕES GERAIS SOBRE ALUMÍNIO	19
2.2	CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	21
2.2.1	Classificação das têmperas	26
2.3	ELEMENTOS DE LIGA E SEUS EFEITOS NA SÉRIE 6XXX	29
2.4	PROCESSAMENTO E DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA ..	35
2.4.1	Tratamento térmico de homogeneização	36
2.4.2	Processamento das ligas	43
2.4.3	Endurecimento por precipitação	44
2.5	PRECIPITAÇÃO DE FASES NA SÉRIE 6XXX	48
2.6	ANÁLISE TÉRMICA	53
2.7	PROPRIEDADES MECÂNICAS	54
2.8	CORROSÃO LIGAS DA SÉRIE 6XXX	57
2.9	PROPRIEDADES DAS LIGAS 6351 E 6005A.....	64
3	MATERIAIS E MÉTODOS	68
3.1	ANÁLISES QUÍMICAS	68
3.2	TRATAMENTO TÉRMICO	69
3.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	69
3.3.1	Preparação de amostras para microscopia	69
3.3.2	Microscopia ótica	69
3.3.3	Microscopia eletrônica de varredura	70
3.3.4	Difração de raios X	70
3.4	ANÁLISE TÉRMICA	70
3.5	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	71
3.5.1	Medidas de Dureza	71
3.5.2	Medidas de Microdureza	71
3.6	ENSAIOS DE CORROSÃO	71
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	73
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	73
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	73

4.2.1	Microscopia eletrônica de varredura	73
4.2.1.1	Liga 6351 na condição de bruta solidificação	73
4.2.1.2	Liga 6351 na condição solubilizado	76
4.2.1.3	Liga 6351 envelhecida a 180°C por 1h	79
4.2.1.4	Liga 6351 envelhecida a 180°C por 2h	81
4.2.1.5	Liga 6351 envelhecida a 180°C por 3h	84
4.2.1.6	Liga 6351 envelhecida a 180°C por 4h	86
4.2.1.7	Liga 6351 envelhecida a 180°C por 6h	88
4.2.1.8	Liga 6005A na condição de bruta solidificação	90
4.2.1.9	Liga 6005A solubilizada a 540°C por 1h	93
4.2.1.10	Liga 6005A envelhecida a 180°C por 1h	95
4.2.1.11	Liga 6005A envelhecida a 180°C por 2h	97
4.2.1.12	Liga 6005A envelhecida a 540°C por 3h	100
4.2.1.13	Liga 6005A envelhecida a 180°C por 4h	102
4.2.1.14	Liga 6005A envelhecida a 180°C por 6h	105
4.2.2	Difração de raios X	107
4.2.2.1	Espectros de Difração de Raios X liga 6351	107
4.2.2.2	Espectros de Difração de Raios X liga 6005A	110
4.3	CALORIMETRIA DIFERENCIAL EXPLORATÓRIA	114
4.4	PROPRIEDADES MECÂNICAS	115
4.4.1	Medidas de dureza	115
4.4.2	Medidas de microdureza	117
4.5	ENSAIOS DE CORROSÃO	120
4.5.1	Curvas de polarização potenciodinâmica linear da liga 6351	120
4.5.2	Curvas de polarização potenciodinâmica linear da liga 6005A	125
5	CONCLUSÃO	130
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131
	REFERÊNCIAS	132

1 INTRODUÇÃO

O alumínio e suas ligas desempenham um papel de destaque nas indústrias, devido às notáveis propriedades físico-químicas que conferem versatilidade e possibilidade de aplicação do material para fabricação de peças e matérias para a indústria automotiva, tais como automotiva, estruturas para a construção civil. O alumínio ocupa a posição de segundo metal mais utilizado no mundo, com uma produção que registrou mais de 64 milhões de toneladas em 2018. O crescimento contínuo desse setor é impulsionado por uma demanda que cresce em média 6% ao ano. Essa demanda é motivada pela busca incessante por produtos leves, resistentes à corrosão, recicláveis e com excelentes propriedades mecânicas, ao mesmo tempo em que sejam acessíveis em termos de custos. (ROBSON *et al.*, 2020).

A expansão no uso do alumínio se tornou economicamente viável após o desenvolvimento do processo de redução eletrolítica, conhecido como *Hall-Héroult*, em meados do século XIX. Esse processo revolucionou a forma de obtenção do alumínio primário, viabilizando a fabricação em larga escala devido a significativa redução de custos. A combinação entre o menor custo de produção e as notáveis propriedades do alumínio fizeram dele um dos materiais mais utilizados mundialmente no final da década de 1960 (ASHKENAZI, 2019).

Todavia, embora o alumínio puro apresente excelentes propriedades, o material não consegue atender a resistência mecânica mínima para aplicações estruturais e de engenharia, bem como as demandas tecnológicas e inovadoras do mercado. Por essa razão, é comum a adição de elementos de liga ao alumínio com o intuito de aumentar a resistência mecânica e obter propriedades específicas requeridas em alguns tipos de aplicação (ALI FAGEEHI; SAMINATHAN, 2020).

As ligas de alumínio 6005A e 6351, pertencentes à série 6XXX, são ligas de média resistência mecânica e que podem ter sua microestrutura e propriedades alteradas através de tratamentos térmicos. Ambas são reconhecidas pela versatilidade, sendo utilizadas em aplicações estruturais e de automóveis, chapas, tubos, perfis extrudados, dentre outros (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018; TOTTEN; MACKENZIE, 2003) .

No entanto, o desenvolvimento de materiais tecnologicamente avançados, com desempenho mecânico superior, qualidade aprimorada e custos reduzidos é uma

busca constante do mercado e empresas. Por essa razão, as empresas tem impulsionado o setor de inovação, buscando diferenciar-se e manter sua competitividade no mercado do alumínio e suas ligas, buscando sempre o equilíbrio entre custo, benefícios e qualidade (MACKENZIE, 2003).

Nesse contexto, o estudo e o aprimoramento dos conhecimentos científicos relativos tratamentos térmicos aplicados às ligas 6005A e 6351 assumem relevância ímpar, uma vez que esses tratamentos representam o principal mecanismo para o aprimoramento das propriedades mecânicas e controle da microestrutura em ambas.

Portanto, o objetivo geral deste trabalho foi realizar tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial nas ligas de alumínio 6005A e 6351, a fim de comparar seus efeitos na microestrutura, dureza, microdureza e resistência à corrosão. O intuito desse estudo foi gerar informações relevantes que possam contribuir para a promoção de condições favoráveis de produção e redução de custos no processamento em larga escala. Para atingir esses objetivos, foram utilizadas técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura com EDS, difração de raios-X, medidas de dureza e microdureza e polarização potenciodinâmica linear, com aplicação potencial tanto na área acadêmica quanto na pesquisa e na indústria.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE ALUMÍNIO

O alumínio é considerado o metal não-ferroso mais consumido no mundo, devido à combinação de baixo custo e propriedades como baixa densidade, excelente resistência à corrosão, boa condutibilidade térmica e elétrica, alta ductilidade e boa resistência mecânica quando comparado a outros metais, conforme dados apresentados na Tabela 1 (ABAL, 2012; ASM INTERNACIONAL HANDBOOK, 1990; MACKENZIE, 2003).

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que garante ao material boas propriedades mecânicas, tais como alta tenacidade e ductilidade. Este tipo de estrutura cristalina proporciona excelente conformabilidade ao metal, permitindo a fabricação de produtos por extrusão, laminação e trefilação em larga escala (MATHERS, 2002; MOHAMMED; MAHDI, 2021).

Tabela 1 - Comparação das propriedades do alumínio e de outros metais a 20°C

Propriedade	Alumínio	Ferro	Níquel	Cobre	Titânio
Estrutura cristalina	CFC	CCC	CFC	CFC	HC
Densidade (g/cm ³)	2,7	7,85	8,9	8,93	4,5
Ponto de fusão (°C)	660	1536	1455	1083	1670
Resistência à tração (MPa)	65	235	300	210	245

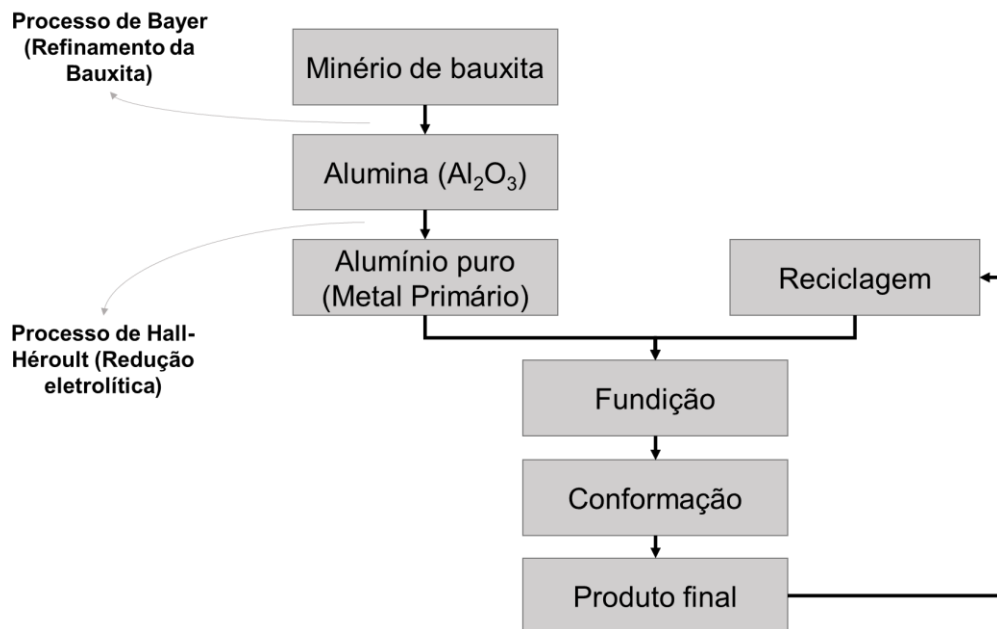
Fonte: Adaptado de Mathers (2002, p. 19).

O alumínio não é encontrado naturalmente na forma metálica, devido a sua grande afinidade química e reatividade com o oxigênio. O metal é comumente encontrado na natureza na forma de óxido de alumínio (Al₂O₃), também conhecido como alumina. A alumina é um composto presente em abundância no minério de bauxita (AlO(OH) ou Al(OH)₃), necessitando passar pelo processo de refinamento denominado Bayer para purificação e obtenção do composto de alumina. (ASHKENAZI, 2019; MACKENZIE, 2003).

Posteriormente ao processo *Bayer*, a alumina no estado sólido é submetida ao processo de redução eletrolítica conhecido como *Hall-Héroult* que basicamente consiste na imersão da alumina em um banho de criolita (Na_3AlF_6) sob altas temperaturas, podendo variar em uma faixa de 950°C a 980°C . O resultado deste processo consiste na obtenção de oxigênio e alumínio metálico no estado líquido com um índice de pureza que muitas vezes é superior a 99%.

A Figura 1 apresenta o fluxograma dos macroprocessos envolvidos desde o refinamento da bauxita (Processo de Bayer) até a obtenção do produto final.

Figura 1 - Fluxograma dos macroprocessos para obtenção de alumínio



Fonte: Adaptado de Ashkenazi (2019, p. 103).

A utilização do processo de *Bayer* em conjunto com a técnica de *Hall-Héroult* se tornou um marco importante para a indústria e sociedade moderna, pois ambos viabilizaram a produção em larga escala e redução expressiva dos custos de produção do alumínio metálico. A combinação dos dois processos foi otimizada em meados de 1918 e o alumínio se popularizou mundialmente. Por essa razão, em meados de 1960, o alumínio já havia se tornado um dos metais mais utilizados em todo o mundo (ASHKENAZI, 2019).

2.2 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio se destacam por sua ampla variedade de propriedades mecânicas, sendo classificadas em dois grupos distintos: ligas para fundição e ligas trabalháveis. Cada grupo possui uma série de ligas categorizadas de acordo com um sistema padrão de nomenclatura, que simplifica a identificação e seleção da liga mais adequada para cada aplicação específica. Esse sistema é composto por números e letras que indicam informações essenciais sobre a composição química, tratamento térmico e acabamento superficial utilizados no processamento do material, tornando a escolha mais precisa e eficiente. (ASHKENAZI, 2019; CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019).

As ligas de alumínio para fundição, também conhecidas como *casting alloys* em inglês, são materiais formulados especialmente para fabricação através do processo de fundição, onde o metal líquido é vazado em um molde e solidificado para obter peças com geometrias complexas. Essas ligas geralmente têm Si adicionado em sua composição química com o intuito de melhorar a fluidez, evitar trincas de contração e facilitar preenchimento do molde durante o processo de fundição (SILVA, 2015).

Posteriormente, as peças fundidas podem passar por etapas adicionais de conformação, como laminação, extrusão, estampagem, forjamento ou usinagem para adquirir a forma final desejada. Os principais produtos fabricados a partir dessas ligas incluem chapas, folhas e perfis (ABAL, 2012; ASHKENAZI, 2019; GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007).

As ligas de alumínio trabalháveis, por outro lado, possuem a capacidade de serem submetidas a processos de trabalho mecânico, como laminação, extrusão ou trefilação a fim de obter a forma final desejada. Os produtos resultantes das ligas trabalháveis geralmente se apresentam na forma de laminados planos (placas, chapas e folhas), hastes, barras, fios, tubos e perfis. A maioria desses produtos são utilizados pela indústria de transformação (SANKARAN; MISHRA, 2017a).

A nomenclatura das ligas de alumínio trabalháveis é internacionalmente difundida e reconhecida através do padrão estabelecido pela *The Aluminum Association* (AA).

Por convenção, as ligas de alumínio trabalháveis, são nomeadas através de uma sequência de quatro dígitos, sendo o primeiro correspondente à família ou elemento(s) de liga principal. O segundo dígito indica modificações feitas na

composição em relação à liga principal e os dois últimos indicam alguma modificação específica na liga (CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019; SANKARAN; MISHRA, 2017a).

A Tabela 2 mostra a designação das ligas trabalháveis, foco deste trabalho, de acordo com os elementos de liga principais de cada série.

Tabela 2 - Nomenclatura das séries das ligas de alumínio trabalháveis

Principais elementos de liga	Série da liga
Mínimo de 99,00% de alumínio	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX

Fonte: Sankaran e Mishra (2017^a, p. 64).

Algumas exceções podem ocorrer, por exemplo, nas ligas da série 1XXX, em que é comum utilizar os dois últimos dígitos para indicar o percentual de pequenas impurezas. Além disso, as ligas das séries 2XXX e 7XXX podem conter outros elementos adicionados à sua composição. A série 8XXX é reservada para ligas que podem conter simultaneamente ou não elementos como estanho (Sn), lítio (Li) e ferro (Fe), e suas composições podem variar consideravelmente dentro da mesma família (OZESMI *et al.*, 1985; PIPANO, 2016).

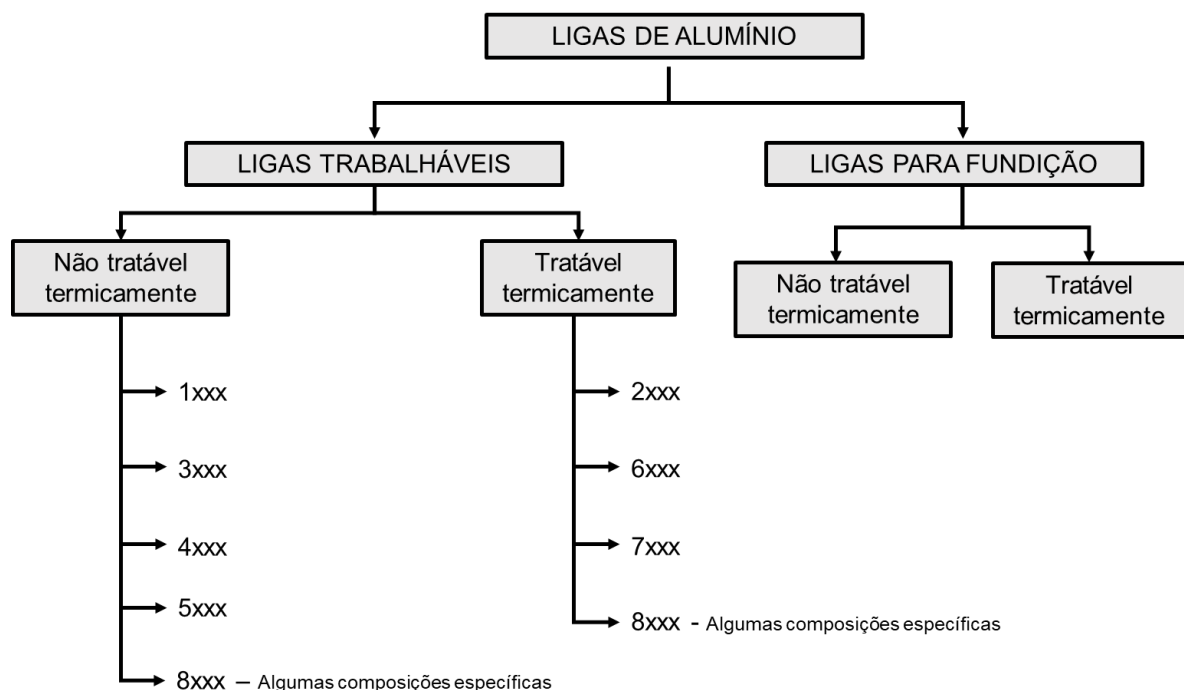
As ligas das séries 1XXX, 3XXX e 6XXX são conhecidas pela baixa dureza ou como "mais maleáveis", enquanto as séries 2XXX, 5XXX e 7XXX pela maior dureza ou como "mais rígidas". Essa diferenciação é atribuída à facilidade ou dificuldade de extrusão destas ligas durante o processamento. Ligas mais rígidas exigem maior força durante o processo de prensagem ou extrusão, o que pode resultar em um custo final mais elevado.

Embora algumas ligas sejam mais complexas de extrudar, determinadas propriedades e aplicações podem justificar a complexidade no processamento e consequente aumento do custo. Um exemplo disto são as ligas da família 5XXX que apresentam excelente resistência à corrosão e são frequentemente extrudadas para

a fabricação de componentes utilizados em aplicações navais (CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019).

Outro aspecto importante a ser considerado em relação às ligas de alumínio são os diferentes mecanismos de endurecimento ou reforço mecânico que podem ser empregados. Tanto as ligas de fundição quanto as ligas trabalháveis são passíveis de tratamento térmico, conforme ilustrado na Figura 2. No entanto, este trabalho se concentrará especificamente nas ligas trabalháveis que podem ser tratadas termicamente (SANKARAN; MISHRA, 2017a).

Figura 2 - Classificação das ligas de alumínio trabalháveis e para fundição



Fonte: Adaptado de Chauhan (2017, p. 386).

As ligas de alumínio não tratáveis termicamente têm sua resistência mecânica aumentada por meio de uma sequência de etapas de processamento que envolvem a deformação plástica da liga a quente ou a frio. Embora não possam ser tratadas termicamente, algumas ligas desse tipo podem ser submetidas a tratamentos adicionais, como recozimento total ou parcial da liga (VARGEL, 2020b).

Por outro lado, as ligas de alumínio tratáveis termicamente podem ser trabalhadas mecanicamente a frio e, em seguida, submetidas a tratamento térmico para endurecimento por precipitação de uma segunda fase na matriz de alumínio. O

endurecimento por precipitação consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada para solubilização dos elementos, seguido de resfriamento rápido para formar uma solução sólida supersaturada seguido da etapa de envelhecimento natural ou artificial (ASHKENAZI, 2019; VARGEL, 2020b).

A Tabela 3 fornece uma comparação dos limites de resistência mínimos e máximos à tração das ligas de alumínio trabalháveis que foram submetidas a processamento a quente ou a frio. Já na Tabela 4 são apresentadas algumas propriedades específicas e aplicações comuns para as ligas desta série, ressaltando a sua ampla versatilidade.

Tabela 3 - Composição química e faixas de resistência à tração das ligas de alumínio trabalháveis

Série	Elementos principais da série	Faixa de resistência à tração (Mpa)	
		Mínimo	Máximo
1XXX	Al	70	175
2XXX	Al-Cu-Mg (1% à 2,5% Cu)	170	310
2XXX	Al-Cu-Mg-Si(3% à 6% Cu)	380	520
3XXX	Al-Mn-Mg	140	280
4XXX	Al-Si	105	350
5XXX	Al-Mg (1% à 2,5% Mg)	140	280
5XXX	Al-Mg-Mn (3% à 6% Mg)	280	380
6XXX	Al-Mg-Si	150	380
7XXX	Al-Zn-Mg	380	520
7XXX	Al-Zn-Mg-Cu	520	620
8XXX	Al-Li-Cu-Mg	280	560

Fonte: Adaptado de Ozesmi *et al.*, (1985, p. 13).

Tabela 4 - Composição química e faixas de resistência à tração das ligas de alumínio trabalháveis

Série	Propriedades	Aplicações
1XXX	Excelente resistência à corrosão, boa condutividade elétrica e térmica, boa maleabilidade.	Alumínio puro comercial (não tratado termicamente), aplicações elétricas, cabos e tanques.
2XXX	Alta resistência mecânica e tenacidade. Pode ser reforçado por tratamento térmico em solução	Estruturas de aeronaves, revestimento de aeronaves, construções aeronáuticas, câmara de foguetes, peças de satélites, vigas e placas de blindagem
3XXX	Boa maleabilidade combinada com moderada resistência.	Utensílios de cozinha, latas de bebidas de alumínio, painéis e chapas.
4XXX	Quantidades suficientes de silício reduzem o ponto de fusão do alumínio.	Materiais de adição para soldagem de ligas da série 6XXX utilizadas nas indústrias automotivas e para aplicações estruturais.
5XXX	Alta resistência, excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos e boa soldabilidade.	Chapas de alumínio, indústrias automotivas, aplicações marítimas, aplicações militares, vasos de pressão, tanques de armazenamento, aplicações de construção civil, construção de pontes.
6XXX	Alta resistência, boa soldabilidade, boa trabalhabilidade e excelente resistência à corrosão.	Construções de aeronaves e navios, aplicações militares, chapas de alumínio, indústrias e peças automotivas, aplicações estruturais.
7XXX	Resistência muito alta e boa tenacidade à fratura.	Construção de aeronaves e aplicações automotivas e militares, construções civis, acessórios, engrenagens e eixos.
8XXX	Alta resistência, rigidez e boa conformabilidade.	Aeronaves e aplicações militares.
9XXX	Alta resistência.	Destinada para ligas especiais e novas.

Fonte: Adaptado de Ashkenazi, (2019, p. 107).

2.2.1 Classificação das têmperas

Além da classificação padrão estabelecida pela Associação do Alumínio, é comum que a nomenclatura da liga seja acompanhada da designação de têmpera. Esta designação adicional fornece informações mais detalhadas sobre o tipo de trabalho mecânico e tratamento térmico utilizados durante o processamento (GEORGANTZIA; GKANTOU; KAMARIS, 2021).

A designação das têmperas pode ser dividida em cinco categorias, conforme especificado na Tabela 5.

Tabela 5 - Classificação principais tipos de têmperas

Sufixo da Têmpera	Tratamento	Aplicação
F	Conforme fabricada	São utilizados os produtos fabricados por fundição, trabalho a quente, processos de trabalho a frio sem controle de temperatura elevada ou endurecimento por trabalho.
O	Recozida	As peças fundidas são recozidas para melhorar a ductilidade e a estabilidade dimensional. Os produtos semi-forjados são recozidos para obter uma têmpera de menor resistência.
H	Encruada (deformada à frio)	Os produtos trabalhados somente são endurecidos por trabalho com ou sem tratamentos suplementares de temperatura elevada para obter a ductilidade desejada com menor resistência. O H é sempre seguido por dois ou mais dígitos.
W	Solubilizada	As ligas que envelhecem à temperatura ambiente após tratamento térmico em solução para produzir têmpera instável. Esta designação é apropriada somente quando o tempo do envelhecimento é indicado.
T	Tratada termicamente	Os produtos que apresentam têmpera estável após tratamento térmico com ou sem endurecimento por trabalho suplementar. O T é sempre seguido por um ou vários dígitos.

A têmpera designada pela letra F indica que uma determinada liga não sofreu nenhum tipo de tratamento térmico ou trabalho mecânico. Porém, no tratamento de recozimento (O), é aplicado com o objetivo de diminuir a resistência mecânica, aumentando a estabilidade dimensional e ductilidade da peça.

A têmpera W é utilizada para indicar que uma solução foi tratada termicamente por um longo período de tempo até que a estabilidade fosse atingida. Por outro lado, a têmpera T é utilizada para designar soluções que, tratadas termicamente, atingem a estabilidade em apenas algumas semanas. (CAGLIONI, 2017; MUKHOPADHYAY, 2012a)

A têmpera designada pela letra H é comumente utilizada para se referir às ligas que foram endurecidas por trabalho mecânico. No entanto, essa classe apresenta três subdivisões que envolvem tratamentos de altas temperaturas, como o recozimento para recristalização parcial e tratamentos térmicos de estabilização. Esses processos visam melhorar as propriedades mecânicas e a estabilidade dimensional das ligas, garantindo um desempenho adequado em diferentes aplicações.

- H1: liga trabalhada mecanicamente a frio. Essa designação pode ser seguida por um dígito adicional para indicar o grau de endurecimento da liga;
- H2: refere-se a uma liga trabalhada mecanicamente a frio e parcialmente recozida. Essas etapas têm o objetivo de reduzir a resistência mecânica e aumentar a ductilidade da liga. O dígito adicional pode ser usado para indicar o grau específico de endurecimento alcançado;
- H3: Indica uma liga trabalhada mecanicamente a frio e estabilizada por meio de tratamento em baixa temperatura ou pela redução do calor introduzido durante a fabricação. Esse tratamento é essencial para evitar o amolecimento induzido pelo envelhecimento da liga.

Para os três grupos pode ser adicionado um terceiro ou quarto dígito para indicar o grau de endurecimento após o tratamento. (MUKHOPADHYAY, 2012a)

A classe de têmperas T serve para indicar tratamentos térmicos diversos, tais como os de envelhecimento natural e artificial após a solubilização. Os tipos de têmpera e uma breve descrição estão apresentados na Tabela 6.

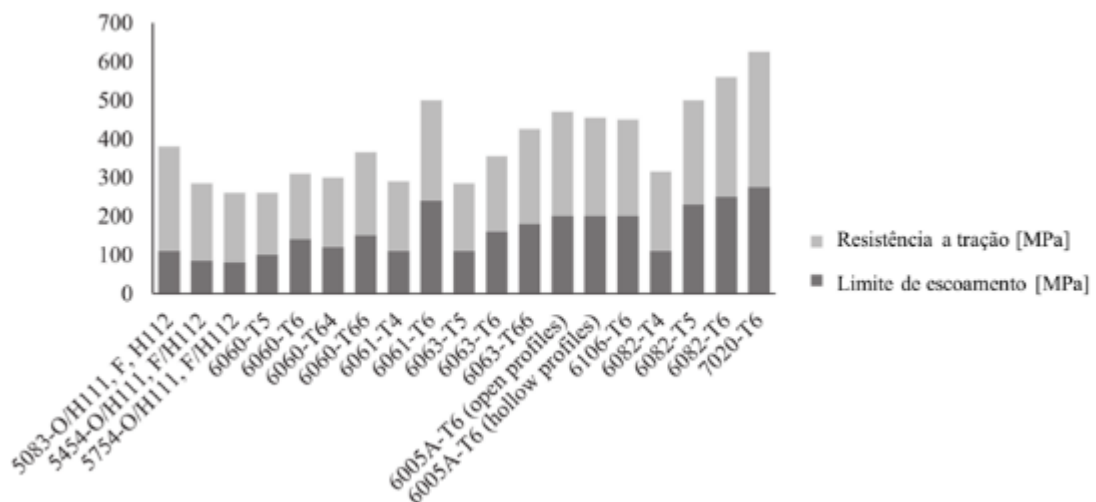
Tabela 6 - Nomenclatura dos tratamentos de têmpera T

Sigla	Descrição
T1	Alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente e envelhecimento natural.
T2	Alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, trabalho mecânico a frio e envelhecimento natural.
T3	Solubilização, trabalho mecânico a frio e envelhecimento natural.
T4	Solubilização e envelhecimento natural.
T5	Alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente e envelhecimento artificial.
T6	Solubilização e envelhecimento artificial.
T7	Solubilização e estabilização (sobre envelhecimento).
T8	Solubilização, trabalho mecânico a frio e envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e trabalho mecânico a frio.
T10	Alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, trabalho mecânico a frio e envelhecimento artificial.

Fonte: Adaptado de Mukhopadhyay (2012, p. 5).

A composição química bem como o tipo de têmpera aplicada durante o processamento são fatores que influenciam diretamente na microestrutura e propriedades das ligas de alumínio, conforme pode ser observado na Figura 3.

Figura 3 - Comparação dos valores de limite de escoamento e resistência à tração de ligas de alumínio comerciais



Fonte: Georgantzia, Gkantou e Kamaris (2021, p. 3).

Um exemplo ilustrativo da influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas pode ser observado na Figura 3 para as ligas de alumínio 6061-T6 e 6061-T4. Embora ambas possuam a mesma composição química, a têmpera T6 resulta em valores superiores de resistência à tração e limites de escoamento. No caso das ligas da série 6XXX, a têmpera T6 é frequentemente empregada com esta finalidade. (CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019; GEORGANTZIA; GKANTOU; KAMARIS, 2021).

2.3 ELEMENTOS DE LIGA E SEUS EFEITOS NA SÉRIE 6XXX

A adição de elementos de liga ao alumínio é realizada com o objetivo de otimizar principalmente as propriedades mecânicas, pois o metal puro é muito macio e dúctil para a grande maioria das aplicações. No entanto, o efeito dos elementos de liga também pode ser observado na densidade, condutividade elétrica, soldabilidade, resistência à corrosão e resistência à fadiga do material (MUKHOPADHYAY, 2012a).

As ligas de alumínio modernas, apesar de serem formuladas com diversos elementos de liga em sua composição, nem sempre apresentam todas as propriedades desejadas. Portanto, é essencial realizar uma avaliação criteriosa das vantagens e desvantagens específicas de cada liga, levando em consideração a aplicação final (ABAL, 2012).

Os elementos de liga no alumínio são categorizados em termos de percentual adicionado e grau de influência na modificação da microestrutura, sendo divididos em três grupos: elementos de liga principais, elementos secundários ou dopantes (auxiliam na neutralização de algum outro componente) e impurezas. Porém, é importante ressaltar que dependendo da natureza da liga, os elementos podem desempenhar uma função totalmente diferente e transitar dentro destas categorias (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007).

De modo geral, os elementos classificados como principais para ligas de alumínio são silício (Si), magnésio (Mg), cobre (Cu) e zinco (Zn). A adição de uma maior quantidade desses elementos é possível devido à alta solubilidade que eles apresentam no alumínio (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007).

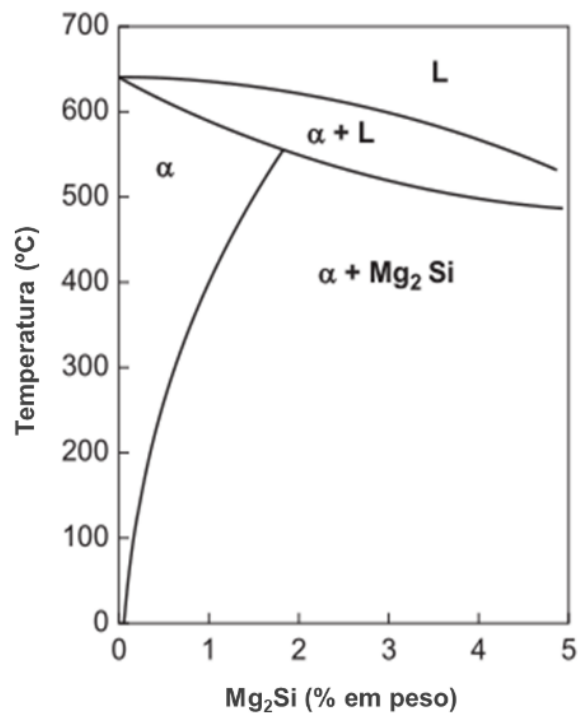
Os elementos de ligas principais formam fases eutéicas (também conhecidas como fases pseudo-binárias) específicas. O termo “binária” significa que duas fases

coexistem simultaneamente, enquanto “pseudo” indica que há mais de dois elementos que constituem as duas fases (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007; SARKAR *et al.*, 2015).

Um requisito essencial para estes sistemas pseudo-binários é a existência de uma solubilidade em solução sólida em equilíbrio que varia com a temperatura, caracterizada por um aumento da solubilidade conforme o aumento da temperatura. A Figura 4 mostra este sistema para uma liga de Al-Mg-Si.

Embora essa condição seja satisfeita pela maioria dos sistemas de ligas binárias de alumínio, muitos deles apresentam endurecimento por precipitação muito limitado e não são consideradas tratáveis termicamente (SARKAR *et al.*, 2015).

Figura 4 - Diagrama de fase pseudo-binário do sistema Al-Mg₂Si



Fonte: Adaptado de de Vargel (2020^a, p. 488).

Por outro lado, os elementos secundários são adicionados em quantidades significativamente menores em relação aos elementos principais, representando uma concentração de apenas 0,01% a 0,1% do total da liga. Os elementos secundários mais utilizados são o manganês (Mn), titânio (Ti), cromo (Cr), níquel (Ni), vanádio (V), ferro (Fe), cério (Ce), escândio (Sc), berílio (Be), cádmio (Cd) e boro (B).

Os elementos secundários oferecem benefícios significativos, como o reforço adicional proporcionado pela formação de uma segunda fase e, no caso da adição de Ti e Zr, o refinamento do tamanho dos grãos, o que melhora a formabilidade. Além disso, outros elementos como Zr, Cr, Mn e V podem contribuir para o aumento da resistência à corrosão (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007).

O silício (Si) e o ferro (Fe) são impurezas comumente encontradas no alumínio, mas geralmente são prejudiciais para as propriedades mecânicas da liga. Isso ocorre porque esses elementos promovem a formação de partículas esferoidizadas que reduzem a ductilidade, resistência à fratura e fadiga da liga (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007; POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

As ligas da série 6XXX, enfoque deste trabalho, possuem Si e Mg como elementos de liga principais. A presença destes dois elementos tem um papel fundamental no endurecimento por precipitação da liga, pois reagem para formar o composto Mg_2Si (siliceto de magnésio) que impacta significativamente na sequência de envelhecimento e propriedades da liga (MUKHOPADHYAY, 2012a).

O Mg_2Si é um composto que apresenta baixa estabilidade térmica, o que significa que pode passar por transformações metaestáveis quando submetido a tratamentos térmicos posteriores na liga (GLAZOFF; ZOLOTOREVSKY; BELOV, 2007).

O Mg_2Si apresenta uma solubilidade máxima de 1,85% (em peso) a 595°C e dá origem ao sistema eutético simples com o alumínio, conforme pode ser observado na Figura 4. Em temperaturas mais elevadas o composto se dissolve, formando uma solução sólida. No entanto, conforme a diminuição da temperatura o composto reduz a sua solubilidade, formando precipitados endurecedores de Mg_2Si (MUKHOPADHYAY, 2012a).

Ambos os elementos são adicionados em proporções próximas para promover a formação do Mg_2Si , sendo a razão mínima necessária de 1,73. A variação da razão entre os elementos Mg/Si impacta diretamente na solubilidade do composto e propriedades da liga (VARGEL, 2020a).

O excesso de silício em relação a estequiometria do composto Mg_2Si (1,73) promove uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas. No entanto, o silício tende a segregar nos contornos de grãos, tornando a liga mais susceptível à corrosão intergranular e por pite devido a sua natureza catódica na matriz de alumínio (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018; VARGEL, 2020a).

De maneira isolada, o silício proporciona maior fluidez às ligas no estado fundido, tornando-as mais fáceis de conformar. Além disso, o elemento aumenta a dureza da liga e proporciona maior resistência à abrasão, reduzindo em contrapartida a usinabilidade e coeficiente de expansão térmica (CUI; MISHRA; JUNG, 2018; FAYOMI; POPOOLA; UDOYE, 2017; RANA; PUROHIT; DAS, 2012).

O magnésio, por sua vez, também promove um aumento na resistência mecânica da liga, sem reduzir a sua ductilidade. Além disso, o elemento proporciona boa resistência à corrosão e soldabilidade, afetando apenas a capacidade de conformação da liga. (FAYOMI; POPOOLA; UDOYE, 2017; MUKHOPADHYAY, 2012b; RANA; PUROHIT; DAS, 2012).

A Tabela 8 mostra a composição química das principais ligas desta série, destacando que em todas elas os elementos de liga predominantes são o Si e Mg.

Tabela 7 - Principais ligas de alumínio da série 6XXX e seus elementos de liga (% em peso)

Liga	Si	Mg	Fe	Cu	Mn
6063	0,20 a 0,60	0,45 a 0,90	0,35	0,10	0,10
6060	0,30 a 0,60	0,35 a 0,60	0,10 a 0,30	0,10	0,10
6082	0,70 a 1,30	0,60 a 1,20	0,50	0,10	0,40 a 1,00
6016	1,00 a 1,50	0,25 a 0,60	0,50	0,20	0,20
6061	0,40 a 0,80	0,80 a 1,20	0,70	0,15 a 0,40	0,15
6111	0,50 a 1,10	0,50 a 1,00	0,40	0,50 a 0,90	0,10 a 0,45
6013	0,60 a 1,00	0,80 a 1,20	0,50	0,60 a 1,10	0,20 a 0,80
6056	0,70 a 1,30	0,60 a 1,20	0,50	0,50 a 1,10	0,40 a 1,00

Fonte: Adaptado de de Vargel (2020^a, p. 486).

O elemento de liga Cu além possui boa solubilidade no alumínio, permitindo o aumento da resistência mecânica durante o envelhecimento artificial, além de melhorar a usinabilidade da liga. Por outro lado, o Cu pode reduzir a ductilidade e resistência a corrosão. Nas ligas da série 6XXX, a presença de Cu pode levar a formação precipitados: Al_2Cu , Al_2CuMg , e a $Al_3Cu_2Mg_9Si_7$ (fase Q) que reforçam mecanicamente a liga. A fase Q é reportada (CUI; MISHRA; JUNG, 2018; RANA; PUROHIT; DAS, 2012).

O elemento de liga Fe é considerado uma impureza comum em todas as ligas de alumínio devido a sua baixa solubilidade. Por essa razão, o Fe promove a formação de fases intermetálicas que afetam a microestrutura e propriedades mecânicas, reduzindo principalmente a ductilidade e capacidade de extrusão da liga.

As fases intermetálicas mais comuns a serem formadas para as ligas do sistema Al-Mg-Si durante a solidificação são α -AlFeSi, β -AlFeSi, $Al_8FeMg_3Si_6$, $Al_{13}Fe_4$. (ANTOLIN *et al.*, 2020; CUI; MISHRA; JUNG, 2018; POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

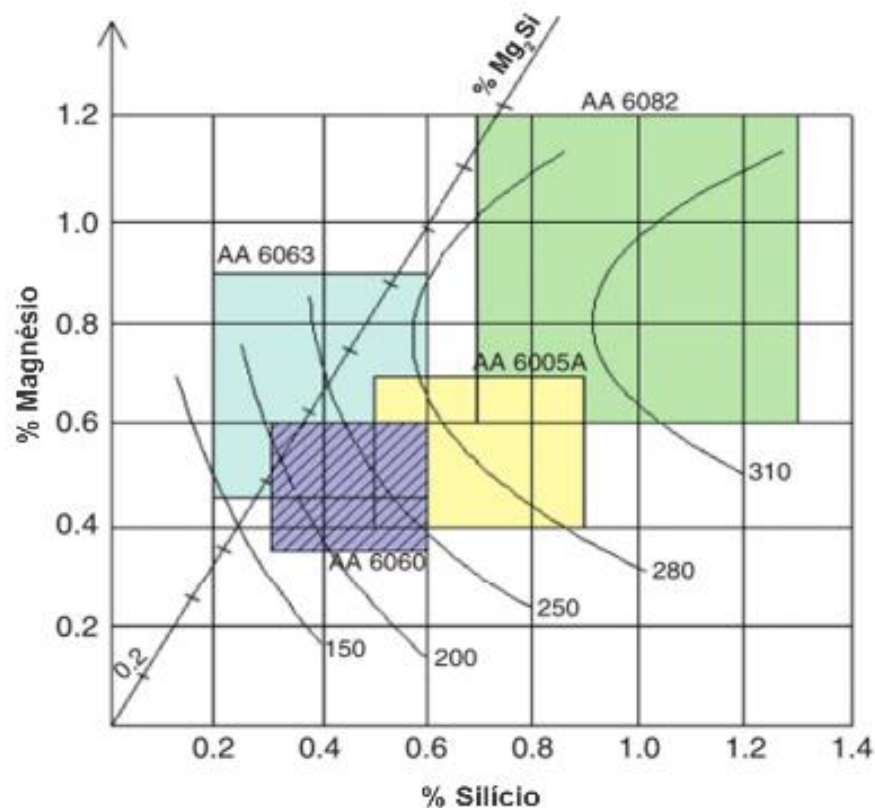
O Manganês (Mn), combinado ou não ao Cromo (Cr), atua como um modificador de microestrutura, sendo capaz de provocar alterações que melhoram a ductilidade, resistência mecânica, corrosão e à fadiga. Além de ter efeito significativo nos processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos na liga (CUI; MISHRA; JUNG, 2018; RANA; PUROHIT; DAS, 2012).

O Zinco (Zn) é considerado uma impureza na maioria das ligas de alumínio, sendo aceitável em quantidades mínimas para não ser prejudicial às propriedades. O zinco é considerado como elemento de liga principal somente para as ligas da série 7xxx, permitindo que elas também sejam endurecidas por precipitação. Porém, pode reduzir a resistência à corrosão e soldabilidade (FAYOMI; POPOOLA; UDOYE, 2017; RANA; PUROHIT; DAS, 2012).

Mais de 80% do alumínio processado é utilizado para a fabricação de ligas trabalháveis que passam por processos termomecânicos como extrusão e laminação, para produzir folhas, chapas, lingotes e tarugos. Essas ligas são especialmente adequadas para a extrusão devido à baixa quantidade de solutos e ao alto ponto de fusão. Esta característica permite a produção de peças com alta velocidade de processamento, excelente acabamento superficial e alta estabilidade dimensional (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018; ROBSON *et al.*, 2020).

A facilidade de extrusão das ligas da série 6XXX está associada à quantidade de Mg e Si na composição química. Quanto maior a quantidade destes elementos, maior a quantidade de fases Mg_2Si e, conseqüentemente, a resistência mecânica do material (Figura 5). A avaliação da composição química é importante para determinação correta dos parâmetros de extrusão e escolha da liga mais adequada para cada tipo de aplicação.

Figura 5 - Resistência à tração versus composição química para ligas da série 6XXX destinadas para extrusão (curvas de constante em MPa em têmpera T5)



Fonte: Sanders e Staley (2019, p. 183).

Por essa razão, as ligas extrudadas da série 6XXX são divididas em três subgrupos principais, dependendo do percentual de Mg e Si na composição:

- Ligas balanceadas: são ligas de baixa resistência, com a quantidade de Mg e Si balanceadas para formação de Mg_2Si , variando entre 0,8 a 1,2% do percentual em peso. Essas ligas possuem pouco ou nenhum excesso de Si na composição. Em geral, as ligas tem boa extrudabilidade e

dispensam tratamentos térmicos posteriores. Exemplos: ligas 6060, 6101 e 6063.

- Ligas com excesso de Si: as ligas desta categoria possuem quantidade balanceada de Mg e Si (cerca de 1,4% do percentual em peso), e um pequeno excesso Si e Mg em relação ao necessário para formar o Mg_2Si . Este excesso combinado à presença de outros elementos de liga promove o aumento da resistência mecânica após o envelhecimento. Exemplos: ligas 6061, 6261.
- Ligas com um alto excesso de Si: são ligas de média a alta resistência mecânica e que contêm silício em quantidade superior ao necessário para formação do composto Mg_2Si . Exemplos: ligas 6351, 6082 e 6005A (MARIA; MARTINS, 2008; SANDERS; STALEY, 2019; SHEPPARD, 1999) .

2.4 PROCESSAMENTO E DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA

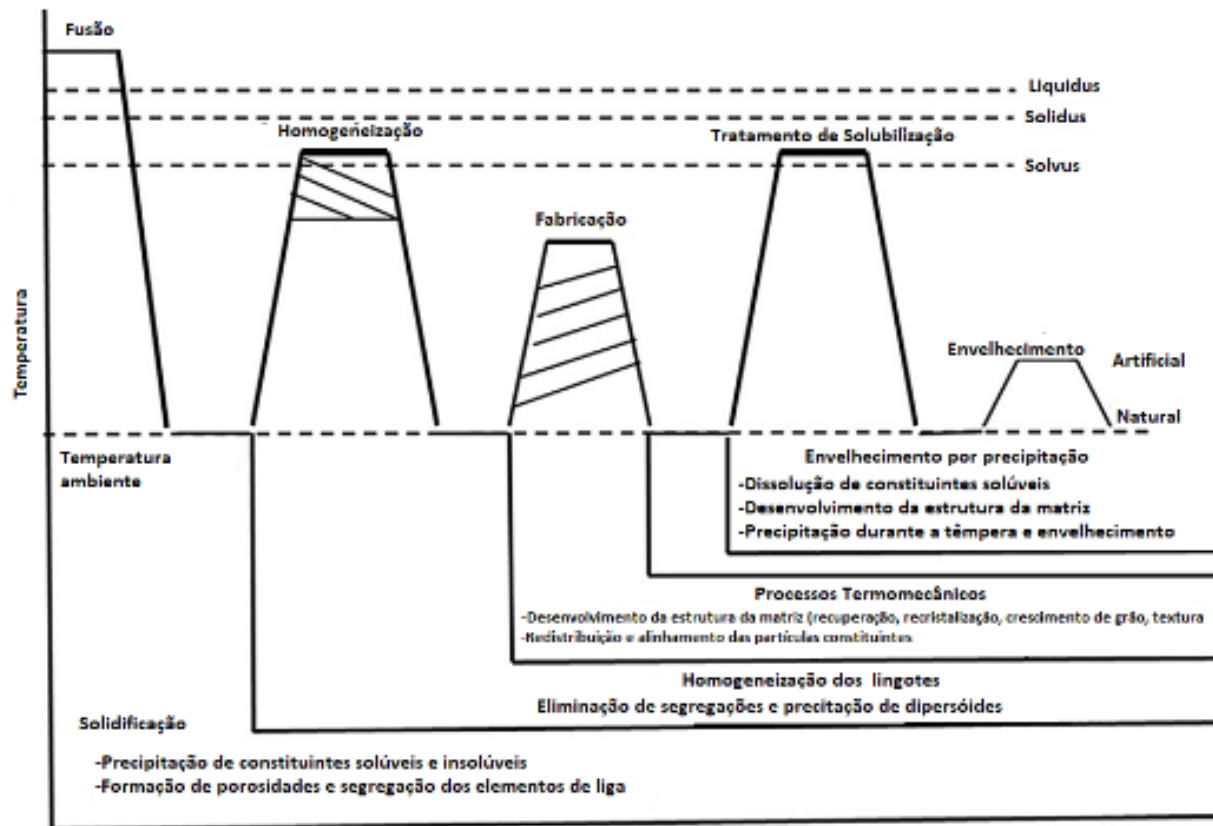
A metalurgia das ligas de alumínio é influenciada por uma quantidade significativa de fatores, os quais têm impacto direto na formação da microestrutura e propriedades do material.

Neste contexto, podemos destacar o uso de diferentes técnicas e etapas de processamento que, associadas à adição de elementos de liga, podem modificar a microestrutura para obtenção das propriedades desejadas, atendendo às demandas cada vez mais exigentes do mercado (SANKARAN; MISHRA, 2017a).

Nas ligas da série 6XXX, as etapas de processamento podem incluir: solidificação rápida após a fusão, tratamentos térmicos de homogeneização e solubilização, conformação termomecânica e envelhecimento natural ou artificial. Cada etapa de processamento tem uma função específica e seu efeito pode variar dependendo da composição da liga e parâmetros como tempo e temperatura utilizados.

A Figura 6 apresenta um esquema das principais etapas de processamento utilizadas para modificação da microestrutura das ligas de alumínio tratáveis termicamente e endurecidas por precipitação.

Figura 6 - Etapas de processamento para o desenvolvimento de microestrutura em ligas comerciais de alumínio endurecidas por precipitação



Fonte: Sankaran e Mishra (2017^a, p. 62).

2.4.1 Tratamento térmico de homogeneização

A homogeneização é a primeira etapa de processamento aplicada após a fusão e solidificação da liga de alumínio. O tratamento tem como finalidade obter ligas com uma microestrutura mais homogênea, reduzindo segregações e dissolvendo fases intermetálicas (UTTARASAK *et al.*, 2019).

A homogeneização é uma etapa crítica e fundamental para o desenvolvimento da microestrutura adequada para que as ligas sejam posteriormente submetidas à processos de conformação por extrusão, laminação e forjamento (MUKHOPADHYAY, 2012b; POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

Durante o resfriamento do alumínio ocorre a formação de pequenos cristais, denominados dendritas, que dão origem aos grãos na microestrutura do alumínio sólido, conforme Figura 7.

A quantidade de solutos presente entre as dendritas (região com metal líquido) é muito maior do que em regiões onde o alumínio já está solidificado. Portanto, as regiões interdendríticas são ricas em microsegregações e de fases secundárias frequentemente prejudiciais para as propriedades das ligas alumínio (PIPANO, 2016; POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

Figura 7 - Formação do grão e regiões interdendríticas



Fonte: Perrela (2008, p. 35).

A formação de microsegregações nestas regiões está associada a baixa solubilidade de alguns elementos de liga no alumínio em estado sólido, levando a formação de fases secundárias na microestrutura da liga fundida. A quantidade e morfologia destas fases dependerá do tamanho grão, composição química e tempo de solidificação (HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).

Embora a função principal da homogeneização seja reduzir estas microsegregações e aumentar a homogeneidade na composição da liga, o tratamento também é utilizado para permitir a precipitação em altas temperaturas de partículas de dispersóides a partir de elementos de transição supersaturados no estado fundido, tais como cromo, manganês e zircônio.

As partículas dispersóides formadas nesta condição são estáveis e auxiliam no controle da estrutura do grão após o processamento, promovendo maior tenacidade à fratura (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

De modo geral, o tratamento de homogeneização promove os seguintes efeitos na liga: homogeneização da composição química, precipitação de elementos de transição supersaturados na forma de partículas dispersóides, redução de microsegregações, dissolução de fases e precipitados não estáveis, aumento do tamanho de intermetálicos estáveis, redução de tensões internas e crescimento dos grãos (MUKHOPADHYAY, 2012b; POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

Para as ligas da série 6XXX, as principais partículas intermetálicas formadas durante o processo de solidificação são as de β -AlFeSi (geralmente β -Al₅FeSi), α -AlFeSi (geralmente α -Al₈Fe₂Si) e Mg₂Si e Si. A sequência de precipitação destas fases está representada na equação (1) (ANTOLIN *et al.*, 2020; HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).



O principal objetivo do tratamento da homogeneização nas ligas dessa série é transformar as partículas de β -AlFeSi em intermetálicos do tipo α -AlFeSi (conhecido como “*escrita chinesa*”). Os intermetálicos β -AlFeSi possuem estrutura cristalina monoclinica e uma morfologia altamente facetada e ligada à matriz de alumínio, sendo mais prejudiciais em termos de redução da ductilidade e capacidade de extrusão da liga (ANTOLIN *et al.*, 2020; HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).

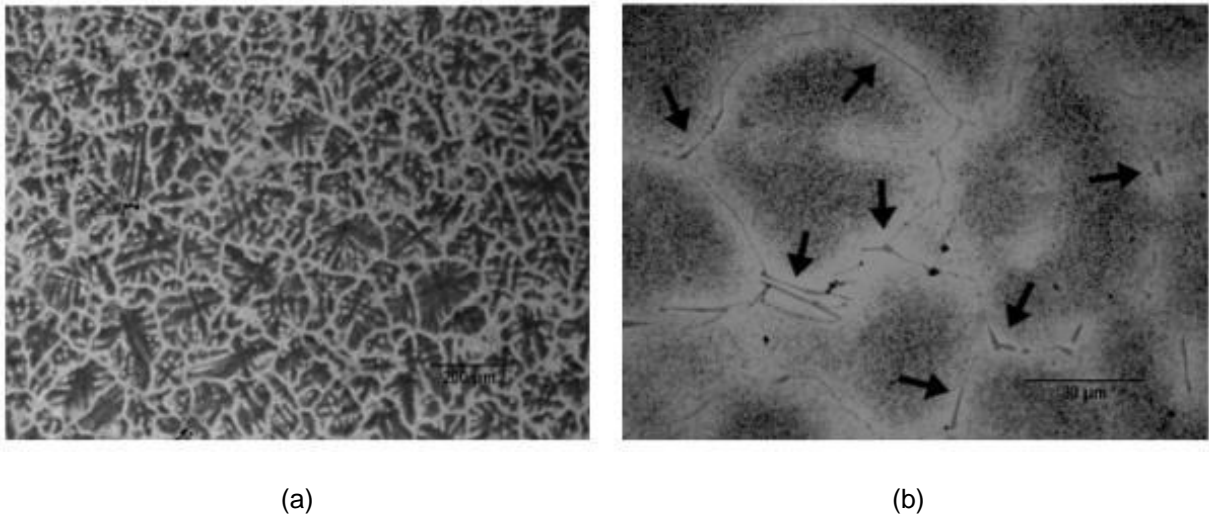
O intermetálico β -AlFeSi é uma fase bastante frágil e abrasiva e se concentra preferencialmente nos contornos de grãos e regiões interdendríticas após a solidificação. Esta fase tem sua formação favorecida pelo resfriamento rápido (instável) e concentrações maiores de silício na liga (ANTOLIN *et al.*, 2020; CUI; MISHRA; JUNG, 2018).

Por outro lado, a fase α -AlFeSi possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e pode apresentar morfologia mais arredondada após o tratamento térmico de homogeneização. A presença de partículas da fase α -AlFeSi com este tipo de morfologia é capaz de melhorar a ductilidade e extrudabilidade da liga, além de permitir um melhor acabamento superficial do material por reduzir a incidência de defeitos conhecidos como *pick-up* após o tratamento termomecânico de extrusão (ANTOLIN *et al.*, 2020; HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).

Um aspecto bastante relevante em relação à fase α -AlFeSi deve ser observado durante a solidificação lenta, pois ocorre a formação de uma morfologia um pouco mais grosseira, denominada *alfa-script*. A fase com este formato se torna mais prejudicial à ductilidade e ao processo extrusão da liga do que a fase β -AlFeSi, não permitindo que seja dissolvida ou modificada pelo processo de homogeneização, pois é uma fase bastante estável (MUKHOPADHYAY, 2012a; NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

A microestrutura apresentada na Figura 8a mostra o acúmulo de segregações na região interdendrítica da liga de alumínio 6063 no estado fundido e a Figura 8b mostra a presença de intermetálicos β -Al₅FeSi nos contornos de grãos.

Figura 8 - Microestruturas da liga de alumínio 6063 fundida

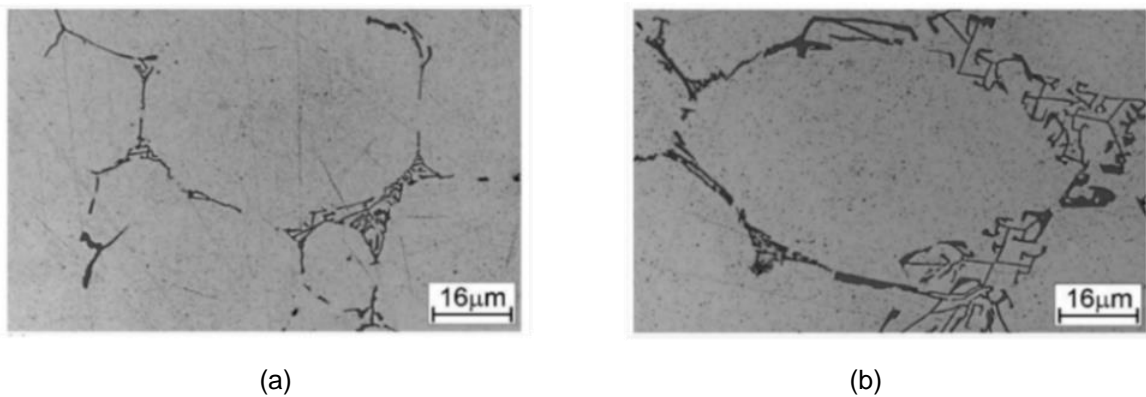


Fonte: Antolin *et al.*, (2020, p. 5).

Legenda: (a) acúmulo segregações na região dendrítica;
(b) partículas de β -Al₅FeSi nos contornos de grãos.

A Figura 9 representa o formato característico da fase α -AlFeSi nas ligas 6005^a e 6082 no estado fundido, respectivamente:

Figura 9 - Microestrutura das Ligas de alumínio fundidas, com a fase intermetálica α -AlFeSi (escrita chinesa)



Fonte: Nowotnik e Sieniawski (2005, p. 368).

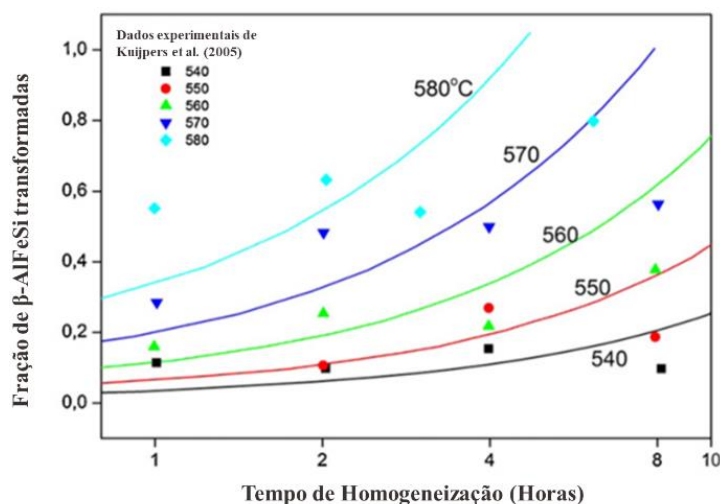
Legenda: (a) Liga 6005
(b) Liga 6082.

O tempo e temperatura de homogeneização irá variar em função da composição química e microestrutura. No entanto, é possível prever que ligas com baixos teores de manganês e alta quantidade de silício exigirão tempos de homogeneização mais prolongados devido à menor taxa de transformação da fase β -AlFeSi para fases do tipo α -AlFeSi (BAYAT; CARLBERG; CIESLAR, 2019).

O manganês é um elemento que quando presente nas ligas de alumínio da série 6XXX, facilita a transformação das fases β -Al₅FeSi geradas durante a solidificação do material em fases α -Al₁₂(FeMn)₃Si. Por este motivo, o elemento é adicionado intencionalmente às ligas de alumínio para potencializar a transformação destas fases durante o tratamento térmico de homogeneização (NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Figura 10 mostra a fração de partículas β -AlFeSi transformadas em função do tempo e temperaturas entre 540°C e 580°C de homogeneização para a liga 6063, contemplando também dados experimentais para comparação do processo de transformação do intermetálicos.

Figura 10 - Fração de transformação de intermetálicos β -AlFeSi em α -AlFeSi função do tempo e temperatura de homogeneização da liga 6063



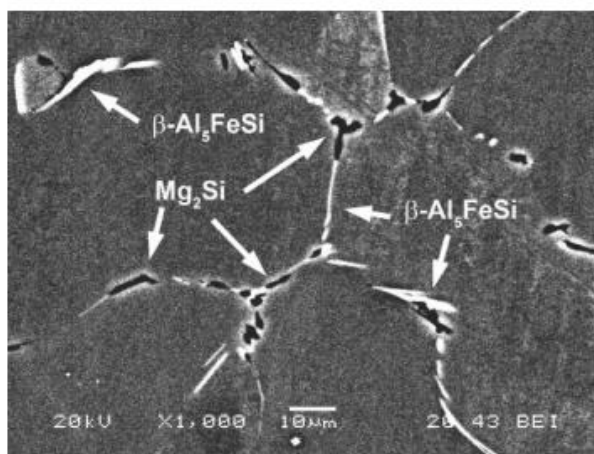
Fonte: Adaptado de Haidemenopoulos, Kamoutsi e Zervaki (2012, p. 2259).

O grau de endurecimento das ligas da série 6XXX está totalmente associado ao tamanho dos precipitados, sua distribuição e coerência com a matriz de alumínio. Por isso, o tratamento de homogeneização também é muito importante quando se trata do alcance da distribuição mais uniforme das partículas de Mg₂Si (constituente da

fase β''), responsáveis pelos maiores níveis de endurecimento da liga (ANTOLIN *et al.*, 2020).

A primeira etapa do tratamento de homogeneização consiste na dissolução das partículas de Mg_2Si que se concentraram nos contornos de grão durante a solidificação, conforme indicado pela Figura 11. As partículas de Mg_2Si passam por um processo de reprecipitação durante o resfriamento da temperatura de homogeneização, porém passam a ser melhor distribuídas no interior dos grãos (HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).

Figura 11 - Precipitação das fases Mg_2Si e $\beta-Al_5FeSi$ nos contornos de grão da liga 6063 fundida



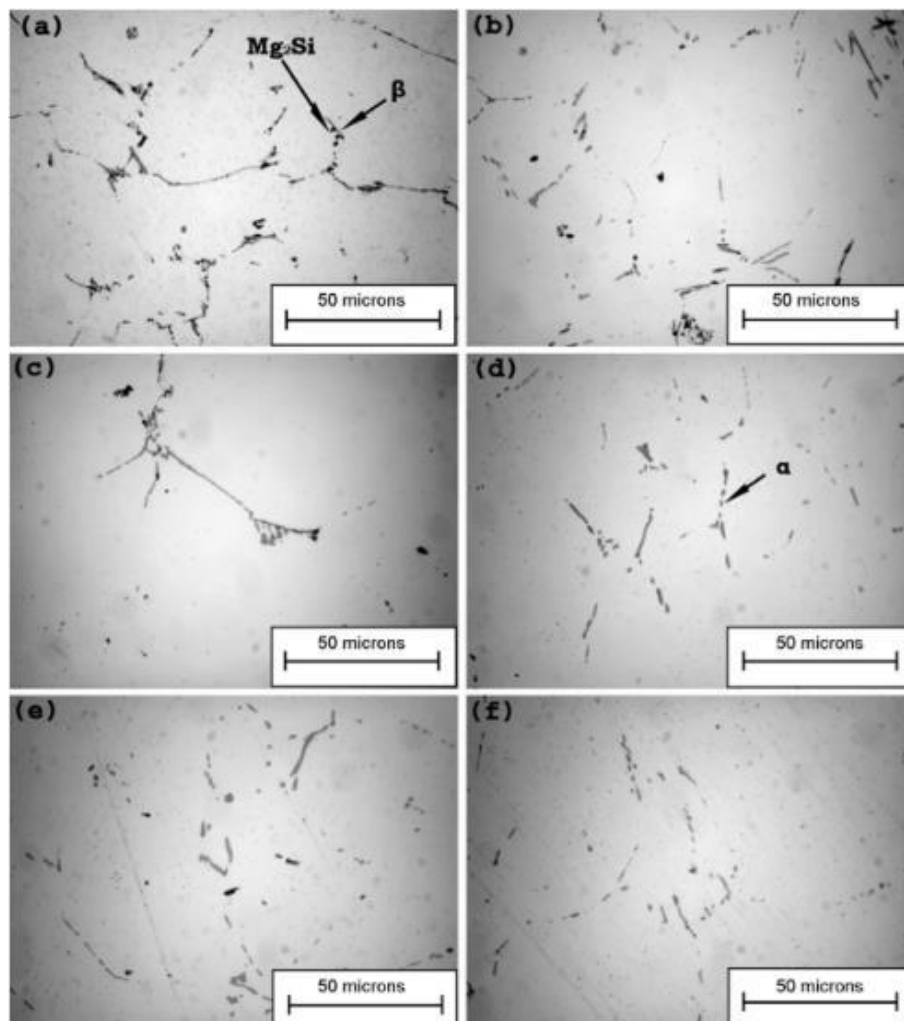
Fonte: Antolin *et al.*, (2020, p. 6).

A reprecipitação e distribuição uniforme das partículas de Mg_2Si na matriz de alumínio favorece a dissolução dessa fase durante o pré-aquecimento na extrusão da liga, garantindo uma resposta melhor aos tratamentos térmicos subsequentes. A homogeneização seguida dos processos de extrusão e tratamento térmicos permitem a precipitação da fase endurecedora β'' e alcance do potencial máximo de endurecimento da liga (HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012; NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

A Figura 12, apresenta a evolução da microestrutura da liga 6061 homogeneizada a 580° que se encontra inicialmente no estado fundido. Observa-se que antes do início do tratamento as partículas de Mg_2Si possuem uma forma arredondada (Figura 12a) e estão fixadas às placas de $\beta-AlFeSi$ (fase β).

A completa dissolução da fase Mg_2Si ocorre após 2 horas de tratamento de homogeneização (Figura 12c). Por outro lado, a transformação das partículas de $\alpha-AlFeSi$ e $\beta-AlFeSi$ podem ser observadas somente após 10 horas de tratamento, sendo distinguidas pelo formato das bordas arredondas e pontiagudas, respectivamente (SAMARAS; HAIDEMENOPOULOS, 2007).

Figura 12 - Evolução da microestrutura da liga de alumínio 6061 a 580°C. Ataque químico 0,5% HF por 5 segundos



Fonte: Samaras e Haidemenopoulos (2007, p. 68).

Legenda: (a) estado fundido;
 (b) 40 minutos;
 (c) 2 horas;
 (d) 4 horas;
 (e) 8 horas;
 (f) 10 horas.

A dissolução das partículas de Mg_2Si acontece em um tempo expressivamente menor quando comparado à transformação das partículas de $\beta-AlFeSi$ em $\alpha-AlFeSi$. Por essa razão, o processo de homogeneização leva em consideração a cinética e de tempo de transformação destas partículas para determinar a temperatura e condições de tratamento (HAIDEMENOPOULOS; KAMOUTSI; ZERVAKI, 2012).

2.4.2 Processamento das ligas

Cerca de 80% do alumínio primário refinado é destinado a fabricação de ligas trabalháveis que são submetidas a trabalhos termomecânicos como a extrusão, laminação e forjamento para obtenção de folhas, chapas, lingotes e tarugos (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018; ROBSON *et al.*, 2020).

As ligas de alumínio da série 6XXX são amplamente utilizadas na indústria automotiva, aeroespacial e para produção de componentes estruturais devido a versatilidade em termos de propriedades e excelente capacidade de extrusão, devido a baixa quantidade de solutos e alto ponto de fusão do material.

Essas características permitem uma alta velocidade de produção e ligas com um aumento significativo na resistência mecânica. Além disso, as peças extrudadas possuem um bom acabamento superficial e estabilidade dimensional (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

A maior parte dos produtos das ligas da série 6XXX são extrudados e o design depende dos requisitos de processamento e comportamento da liga durante a extrusão. Por isso, analisar as propriedades mecânicas e composição química, especialmente a quantidade de magnésio, é fundamental para a escolha da liga e determinação dos parâmetros de extrusão. A alta concentração de magnésio tende a aumentar o estresse de fluxo, exigindo velocidades mais baixas de extrusão (SANDERS; STALEY, 2019).

O processo de extrusão basicamente consiste na inserção de um tarugo ou barra em uma matriz para ser pressionado a quente ou a frio. Para que seja feita a deformação plástica do material é necessário que as dimensões da matriz sejam menores do que a da liga, visando remover defeitos e porosidades oriundas do processo de fundição (PEREIRA, 2017).

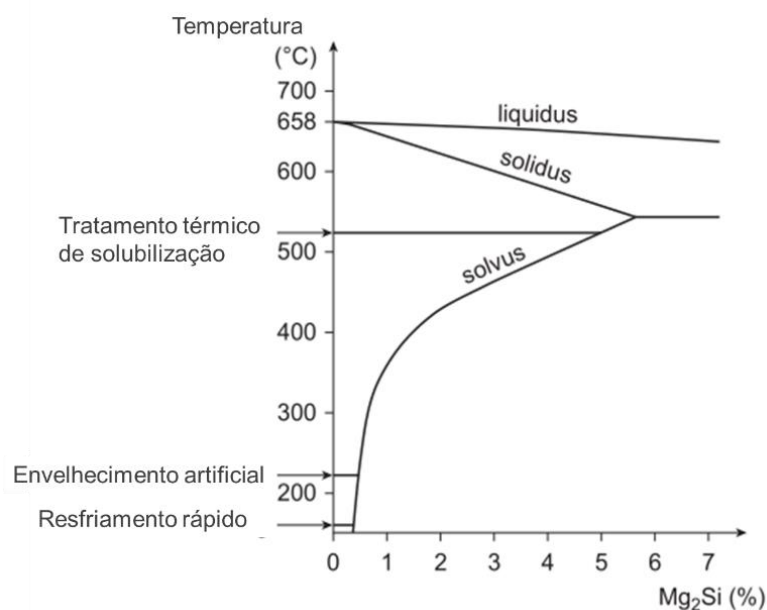
Na perspectiva de processo, é fundamental que seja feito o controle de alguns parâmetros, tais como a temperatura de entrada e saída do material, da câmara de extrusão, bem como a pressão e velocidade de processamento. O controle destes parâmetros irá evitar que ocorra o crescimento excessivo de grãos, fusão indesejável de fases eutéticas e deformação plástica ineficiente, garantindo ligas com melhor acabamento superficial e propriedades mecânicas aprimoradas (POZNAK; FREIBERG; SANDERS, 2018).

2.4.3 Endurecimento por precipitação

As ligas de alumínio da série 6XXX são classificadas como tratáveis termicamente, pois alcançam os melhores níveis de endurecimento através do controle das etapas de aquecimento e resfriamento, seguido de envelhecimento natural ou artificial para formação de precipitados.

Este processo é denominado de endurecimento por precipitação, também denominado de envelhecimento, e possui três etapas principais: solubilização, resfriamento rápido (têmpera) e envelhecimento artificial, conforme detalhado na Figura 13 (ASHKENAZI, 2019; JADHAV *et al.*, 2017).

Figura 13 - Etapas do envelhecimento de uma liga do sistema Al-Mg₂Si (6XXX)



Fonte: Adaptado de Vargel (2020b, p. 30).

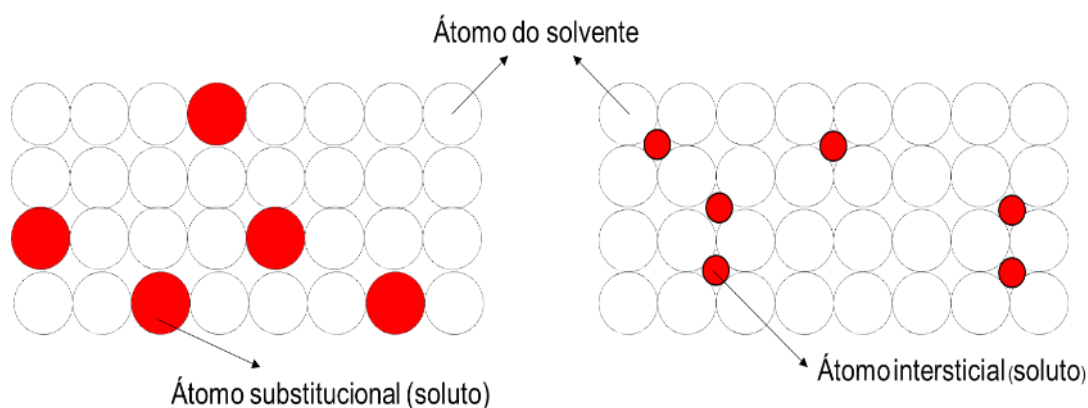
O objetivo dessas etapas é promover a formação de precipitados de uma segunda fase que causem deformações na rede cristalina, gerando distorções que dificultem o movimento de discordâncias e, conseqüentemente, aumentem a resistência mecânica da liga após o processo de envelhecimento (ASHKENAZI, 2019).

As fases formadas durante a precipitação têm como característica uma estrutura cristalina regular e composição química diferente da fase matriz, sendo formados por dois ou mais elementos, sendo pelo menos um deles de natureza metálica (ASHKENAZI, 2019; CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019).

O processo de endurecimento por precipitação requer que o segundo componente da liga seja suficientemente solúvel, permitindo a sua dissolução em temperaturas mais elevadas durante a solubilização. Uma outra condição requerida é de que a solubilidade do segundo elemento seja reduzida conforme a diminuição da temperatura (AMBRIZ; JARAMILLO, 2014).

A Figura 14 apresenta o mecanismo da dissolução de átomos de soluto em uma matriz metálica (solvente) de duas formas diferentes: dissolução substitucional e intersticial. No mecanismo substitucional, um átomo de soluto com raio atômico igual ou muito próximo substitui átomos de solvente, provocando interações de campo e deformações na rede. Por outro lado, os átomos com raio atômico menor do que o do solvente ocupam os espaços intersticiais, também promovendo distorções e maior restrição ao movimento de discordâncias.

Figura 14 - Mecanismos de dissolução de átomos para formação de uma solução sólida



Fonte: Da autora.

O projeto da liga deve maximizar o endurecimento adicionando-se à liga maior quantidade de soluto quanto pode ser dissolvido durante o tratamento de solubilização, realizando-o em uma temperatura mais baixa o possível para minimizar o crescimento excessivo dos grãos (SANKARAN; MISHRA, 2017a).

No primeiro passo do tratamento térmico de solubilização, a liga é aquecida a uma temperatura superior a linha *solvus* e abaixo do ponto eutético por um período predeterminado de tempo, permitindo que os átomos de soluto entrem em solução e aumentem a quantidade de precipitados (RIDHWAN *et al.*, 2014).

O tratamento de solubilização promove a formação de uma solução sólida homogênea, além da dissolução de fases indesejadas e a eliminação de segregações (AMBRIZ; JARAMILLO, 2014; ASHKENAZI, 2019).

O tempo e temperatura de solubilização desempenham um papel crucial na dissolução dos elementos, jamais devendo exceder a temperatura de formação do ponto eutético. Elevar a temperatura acima deste ponto provocará o superaquecimento e fusão parcial de algumas fases eutéticas e elementos precipitados no contornos de grão, reduzindo significativamente as propriedades mecânicas da liga após o envelhecimento (KIECKOW; MINOSSO; PELLENZ, 2017; RIDHWAN *et al.*, 2014; VARGEL, 2020b).

Por outro lado, manter a temperatura muito abaixo da linha *solvus* pode inibir o a solubilização de todas as partículas, reduzindo a quantidade de precipitados disponíveis para o tratamento de envelhecimento (KIECKOW; MINOSSO; PELLENZ, 2017; RIDHWAN *et al.*, 2014).

Posteriormente a solubilização, a liga é submetida à etapa de têmpera ou resfriamento, visando interromper o processo de difusão dos átomos e formação de potenciais sítios de nucleação, resultando em uma solução sólida supersaturada e sem equilíbrio (AMBRIZ; JARAMILLO, 2014; ASHKENAZI, 2019).

O objetivo do resfriamento é interromper o processo de precipitação, impedindo que os átomos da segunda fase tenham tempo de se estabilizar e separar-se da solução sólida formada. Dessa forma, é evitada a formação de precipitados indesejados e perda de solutos importantes para a posterior endurecimento da liga durante o envelhecimento (RIDHWAN *et al.*, 2014; SANKARAN; MISHRA, 2017a).

Para as ligas trabalháveis, a taxa de resfriamento deve ser suficientemente rápida para garantir a formação da solução supersaturada, podendo ser utilizadas as três técnicas: imersão em água, têmpera por spray e têmpera por ar forçado.

A temperatura de extrusão e laminação é bastante próxima da temperatura de solubilização, permitindo que sejam resfriadas até a temperatura ambiente logo após a conformação à quente. Neste caso, a taxa de resfriamento crítica requerida pela liga deve ser relativamente baixa (VARGEL, 2020b).

A última etapa do processo de endurecimento por precipitação consiste em submeter a solução supersaturada ao envelhecimento natural ou artificial, existindo também a possibilidade de aplicar ambos os métodos, de acordo com as necessidades e especificações do material em questão.(KIECKOW; MINOSSO; PELLENZ, 2017).

No envelhecimento natural, a liga é mantida em temperatura ambiente por um período longo, geralmente dias. Neste caso, as propriedades mecânicas da liga são modificadas em função do tempo, reduzindo a capacidade de serem trabalhadas mecanicamente (ADEKUNLE *et al.*, 2020; VARGEL, 2020b).

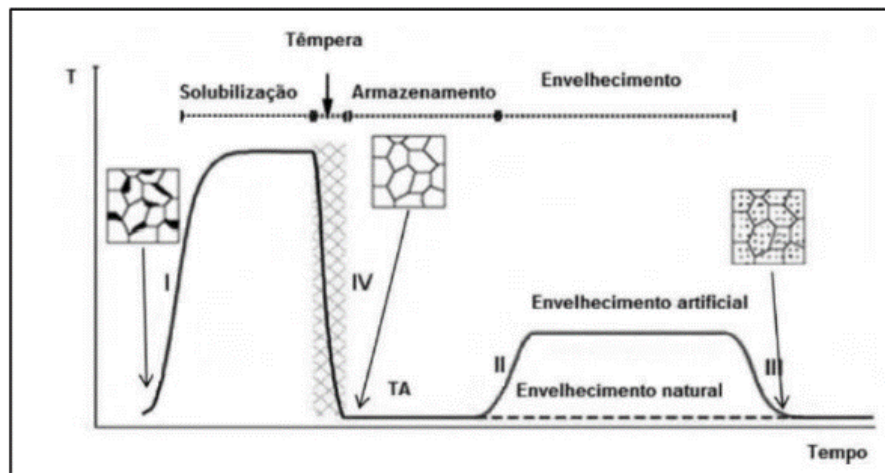
Por outro lado, no envelhecimento artificial a liga é aquecida novamente a uma temperatura intermediária, inferior a linha *solvus*, por um tempo relativamente menor. Abaixo desta linha, a taxa de difusão é suficiente para que os átomos se movimentem em pequenas distâncias, permitindo a precipitação e formação uma segunda fase com partículas dispersas dentro da matriz que geram uma espécie de obstáculos para o movimento de deslocamento, promovendo assim o aumento da dureza da liga (AMBRIZ; JARAMILLO, 2014; ASHKENAZI, 2019; CAGLIONI, 2017)

A quantidade de elementos de liga precipitados, a orientação cristalográfica, distribuição e tamanho de grãos são variáveis que afetam diretamente a microestrutura e, conseqüentemente as propriedades do alumínio. As interações das partículas precipitadas com deslocamentos são muito importantes em termos da magnitude do endurecimento (AMBRIZ; JARAMILLO, 2014).

As ligas de alumínio da série 6XXX geralmente são solubilizadas em faixas de temperatura que variam entre 400°C a 540°C, sendo resfriadas rapidamente até a temperatura ambiente (com água entre 65-90°C para ligas comerciais). O envelhecimento artificial é feito em temperaturas que variam entre 160-180°C , variando conforme a composição química da liga e propriedades requeridas (ADEM, 2018; ALMEIDA, 2021; HUARACA, 2021; MUKHOPADHYAY, 2012b).

A Figura 15 representa o tipo de tratamento mais empregado para as ligas da série 6XXX, no entanto, dependendo da aplicação e propriedades requeridas elas podem ser submetidas a outros tipos de têmperas existentes.

Figura 15 - Tratamento térmico T6 para as ligas da série 6XXX



Fonte: Cagliani (2017, p. 24).

A duração do processo de solubilização pode variar dependendo da quantidade de solutos presentes e do estado inicial da liga antes do tratamento. A geometria e dimensões do produto extrudado devem ser levadas em consideração para a escolha da taxa de resfriamento mais adequada após a solubilização, pois em caso de peças muito finas é indicada a redução da taxa de resfriamento para evitar tensões internas e distorções (HUARACA, 2021).

2.5 PRECIPITAÇÃO DE FASES NA SÉRIE 6XXX

O fortalecimento das ligas da série 6XXX depende da formação dos precipitados β'' (associados aos intermetálicos de Mg_2Si) que são formados durante o processo de envelhecimento artificial ou natural da liga, realizado após as etapas de solubilização e têmpera (CHAUHAN, 2017; NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

A sequência de precipitação das ligas desta série geralmente é constituída por solução sólida supersaturada (SSSS), formação de clusters de Si e Mg, dissolução dos clusters, precipitação de zonas de *Guinier Preston* (também conhecidas como zonas de GP) e fases beta β , conforme detalhado na eq. (2) e, posteriormente na Figura 16 (JADHAV *et al.*, 2017).

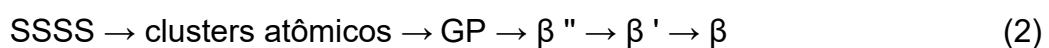
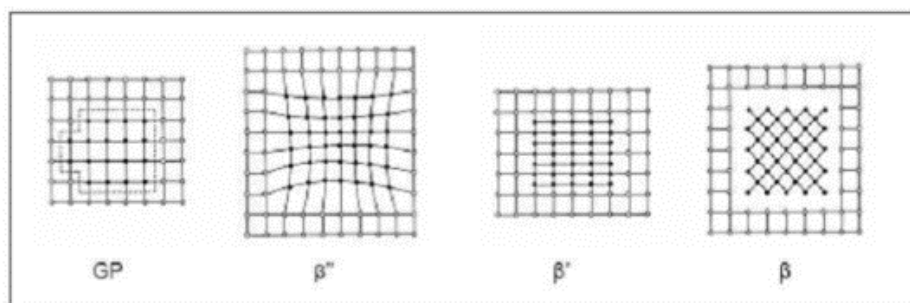


Figura 16- Esquema da sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si



Fonte: Diniz (2018, p. 70).

As zonas de GP em ligas de alumínio são regiões altamente concentradas de átomos de soluto, geralmente cobre ou outro elemento, que se formam durante o processo de envelhecimento da liga e possuem morfologia esférica e tamanho típico que varia entre 1 a 2 nm. Essas zonas consistem em agrupamentos ordenados de átomos de soluto em uma matriz de alumínio, conferindo propriedades mecânicas e de resistência desejadas às ligas (ALMEIDA, 2021; MARIA; MARTINS, 2008).

O precipitado β'' apresenta um formato de haste ou agulha e o menor tamanho dentre os demais, tendo cerca de 4nm de diâmetro e até 300nm de comprimento. Este tipo de precipitado é extremamente coerente com a matriz, contribuindo positivamente para melhoria das propriedades mecânicas da liga quando uniformemente disperso (CHAUHAN, 2017; DINIZ, 2018).

As demais fases β precipitadas possuem características que as tornam pouco desejadas na matriz do alumínio, conforme detalhado:

- β' : precipitado em forma de haste ou bastão, podendo apresentar diferentes μm de comprimento, sendo parcialmente coerente com a matriz. O precipitado cresce a partir da categoria β'' e não contribui negativamente para as propriedades mecânicas da liga;
- β : precipitado de Mg_2Si geralmente na forma de plaquetas ou cubos, com morfologia mais grosseira e diâmetro que varia entre 10 a 20 μm . A β não se distribui bem dentro da matriz, se tornando prejudicial às propriedades mecânicas da liga (ALMEIDA, 2021; CHAUHAN, 2017; DINIZ, 2018).

Os precipitados do tipo β tendem a formar quando o tempo de tratamento é excedido (superenvelhecimento), tornando a estrutura e características similares à da

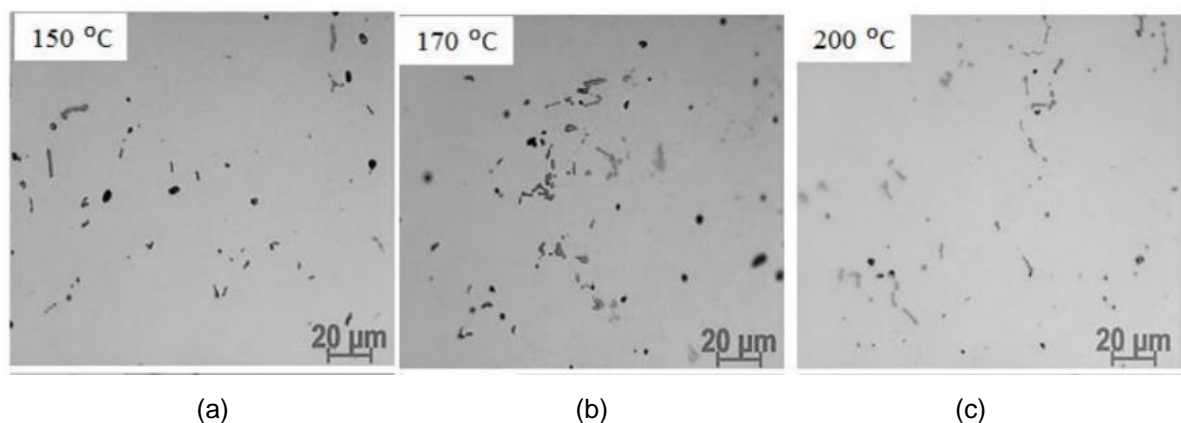
liga antes do tratamento térmico. O surgimento das fases β pode reduzir a resistência mecânica, pois diferentemente dos precipitados β'' , não atuam como inibidoras do movimento de discordâncias (DINIZ, 2018).

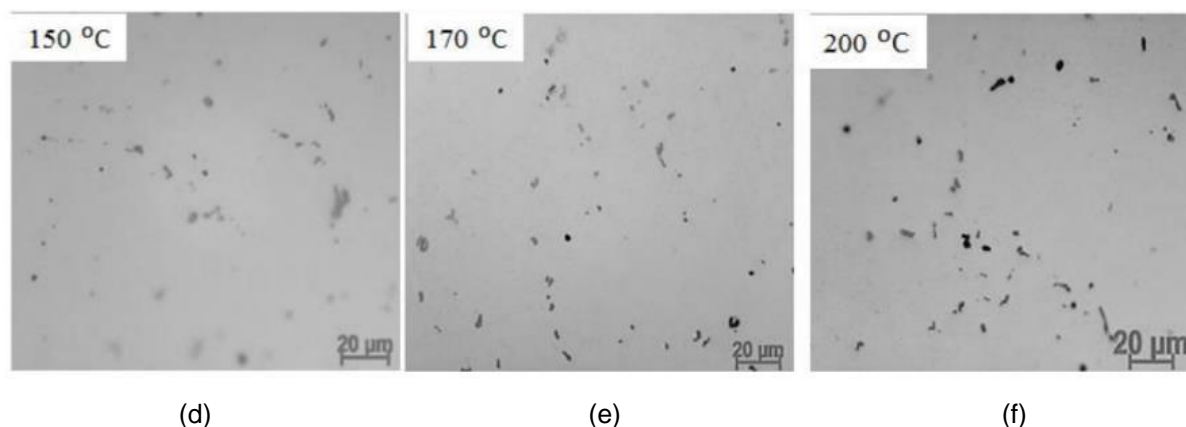
De maneira geral, as ligas da série 6XXX envelhecidas artificialmente (têmpera T6) apresentam propriedades mecânicas mais elevadas do que as ligas envelhecidas naturalmente (Têmpera T4), devido a formação de mais precipitados do tipo β'' . (DINIZ, 2018).

Em seu estudo experimental, Jadhav *et al.* (2017), avaliaram o efeito envelhecimento natural e artificial na formação e a distribuição dos precipitados que afetam as propriedades mecânicas da liga 6082. Os resultados foram analisados por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX), e mostraram que o aumento na dureza pode ser explicado pela presença de precipitados finos e bem distribuídos na matriz, especialmente de partículas Mg_5Si_6 (fase β''). As partículas da fase β'' atuam como uma espécie de bloqueio para o movimento de discordâncias, aumentando a dureza da liga (JADHAV *et al.*, 2017).

A liga foi solubilizada a 550°C por 2 horas, resfriada rapidamente em água por 10 minutos e envelhecida naturalmente com ciclos de 10, 30, 60 e 120 minutos. Posteriormente, as ligas foram envelhecidas artificialmente em temperaturas que variaram entre 150-200°C. As micrografias obtidas nesta condição estão apresentadas na Figura 17.

Figura 17 - Fases intermetálicas precipitadas na liga de alumínio 6082 endurecida por envelhecimento artificial





Fonte: Adaptado de Jadhav *et al.*, (2017, p. 186).

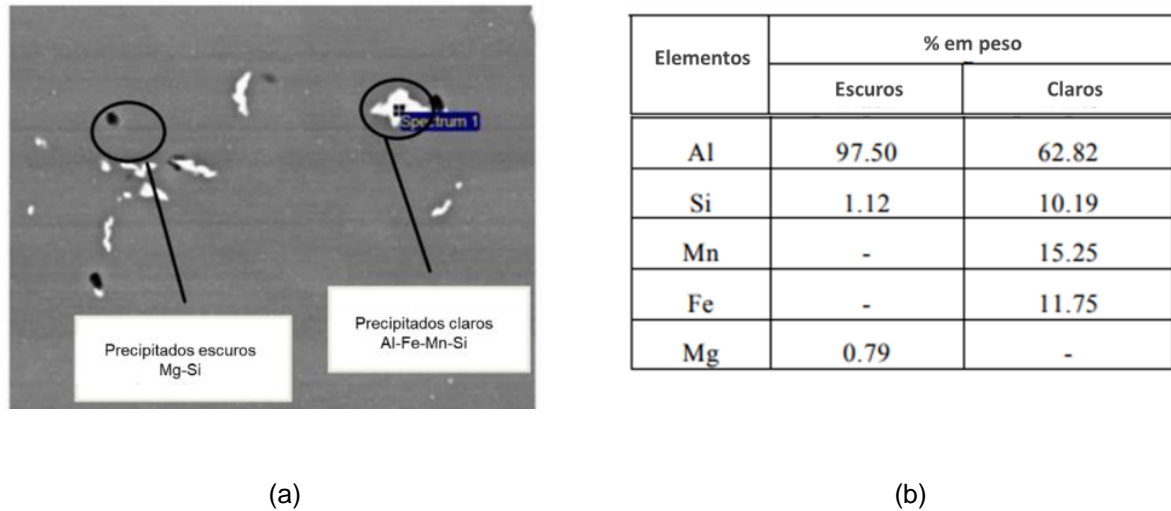
Legenda: (a)150°C por 10 minutos;
 (b)170°C por 10 minutos;
 (c) 200°C por 10 minutos;
 (d)150°C por 120 minutos;
 (e)170°C por 120 minutos;
 (f)200°C por 120 minutos.

Jadhav *et al.* (2017) observaram que a microestruturas das ligas envelhecidas à 150°C apresentam uma menor quantidade de precipitados secundários, enquanto as ligas envelhecidas a 170°C e 200°C mostraram uma quantidade bastante superior, conforme pode ser visto pelos pontos mais escuros e concentrados nas micrografias.

A liga envelhecida a 200°C por 120 min (Figura 17f) apresentou uma quantidade significativa de precipitados na matriz. No entanto, seu pico de dureza (106HRB \pm 1) foi menor quando comparado ao da liga envelhecida artificialmente à 170°C (128HRB \pm 1) por 10 min (Figura 17b). A redução da dureza da liga nesta condição indica o fenômeno de superenvelhecimento e formação de precipitados do tipo β com tamanho maior e mais grosseiros (JADHAV *et al.*, 2017).

Nas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS), foi possível identificar os elementos presentes na amostra que apresentou o maior valor de dureza. Observou-se que os precipitados mais escuros correspondem às fases formadas por Mg-Si, incluindo o Mg₅Si₆ e o Mg₂Si. Por outro lado, as partículas mais claras foram identificadas como intermetálicos compostos de Al-Fe-Mn-Si, tais como o Al(FeMn)Si, Al₁₅(FeMn)₃Si e Al₁₂(FeMn)₃Si, conforme ilustrado na Figura 18.

Figura 18 - Micrografia da Liga 6082 envelhecida artificialmente a 170°C por 10min



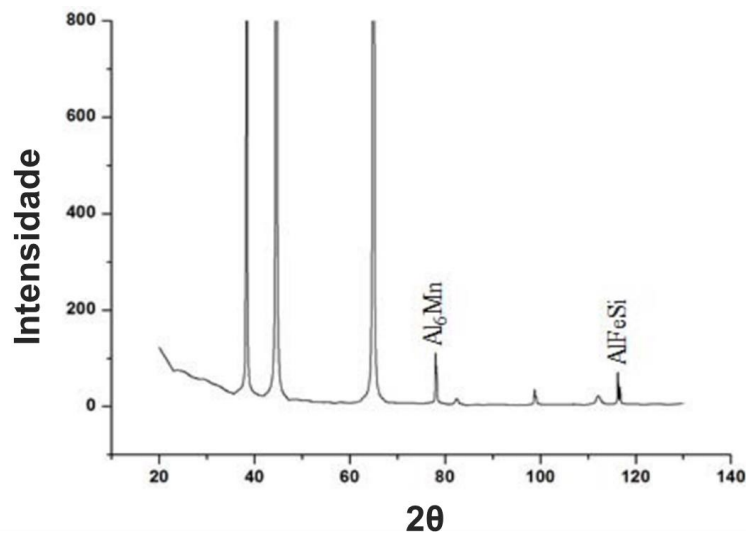
Fonte: Adaptado de de Jadhav *et al.*, (2017, p. 186).

Legenda: a) obtido por MEV;

b) resultados da microanálise semiquantitativa obtida por EDS.

A confirmação das fases presentes, foi utilizada a técnica de difração de raios-x (DRX), confirmando os resultados das análises obtidas por MEV e EDS que indicaram a presença de partículas contendo Al-Fe-Si-Mn e os resultados estão apresentados no difratograma da Figura 19.

Figura 19 - Difratograma das fases precipitadas na liga 6082 envelhecida artificialmente



Fonte: Adaptado de Jadhav *et al.* (2017, p. 186).

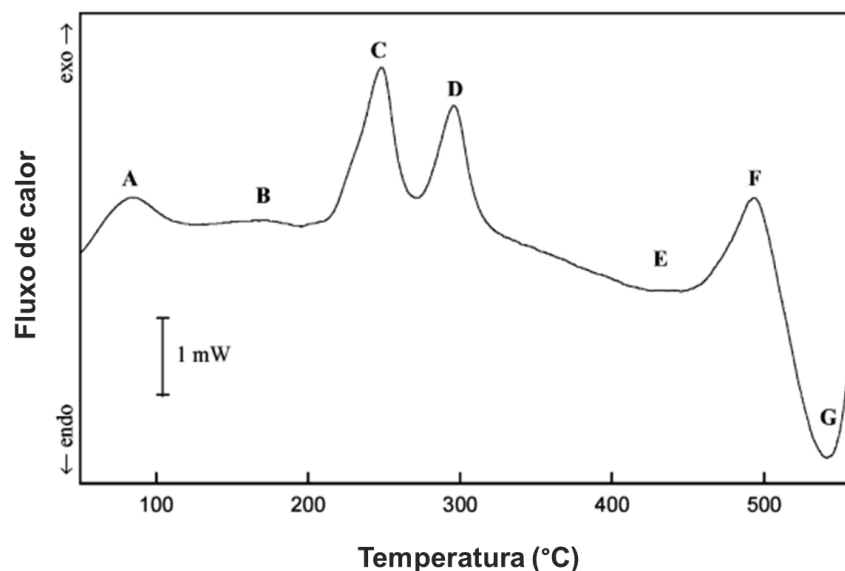
2.6 ANÁLISE TÉRMICA

Compreender o efeito do calor e da variação de temperatura nas ligas é extremamente importante para entender as transformações químicas e físicas que ocorrem no material ao longo do tempo. A Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) é uma das técnicas que permitem analisar estes efeitos, pois mede a diferença de energia fornecida à uma substância, comparando-a com um material de referência.

Através das curvas de DSC é possível determinar a transição de fases, bem como reações de decomposição, dissociação, desidratação, dentre outras. De modo geral, os efeitos endotérmicos podem ser produzidos pela transição de fases, solubilização, desidratação e decomposições. Já os efeitos exotérmicos são provocados pela cristalização, formação de precipitados, oxidações e, mais raramente, algumas reações de decomposição (IONASHIRO, 2004).

A Figura 20 apresenta termogramas obtidos através da análise por DSC (aquecimento contínuo a 10°C/min), para a liga de alumínio 6061 antes do tratamento de solubilização.

Figura 20 - Termograma da análise de DSC para a liga 6061 envelhecida naturalmente



Fonte: Adaptado de Birol (2005, p. 6358).

O primeiro pico exotérmico, indicado como A, aponta a formação de pequenos aglomerados de Si. Um pico exotérmico muito fraco e amplo (pico B) é observado

entre 120°C e 190°C, e acredita-se que esteja associado à formação de zonas GP-II, seguido dissolução das zonas de Guinier- Preston (GP), ou seja, a primeira etapa no processo de envelhecimento da liga. Em seguida é possível observar dois picos exotérmicos (C e D) que indicam a precipitação da fase β'' e sua transformação em β' , respectivamente. O pico endotérmico E, em torno está associado a dissolução da fase β' . Os dois últimos picos da curva (picos F e G) são de caráter exotérmico e endotérmico, respectivamente, e estão associados à precipitação e dissolução da fase β de equilíbrio (BIROL, 2005).

2.7 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas das ligas de alumínio podem ser controladas através de diferentes mecanismos, tais como tamanho do grão, estrutura de discordâncias, presença de partículas dispersóides (intermetálicos formados com Cr, Mn, Zr), partículas grosseiras de intermetálicos formadas durante a solidificação (contendo Fe e Si) e precipitados finos formados durante o tratamento de envelhecimento por precipitação (REINKE, 2017).

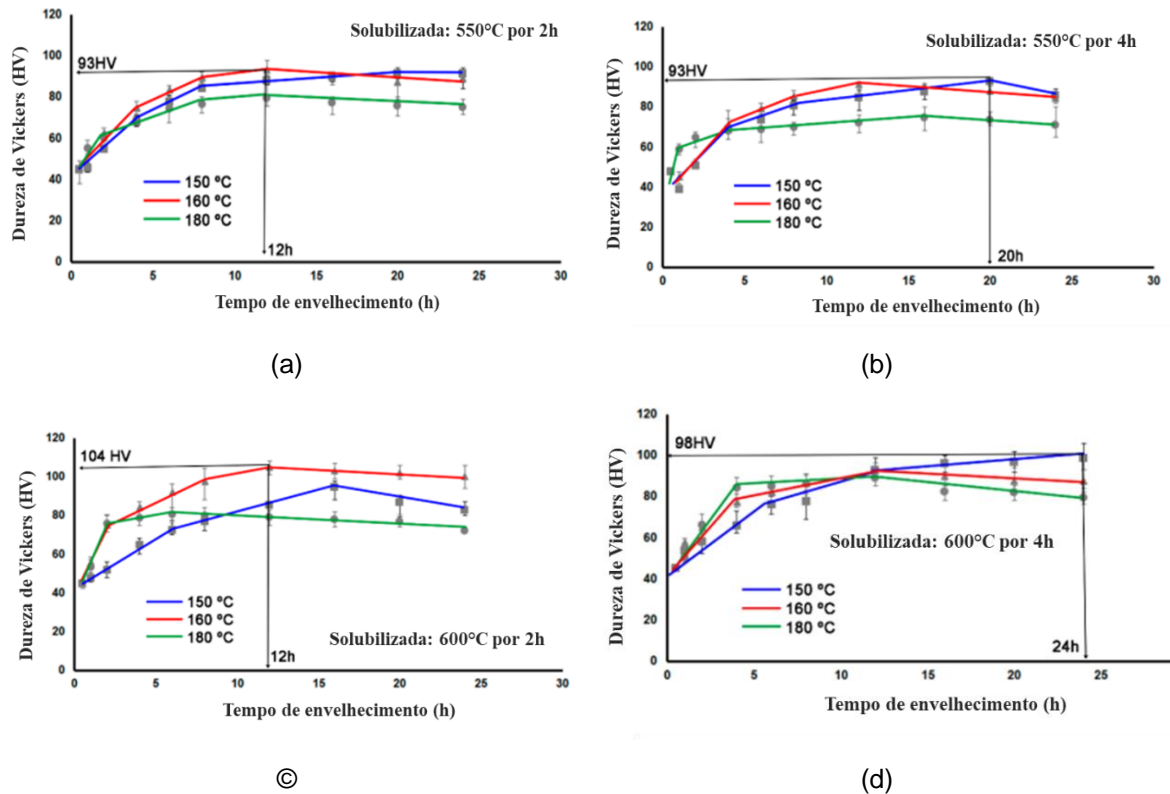
No entanto, para as ligas de alumínio da série 6XXX, o mecanismo mais eficaz para melhoria das propriedades mecânicas é o endurecimento por precipitação, pois através dele é possível obter a fase endurecedora β'' (Mg_2Si) (ADEM, 2018).

A formação destes precipitados finos durante o envelhecimento aumenta a dureza, resistência mecânica e limites de escoamento, pois dificultam o movimento de discordâncias (DINIZ, 2018).

A etapa de solubilização desempenha um papel importante na melhoria das propriedades mecânicas da liga, pois o nível de endurecimento geralmente aumenta quando a temperatura de solubilização se aproxima da linha *solidus*. Quando a temperatura de tratamento é muito abaixo do ideal ocorre a fusão parcial das fases eutélicas e de elementos que concentraram nos contornos de grãos da liga, de forma que não entrem em solução sólida e não se precipitem na forma de fases endurecedoras na matriz posteriormente (REINKE, 2017; VARGEL, 2020b).

Antolin *et al.* (2020), mostraram o efeito da temperatura de solubilização na dureza de uma liga de Al-Mg-Si, envelhecida em diferentes tempos e temperaturas, conforme mostra a Figura 21.

Figura 21 - Influência do tratamento de solubilização na dureza de uma liga de Al-Mg-Si envelhecida



Fonte: Adaptado de Antolin *et al.*, (2020, p. 9).

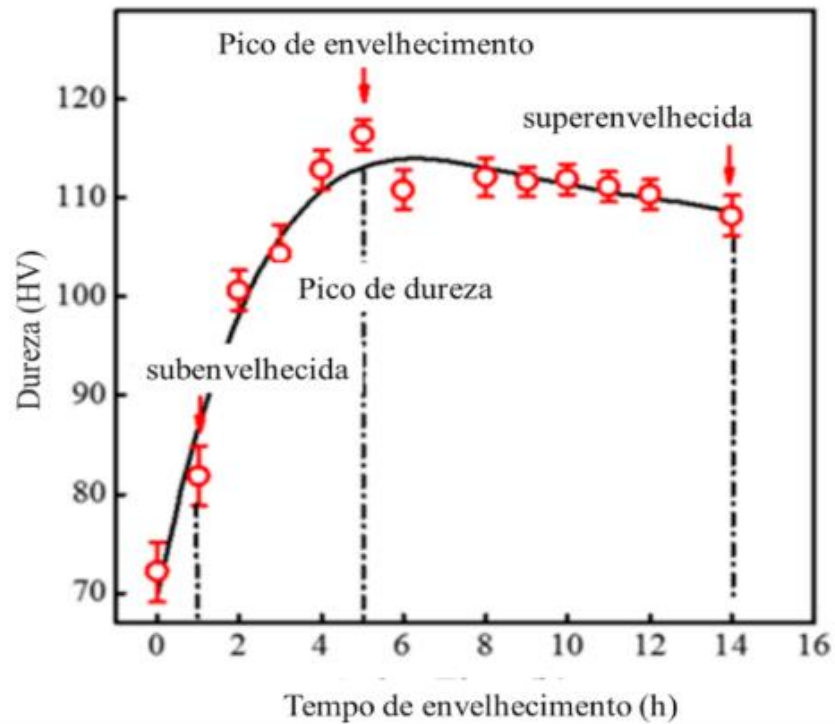
Legenda: a) Solubilizado a 550°C por 2h
 b) Solubilizado a 550°C por 4h
 c) Solubilizado a 600°C por 2h
 d) Solubilizado a 600°C por 4h

Os maiores valores de dureza foram observados nas amostras solubilizadas a 600°C, conforme evidenciado nas Figura 21c e 21d. Nessa temperatura, houve uma maior dissolução das partículas de Si provenientes das fases β -AlFeSi, resultando em uma maior disponibilidade de Si em solução sólida para a subsequente precipitação da fase metaestável Mg_2Si .

O valor máximo de dureza alcançado na liga foi de 104 HV, obtido na condição de solubilização a 600°C por 2 horas, seguido de envelhecimento a 160°C por 12 horas. Observou-se que as amostras solubilizadas a 600°C por 4 horas levaram mais tempo para atingir o pico de dureza, sendo observado somente após 24 horas de envelhecimento artificial a 150°C, 160°C e 180°C. Esse atraso pode estar relacionado à dissolução dos átomos de ferro (Fe) após 4 horas de permanência a 600°C na etapa de solubilização. (ANTOLIN *et al.*, 2020).

He *et al.* (2021) avaliaram a variação da dureza da liga 6061 solubilizada a 550°C por 1h e envelhecida a 180°C por diferentes tempos, conforme mostra a Figura 22.

Figura 22 - Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento da liga 6061 solubilizada a 550°C por 1 hora



Fonte: Adaptado de He *et al.*, (2021, p. 5).

Na condição subenvelhecida a dureza da liga foi de 72HV \pm 1.5 HV e seu pico máximo de dureza de 116HV \pm 1.5 HV na condição envelhecida a 180°C por 5h. O aumento gradativo da dureza até o pico de endurecimento está relacionado à formação de aglomerados e zonas *Guinier Preston* na condição subenvelhecido que são precursoras para a formação da fase endurecedora β ".

Por outro lado, após o período de 5h, a dureza da liga reduziu gradativamente conforme o aumento do tempo de envelhecimento e transformação das fases β " (HE *et al.*, 2021).

2.8 CORROSÃO LIGAS DA SÉRIE 6XXX

A corrosão é um fenômeno de degradação que afeta diversos materiais, principalmente metais e ligas. Em ligas metálicas, o estudo do comportamento corrosivo é de grande importância, pois a corrosão pode levar à deterioração das propriedades mecânicas, diminuição da vida útil e até mesmo falhas catastróficas de componentes e estruturas (SARKAR *et al.*, 2015).

O alumínio e suas ligas são considerados materiais resistentes à corrosão devido a facilidade de oxidação e formação de uma camada fina (entre 4 a 10 nm) de óxido de alumínio (Al_2O_3) na superfície do material quando entra em contato com o ar. A camada de óxido é quimicamente estável e funciona como uma proteção natural contra a corrosão localizada (CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019).

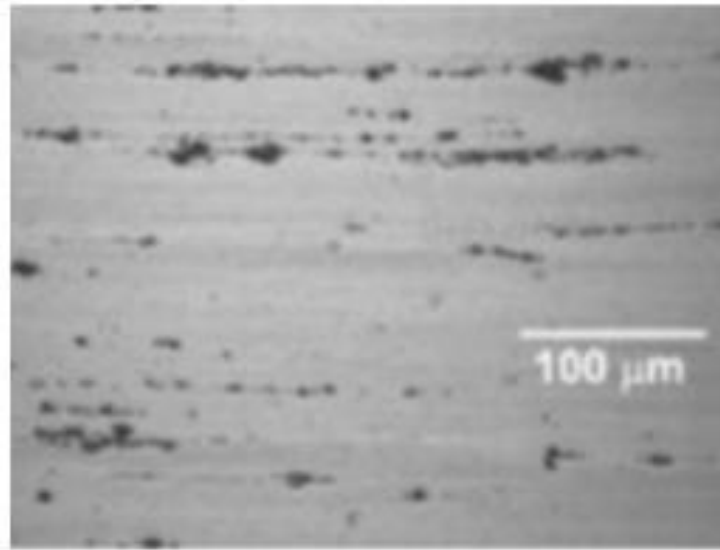
As ligas da série 6XXX, embora sejam consideradas mais resistentes que as outras ligas de alumínio, ainda são susceptíveis à corrosão localizada dependendo da sua composição química, fases precipitadas e histórico de tratamentos termomecânicos (KAIRY *et al.*, 2017; SARKAR *et al.*, 2015).

Embora a adição de elementos de liga seja benéfica para o aumento da resistência mecânica, a presença de fases e partículas aumentam heterogeneidade e possíveis defeitos na microestrutura, e como consequência gera potencial eletroquímico diferente da matriz, promovendo a corrosão localizada e comprometendo a integridade da camada protetora (KAIRY *et al.*, 2017; LIANG; MELCHERS; CHAVES, 2018; SANKARAN; MISHRA, 2017a; SARKAR *et al.*, 2015).

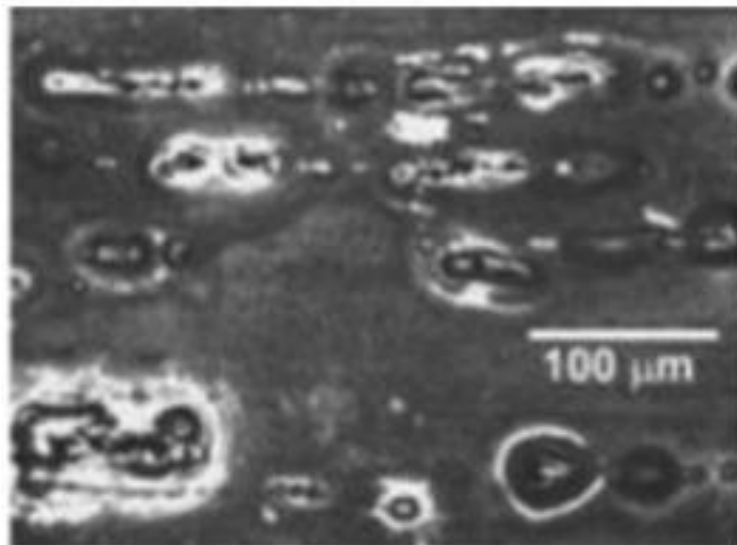
Os tipos mais comuns de corrosão localizada nas ligas de alumínio são a corrosão por pite e a corrosão intergranular (CIG) (KAIRY *et al.*, 2017; SARKAR *et al.*, 2015).

Na corrosão por pite, a quebra do filme protetor em regiões próximas à precipitados e partículas de segunda fase na matriz desencadeiam um ataque localizado na superfície da liga, conforme pode ser observado na Figura 23b. Em ligas da série 6XXX, a corrosão por pite pode ser favorecida pelo excesso de magnésio em relação a estequiometria do composto Mg_2Si , devido a suas características anódicas e potencial eletroquímico superior em relação à matriz de alumínio. (SANKARAN; MISHRA, 2017b; SARKAR *et al.*, 2015; VARGEL, 2020a).

Figura 23 - Corrosão das ligas da série 6XXX



(a)



(b)

Fonte: Sankaran e Mishra (2017b, p. 129).

Legenda: (a) Partículas constituintes na superfície da liga;
(b) corrosão por pite

A corrosão por pite em ligas de alumínio é favorecida em ambientes marinhos ou com alto teor de cloretos, pois os íons de cloro que conseguem romper à camada protetora de óxido e acumularem-se dentro de defeitos e irregularidades presentes na interface entre o substrato de alumínio e camada de óxido. O acúmulo de íons nestas

regiões dá origem à pequenos pites que desaparecem rapidamente, pois a densidade da corrente não é suficiente para dissolução do alumínio presente no fundo do pite, e a repassivação e formação da camada de óxido é reestabelecida (LIANG; MELCHERS; CHAVES, 2018; ZHANG *et al.*, 2017).

Por outro lado, pode-se dizer que a corrosão intergranular é o resultado da presença de elementos de liga ou tratamentos térmicos inadequados. Na corrosão intergranular (CIG), o ataque se inicia preferencialmente nos contornos de grãos e a extensão da sua propagação é diretamente proporcional ao tamanho e quantidade de partículas intermetálicas que se acumulam nesta região. Nas ligas de Al-Mg-Si envelhecidas artificialmente este é o principal tipo de corrosão encontrada (CHEMELLO; COLLUM; MARDIKIAN, 2019; KAIRY *et al.*, 2017; LIANG; MELCHERS; CHAVES, 2018).

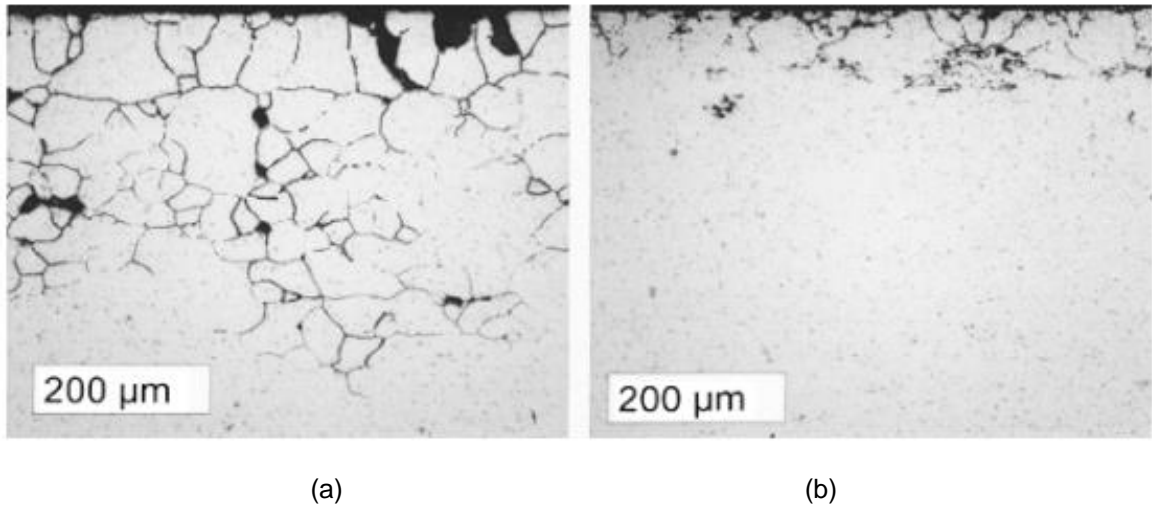
A corrosão intergranular também é muito favorecida quando a razão molar de Mg para Si é menor que 1,73 (estequiométrica ideal para formar o composto Mg_2Si). Neste caso, a liga apresenta um excesso de partículas de Si que se concentram preferencialmente nos contornos de grão. O Si apresenta um comportamento catódico em relação à matriz, contribuindo para o início da corrosão (KAIRY *et al.*, 2017; LIANG; MELCHERS; CHAVES, 2018; SARKAR *et al.*, 2015).

A adição de Cu é uma prática bastante comum nas ligas da série 6XXX, pois o elemento auxilia no endurecimento do material. Porém, o Cu é o elemento que mais reduz a resistência à corrosão das nas ligas de alumínio, especialmente em concentrações que excedem 0,1% em peso (SARKAR *et al.*, 2015).

A adição de Cu em ligas de Al-Mg-Si favorece a formação de precipitados e fases metaestáveis conhecidas como Fase-Q ($AlMgSiCu$) que aumentam a dureza da liga. No entanto, quando a precipitação da fase Q acontece nos contornos de grãos a liga fica extremamente susceptível à corrosão intergranular (SANKARAN; MISHRA, 2017a; VARGEL, 2020a).

Nas ligas contendo Cu, a corrosão intergranular é atribuída a zonas livres de precipitados anódicos (PFZs), tais como o Cu. Nestes casos, as PFZs se tornam vulneráveis devido à presença de um filme de Cu catódico e precipitados de fase Q que podem criar uma diferença de potencial eletroquímico e corrosão localizada (KAIRY *et al.*, 2017).

Figura 24 - Comparação da microestrutura de uma Liga de Al-Mg-Si-Cu após a têmpera



Fonte: Vargel (2020b, p. 492).

Legenda: (a) ao ar;
(b) em água.

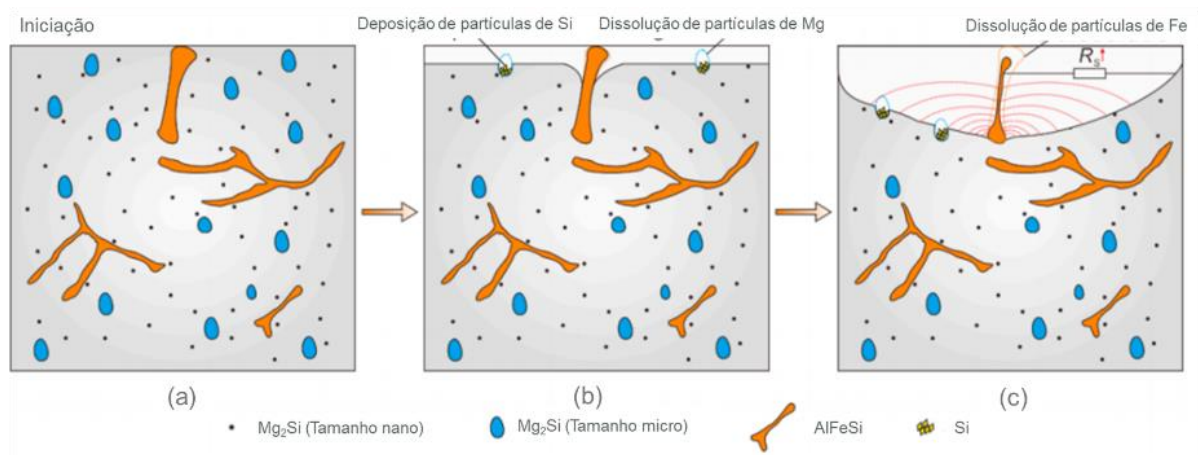
O controle da taxa de resfriamento (*quenching*) é um parâmetro crucial para minimizar a formação de fases Q e prevenir a corrosão intergranular após tratamentos como solubilização. Em particular, a têmpera com água demonstra resultados superiores no refinamento da microestrutura, pois evita a precipitação de fases indesejadas nos contornos de grãos, tornando a liga menos suscetível à corrosão intergranular, conforme mostra a Figura 24 (SANKARAN; MISHRA, 2017b; VARGEL, 2020a).

O Fe é uma impureza que desempenha um papel significativo na resistência à corrosão das ligas de alumínio, pois pode formar partículas de AlFeSi (Ex: α -AlFeMnSi), que também possuem um efeito catódico em relação à matriz e favorecem a corrosão. O ideal é que a concentração de Fe não exceda 0,2% em peso (KAIRY *et al.*, 2017; VARGEL, 2020a).

Por outro lado, elementos como Cr e Mg, tem o potencial de melhorar a resistência à corrosão intergranular das ligas de Al-Mg-Si (SARKAR *et al.*, 2015; VARGEL, 2020a).

A Figura 25 mostra esquematicamente as etapas de formação da corrosão localizada na liga de alumínio 6061 contendo partículas de Mg_2Si , impurezas de Si e Fe na matriz de alumínio.

Figura 25 - Esquema da formação da corrosão localizada na liga de Al-Mg-Si 6061



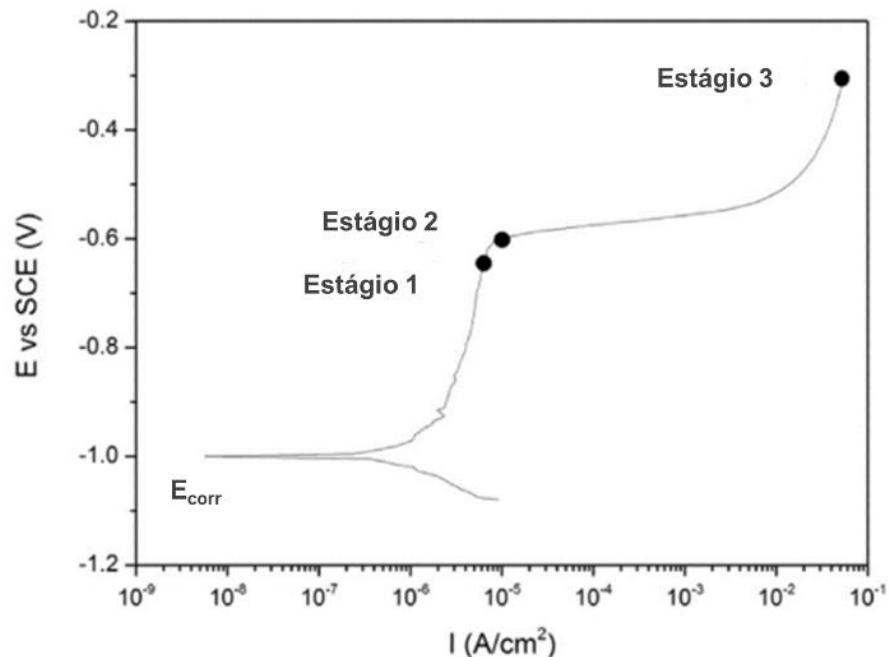
Fonte: Adaptado de He *et al.*, (2021, p. 12).

Na Figura 25a observa-se que as principais partículas intermetálicas encontradas na matriz da liga 6061 são do tipo AlFeSi e Mg₂Si em tamanho nano e micro. Do ponto de vista eletroquímico, embora as partículas de Mg₂Si com tamanho nano estejam uniformemente distribuídas na matriz, são as partículas de tamanho micro que provocam a formação dos maiores pontos de corrosão localizada, juntamente com as partículas de AlFeSi. A rápida dissolução das nano partículas de Mg₂Si liberam partículas de Si que se depositam na superfície da liga e, auxiliando na propagação da corrosão localizada dos substratos adjacentes, tais como partículas de AlFeSi (HE *et al.*, 2021).

No estágio final (Figura 25c), ocorre a dissolução parcial da partícula de AlFeSi, pois o avanço na corrosão de regiões adjacentes aumentou o distanciamento entre a partícula e substrato de alumínio. Este distanciamento reduziu a influência da partícula de AlFeSi e expansão da corrosão localizada devido ao aumento no potencial de proteção catódica do substrato de alumínio (HE *et al.*, 2021).

A Figura 26 mostra uma curva de polarização potenciodinâmica da liga de alumínio AA2024-T351 obtida por ZHANG *et al.* (2017). No ponto acima do potencial de corrosão (E_{corr}) ocorre a formação da camada passiva e a densidade da corrente permanece praticamente constante.

Figura 26 - Curva de polarização da liga de alumínio AA2024-T351 em solução 3,5% de NaCl em peso à temperatura ambiente



Fonte: Adaptado de Zhang *et al.*, (2017, p. 231).

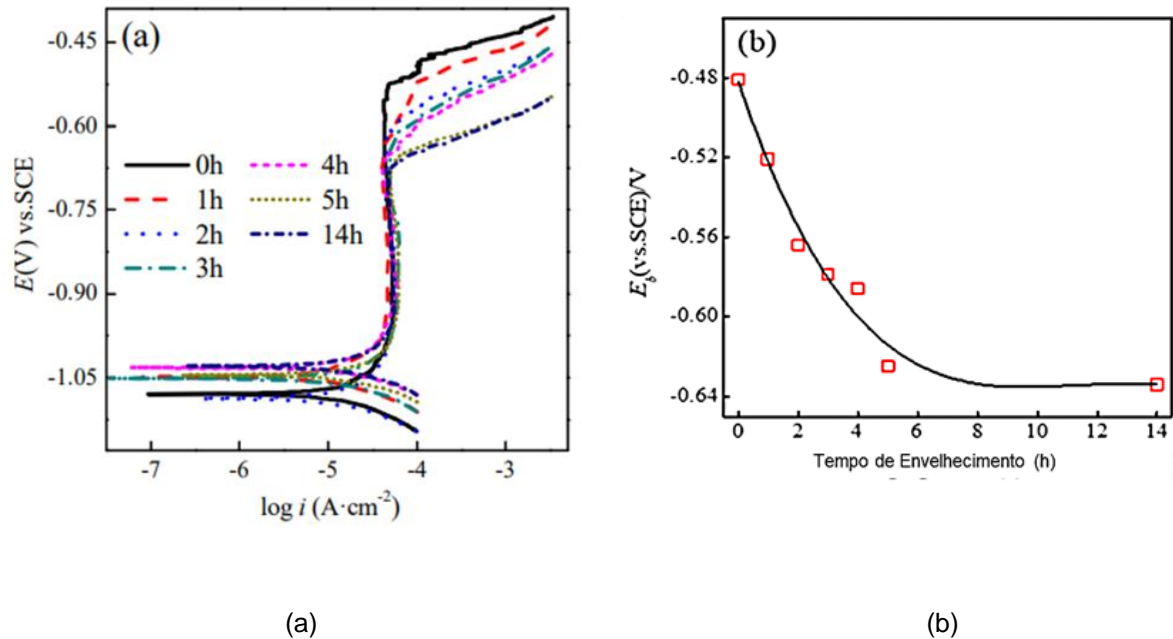
No estágio 1, ponto acima do potencial de corrosão (E_{corr}) e abaixo do potencial de ruptura da camada protetora, não foram encontradas evidências da formação de pites ou corrosão localizada, conforme descrito pelo autor. No estágio 2, ponto da curva acima da região considerada passiva, observou-se o início da formação de pites e ataque aos contornos de grão. Acima deste ponto ocorre a ruptura da camada passiva e o aumento significativo da densidade da corrente.

No estágio 3, ponto acima do potencial de ruptura da camada passiva, foi identificado um aumento significativo da corrosão localizada, principalmente pelo ataque seletivo no interior e contornos de grão (CODARO, 2006; MAGNABOSCO, 2001; ZHANG *et al.*, 2017).

He *et al.* (2021), avaliaram o comportamento corrosivo da liga 6061 solubilizada à 570°C por 1h e envelhecida à 180°C em diferentes tempos. A variação do tempo de envelhecimento teve o objetivo de obter quantidades e morfologias diferentes do composto Mg_2Si na matriz e avaliar sua influência no processo de corrosão.

As Figura 27a e Figura 27b mostram as curvas de polarização e o potencial de rompimento do filme passivo, respectivamente. Na Tabela 8 são apresentados os parâmetros eletroquímicos obtidos para cada condição de envelhecimento artificial.

Figura 27 - Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para a liga 6061



Fonte: Adaptado de He *et al.*, (2021, p. 4).

Legenda: (a) envelhecidas por diferentes tempos a 180°C;
(b) curva do potencial de rompimento do filme passivo.

Tabela 8 -Parâmetros eletroquímicos da liga 6061 em solução de NaCl 3,5%

Tempo de Envelhecimento (h)	E_{corr} (V)	I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Coefficiente anódico $\beta\alpha$ (mV)	Coefficiente catódico $\beta\gamma$ (mV)	Taxa de Corrosão (mm/ano)
0	-1,079	24,395	174,241	78,745	0,744
1	-1,049	24,340	326,920	84,048	0,743
2	-1,087	28,385	235,262	92,201	0,866
3	-1,051	29,491	172,450	90,886	0,900
4	-1,032	31,576	244,220	76,776	0,963
5	-1,045	34,239	198,951	83,748	1,045
14	-1,029	34,723	232,833	84,178	1,059

Fonte: Adaptado de He *et al.*, (2021, p. 4).

Na Tabela 8 e Figura 27a, observa-se que o tempo de envelhecimento não tem efeito significativo no potencial de corrosão (E_{corr}) das amostras, e varia entre -1,029V e -1,079V. Por outro lado, a densidade de corrente (I_{corr}) aumenta com o tempo de envelhecimento devido à precipitação de maior quantidade Mg_2Si , composto menos nobre e com maior potencial de corrosão do que o alumínio. Após 5h de

envelhecimento a liga atinge o seu pico máximo de precipitação da fase Mg_2Si e a densidade da corrente não sofre grandes aumentos após este tempo.

Após 5h de envelhecimento, também ocorre a redução no potencial de ruptura do filme passivo, conforme evidenciado na Figura 27b. Este fenômeno pode ser explicada pelo aumento na quantidade de fases precipitadas na matriz conforme o aumento no tempo de envelhecimento (HE *et al.*, 2021).

El-Menshaway *et al.* (2012), investigou o comportamento corrosivo da liga 6061 solubilizada à $550^\circ C$ por 2h e envelhecida a $140^\circ C$, $185^\circ C$ e $225^\circ C$. O autor concluiu que as amostras solubilizadas apresentaram maior resistência à formação de pites e corrosão intergranular quando comparada às amostras envelhecidas. Por outro lado, as amostras que alcançaram o pico de envelhecimento se mostraram mais susceptíveis à corrosão intergranular, assim como um deslocamento maior do potencial de corrosão (E_{corr}) e valores superiores de densidade corrente (I_{corr}) se comparadas as demais condições de tratamento. Desta forma, o autor concluiu que a variação do tempo e temperatura de tratamento térmico impactam diretamente no E_{corr} , I_{corr} e região passiva. Este efeito está associado às mudanças no tipo, tamanho, volume e distribuição dos precipitados na matriz.

2.9 PROPRIEDADES DAS LIGAS 6351 E 6005A

As ligas de alumínio 6351 e 6005A são consideradas de média resistência mecânica e foram desenvolvidas com o intuito de superar algumas características e propriedades da liga 6061, tais como extrudabilidade, resistência mecânica, sensibilidade à têmpera, bem como produzir peças com geometrias mais versáteis (SANDERS; STALEY, 2019; SHEPPARD, 1999).

A liga de alumínio 6061 é uma das ligas mais utilizadas das séries 6XXX, é tratável termicamente, possui excelente resistência à corrosão, facilidade de ser conformada, leveza e boa soldabilidade e resistência mecânica. Por essa razão, a liga é comumente utilizada para a produção de estruturas de automóveis e aeronaves, sendo neste último destinada a fabricação de asas e fuselagem (MOHAMMED; MAHDI, 2021).

A liga 6061 possui uma quantidade balanceada de precipitados de Mg_2Si , além de pequenas quantidades de Cu, Cr e Mn. As faixas de adição dos elementos de liga

são amplas e bastante variáveis (Tabela 9). Porém, a redução da concentração de Mg_2Si associada a redução de Cr e Mn podem aumentar a velocidade de extrusão, sem interferir na sensibilidade à têmpera ou resistência mecânica (SANDERS; STALEY, 2019).

As ligas possuem pequenas diferenças em termos de composição química, conforme Tabela 9 abaixo.

Tabela 9 - Composição química das ligas de alumínio 6061, 6005A e 6351

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6061	0,40 a 0,80	0,70	0,15 a 0,40	0,15	0,8 a 1,2	0,04 a 0,35	0,25	0,15
6351	0,70 a 1,3	0,50	0,10	0,40 a 0,80	0,40 a 0,80	-	0,20	0,20
6005A	0,50 a 0,90	0,35	0,30	0,50	0,40 a 0,70	0,20	0,10	0,10

Fonte: Adaptado de Sanders e Staley, (2019, p. 182).

A liga 6351 é geralmente utilizada em aplicações estruturais, especialmente em condições que exigem maior resistência a aplicação de cargas elevadas. A liga possui de média a alta resistência mecânica, excelente resistência à corrosão, boa extrudabilidade e pode ser endurecida através de tratamentos térmicos. As principais aplicações da liga são construção civil, estrutura de navios, rodas de automóveis e ferrovias (ASM INTERNACIONAL HANDBOOK, 1990; NASCIMENTO, 2015; SHEPPARD, 1999).

A liga 6351 possui teor elevado do composto Mg_2Si (acima de 1,5%), além do elemento Si em excesso. A adição de até 0,2% de Si aumenta em torno de 70Mpa na resistência mecânica da liga. Adições superiores a este percentual podem aumentar a susceptibilidade à fratura intergranular, pois o elemento tende a se precipitar nestas regiões na recristalização do material. O efeito nocivo do Si pode ser minimizado pela adição de elementos como Mg, Cr e Zn, pois previnem a precipitação durante a recristalização. (ASM INTERNACIONAL HANDBOOK, 1990; SHEPPARD, 1999).

De modo geral, as principais diferenças da liga 6351 em relação as ligas 6082 e 6061 são: menor concentração de precipitados Mg_2Si , maiores teores de Si, teores elevados de Mn e baixo teor de Cu (SHEPPARD, 1999).

A liga 6005A foi desenvolvida em 1972 e possui propriedades mecânicas intermediárias às ligas 6082 e 6061, porém com acabamento superficial superior e melhor desempenho no processamento por extrusão. A liga possui resistência

mecânica moderada e boa resiliência, sendo indicada para aplicações em que a estrutura será submetida à impactos ou cargas elevadas. Além disso, a liga apresenta boa resistência à corrosão, excelente soldabilidade e leveza. (ANDERSON; WERITZ; KAUFMAN, 2019; BONFITTO, 2016; LIU *et al.*, 2017).

As principais diferenças da liga 6005A em termos de composição química são a alta concentração de Si e Cu, associadas a baixa quantidade de manganês (cerca de 0,3%). O intuito desta combinação é tornar a liga mais resistente mecanicamente, sem perder a capacidade de extrusão. A liga é menos sensível ao resfriamento rápido e possui boa formabilidade, permitindo a fabricação de produtos com diversas formas e geometrias (ANDERSON; WERITZ; KAUFMAN, 2019; BONFITTO, 2016; DING *et al.*, 2012).

O endurecimento por precipitação é o mecanismo mais eficiente para aumento da resistência mecânica das ligas da série 6XXX e envolve as etapas de tratamento térmico de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial (Têmpera T6). e (NASCIMENTO, 2015).

Em seu estudo experimental sobre o comportamento mecânico da liga 6005A, Bonfitto (2016) realizou o tratamento térmico em quatro condições distintas de solubilização e envelhecimento artificial, utilizando as temperaturas: 545°C, 560°C, 175 °C e 185 °C. A amostra solubilizada a 545°C por 30 minutos e envelhecida a 185°C por 4h apresentou o maior valor de dureza (85 HRF) em relação às demais. As medidas de Dureza de *Rockwell* foram obtidas em escala F, utilizando penetrador com esfera de 1/16".

Ding *et.al* (2012) estudaram a influência da temperatura e tempo de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga 6005A. Nos experimentos, as amostras foram solubilizadas entre 520°C a 540°C, conformadas mecanicamente (extrusão) e envelhecidas nas temperaturas 150°C, 175°C e 200°C por 4h, 8h e 12h, respectivamente. As melhores e mais estáveis propriedades mecânicas foram obtidas através do tratamento de envelhecimento a 175°C por 4h e 8h, apresentando limites de escoamento de 300 MPa e 270 MPa respectivamente. Os autores concluíram que as propriedades mecânicas são mais afetadas pela temperatura do que pelo tempo de envelhecimento, pois impactam diretamente na formação e tamanho dos precipitados endurecedores na matriz.

Ali Fageehi e Saminathan (2020), avaliariam a influência do tratamento de envelhecimento na microestrutura, resistência mecânica e à corrosão da liga 6351

simulando o ambiente corrosivo do mar vermelho. A liga foi solubilizada a 530°C por 1h e então envelhecida a 140°C, 160°C, 180°C, 200°C, 220°C e 240°C variando-se os tempos entre 1h a 25h. As amostras foram submetidas ao ensaio de Dureza de Vickers para avaliação da resistência mecânica. A carga utilizada foi de 2kg e 15 segundos de indentação e a amostra com maior pico de dureza (cerca de 1100 Mpa) foi a envelhecida a 160°C por 19h.

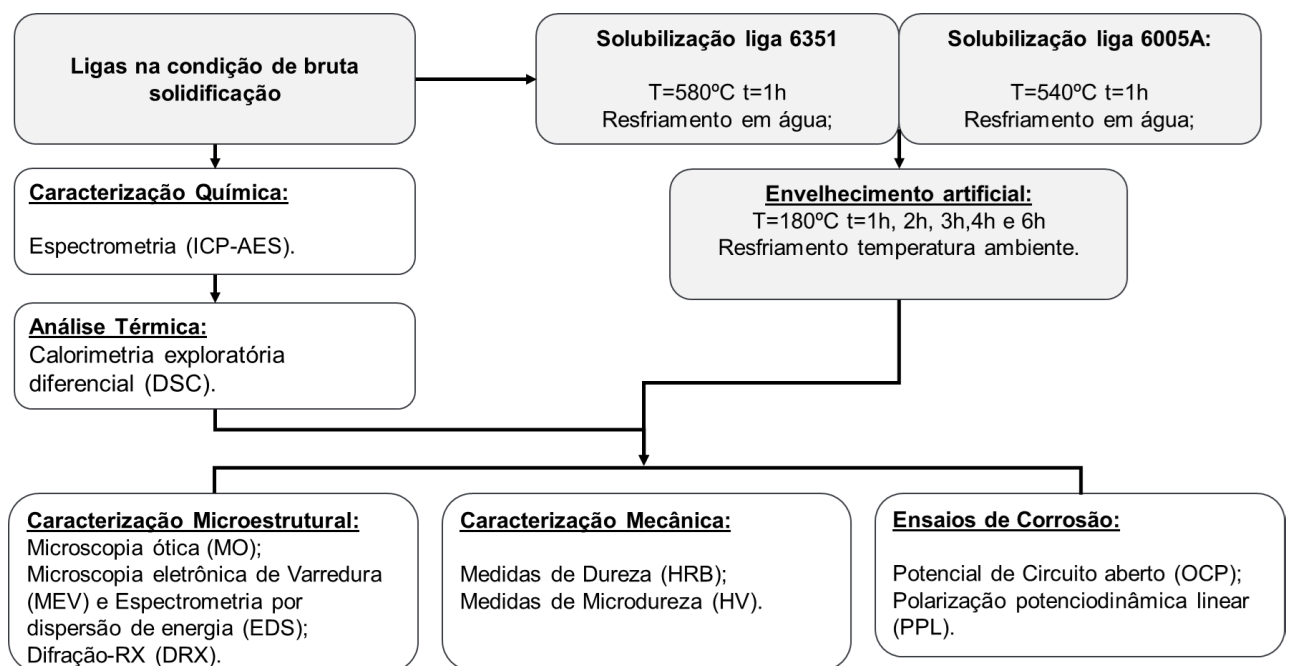
Antunes *et.al* (2021) comparou o comportamento mecânico da liga 6351 nas tâmpers T6 e T614 (envelhecimento interrompido). A liga 6351-T6 foi solubilizada à 580°C por 15 min e envelhecida a 180°C por 6h, enquanto a liga 6351-T614 foi solubilizada a 560°C por 2h e envelhecida em duas etapas, sendo a primeira a 180 °C por 1h e a segundo a 65°C por 24h. A liga 6351-T6 apresentou maior dureza após os tratamentos do que a liga 6351-T614 (83,7HV contra 65,3HV). Segundo o autor, o envelhecimento interrompido (6351-T614) contribuiu para o aumento do tamanho médio dos precipitados e foi pouco eficaz na nucleação de zonas de *Guinier Preston* e conseqüentemente na formação de mais precipitados endurecedores.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizadas duas ligas de alumínio da série 6XXX denominadas 6005A e 6351 na condição de bruta solidificação. As ligas foram processadas em fornos de refusão com capacidade de 25 toneladas e solidificadas na forma de tarugos de 5,8m de comprimento por 178mm de diâmetro. No entanto, para este estudo as ligas foram fornecidas na forma de placas circulares com 35mm de espessura e 178mm de diâmetro e então fragmentadas para análise metalográfica, ensaios de dureza e polarização potenciodinâmica.

A Figura 28 apresenta o diagrama de bloco referente a metodologia geral do trabalho.

Figura 28 - Diagrama de blocos referente a metodologia geral do trabalho



Fonte: Da autora.

3.1 ANÁLISES QUÍMICAS

A determinação da composição química foi realizada através da técnica de espectroscopia de emissão atômica por plasma induzido (ICP-AES), em equipamento da marca ARL, modelo 3460.

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

Os tratamentos de solubilização e envelhecimento foram feitos em um forno tipo mufla da marca Teklabor, modelo 200-FM, instalado no LABMAT na Universidade Federal de Alfenas, campus Poços de Caldas.

No tratamento de solubilização, as ligas 6351 e 6005A foram mantidas à 580°C e 540°C por 1h, respectivamente, e resfriadas em água. Em seguida, as amostras foram envelhecidas à 180°C por 1h, 2h, 3h, 4h e 6h e resfriadas ao ar.

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.3.1 Preparação de amostras para microscopia

As amostras foram preparadas e caracterizadas nas condições de bruta solidificação e após realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento, seguindo as recomendações da norma ASTM E3-01 (2001). As etapas de preparação foram: corte dos corpos de prova em cubos de 10mm x10mm, embutimento em resina a frio, lixamento com lixas de carbetto de silício variando a granulometria de 220 a 1200 mesh.

O polimento foi realizado de maneira mecânica utilizando alumina de 1µm e 0,5µm. O ataque para revelar a microestrutura foi ácido fluorídrico 6,5% (7ml de ácido fluorídrico concentrado e 100 ml de água destilada). O tempo de ataque para microscopia ótica variou entre 40 a 80 segundos.

3.3.2 Microscopia ótica

A análise foi realizada em microscópio ótico da marca Zeiss, modelo AxioScope A1, acoplado à câmera de vídeo AxioCam ICc3 e placa digitalizadora conectada a um computador equipado com software Axio Vision 4,8,2 SP2, será realizada na Universidade Federal de Alfenas (UNIFAL-MG), *campus* Poços de Caldas-MG – LABMAT.

3.3.3 Microscopia eletrônica de varredura

A caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e a espectrometria por dispersão de energia (EDS) foi realizada no MEV da marca FEI, modelo Inspect S50, com detector de elétrons secundário. O detector de EDS, é da marca EDAX, modelo Apollo X, do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) do DEMa/UFSCar- São Carlos.

3.3.4 Difração de raios X

As amostras foram analisadas através do difratômetro da marca Rigaku, modelo Miniflex 600, instalado na USP- *campus* Pirassununga da, com utilizando radiação Cu K α , em uma faixa de 2θ de 2° a 90° , com passo de $0,02^\circ$ por 2s por passo. O objetivo da análise foi identificar as fases presentes antes após a realização dos tratamentos térmicos. A identificação das fases foi realizada comparando os padrões de difração obtidos experimentalmente com os padrões de difração conhecidos de diferentes fases cristalinas.

3.4 ANÁLISE TÉRMICA

Com o intuito de avaliar as transições térmicas e alterações de massa em função da temperatura, foram utilizadas as análises térmicas de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) e Termogravimetria (TG).

Os ensaios foram realizados no equipamento Netzsch Júpiter STA 449F3 instalado no LABMAT da Universidade Federal de Alfenas (UNIFAL-MG), *campus* Poços de Caldas-MG, nas seguintes condições para ambas as ligas: aquecimento da temperatura ambiente (20°C) à 600°C , com uma taxa de aquecimento de $10^\circ\text{C}/\text{min}$ usando como gás de arraste o argônio, em um fluxo padrão de $100\text{ml}/\text{min}$. Para obtenção da Isotherma, as amostras foram mantidas A 600°C por 1h.

3.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

3.5.1 Medidas de Dureza

As medidas de dureza foram realizadas utilizando-se um durômetro Rockwell C, da marca Pantec Panambra, modelo RASN (RS) e (RB), analógico com penetrador CONE 120° e carga de 150kgf, instalado no laboratório LABMAT da Universidade Federal de Alfenas *campus* Poços de Caldas. Os parâmetros do ensaio de dureza Rockwell foram definidos com base em revisões de literatura e artigos científicos pertinentes sobre as ligas de alumínio. As amostras foram lixadas com uma lixa de 400mesh, com o objetivo de obter superfícies planas e eliminar irregularidades. Foram realizadas cinco medições para cada condição: como recebido, solubilizada e envelhecida por 1h, 2h, 3h, 4h e 6h.

3.5.2 Medidas de Microdureza

As medidas de microdureza Vickers (HV) foram realizadas conforme a norma ASTM E384 e as amostras preparadas conforme item 3.3.1. O equipamento utilizado foi o microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV2T, instalado no laboratório LABMAT da Universidade Federal de Alfenas *campus* Poços de Caldas.

As endentações foram realizadas aplicando uma carga de 0,1 HV por 15 segundos. Foram realizadas sete medidas na matriz e fases intermetálicas, obtendo-se, assim, o valor médio e o desvio padrão.

3.6 ENSAIOS DE CORROSÃO

Os ensaios de corrosão foram realizados através do método de polarização potenciodinâmica linear, utilizando-se o potenciostato Autolab/PGSTART302 conectado a um microcomputador controlado pelo *software* NOVA 1.8, ambos da marca Metrohm, e instalados no laboratório LABMAT da Universidade Federal de Alfenas, *campus* de Poços de Caldas.

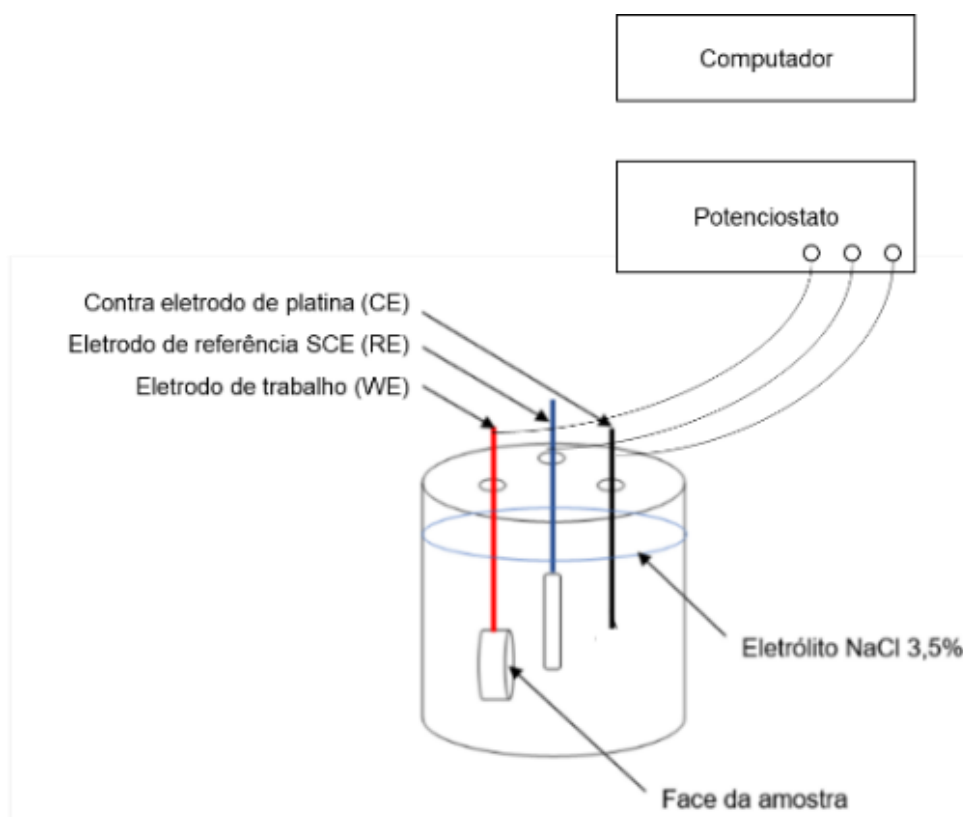
Os ensaios foram realizados em triplicata, com início no potencial de circuito aberto em função do tempo (OCP), mantendo os eletrodos imersos na solução

eletrolítica por 3600 segundos para garantir a estabilização do potencial. Em seguida, foi dado início ao ensaio de polarização, onde foram obtidas as curvas de polarização potenciodinâmica linear. Nesse ensaio, o potencial (V) foi variado de -1,5 V a +1,5 V, com um passo de 0,001 V e uma velocidade de varredura de 0,001 V/segundo.

Os eletrodos de trabalho foram confeccionados com corpos de prova de dimensões 10mm x 10mm, sendo fixados mecanicamente a um condutor flexível de cobre com 1,5mm de diâmetro e embutidos em resina a frio para facilitar a fixação do cabo. Depois de embutidas, as amostras foram lixadas até a granulometria de 1200mesh e polidas com alumina de $1\ \mu\text{m}$ e $0,5\ \mu\text{m}$ respectivamente.

A célula eletroquímica utilizada foi constituída pelo eletrodo de trabalho (WE), contra eletrodo de platina (CE) e o eletrodo de referência de calomelano saturado (RE), imersos em solução eletrolítica de 3,5% de cloreto de sódio (NaCl) em peso. A Figura 29 mostra esquematicamente a célula eletroquímica conectada ao potenciostato e um computador para coleta dos dados.

Figura 29 - Desenho esquemático da célula eletroquímica conectada ao potenciostato



Fonte: Da autora.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A Tabela 10 apresenta a composição química das ligas estudadas, neste trabalho, obtida pela técnica de espectroscopia de emissão atômica por plasma induzido (ICP-AES).

Tabela 10 - Composição química (% em peso) das ligas 6351 e 6005A

Elementos (% em peso)	Si	Mg	Mn	Cu	Fe
6351	1,00	0,80	0,75	0,10	0,35
6351*	0,70 A 1,30	0,40 a 0,80	0,40 a 0,80	0,10	0,50
6005A	0,80	0,59	0,45	0,30	0,25
6005A*	0,50 a 0,90	0,40 a 0,70	0,50 a 0,10	0,30	0,35

Fonte: Da autora.

Legenda: *ASM Handbook (1990)

As ligas apresentam composição química bastante similar, uma vez que a maior parte dos elementos está presente em proporções muito próximas. Observa-se que as liga 6351 contém maiores percentuais dos elementos Mg (0,80%) e Si (1,0%) do que a liga 6005A o que pode favorecer a formação da fase endurecedora Mg_2Si . A liga também contém maior concentração de Fe (0,35%), favorecendo formação de partículas intermetálicas na matriz, tais como α -AlFeMnSi e β -AlFeSi, durante solidificação.

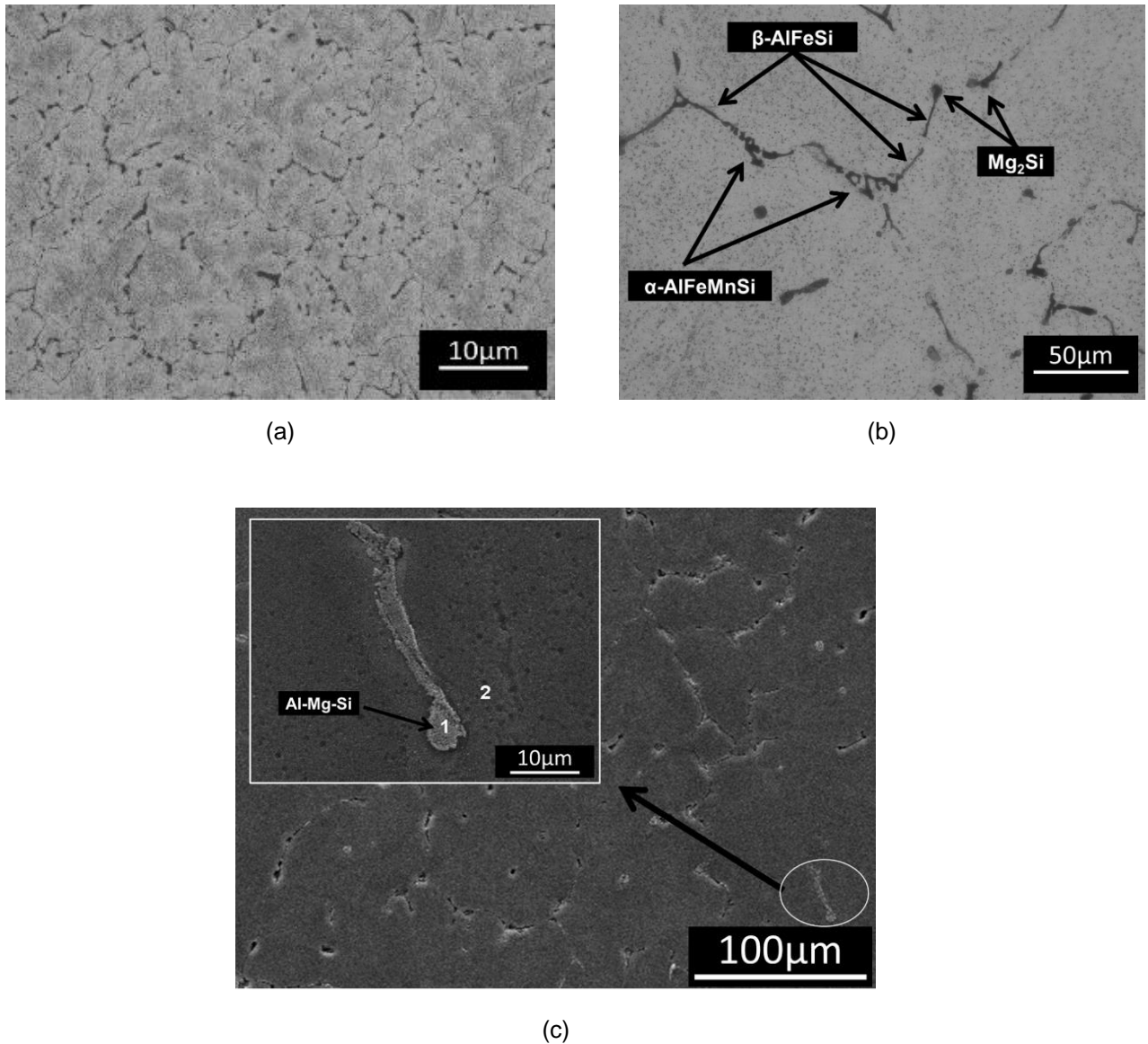
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.2.1 Microscopia eletrônica de varredura

4.2.1.1 Liga 6351 na condição de bruta solidificação

A Figura 30 mostra às micrografias da liga 6351 na condição de bruta solidificação obtidas por MO e MEV.

Figura 30- Micrografias da liga 6351 na condição de bruta solidificação



Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Na microestrutura apresentada na Figura 30a, observa-se a presença de grande quantidade de partículas intermetálicas, concentradas na região de contornos de grão da liga, uma característica comum nas ligas de Al-Mg-Si na condição de bruta solidificação. Resultados semelhantes, também foram observados por Antolin *et al.* (2020), Nowotnik e Siniawski (2005) e Samaras e Haidemenopoulos (2007).

Na Figura 30b observou-se a presença de intermetálicos do tipo β -AlFeSi, α -AlFeMnSi (escrita chinesa) e partículas de Mg_2Si na matriz de alumínio. A formação

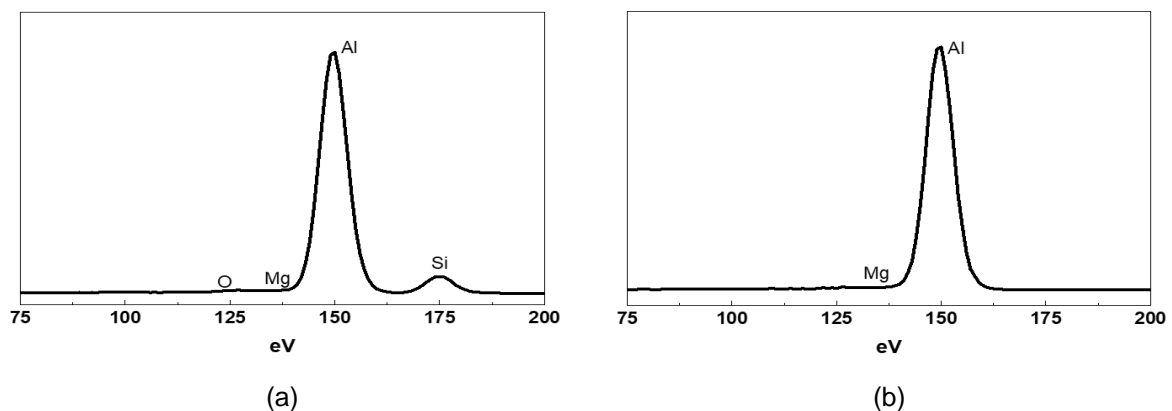
de partículas de β -AlFeSi e α -AlFeMnSi na condição de bruta solidificação pode ser explicada pela presença de Fe e Si na composição química do material.

O Fe possui baixa solubilidade e combina facilmente com o silício formando os intermetálicos, uma vez que não se dissolvem completamente na matriz, mesmo após longos tempos de tratamento térmico. A presença destes intermetálicos não contribui diretamente no aumento da dureza do material e podem ser prejudiciais na ductilidade e capacidade de deformação plástica da liga (KUIJPERS *et al.*, 2002).

As partículas de Mg_2Si , por outro lado, possuem morfologia mais arredondada e se conectam preferencialmente às extremidades da fase β -AlFeSi, conforme pode ser observado na Figura 30b.

A microanálise semiquantitativa por EDS foi realizada nos pontos 1 e 2 da Figura 30c, e os espectros obtidos estão apresentados na Figura 31 e na Tabela 11.

Figura 31 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição de bruta solidificação



Fonte: Da autora

Legenda: a) região 1
b) região 2

Tabela 11 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição de bruta solidificação (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Si	O
Região 1	79,27	0,77	18,92	1,04
Região 2	99,06	0,94	-	-

Fonte: Da autora.

As microanálises semiquantitativas obtidas por EDS apresentadas na Tabela 11 mostram que a matriz da liga (região 2) é composta por altos teores de Al (99,06%)

e reduzido teor de Mg (0,94%). A presença de partículas de elementos residuais na matriz é esperada e também foi observada por Lozano *et.al* (2010) e Oliveira (2017) em ensaios de MEV com EDS.

Na região 1, diferente dos trabalhos publicados por Lozano *et.al* (2010), Jadhav *et.al* (2017) e Nowotnik *et.al* (2007), foi identificada a presença de uma grande quantidade de partículas Si (18,92%) e uma pequena quantidade de Mg (0,77%) para formação da fase endurecedora Mg_2Si . Em seus trabalhos os autores encontraram percentuais em massa muito próximos para ambos os elementos.

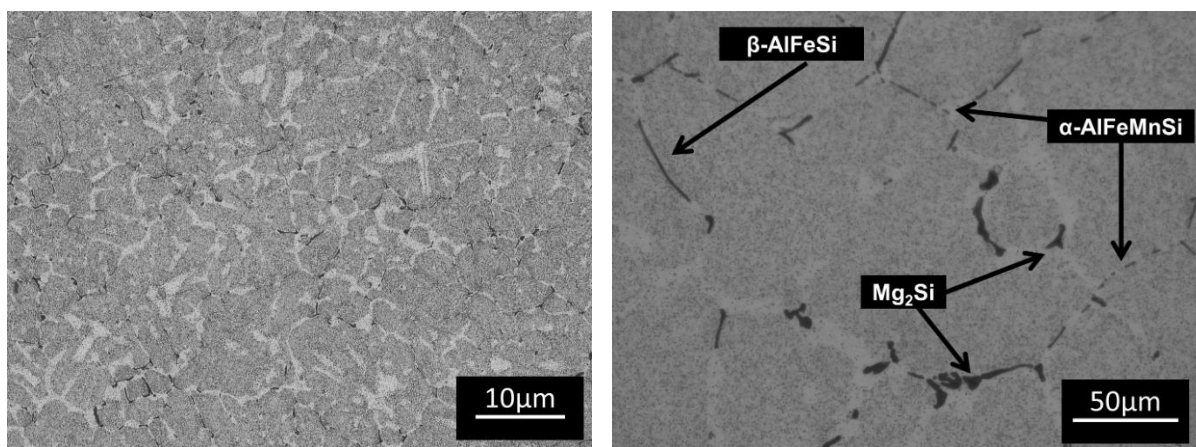
É possível que durante o processo de solidificação do tarugo, partículas de Si excedentes tenham se acumulado em regiões próximas a fase Mg_2Si , interferindo nos resultados da microanálise por EDS.

A presença de oxigênio na região 1 pode estar atrelada a contaminação da amostra com partículas de alumina (Al_2O_3) utilizada como abrasivo no polimento da superfície e não serão levadas em consideração para a composição das fases intermetálicas nesta condição e nas demais analisadas posteriormente.

4.2.1.2 Liga 6351 na condição solubilizado

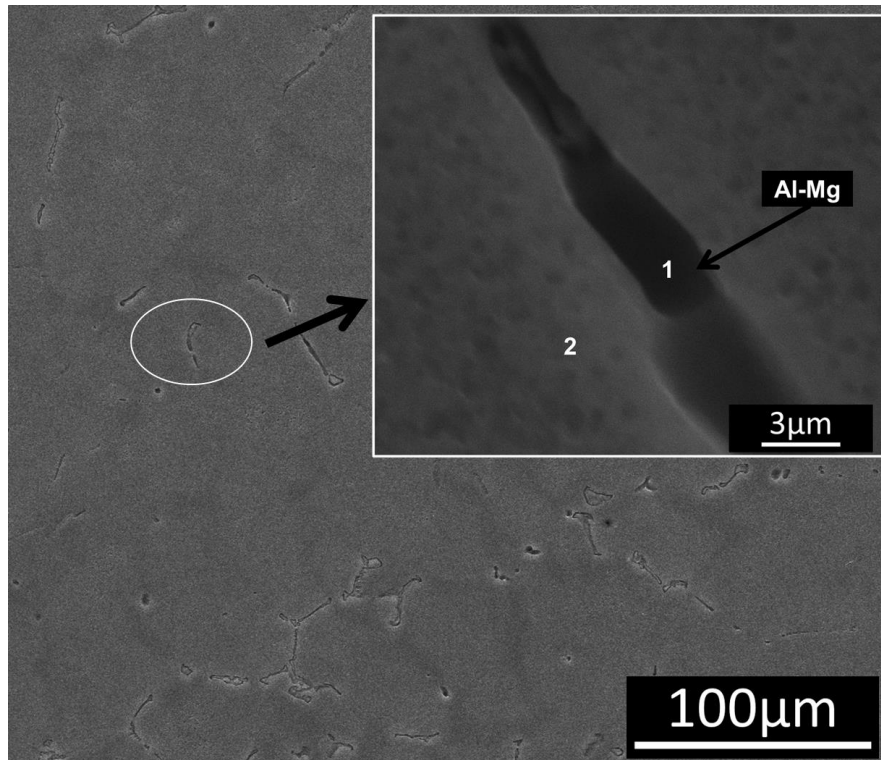
A Figura 32 corresponde às micrografias da liga 6351 na condição solubilizado a $580^\circ C$ por 1h e resfriado em água.

Figura 32 - Micrografias da liga 6351 na condição solubilizado



(a)

(b)



(c)

Fonte: Da autora.

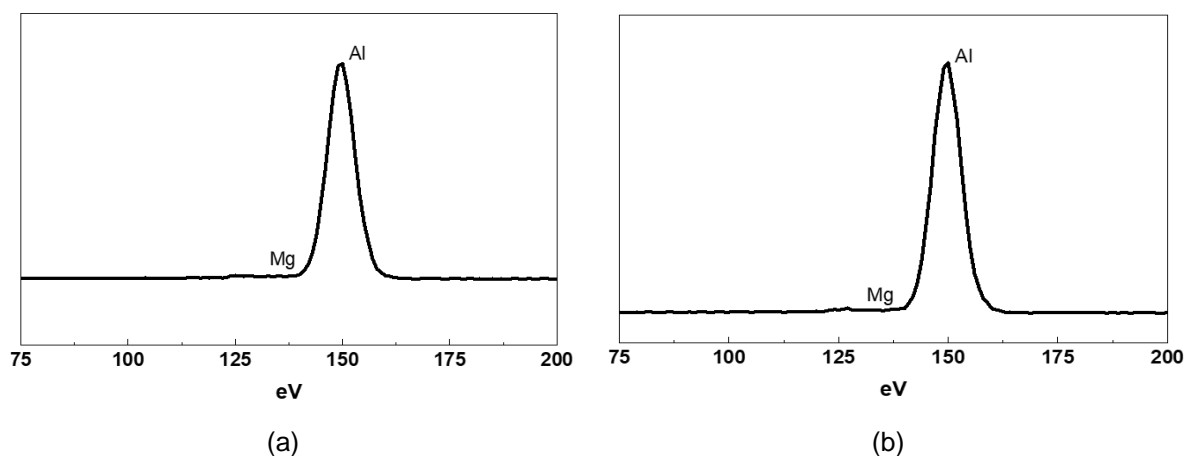
Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Na Figura 32a é possível observar a presença de partículas intermetálicas nos contornos de grão. Na Figura 32b observa-se que estas partículas apresentam morfologia mais arredondada e dispersa na matriz. Também é possível observar partículas de Mg_2Si , apesar do tempo relativamente curto de solubilização (1h). Foi observada a transformação de fases do tipo $\beta-AlFeSi$ em fases mais arredondadas do tipo $\alpha-AlFeMnSi$, conforme indicado pelas setas da Figura 32c.

Estas transformações também foram observadas por Antolin *et al.* (2020) e Samaras e Haidemenopoulos (2007) em condições similares de tratamento e indicam que a solubilização foi efetiva, resultando na dissolução das partículas de Mg_2Si e solubilização dos elementos desejáveis na matriz do material para posterior reprecipitação.

A microanálise semiquantitativa por EDS foi realizada nas regiões 1 e 2 da Figura 32c, e os espectros obtidos estão apresentados na Figura 33 e Tabela 12.

Figura 33 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição solubilizado



Fonte: Da autora.

Legenda: a) Fase escura Al-Mg - Região 1
b) Matriz de alumínio - Região 2

Tabela 12 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição solubilizado a 580°C por 1h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg
Região 1	98,74	1,26
Região 2	98,61	1,39

Fonte: Da autora.

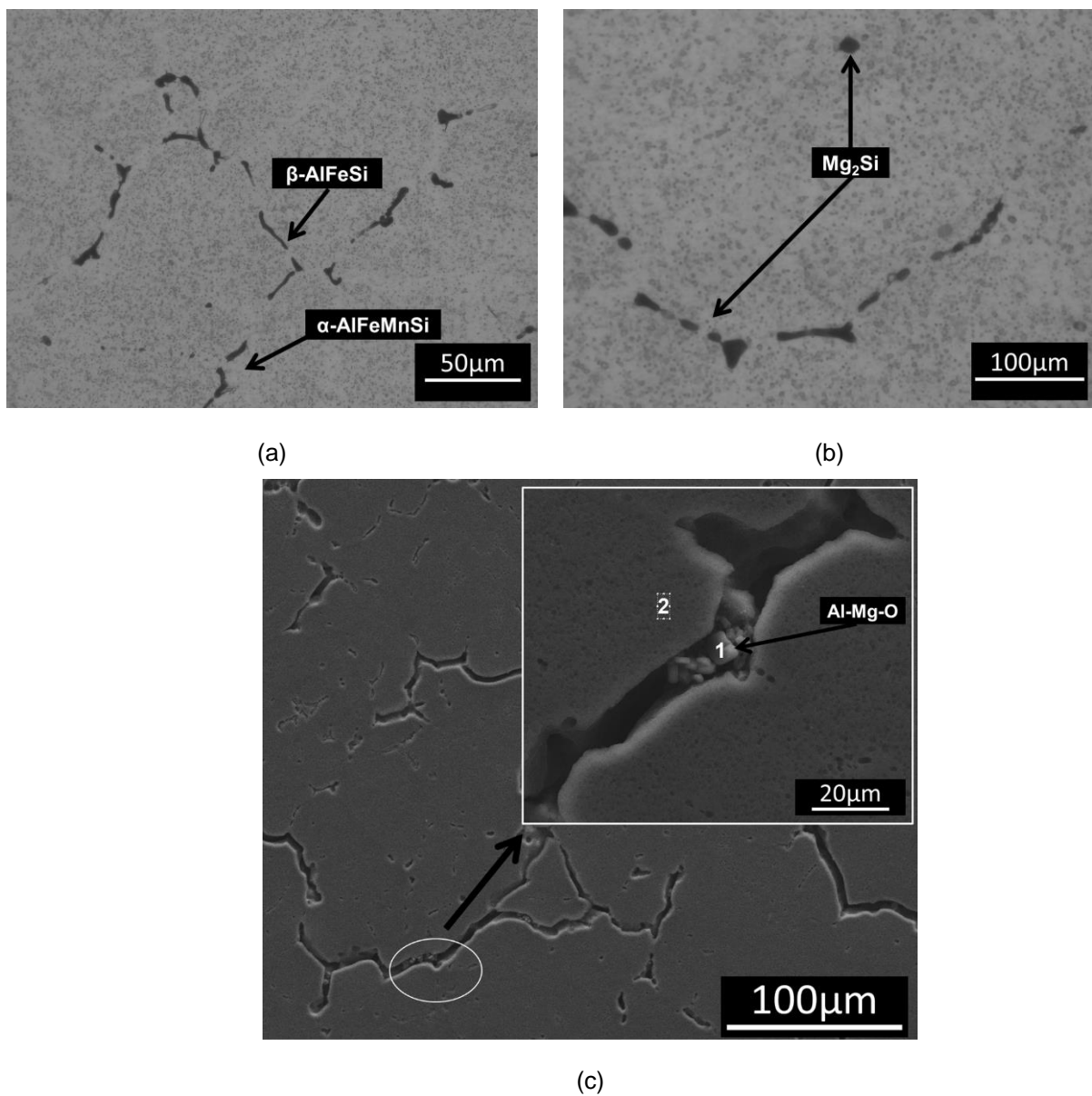
As microanálises semiquantitativas realizadas nas regiões 1 e 2 por meio de EDS revelaram resultados bastante semelhantes, indicando a presença Al e Mg nas fases, conforme evidenciado pelos dados apresentados na Tabela 12. A presença dessas fases é um indicativo da eficácia do tratamento de solubilização, que resulta na dissolução das fases Mg_2Si e na solubilização de partículas de Mg na matriz de alumínio.

A detecção de um teor excessivo de Mg nas regiões 1 e 2 sugere a possibilidade desse elemento combinar com o silício e formar fases endurecedoras do tipo Mg_2Si . Essa observação indica um potencial adicional de endurecimento da liga de alumínio, desde que tratamentos térmicos adequados sejam aplicados posteriormente.

4.2.1.3 Liga 6351 envelhecida a 180°C por 1h

A Figura 34 corresponde às micrografias da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 1h e resfriado ao ar. Nas Figura 34a-b é possível observar a presença de precipitados com morfologia mais arredondada e que se assemelham a partículas da fase Mg_2Si .

Figura 34 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 1h



Fonte: Da autora.

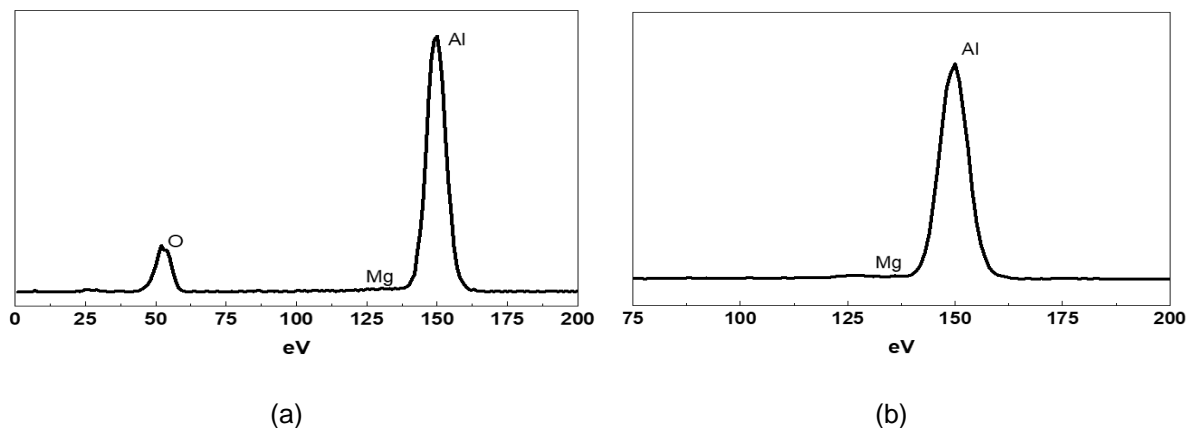
Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Observa-se que as partículas de Mg_2Si apresentam diferentes tamanhos entre si nesta condição, sendo as partículas maiores consideradas grosseiras. Esta característica, segundo Jadhav *et.al* (2017), indica que o material ainda não atingiu seu pico máximo de envelhecimento. O autor ainda menciona que quanto mais próximas as partículas, menor pode ser a resistência mecânica alcançada pelo material. Por isso, é ideal que as partículas estejam mais espaçadas entre si e com tamanho menor e mais refinado.

Observa-se na Figura 34c a presença de trincas nos contornos de grão, comportamento também observado por Leite (2021) durante a realização dos tratamentos térmicos. O surgimento e propagação de trincas intergranulares está relacionado à presença de partículas intermetálicas contendo Fe nessas regiões, tais como a $\beta-AlFeSi$ que podem ser observadas na Figura 34a.

Foi realizada microanálise semiquantitativa por EDS nas regiões 1 e 2 da Figura 34, e os espectros obtidos estão apresentados na Figura 35 e Tabela 13.

Figura 35 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 1h



Fonte: Da autora

Legenda: a) Fases claras no interior da trinca - Região 1
b) Matriz de alumínio – Região 2

Tabela 13 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 1h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	O
Região 1	66,91	0,57	32,52
Região 2	98,69	1,31	-

Fonte: Da autora

A microanálise semiquantitativa na região 1 indicou uma grande fração de oxigênio (32,52%), levando a concluir que a fase corresponde a alguma partícula de alumina impregnada na região durante o preparo da amostra. Já na região 2, a fase Al-Mg, rica em magnésio, indica que ainda há grande quantidade do soluto para reprecipitação na forma de Mg_2Si .

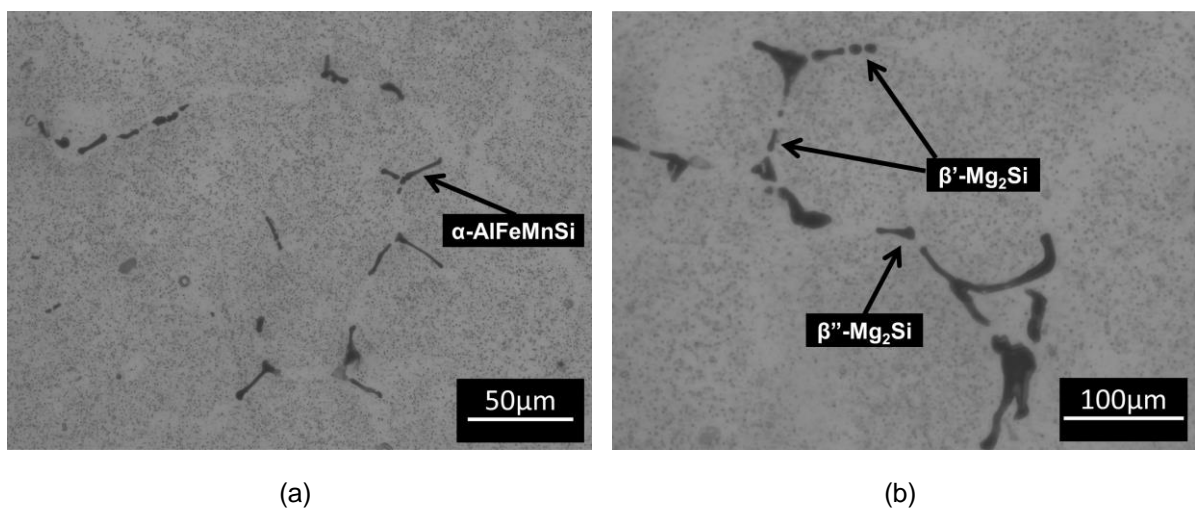
4.2.1.4 Liga 6351 envelhecida a 180°C por 2h

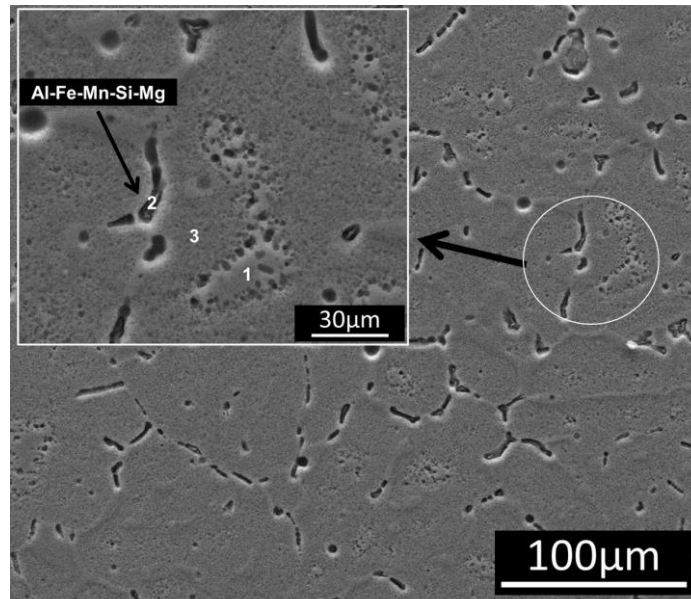
A Figura 36 corresponde às micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 2h e resfriada ao ar.

Na Figura 36a observa-se a presença de fases com formato mais alongado, correspondentes a morfologia da fase α -Al(FeMn)Si observada por Nowotnik *et.al* (2006).

Nas Figura 36b-c observa-se a presença de fases com morfologia mais arredondada, similar a relatada por Zeid (2019) para as fases metaestáveis e endurecedoras β' (Mg_5Si) e β'' (Mg_2Si), importantes processo de envelhecimento da liga.

Figura 36 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 2h





(c)

Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

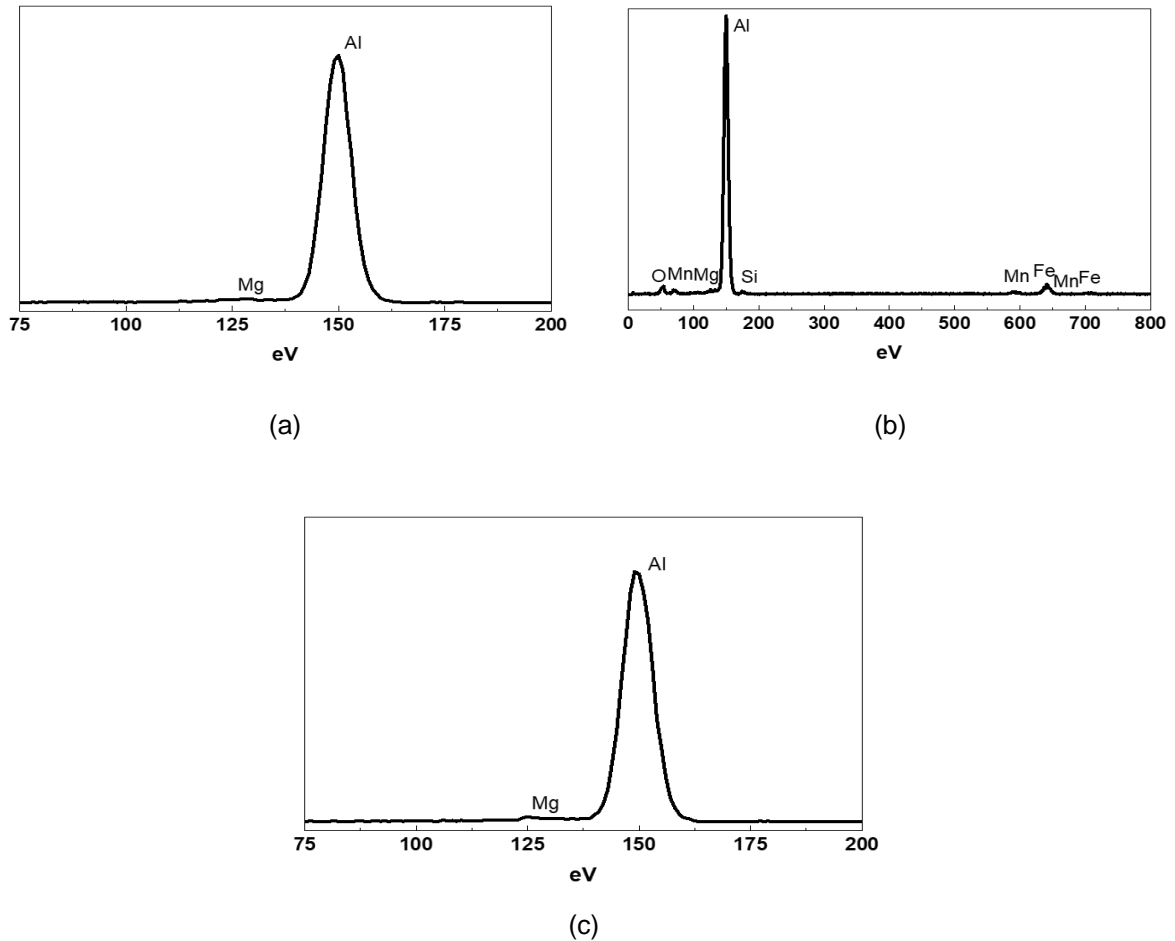
Na Figura 36c são observados pequenos pontos escuros no interior dos grãos e mais homogêneamente distribuídos, indicando a possível presença de micropartículas do precipitado Mg_2Si . Porém, a microanálise por EDS realizada na região 1 (Figura 36c), indicou uma fase rica em magnésio, mas sem a presença de Si.

Este efeito também foi observado por Maia (2012) em suas microanálises obtidas por EDS e o autor levantou a possibilidade de limitações relacionadas à técnica de MEV-EDS, na visualização e detecção de partículas de Mg_2Si , pois são muito pequenas.

A microanálise por EDS na região 2 da Figura 36c, podem ser observados na Figura 37b e na Tabela 14, indicando que a fase nessa região é rica em Al, Fe, Mn e Si. A presença de Mg nessa região está associada a composição da liga, resultados semelhantes foram obtidos por (ANTOLIN *et al.*, 2020; KUIJPERS *et al.*, 2002; MAIA, 2012).

Foi também realizada análise semiquantitativa na matriz da liga, na região 3 da Figura 36c. O espectro obtido por EDS está apresentado na Figura 37c e foi observada a presença majoritária do elemento alumínio, correspondendo a 98,52% em massa, e pequena quantidade de magnésio, representando 1,48% em massa.

Figura 37 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 2h



Fonte: Da autora

Legenda: a) Matriz de alumínio com partículas escuras - Região 1
 b) Intermetálico do tipo α -AlFeMnSi - Região 2
 c) Matriz de alumínio - Região 3

Tabela 14 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 2h (em % massa)

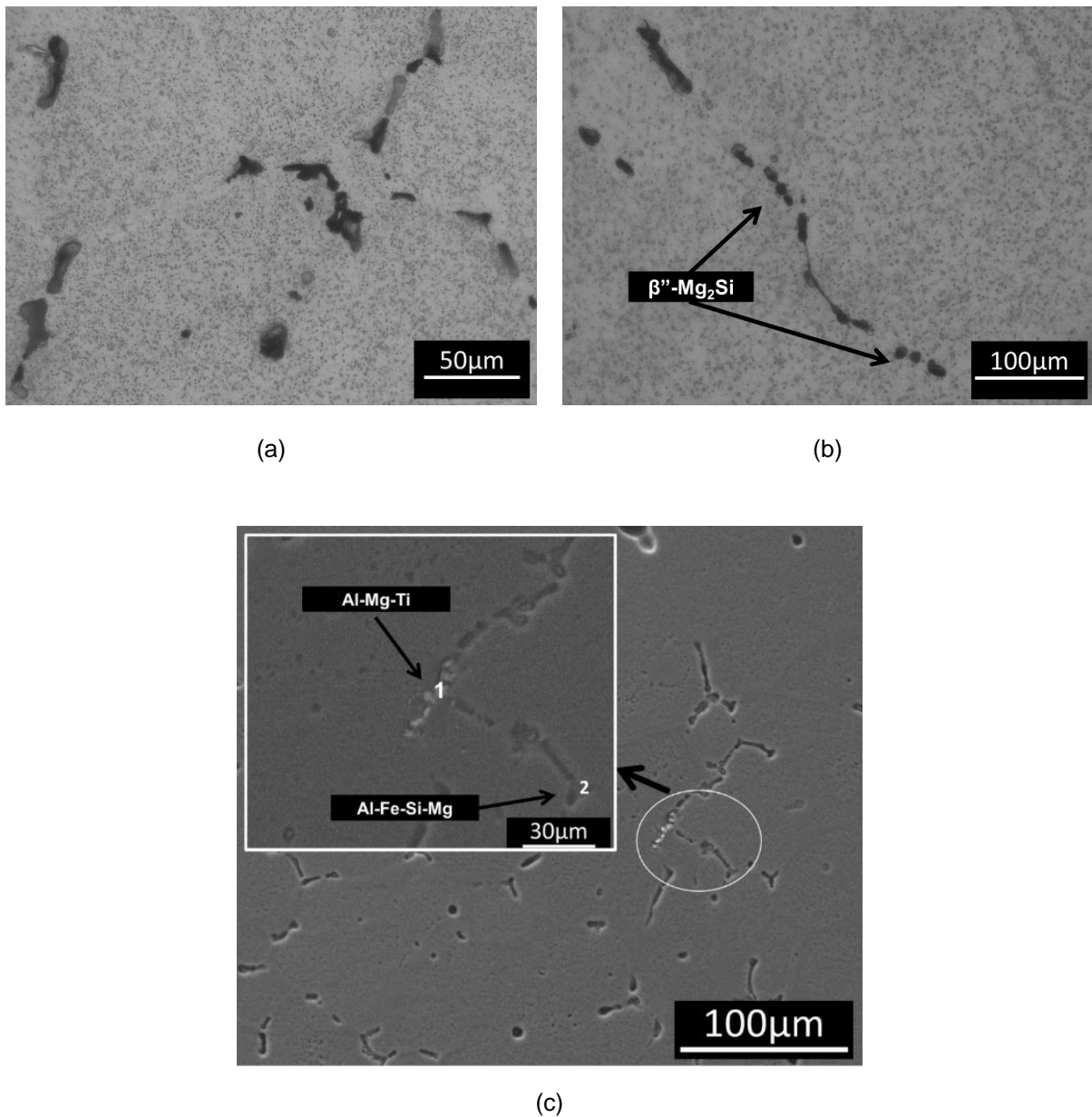
Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Mn	O
Região 1	98,63	1,37	-	-	-	-
Região 2	78,26	1,04	9,81	1,84	2,33	6,71
Região 3	98,52	1,48	-	-	-	-

Fonte: Da autora

4.2.1.5 Liga 6351 envelhecida a 180°C por 3h

A Figura 38 corresponde às micrografias da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 3h e resfriado ao ar. A Figura 39 e a Tabela 15 apresentam os espectros de EDS realizados nas regiões 1 e 2 da Figura 38 c.

Figura 38 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 3h



Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

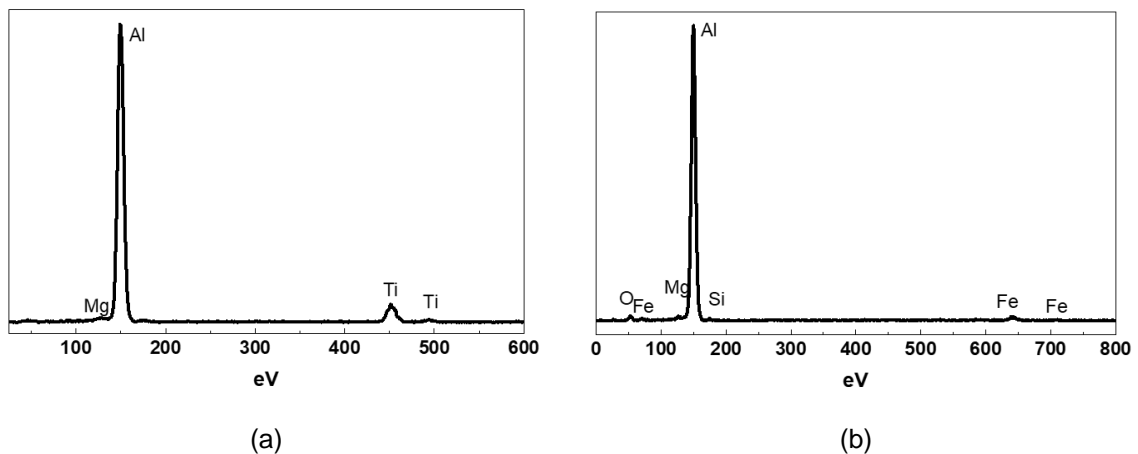
Na Figura 38a-b observa-se uma quantidade maior de partículas arredondadas (β'') quando comparada a condição de envelhecimento por 1h, indicando a um aumento nas quantidades de fases Mg_2Si precipitadas.

Na região 1 indicada na Figura 38c, foi detectada a presença dos elementos Al-Mg-Ti. A presença de titânio no material foi associada a uma contaminação do processo de fabricação e solidificação do tarugo de alumínio, uma vez que é comum a adição de pequenas quantidades de TiB_2 como refinador de grão (ALMEIDA, 2021).

Na literatura não foram encontrados registros de que fases compostas por Al-Mg-Ti tenham um papel importante ou específico no endurecimento por precipitação.

Além disso, na Figura 38c também foram observadas partículas do tipo β -AlFeSi (região 2), conhecidas por sua morfologia mais agulhada e alongada, sendo evidenciadas através dos resultados da microanálise por EDS (Figura 39b). Os resultados da microanálise também indicaram 1,14% de magnésio (percentual em massa) na composição da fase, proveniente da composição da liga.

Figura 39 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 3h



Fonte: Da autora

Legenda: a) Fase de coloração branca - Região 1

b) Fase mais alongada e coloração escura - Região 2

Tabela 15 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 3h (em % massa)

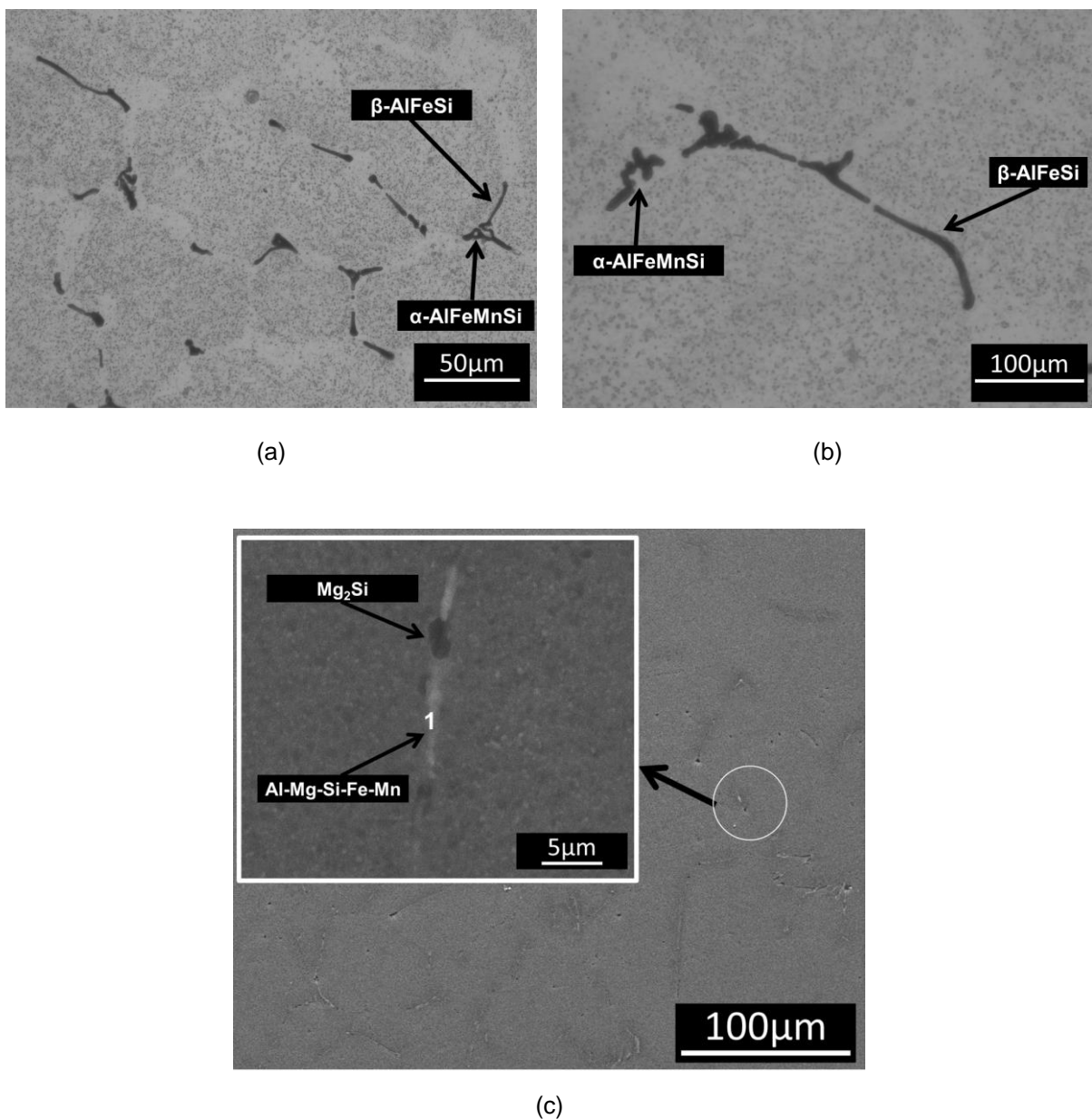
Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	O
Região 1	85,45	1,04	-	-	-	13,51	-
Região 2	87,11	1,14	1,77	4,91	-	-	5,08

Fonte: Da autora.

4.2.1.6 Liga 6351 envelhecida a 180°C por 4h

A Figura 40 corresponde às micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 4h e resfriado ao ar. A Figura 41 e a Tabela 16 apresentam os espectros de EDS realizados na região 1 da Figura 40c.

Figura 40 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 4h



Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

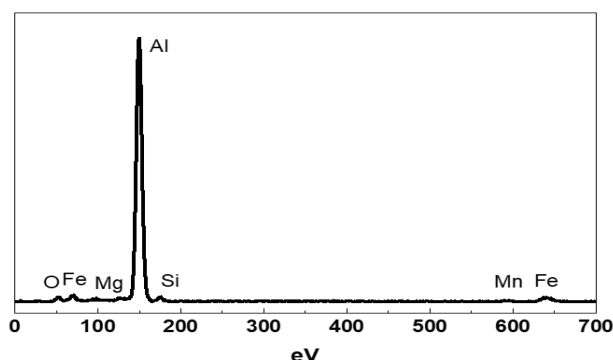
Nas Figura 40a-b observa-se a presença de fases intermetálicas do tipo β -AlFeSi e α -Al(FeMn)Si próximas aos contornos de grão. Nas micrografias não foi possível visualizar partículas de Mg_2Si .

Na Figura 40c, foram observadas fases refinadas, com coloração branca e na cor preta. A morfologia dos pontos mais escuros é similar às obtidas por Jadhav *et.al* (2017) e Zeid (2019) para a fase Mg_2Si .

Foi realizada a microanálise no ponto mais claro (região 1 na Figura 40c) e os resultados estão apresentados na Figura 41 e Tabela 16, e observou-se que trata-se da fase α -Al(FeMn)Si.

Espectros similares para a fase α -Al(FeMn)Si também foram observados por Lozano (2010), Nowotnik *et.al* (2007) e Nowotnik *et.al* (2007) em seus trabalhos, exceto pela presença de oxigênio e magnésio.

Figura 41 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 4h



(a)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Região 1

Tabela 16 -Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 4h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	O	Si	Fe	Mn
Região 1	83,46	0,91	4,80	3,35	6,16	1,32

Fonte: Da autora

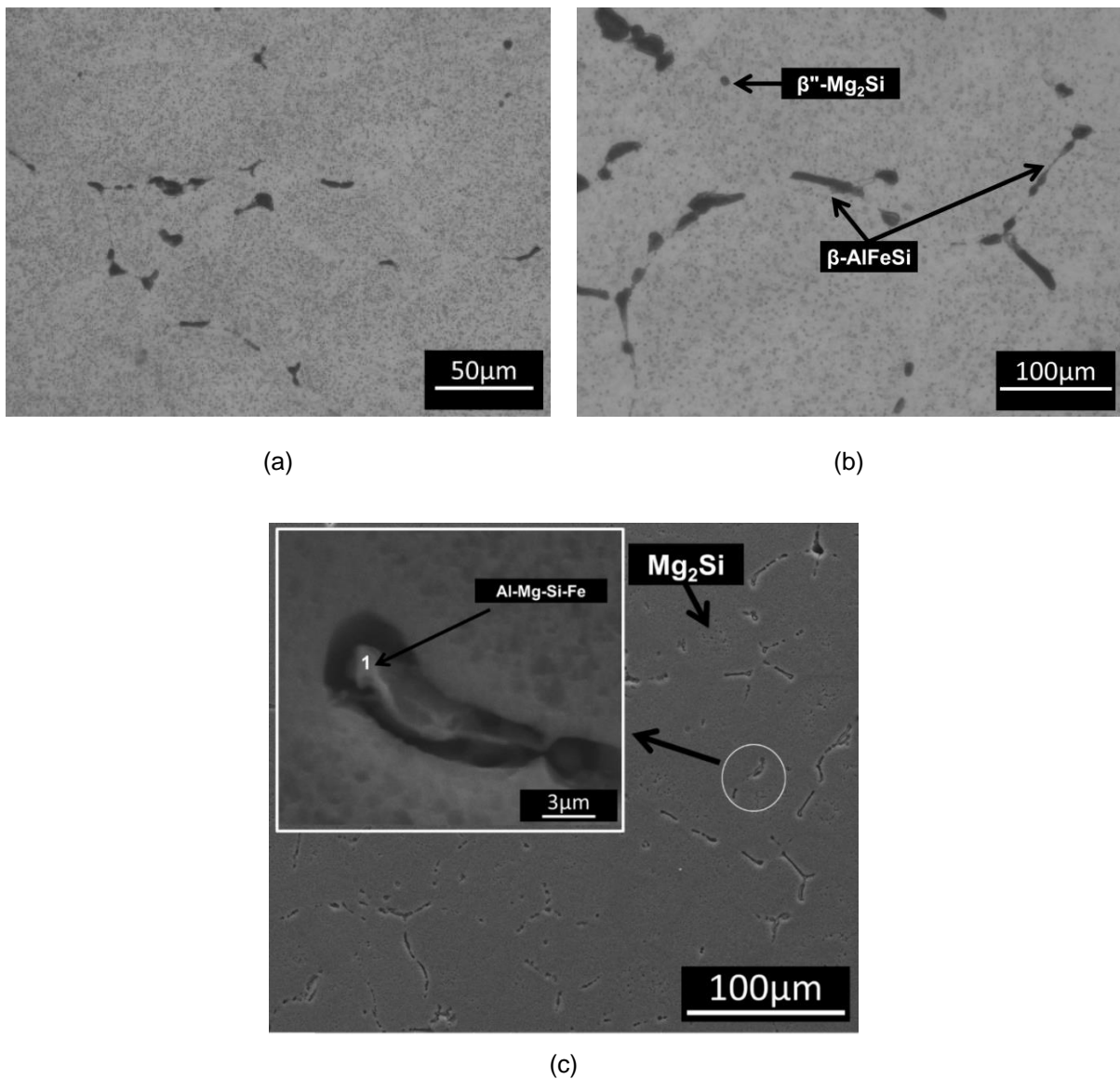
Os resultados da Tabela 16 também revelaram a presença de magnésio numa concentração de 0,91% em massa, não é um elemento esperado nesta fase, porém

está na composição química da liga, e a microanálise por EDS também detectou o elemento na matriz.

4.2.1.7 Liga 6351 envelhecida a 180°C por 6h

A Figura 42 mostra as micrografias da liga 6351 na condição envelhecido a 180°C por 6h e resfriado ao ar.

Figura 42 - Micrografias da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 6h



Fonte: Da autora.

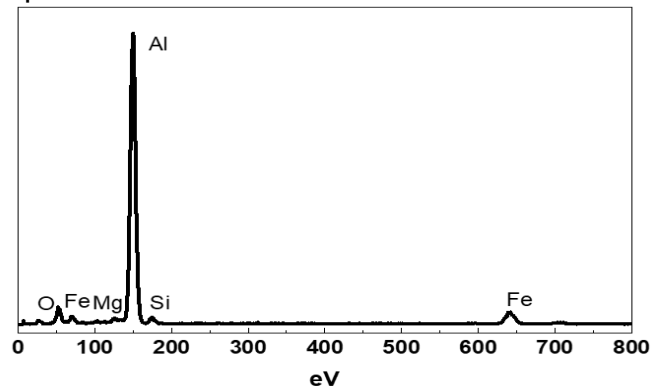
Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Na Figura 42a-b, observa-se a presença de fases intermetálicas nos contornos de grão. A Figura 42b indica a presença de fases Mg_2Si (β'') com formato mais refinado, morfologia desejada para que a fase forneça maior capacidade de endurecimento da liga. Na Figura 42c também evidenciado pequenos pontos escuros e arredondados que indicam a precipitação de partículas de Mg_2Si .

Na Figura 42b também são observados intermetálicos $\beta-AlFeSi$ nos contornos de grão, assim como observado por Nowotnik *et.al* (2007) e Kuijpers *et.al* (2002).

A Figura 43 e Tabela 17 apresentam o espectro por EDS e a microanálise semiquantitativa, respectivamente, realizados na região 1 da Figura 42c.

Figura 43 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 6h



(a)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Região 1

Tabela 17 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6351 na condição envelhecida a 180°C por 6h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Si	Fe	O
Região 1	71,93	1,24	3,57	11,82	11,44

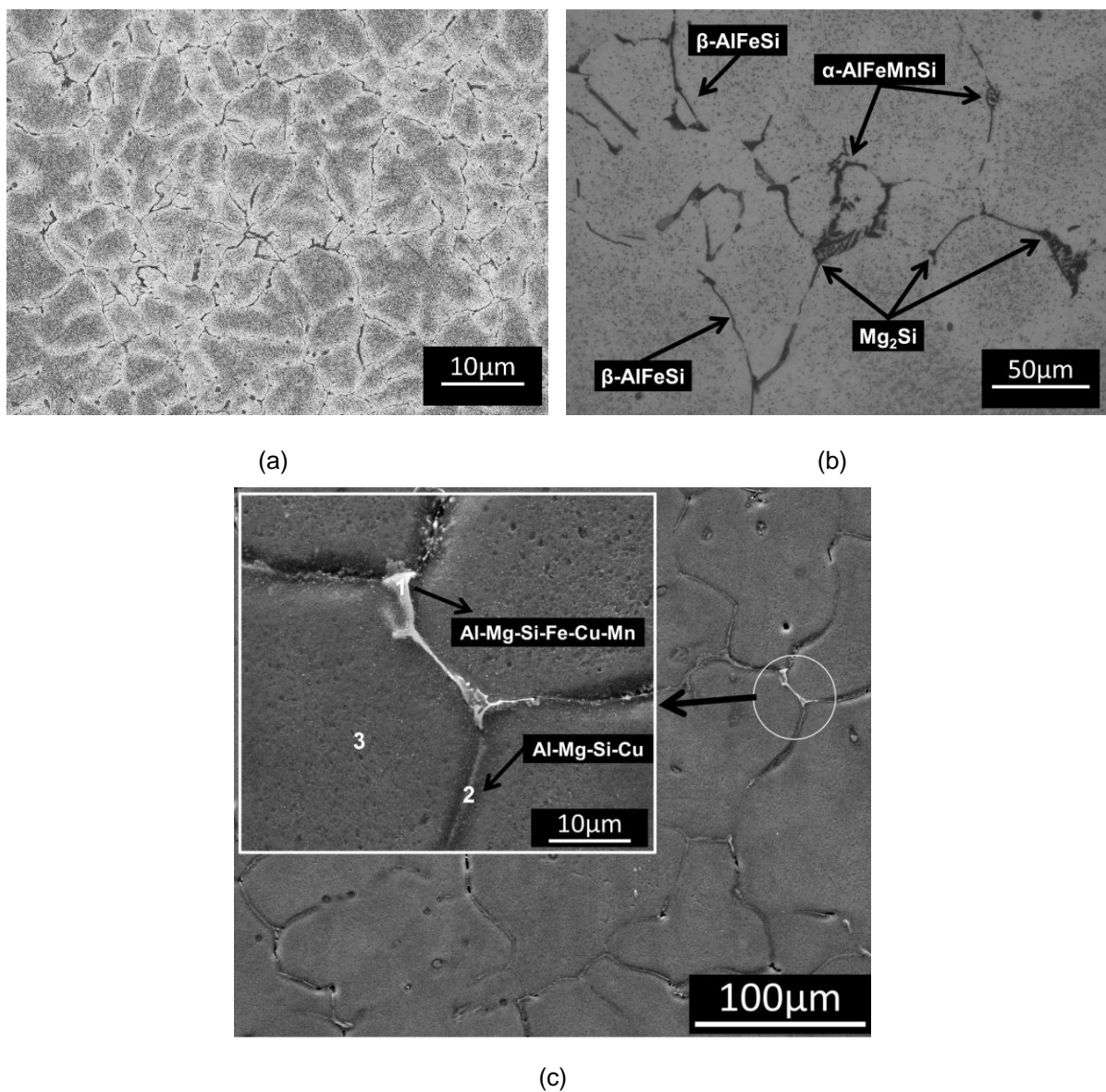
Fonte: Da autora

O espectro obtido na região 1 para a fase $\beta-AlFeSi$ são similares aos obtidos pelos autores Nowotnik *et.al* (2007). No entanto, também foi observado a presença dos elementos Mg e O, provenientes respectivamente da matriz da liga (Mg) e de possíveis contaminações/oxidação (O) durante a preparação da amostra.

4.2.1.8 Liga 6005A na condição de bruta solidificação

A Figura 44a mostra a microestrutura obtida para a liga 6005A na condição de bruta solidificação. Observa-se a presença de fases intermetálicas e micro segregações, em grande quantidade na região dos contornos de grão da matriz da liga, característica comum e esperada para as ligas de Al-Mg-Si nesta condição.

Figura 44 - Micrografias da liga 6005A na condição de bruta solidificação



Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

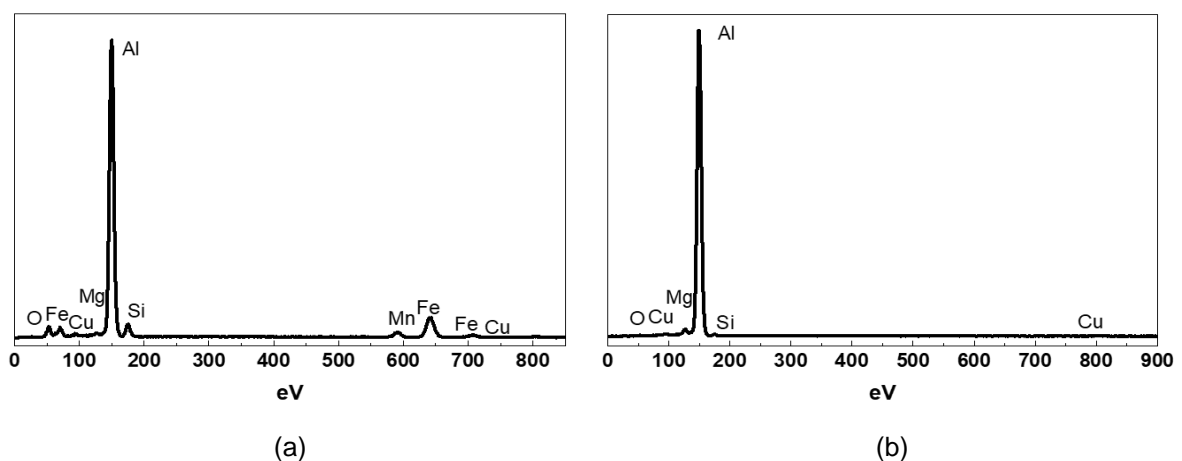
Na Figura 44b observou-se que as principais fases intermetálicas presentes na liga no após a solidificação são: α -AlFeMnSi, β -AlFeSi e Mg_2Si , resultados também relatados por Antolin *et.al* (2020) e Sarafoglou *et.al* (2019). Normalmente a fase Mg_2Si , possui um formato arredondando ou na forma de pequenas placas conectadas às fases intermetálicas β -AlFeSi e α -AlFeMnSi (SAMARAS; HAIDEMENOPOULOS, 2007).

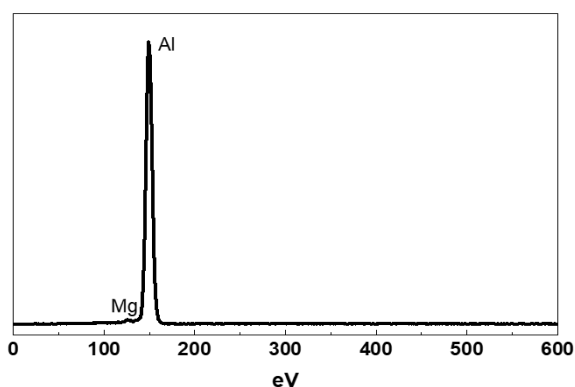
Os intermetálicos do tipo β -AlFeSi são insolúveis na matriz e caracterizados por sua estrutura cristalina monoclinica e morfologia agulhada ou na forma de placas, sendo facilmente identificados na Figura 44b. A formação dos intermetálicos β -AlFeSi é diretamente influenciada pela concentração de silício presente na liga e pela velocidade de resfriamento da liga. A liga 6005A possui um teor de silício elevado e acima do necessário para a formação do composto Mg_2Si , podendo explicar a presença abundante dessa fase na microestrutura, conforme observado na Figura 44b (KUIJPERS *et al.*, 2002; TORRES, 2022).

As partículas da fase α -AlFeMnSi, por outro lado, possuem estrutura cristalina hexagonal e morfologia mais arredondada e globular que se assemelham à “escrita chinesa” ou bastões. Esta fase se mostra em menor quantidade na microestrutura, conforme pode ser observado na Figura 44b. (KUIJPERS *et al.*, 2002; TORRES, 2022).

A Figura 45 e a Tabela 18 apresentam os espectros de EDS realizados nas regiões 1, 2 e 3 indicados na Figura 44c.

Figura 45 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição de bruta solidificação





(c)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Fase clara - Região 1
 b) Fase na cor branca e morfologia alongada - Região 2
 c) Matriz de alumínio - Região 3

Tabela 18 -Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição de bruta solidificação (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Si	Cu	Mn	Fe	O
Região 1	65,81	0,75	5,84	1,55	3,73	16,42	5,90
Região 2	94,06	1,84	1,76	1,36	-	-	0,98
Região 3	98,73	1,27	-	-	-	-	-

Fonte: Da autora

A microanálise por EDS na região 1 indicou a presença dos elementos Al, Mg, Si, Fe, Cu e Mn, e a composição em porcentagem massa são próximas as relatadas por Torres (2022) e Nowotnik *et.al* (2007), para a fase α -AlFeMnSi e, está de acordo com os resultados obtidos por difração de raios-x (Figura 60). A presença dos elementos Cu e Mg estão relacionada a composição da liga, e que se segregaram nas regiões interdendríticas durante a solidificação.

De maneira similar, a microanálise EDS na região 2 indicou a presença Al, Si, Mg e Cu, elementos que compõe a fase Q-AlCuMgSi, também observada no difratograma, para essa condição (Figura 60).

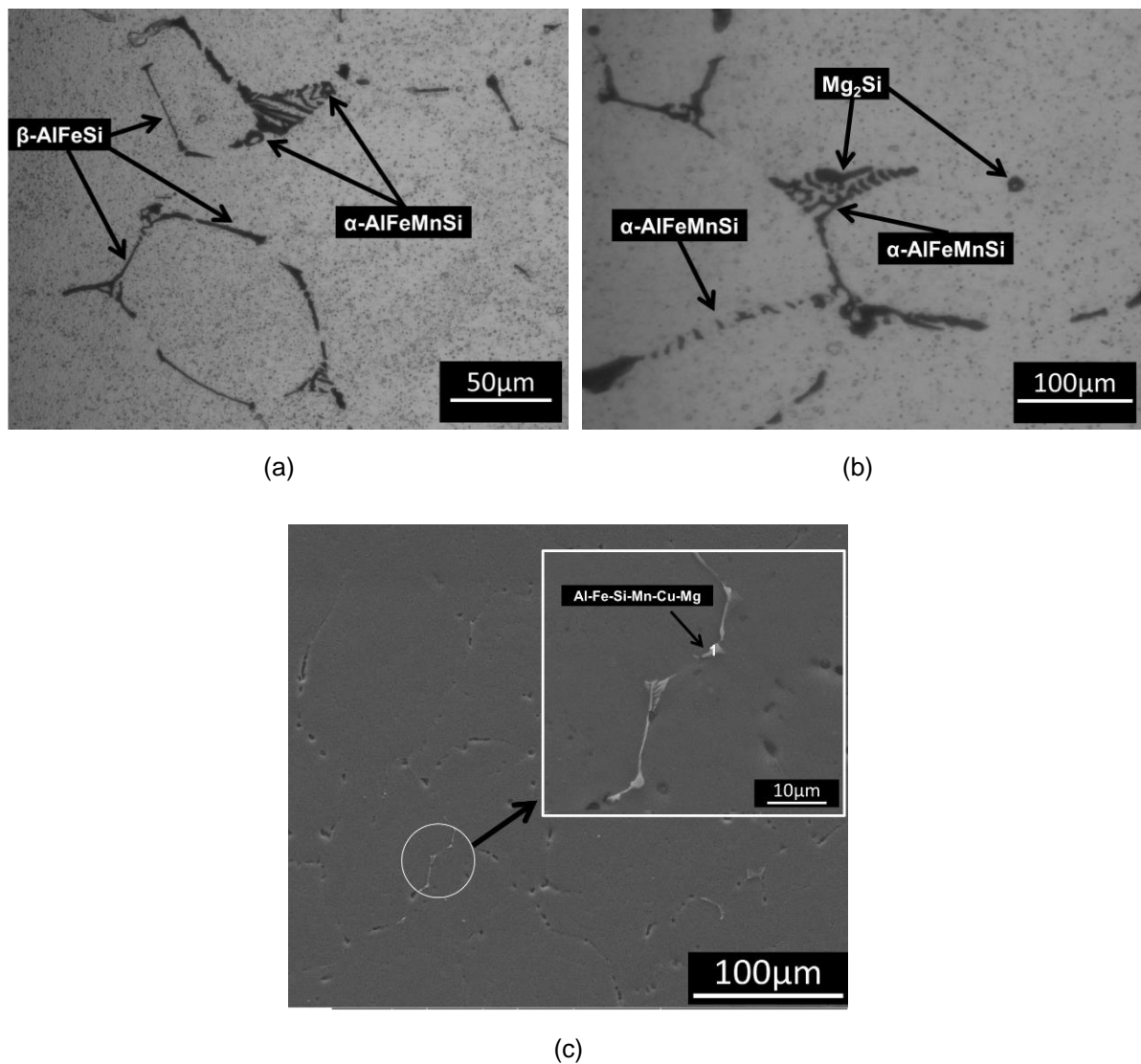
Os autores Chakrabarti e Laughlin (2004) e Kairy *et.al* (2017) relataram que ligas ternárias de Al-Mg-Si que contém excesso de Si (acima da quantidade necessária para formação do Mg_2Si), podem apresentar fases ricas em Cu na composição. Estas fases são reportadas na literatura com diferentes estequiometrias e morfologias que podem ser modificadas com a aplicação de tratamentos térmicos.

Por fim, na análise da matriz da liga na região 3, foram identificados os elementos Al e Mg com percentuais em massa de 98,73% e 1,27%, respectivamente. Esses resultados estão em consonância com os obtidos por Lozano *et al.* (2010).

4.2.1.9 Liga 6005A solubilizada a 540°C por 1h

A Figura 46 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição solubilizado a 540°C por 1h e resfriado em água.

Figura 46 - Micrografias da liga 6005A na condição solubilizado a 540°C por 1h



Fonte: Da autora.

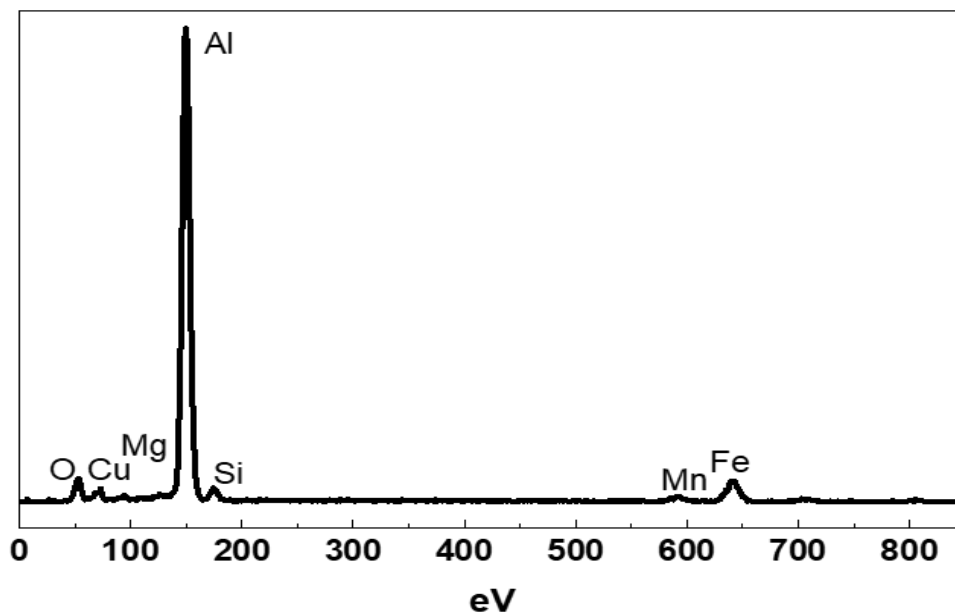
Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Na Figura 46a observa-se ainda grande quantidade de partículas intermetálicas nos contornos de grão, especialmente partículas intermetálicas do tipo β -AlFeSi e α -AlFeMnSi (escrita chinesa). Na Figura 46b, nota-se a presença de pequenos pontos escuros e mais arredondados, indicando a transformação da fase β -AlFeSi, prejudicial às propriedades mecânicas e capacidade de deformação plástica, em partículas do tipo α -AlFeMnSi. Além disso, na Figura 46b, nota-se a presença de partículas mais arredondadas que se assemelham à fase Mg_2Si .

Na Figura 46c é possível observar fases de cor mais clara concentradas nos contornos de grão e com morfologia e composição correspondentes à fase α -AlFeMnSi. Nota-se também a presença de pequenos pontos escuros e arredondados na microestrutura, similares às partículas de Mg_2Si observadas por Zeid (2010) e Jadhav *et.al* (2017).

Foi realizado EDS na região 1 da Figura 46c, e os espectros obtidos estão apresentados na Figura 47 e a microanálise semiquantitativa está apresentada na Tabela 19.

Figura 47 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6005A na condição solubilizada



(a)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Região 1

Tabela 19 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição solubilizada a 540°C por 1h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Si	Cu	Mn	Fe	O
Região 1	69,99	0,72	4,32	1,94	2,39	11,41	9,23

Fonte: Da autora.

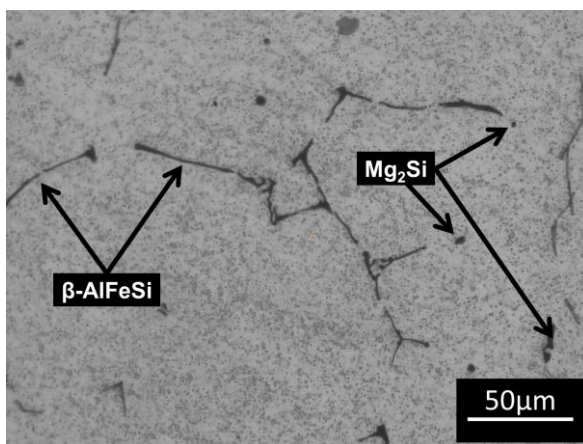
Observou-se nos resultados alta concentração dos elementos (em % massa): Al (69,99), Fe (11,41), Si (4,32) e Mn (2,39), o que sugere a precipitação da fase α -AlFeMnSi, similaridade com os resultados relatados por Torres (2022) e Nowotnik *et.al* (2007). A presença dos elementos Cu (1,94) e Mg (0,72), pode ser atribuída à dissolução das fases Mg_2Si e AlCuMgSi e ou estão relacionadas a elementos da composição da liga, presentes na matriz na região analisada.

4.2.1.10 Liga 6005A envelhecida a 180°C por 1h

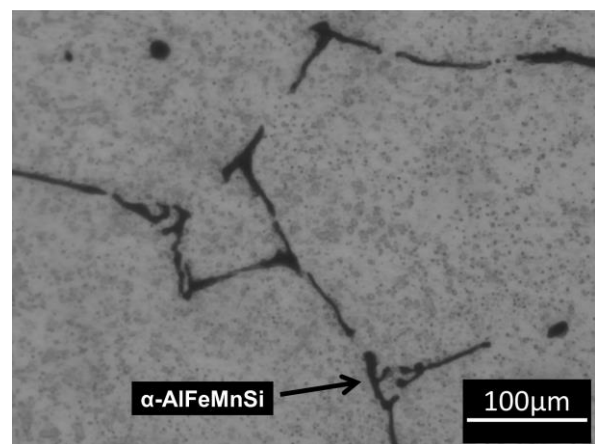
A Figura 48 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 1h e resfriado ao ar.

Nas Figura 48a-b observou-se a presença de fases intermetálicas β -AlFeSi e α -AlFeMnSi nos contornos de grão, bem como pequenos pontos que indicam o início da reprecipitação das fases endurecedoras Mg_2Si .

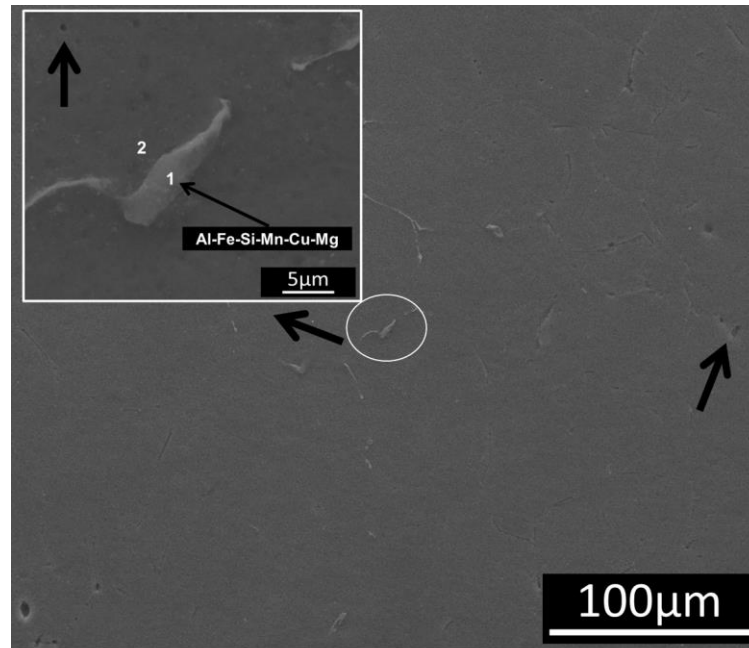
Figura 48 - Micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 1h



(a)



(b)



(c)

Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

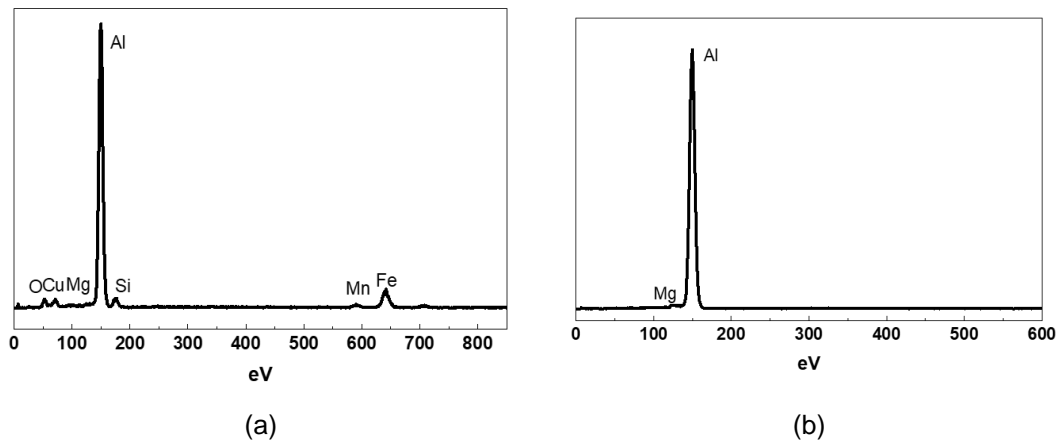
Na Figura 48c, obtida por MEV, são observadas fases com coloração clara (indicada na região 1) e pequenas fases arredondadas e com coloração escura (indicadas pelas setas).

A fase clara é composta por uma combinação dos elementos Al, Mg, Si, Cu, Fe e Mn, conforme resultados da microanálise semiquantitativa apresentados na Figura 49a e Tabela 20. A presença desses elementos na composição, em consonância com os resultados reportados por Torres (2022) e Nowotnik *et al.* (2007), indicam a existência da fase α -AlFeMnSi na região 1.

No entanto, a presença dos elementos Cu (0,93% em massa) e Mg (0,54% em massa), como mencionado anteriormente, estão relacionadas a elementos da composição da liga, presentes na matriz na região analisada.

Os resultados da microanálise semiquantitativa no ponto 2 apresentados na Figura 49b e Tabela 20, indicam que a fase corresponde a matriz do alumínio, sendo composta majoritariamente por Al (98,81% em massa) e Mg (1,19% em massa). No entanto, o percentual de magnésio disponível indica que ainda há grandes quantidades do soluto para combinarem-se ao silício e reprecipitar na forma de Mg_2Si .

Figura 49 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 1h



Fonte: Da autora

Legenda: a) Região 1
b) Região 2

Tabela 20 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 1h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	O
Região 1	70,10	0,54	15,52	5,12	0,93	2,44	5,36
Região 2	98,81	1,19	-	-	-	-	-

Fonte: Da autora

4.2.1.11 Liga 6005A envelhecida a 180°C por 2h

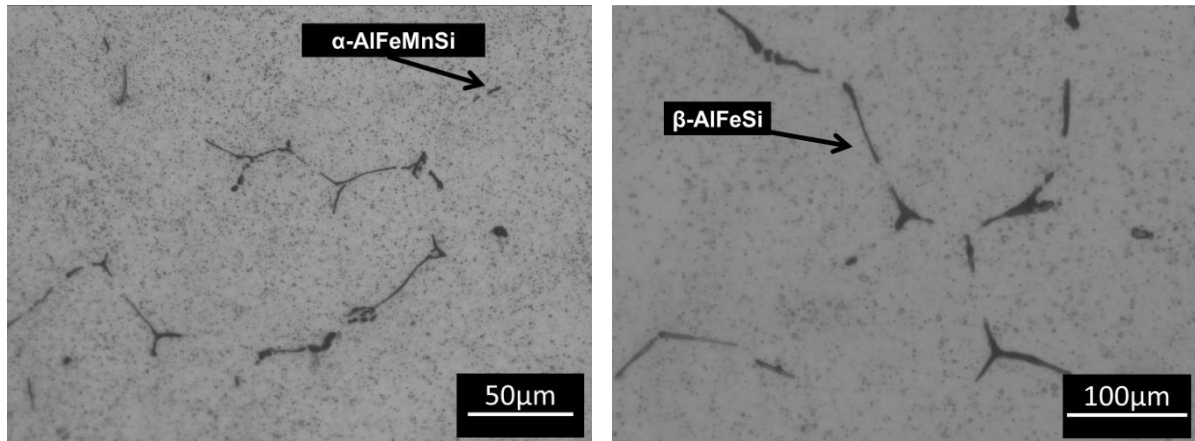
A Figura 50 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 2h e resfriado ao ar. Na Figura 50a-b observa-se a presença de intermetálicos com morfologia agulhada e em forma de placas nos contornos de grão, características da fase β -AlFeSi. Também foi possível visualizar partículas do tipo α -AlFeMnSi, porém em menor quantidade.

Na Figura 50c são observadas fases claras nos contornos de grão que indicam a presença de fases do tipo α -AlFeMnSi, conforme micrografias obtidas da liga nas condições solubilizado (Figura 46) e envelhecido por 1h (Figura 48).

Além disso, nota-se pequenos pontos escuros e arredondados dispersos pela matriz que indicam a precipitação da fase endurecedora Mg_2Si , assim como observados por Zeid (2019), Lozano (2010) e Samaras e Haidemenopoulos (2007). As análises de difração de raios-X evidenciaram um aumento na intensidade do pico

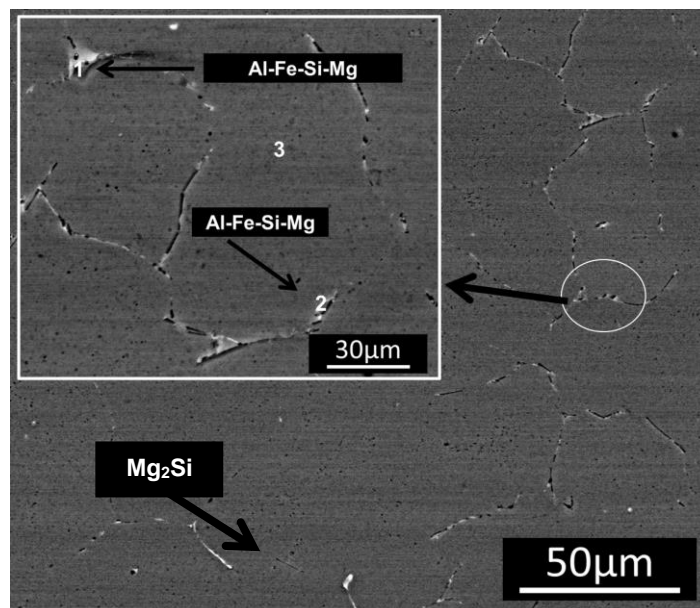
correspondente à fase Mg_2Si em comparação a condição de envelhecimento anterior de 1 hora (Figura 48).

Figura 50 - Micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a $180^\circ C$ por 2h



(a)

(b)



(c)

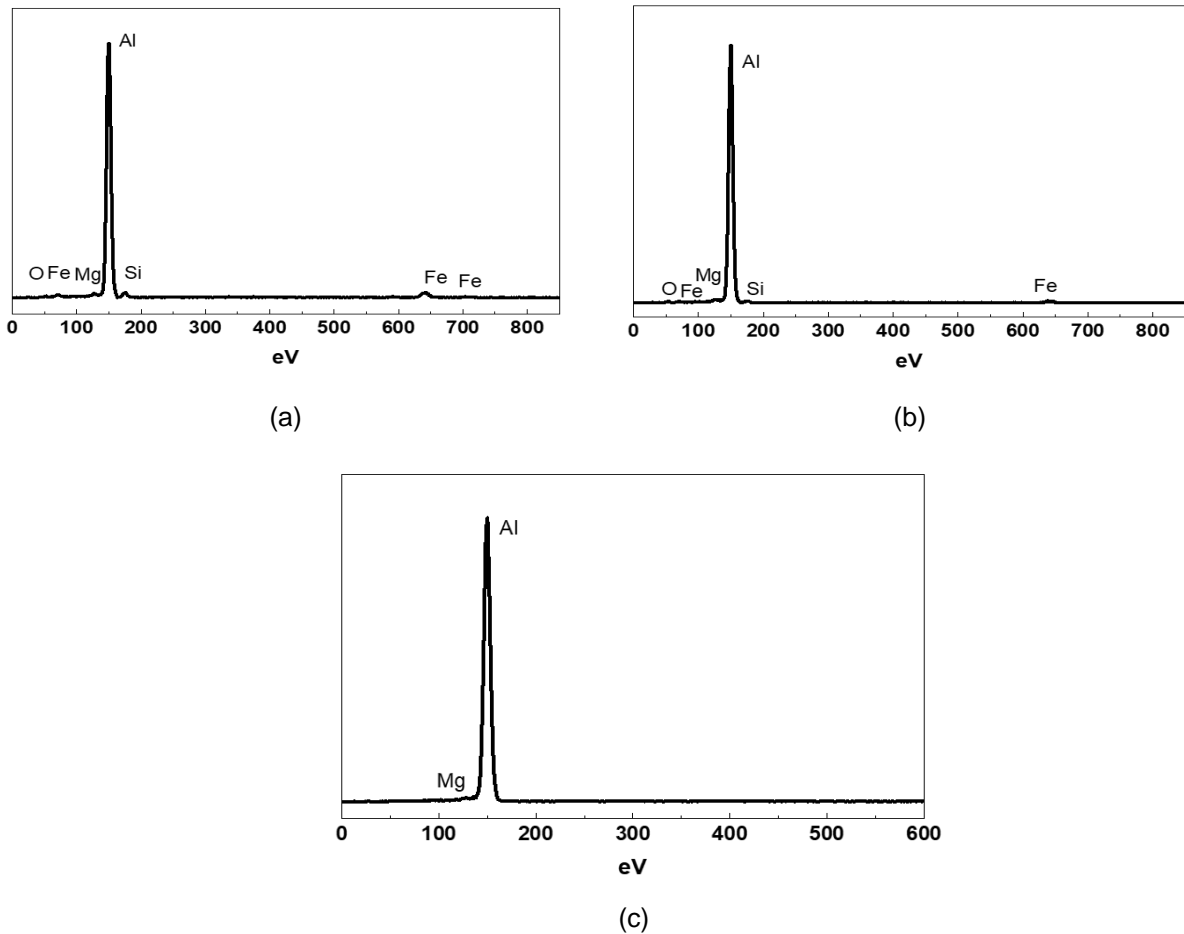
Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Os resultados das microanálises nas regiões 1, 2 e 3 da Figura 50c estão apresentados Figura 51 e Tabela 21. A microanálise semiquantitativa realizada nas regiões 1 e 2 revelaram resultados semelhantes, indicando a presença dos elementos Al, Fe, e Si e Mg. A maior concentração dos elementos Fe e Si em ambas regiões

indicam que se pode tratar da fase β -AlFesi. A presença de magnésio pode estar relacionada a presença do elemento na composição da liga, em partículas próximas à região analisada.

Figura 51 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 2h



Fonte: Da autora

Legenda: a) Fase no contorno de grão - Região 1
 b) Fase no contorno de grão - Região 2
 c) Matriz - Região 3

Tabela 21 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 2h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	O
Região 1	85,07	0,89	8,27	4,54	-	-	1,23
Região 2	91,40	1,18	3,31	2,05	-	-	2,06
Região 3 - matriz	98,76	1,24	-	-	-	-	-

Fonte: Da autora

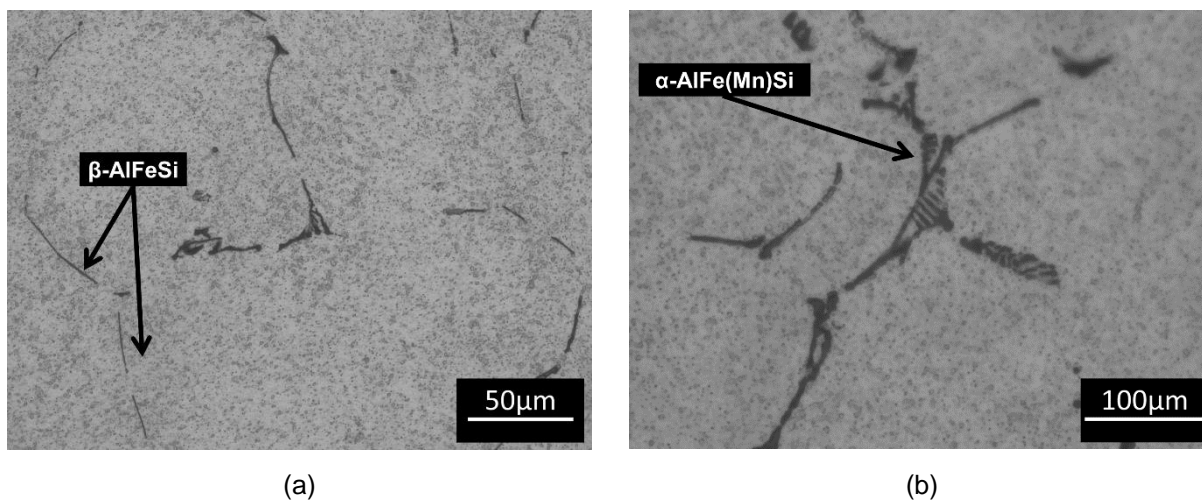
A região 3, correspondente a matriz da liga, observa-se que os elementos (% em massa) Al (98,76) e Mg (1,24). A detecção de Mg excedente na matriz sugere a presença de partículas disponíveis para combinar-se ao Si e precipitar fases endurecedoras de Mg_2Si em condições adequadas.

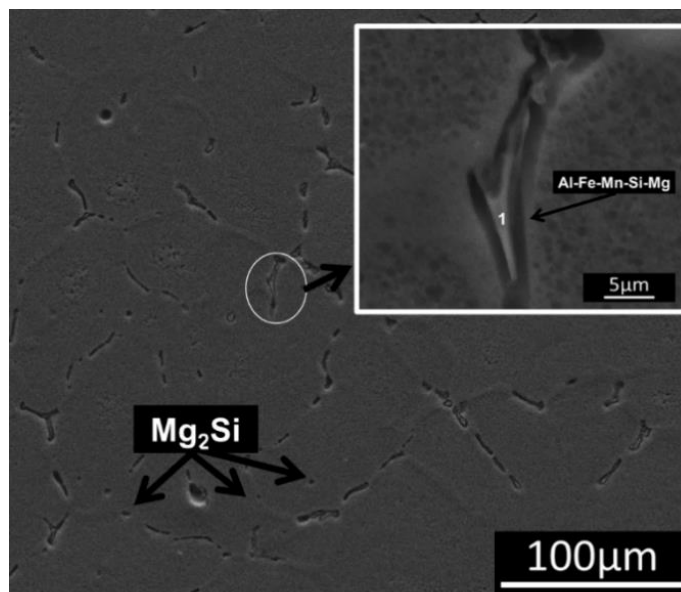
4.2.1.12 Liga 6005A envelhecida a 540°C por 3h

A Figura 52 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 3h e resfriado ao ar.

Observa-se nas Figura 52a-b a presença dos intermetálicos α -AlFe(Mn)Si, com uma morfologia grosseira, também conhecida como *alfa-script*, e do tipo β -AlFeSi. O intermetálico α -AlFe(Mn)Si é mais prejudicial às propriedades mecânicas da liga que o β -AlFeSi devido a estrutura cristalina cúbica de face centrada que proporciona alta estabilidade e não sofrem transformações significativas em sua morfologia durante os tratamentos térmicos (ALMEIDA, 2021).

Figura 52 - Micrografias da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 3h





(c)

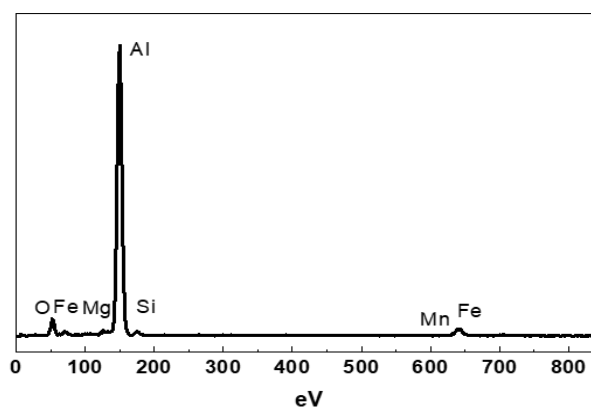
Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

Na Figura 52c nota-se, além das partículas intermetálicas α -AlFe(Mn)Si e β -AlFeSi, a presença de pequenos pontos escuros e arredondados na matriz que indicam a precipitação da fase Mg_2Si .

Foi realizada EDS na região 1 da Figura 52c, e os espectros obtidos estão apresentados na Figura 53 e a microanálise semiquantitativa está apresentada na Tabela 22.

Figura 53 - Espectro obtido na microanálise por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 3h



(a)

Fonte: Da autora.

Tabela 22 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 3h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	O
Região 1	75,27	1,08	7,44	2,74	-	0,64	12,83

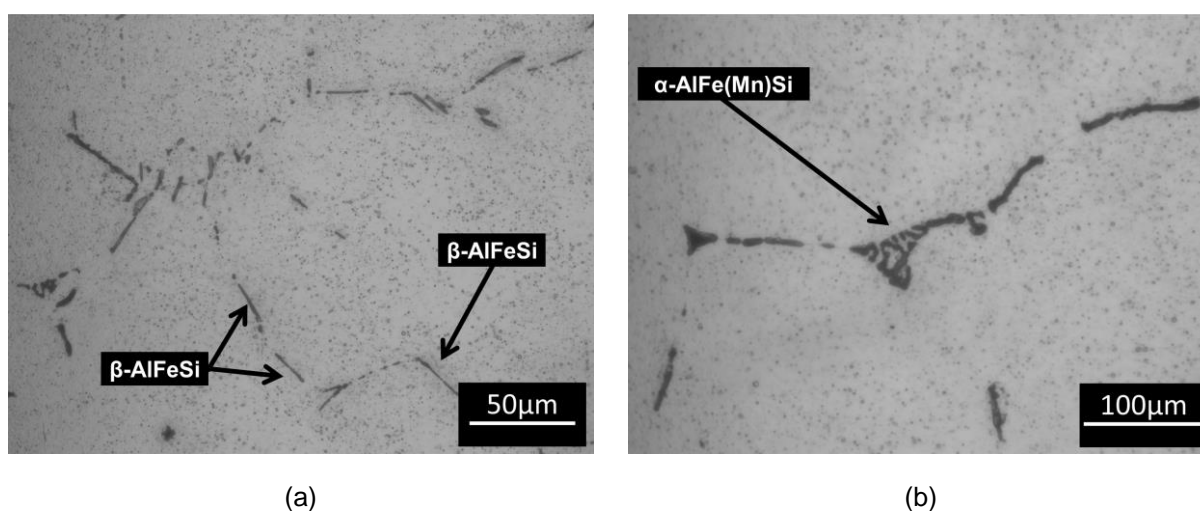
Fonte: Da autora.

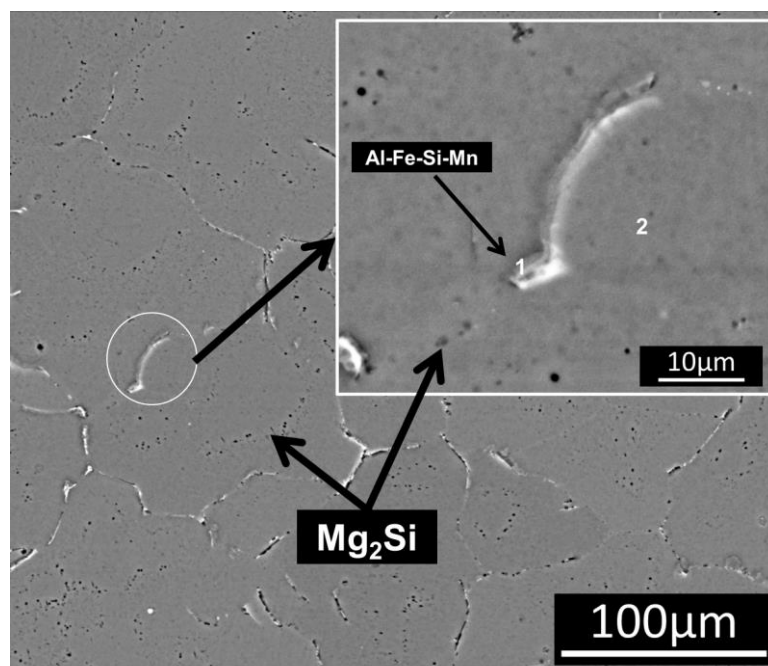
A microanálise semiquantitativa na região 1, fase com coloração clara, indica a presença dos elementos (% em massa): Fe (7,44), Si (2,74) e Mn (0,64), assim sugere-se a presença do intermetálico α -AlFeMnSi. De maneira análoga a outras condições e regiões analisadas por MEV/EDS neste trabalho, observa-se a presença de magnésio. Este efeito, também foi observado por Maia (2012) e Ahmed (2015), que ressaltam a possibilidade da presença de magnésio disponível na matriz para combinar-se ao silício e precipitar na forma de Mg_2Si .

4.2.1.13 Liga 6005A envelhecida a 180°C por 4h

A Figura 54 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 4h e resfriada ao ar.

Figura 54 - Micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 4h





(c)

Fonte: Da autora.

Legenda: a-b) obtido por MO
c) obtido por MEV

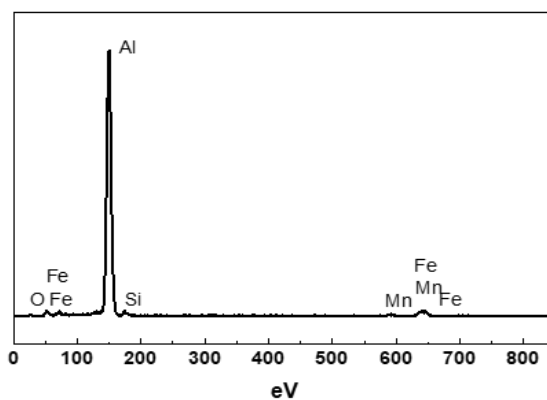
Nas Figura 54a-b observa-se as fases β -AlFeSi e α -AlFeMnSi (com morfologia mais grosseira-*alfa-script*), em regiões próximas aos contornos de grãos.

Na Figura 54c, são observadas partículas de cor mais escura e arredondadas homogeneamente distribuídas na matriz de alumínio, morfologia semelhante, foram observadas por Zeid (2019) e correspondem a fase endurecedora Mg_2Si na condição envelhecida.

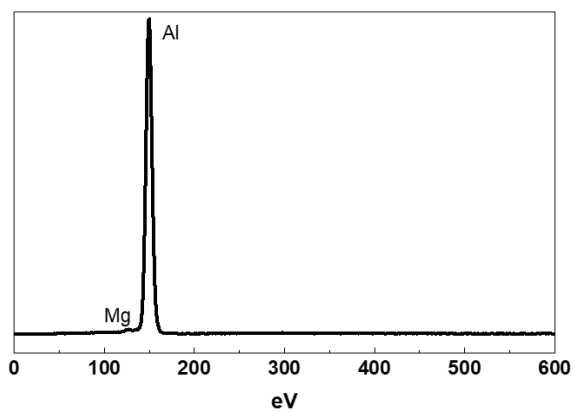
A Figura 55 e a Tabela 23 apresentam os espectros de EDS e a microanálise semiquantitativa, respectivamente, realizados nas regiões 1 e 2 da Figura 54c.

Os resultados, mostram que a fase mais clara (região 1), corresponde a fase α -AlFeMnSi, devido à alta concentração dos elementos (em % em massa): Fe (8,27), Si (3,57) e Mn (1,79), tal como observado por Lozano (2010) e Ahmed (2015). A análise por EDS realizada na matriz da liga (região 2) observou-se Al (98,80% em massa) e partículas de Mg (1,20% em massa). De maneira análoga às demais condições, o Mg disponível na matriz indica a possibilidade de precipitação de uma maior quantidade de partículas endurecedoras de Mg_2Si , caso combinadas ao silício.

Figura 55 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 4h



(a)



(b)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Região 1

b) Região 2 (matriz)

Tabela 23 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 4h (em % massa)

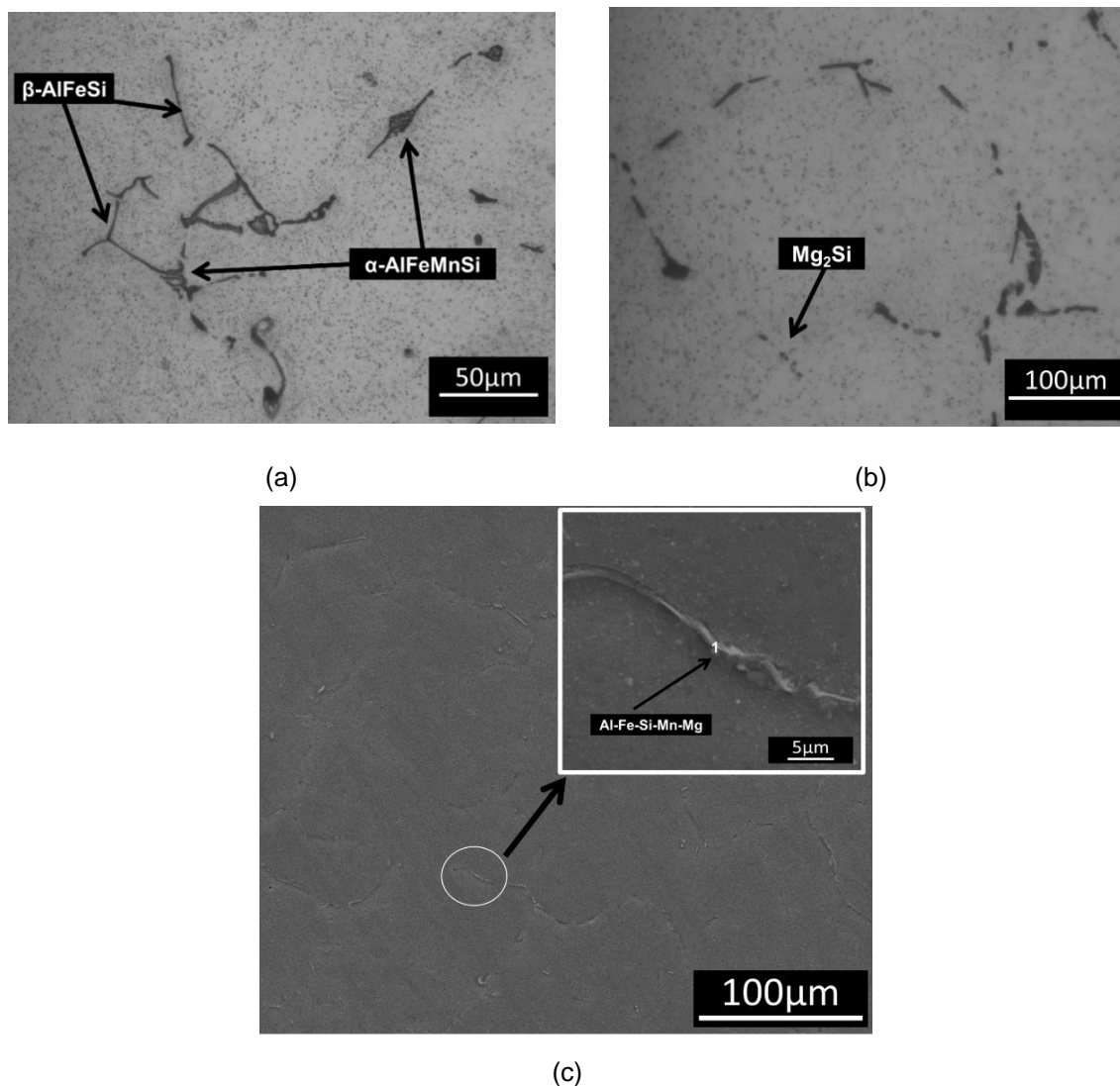
Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	O
Região 1	82,60	-	8,27	3,57	-	1,79	3,77
Região 2 - matriz	98,80	1,20	-	-	-	-	-

Fonte: Da autora.

4.2.1.14 Liga 6005A envelhecida a 180°C por 6h

A Figura 56 corresponde às micrografias da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 6h e resfriada ao ar.

Figura 56 - Micrografias da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 6h



Fonte: Da autora.

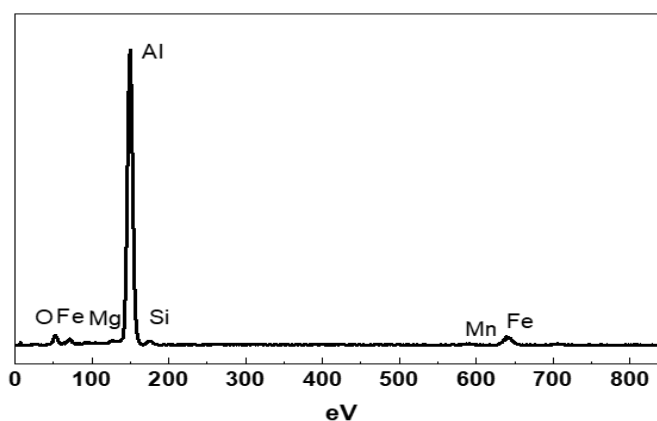
Legenda: a-b) obtido por MO
 c) obtido por MEV

Na Figura 56a observa-se grande quantidade de intermetálicos do tipo β -AlFeSi e α -AlFeMnSi com morfologia refinada e também grosseira (*alfa-script*) nos contornos de grãos. A presença destas fases é esperada, conforme já mencionado anteriormente, uma vez que são insolúveis nas ligas de alumínio. Na Figura 56b

também foi observado a presença de partículas refinadas da fase Mg_2Si , tal como observadas por Jadhav *et.al* (2017) após o envelhecimento artificial.

A Figura 57 e a Tabela 24 apresentam o espectro e a microanálise por EDS, respectivamente, realizados na região 1 da Figura 56c.

Figura 57 - Espectros obtidos nas microanálises por EDS, da liga 6005A na condição envelhecida a 180°C por 6h



(a)

Fonte: Da autora

Legenda: a) Fase mais clara - Região 1.

Tabela 24 - Microanálise semiquantitativa por EDS da liga 6005A na condição envelhecido a 180°C por 6h (em % massa)

Elementos de Liga (% em massa)	Al	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	O
Região 1	77,23	1,15	9,03	3,02	-	1,31	8,26

Fonte: Da autora.

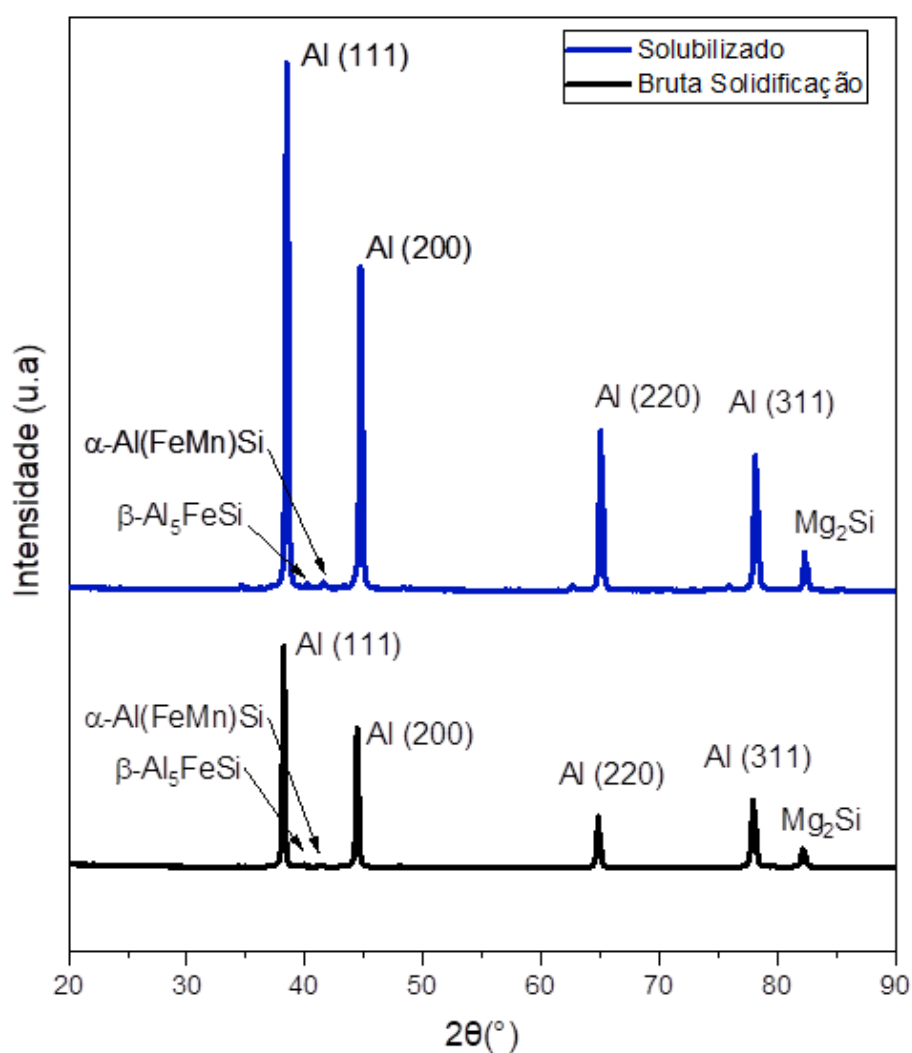
A microanálise semiquantitativa na região 1 indica a presença da fase α -AlFeMnSi, devido a presença dos elementos (% em massa): Fe (9,03), Si (3,02) e Mn (1,31). A presença de Mg, conforme mencionado anteriormente, pode estar relacionada a composição da liga, devido à presença de partículas próximas a região analisada.

4.2.2 Difração de raios X

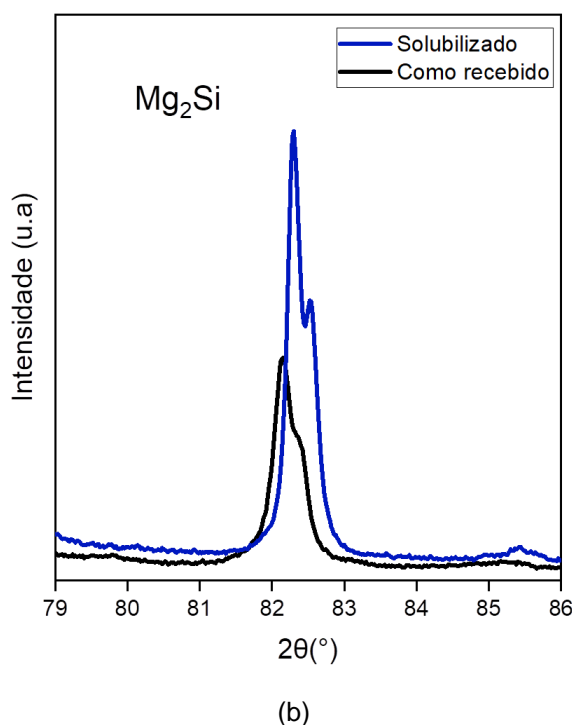
4.2.2.1 Espectros de Difração de Raios X liga 6351

Os espectros de difração de raios X da liga 6351 obtidos nas condições de bruta solidificação e solubilizado estão apresentados na Figura 58.

Figura 58 - Espectros de difração de raios X da liga 6351 nas condições de bruta solidificação e solubilizado



(a)



Fonte: Da autora.

Legenda: (a) bruta solidificação e solubilizado a 580°C por 1h;
 (b) detalhe do espectro no pico do Mg₂Si.

Na Figura 58a é possível observar que as principais fases presentes na liga na condição de bruta solidificação são as similares às mencionadas na literatura para as ligas de Al-Mg-Si da série 6XXX: α -Al(FeMn)Si, β -AlFesi ou sua variante β -Al₅FeSi e Mg₂Si. Os picos das fases contendo Al são mais intensos, pois o elemento representa de 97% da composição da liga Tabela 10 (AHMED, 2015; MRÓWKA-NOWOTNIK; SIENIAWSKI; WIERZBIŃSKA, 2007; NOWOTNIK; SIENIAWSKI; WIERZBIŃSKA, 2007; SAMARAS; HAIDEMENOPOULOS, 2007)

Observa-se nos espectros da Figura 58a que o tratamento térmico de solubilização promoveu um aumento na intensidade dos picos correspondentes ao Al e Mg₂Si.

Durante o tratamento térmico de solubilização, as partículas da fase Mg₂Si podem sofrer um refino e fragmentar-se em partículas menores. Além disso, o tratamento de solubilização promoveu uma distribuição do magnésio, dissolvido na matriz, e que pode promover reações secundárias entre os elementos presentes da liga e levando à precipitação de fases do tipo Mg₂Si.

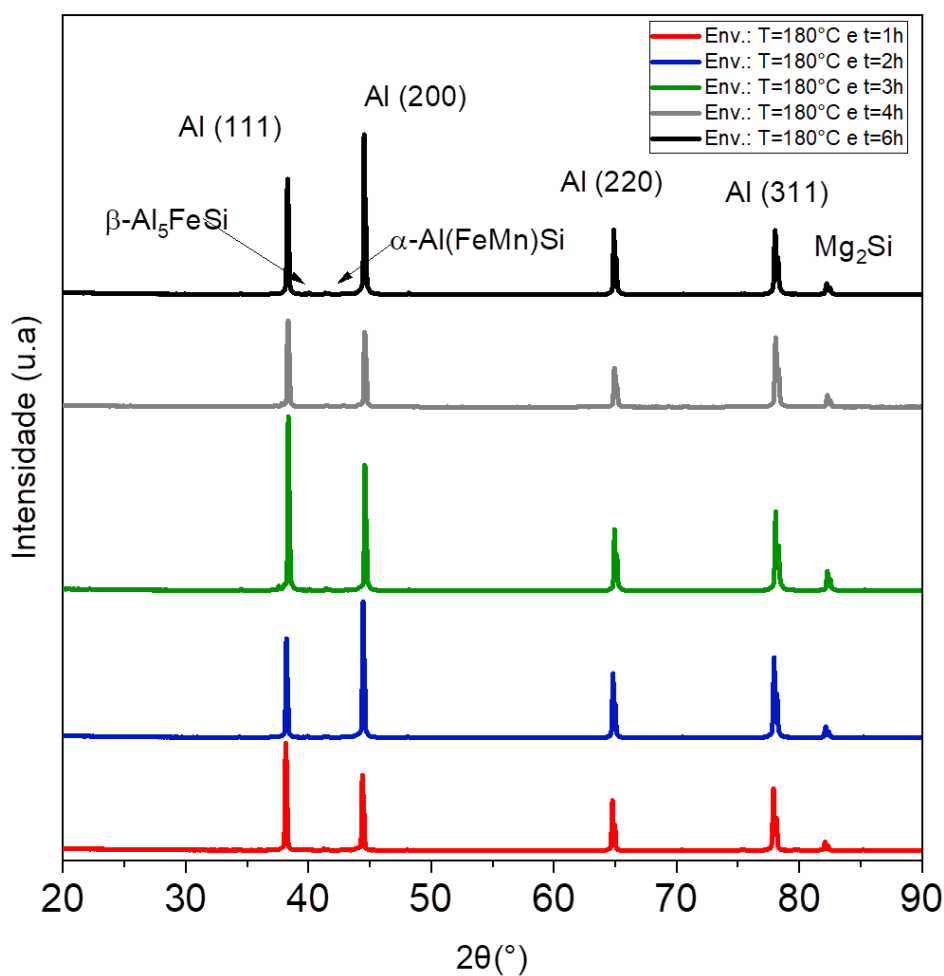
Isso pode levar a um aumento na quantidade de partículas de Mg₂Si e, conseqüentemente aumentar a intensidade dos picos de DRX correspondente,

conforme mostra a Figura 58b. Por isso, no caso da fase Mg_2Si , os picos mais intensos indicam que a solubilização não dissolveu todas as partículas da fase Mg_2Si (AHMED, 2015).

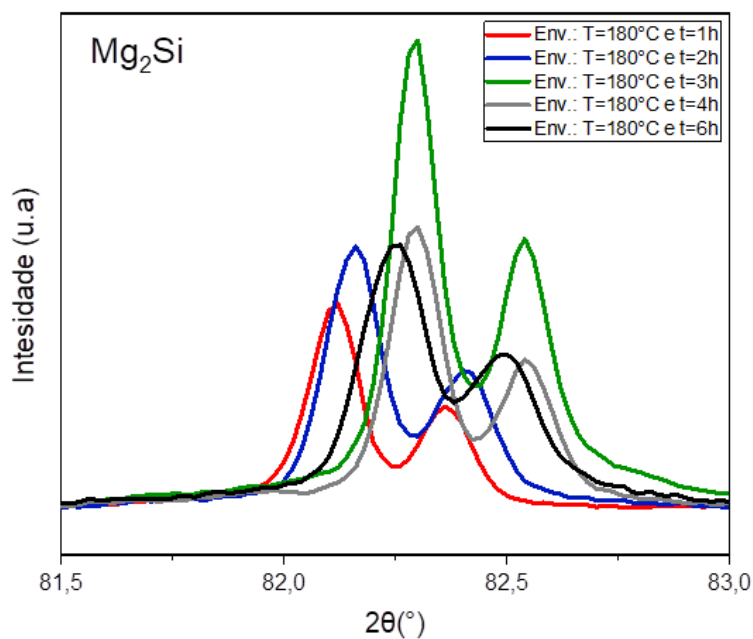
Por outro lado, os picos mais intensos das fases contendo Al podem ser explicados pela dissolução de partículas intermetálicas contendo Al e liberação deste elemento para incorporação à estas fases cristalinas.

Após a solubilização, as ligas foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento artificial e os espectros de difração de raios X para cada condição estão apresentados na Figura 59.

Figura 59 - Espectros de difração de raios-x da liga 6351 envelhecida artificialmente em diferentes tempos



(a)



Fonte: Da autora.

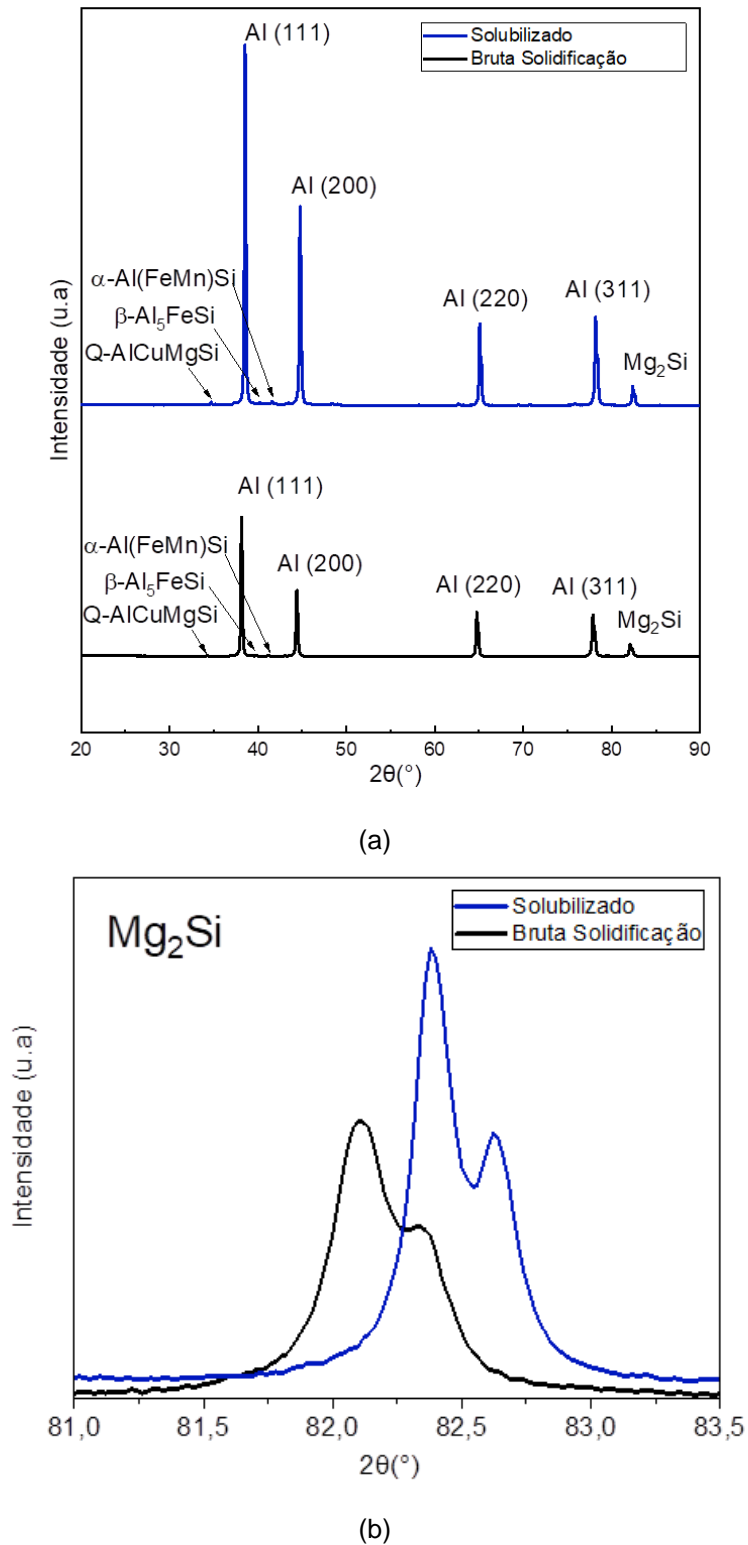
Legenda: (a) solubilizada e envelhecida, em diferentes tempos
(b) detalhe do espectro no pico do Mg_2Si .

Na Figura 59b observa-se que em todas as condições de envelhecimento não foi identificada a precipitação de novas fases. Entretanto, nota-se que a amostra envelhecida a $180^\circ C$ por 3h apresentou o maior pico do precipitado endurecedor da fase Mg_2Si . Nota-se também que o tratamento térmico de envelhecimento não precipitou novas fases.

4.2.2.2 Espectros de Difração de Raios X liga 6005A

Os espectros de difração de raios X da liga 6005A, nas condições de bruta solidificação e solubilizado, estão apresentados na Figura 60, é possível observar que as principais fases presentes na matriz da liga na condição de bruta solidificação são: $\alpha-Al(FeMn)Si$, $\beta-Al_5FeSi$, $Q-AlCuMgSi$ e Mg_2Si , também relatado por Ahmed (2015), Nowotnik et.al (2007), Samaras e Haidemenopulos (2007) e Torres (2022). Estes resultados se assemelham aos obtidos nas microanálises por EDS apresentadas na Figura 45 e Figura 47.

Figura 60 - Espectros de difração de raios X da liga 6005A nas condições de bruta solidificação e solubilizado



Fonte: Da autora.

Legenda: (a) bruta solidificação e solubilizado a 540°C por 1h;

(b) detalhe do espectro no pico do Mg₂Si.

A presença das fases intermetálicas α -Al(FeMn)Si e β -Al₅Fesi eram esperadas na liga, uma vez que os elementos Fe e Si estão presentes na composição do material. Estes elementos possuem baixa solubilidade no alumínio e, por essa razão, tendem a formar estes tipos de fases intermetálicas (SAMARAS; HAIDEMENOPOULOS, 2007).

A formação da fase Q-AlCuMgSi em ligas ternárias de Al-Mg-Si com adição de Cu, pode ocorrer durante a solidificação ou após a aplicação de tratamentos térmicos, e segundo Chakrabartu e Laughlin (2004), as fases contendo Cu podem ser favorecidas em ligas de Al-Mg-Si, principalmente se houver um excesso de silício em relação ao necessário para formação do composto Mg₂Si.

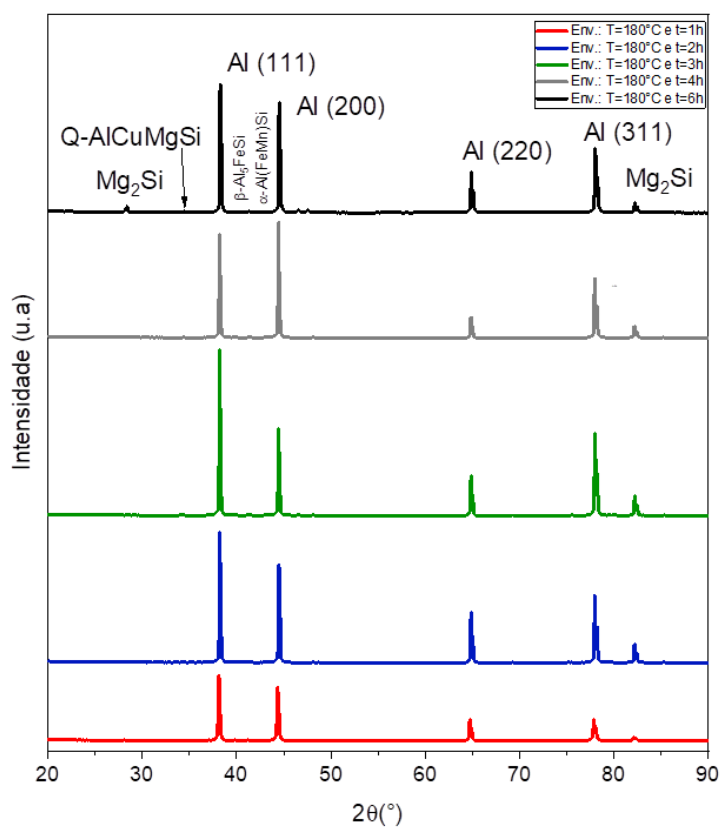
Observa-se na Figura 60a que após a solubilização houve um aumento significativo na intensidade dos picos correspondentes às fases presentes na liga. Esses picos mais intensos indicam que a solubilização não foi eficiente na dissolução completa da fase Mg₂Si e dos elementos de liga Mg e Si para reprecipitação no envelhecimento artificial, dessa forma-se sugere-se tempos mais longos para a solubilização.

As amostras solubilizadas foram submetidas ao envelhecimento artificial em diferentes tempos e os resultados estão apresentados na Figura 61. Observa-se Figura 61a que em todas as condições de envelhecimento as fases precipitadas foram similares às obtidas na condição solubilizado. Na Figura 61b, nota-se que o menor pico da fase endurecedora Mg₂Si foi observado na amostra envelhecida por 1 hora, podendo ser explicado pela menor quantidade de precipitados nos estágios iniciais do envelhecimento, devido a formação *clusters* atômicos e das zonas de *Guinier Preston*, precursoras da fase Mg₂Si (NEVES *et al.*, 2022).

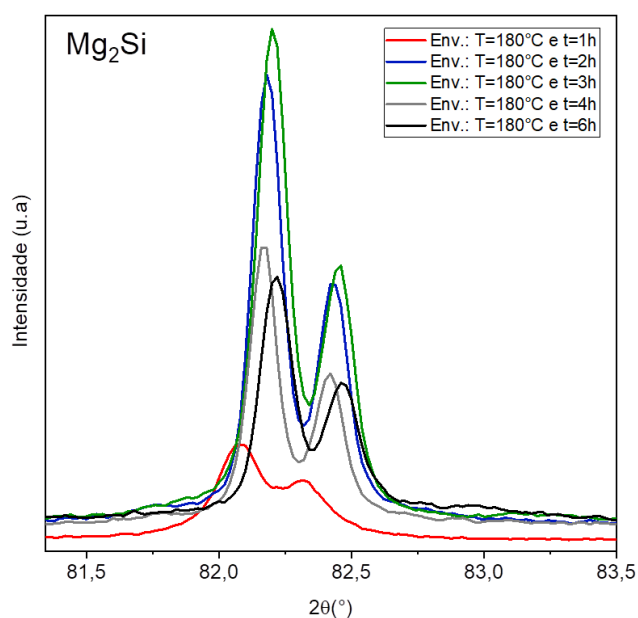
Na Figura 61b nota-se que a intensidade dos picos aumentou entre 2 e 3 horas de envelhecimento artificial, indicando a precipitação de maior quantidade de fases Mg₂Si.

Observa-se que nos tempos de envelhecimento de 4 e 6 horas, que os picos da fase Mg₂Si entre 81,5° e 83°, apresentaram uma redução na intensidade. Porém, é possível observar picos da fase Mg₂Si entre 28° e 30°, indicando mudanças na direção cristalográfica da fase.

Figura 61 - Espectros de difração de raios X da liga 6005A envelhecida artificialmente em diferentes tempos



(a)



(b)

Fonte: Da autora.

Legenda: (a) solubilizada e envelhecida, em diferentes tempos;

(b) detalhe do espectro no pico do Mg_2Si .

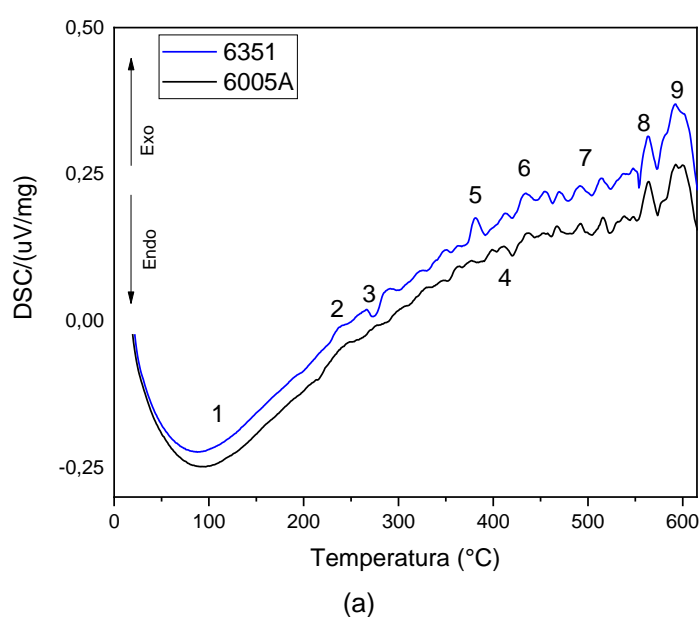
4.3 CALORIMETRIA DIFERENCIAL EXPLORATÓRIA

A Figura 62 mostra as curvas das análises por calorimetria exploratória diferencial (DSC) das ligas 6351 e 6005A. Observou-se a presença de nove picos nas curvas apresentadas. O pico classificado como 1 é endotérmico e ocorre em torno de 100°C, sendo decorrente dos agrupamentos de elementos de liga ou também conhecidos por *clusters* atômicos (ALMEIDA, 2021; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2010).

O pico exotérmico 2 (em torno de 235°C) está associado a formação das zonas de *Guinier Preston* (GP), resultado das segregações e agrupamento dos elementos de liga. Os picos endotérmicos 3 (em torno de 285°C) e 4 (em torno de 435°C) correspondem a dissolução das zonas de GP.

Os picos exotérmicos 5 (em torno de 380°C) e 6 (em torno de 450°C) ocorre a precipitação dos elementos Mg e Si na fase endurecedora β'' . O pico 7 (em torno de 500°C) está associado à transformação das fases β'' em β' e também à precipitação das fases contendo Cu na liga de alumínio 6005A, produzindo pequenos picos vizinhos que indicam a precipitação e dissolução das fases. O pico exotérmico 8 (em torno de 560°C) está associado à precipitação da fase β -Mg₂Si, enquanto o pico 9 (em torno 590°C) a dissolução desta fase (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2010).

Figura 62 - Curvas de DSC das ligas 6351 e 6005A



Fonte: Da autora.

As duas ligas apresentaram transformações dos precipitados em temperaturas muito similares e com praticamente a mesma intensidade. As pequenas diferenças entre os picos e curvas podem ser explicadas pela composição química e percentual de cada elemento de liga.

Portanto, pode-se dizer que a os teores dos elementos Mg e Si, acompanhados de outros elementos de liga, não modificam drasticamente a evolução de precipitação do magnésio e silício, na forma do composto Mg_2Si .

4.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.4.1 Medidas de dureza

Para verificar a eficiência dos tratamentos térmicos na dureza das ligas, medidas de dureza foram realizadas nas amostras nas condições bruta solidificação, solubilizado e envelhecido a $180^{\circ}C$ por 1, 2, 3, 4 e 6 horas. E foram realizadas cinco medidas nas amostras.

Os valores médios de dureza, estão apresentados na Tabela 25 para a liga 6351 e na Tabela 26 para a liga 6005A.

Tabela 25 - Resultados de dureza da liga 6351 (em HRB)

Condição	Dureza (HRB)
Bruta solidificação	28,4±1,6
Solubilizado a $580^{\circ}C$ por 1h	33,0±2,0
Envelhecido a $180^{\circ}C$ por 1h	55,2±1,4
Envelhecido a $180^{\circ}C$ por 2h	56,5±3,2
Envelhecido a $180^{\circ}C$ por 3h	80,1±1,8
Envelhecido a $180^{\circ}C$ por 4h	82,3±2,8
Envelhecido a $180^{\circ}C$ por 6h	92,8±0,6

Fonte: Da autora.

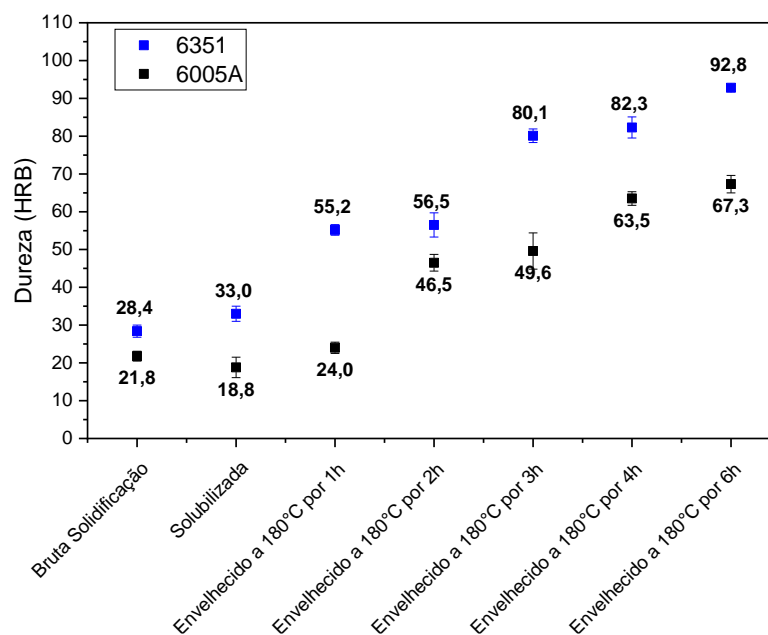
Tabela 26 - Resultados de dureza da liga 6005A (em HRB)

Condição	Dureza (HRB)
Bruta solidificação	21,8±1,3
Solubilizado a 540°C por 1h	18,8±2,7
Envelhecido a 180°C por 1h	24,0±1,5
Envelhecido a 180°C por 2h	46,5±2,2
Envelhecido a 180°C por 3h	49,6±4,8
Envelhecido a 180°C por 4h	63,5±1,8
Envelhecido a 180°C por 6h	67,3±2,3

Fonte: Da autora.

A Figura 63 apresenta o comportamento de dureza das ligas em função da condição e tempo do tratamento térmico.

Figura 63 - Resultados das medidas de dureza (HRB)



Fonte: Da autora.

Observa-se na Figura 63 que o menor valor de dureza (28,4 HRB) da liga 6351 foi observado na condição de bruta de solidificação. Após a solubilização observou-se o aumento da dureza (33,0 HRB), isso pode ser devido à presença de partículas

de Mg_2Si , confirmada pela maior intensidade dos picos apresentado no espectro de DRX da Figura 58, para a condição solubilizada, indicando que o tratamento dissolveu parcialmente as partículas endurecedoras do composto Mg_2Si . A dureza da liga 6005A nas condições bruta de solidificação e solubilizado, não teve variação significativa.

Por essa razão, tratamentos com duração mais longa podem ser recomendados para obter uma distribuição mais homogênea dos elementos de liga para posterior reprecipitação.

Em ambas as ligas o envelhecimento artificial foi efetivo, pois houve aumento gradativo da dureza em função do tempo do envelhecimento (Figura 63).

O maior pico de dureza para as ligas foi observado após 6 horas de tratamento, sendo 92,8 e 67,3 HRB para a liga 6351 e liga 6005A, respectivamente.

De acordo com Neves *et.al* (2022), em tempos mais curtos de envelhecimento ocorre a formação das zonas de *Guinier–Preston* (GP) e, conforme a evolução do tratamento, a formação das partículas endurecedoras do tipo β'' - Mg_2Si .

A liga 6351 apresentou valores de dureza mais elevados do que a liga 6005A, o que pode ser estar relacionado ao maior teor dos elementos Mg e Si na composição química da liga (Tabela 10). Quanto mais elevado o percentual de Mg e Si, maior a quantidade de partículas endurecedoras da fase Mg_2Si , conforme esquema apresentado na Figura 5.

Os menores valores de dureza da liga 6005A podem ser explicados pela presença de menores teores de Mg e Si na composição (Tabela 10), bem como a precipitação de outras fases intermetálicas, tais como Q-AlCuMgSi, que podem ter interferido na sequência de precipitação do Mg_2Si na matriz da liga (KAIRY *et al.*, 2017).

4.4.2 Medidas de microdureza

A microdureza das ligas 6351 e 6005A foi realizada com o intuito de compreender o comportamento das fases intermetálicas α -Al(FeMn)Si e β -AlFeSi, bem como da fase matriz de alumínio (α -Al) conforme a condição de tratamento térmico. Os resultados obtidos estão apresentados nas Tabela 27 e Tabela 28 e na Figura 64, respectivamente

Como as fases intermetálicas possuem tamanho pequeno comparado ao tamanho do indentador do microdurômetro, as medidas foram realizadas em regiões de contornos de grão para as fases intermetálicas e no interior do grão e para a matriz.

Tabela 27 - Resultados de microdureza em (HV) da liga 6351

Condição	Matriz (α-Al)	Fases intermetálicas (β-AlFeSi e α-AlFeMnSi)
Bruta Solidificação	72,5 \pm 0,4	79,0 \pm 5,9
Solubilizado a 580°C -1h	92,3 \pm 5,0	95,6 \pm 3,8
Envelhecido a 180°C - 1h	104 \pm 3,4	101,0 \pm 3,5
Envelhecido a 180°C - 2h	99,5 \pm 6,8	94,0 \pm 3,2
Envelhecido a 180°C -3h	132,8 \pm 4,2	127,0 \pm 0,8
Envelhecido a 180°C - 4h	122,75 \pm 2,9	124,7 \pm 6,0
Envelhecido a 180°C - 6h	142,5 \pm 5,1	131,7 \pm 4,2

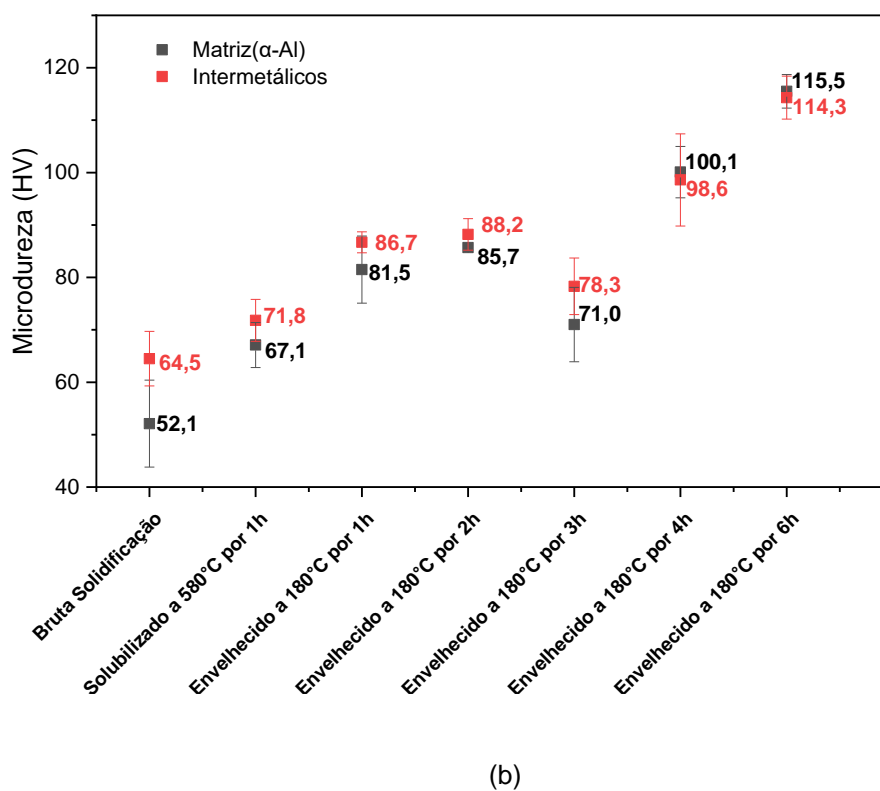
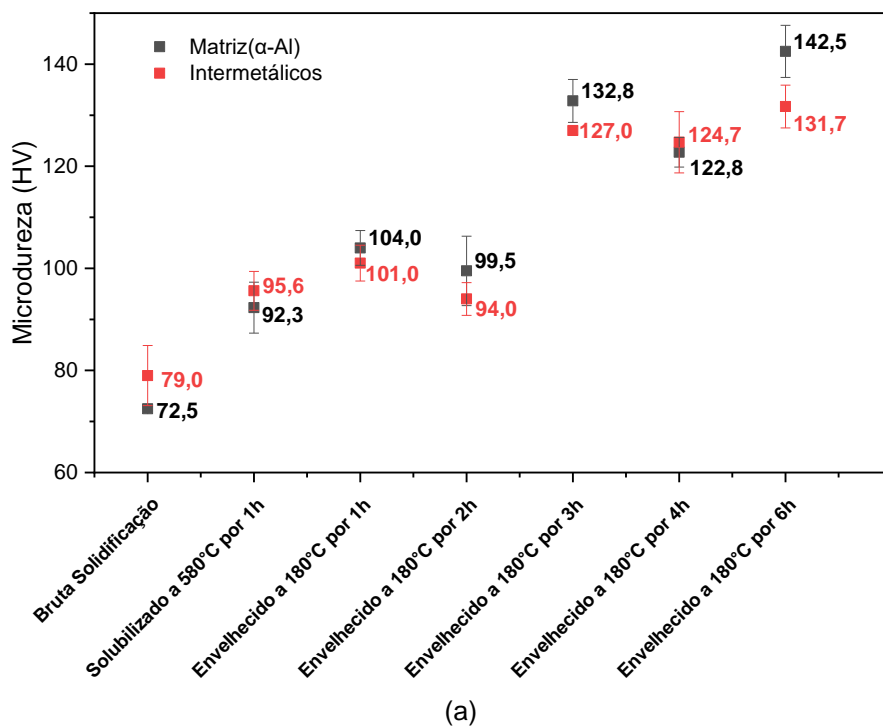
Fonte: Da autora.

Tabela 28 - Resultados de microdureza em (HV) da liga 6005A

Condição	Matriz (α-Al)	Fases intermetálicas (β-AlFeSi e α-AlFeMnSi)
Bruta Solidificação	52,1 \pm 8,3	64,5 \pm 5,2
Solubilizado a 540°C -1h	67,1 \pm 4,3	71,8 \pm 4,0
Envelhecido a 180°C - 1h	81,5 \pm 6,4	86,7 \pm 2,0
Envelhecido a 180°C - 2h	85,7 \pm 0,5	88,2 \pm 3,0
Envelhecido a 180°C -3h	71,0 \pm 7,1	78,3 \pm 5,4
Envelhecido a 180°C - 4h	100,1 \pm 4,9	98,6 \pm 8,8
Envelhecido a 180°C - 6h	115,5 \pm 3,2	114,3 \pm 4,1

Fonte: Da autora.

Figura 64 - Variação da microdureza em (HV) das fases intermetálicas e matriz de alumínio em função do tempo de envelhecimento artificial a 180°C



Fonte: Da autora.

Legenda: a) Liga 6351;
b) Liga 6005A.

Nas Figura 64a-b observa-se que os menores valores de microdureza da matriz foram observados na condição de bruta solidificação, sugerindo que nesta condição as partículas endurecedoras e elementos de liga não estão distribuídos uniformemente na matriz. Após a solubilização, observa-se um aumento da microdureza da fase matriz, indicando a dissolução de fases intermetálicas e solubilização dos elementos Mg e Si na matriz.

Observa-se também um aumento da microdureza na matriz das amostras envelhecidas em função do aumento do tempo, indicando a precipitação de fases endurecedoras refinadas e melhor distribuídas na matriz. Em ambas as ligas, os maiores valores de microdureza foram observados após o envelhecimento artificial por 6 horas, sendo 142,5 HV para a liga 6351 e 115,5 HV para a liga 6005A. Comportamento similar foi observado por Antolin *et.al* (2020) e Nowotnik *et.al* (2007) em tratamentos térmicos de envelhecimento artificial.

As fases intermetálicas α -Al(FeMn)Si e β -AlFeSi, embora não tenham interferência direta no endurecimento por precipitação, podem oferecer um reforço adicional à liga e possuem valores de microdureza muito próximos aos da matriz em todas as condições de tratamento.

4.5 ENSAIOS DE CORROSÃO

4.5.1 Curvas de polarização potenciodinâmica linear da liga 6351

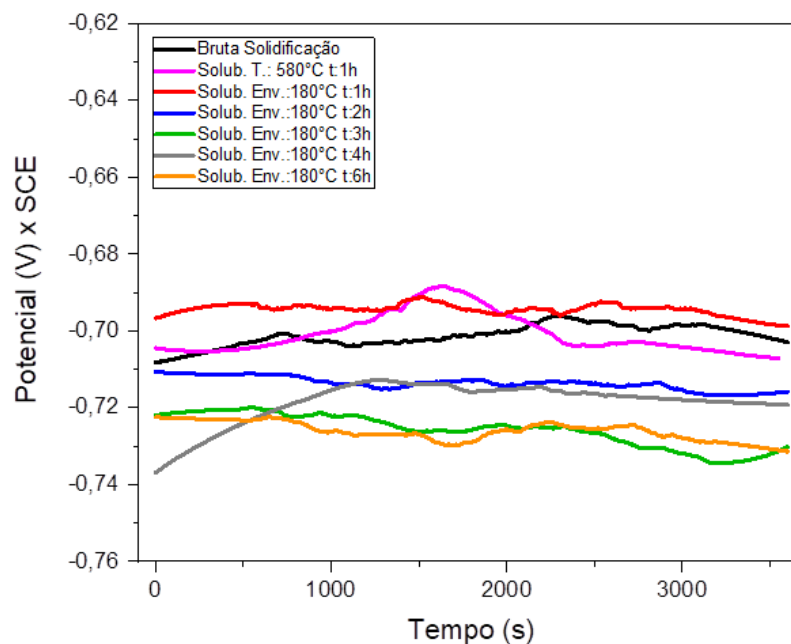
As curvas dos potenciais de circuito aberto ou em inglês *Open Circuit Potential* (OCP) da liga 6351 nas condições de bruta solidificação, solubilizado e envelhecido à 180°C por 1, 2, 3, 4 e 6 horas, em solução de 3,5% de NaCl na temperatura ambiente, estão apresentadas na Figura 65.

O comportamento do OCP ao longo do tempo mostrou que os potenciais praticamente se mantiveram constantes longo do tempo, para as condições estudadas, o que sugere que o filme passivo formado é estável e aderente a superfície (YOO *et al.*, 2010), e não houve variação significativas, para as condições estudada.

Contudo, foi possível notar uma tendência de redução no potencial das amostras envelhecidas por 3, 4 e 6 horas, registrando valores de -0,71V, -0,74V e -0,72V, respectivamente. A mudança do potencial para valores menos nobres, em

relação a condição solubilizada, indica que as amostras envelhecidas por tempos mais longos apresentaram maior tendência de ruptura do filme passivo (Al_2O_3) que protege a liga contra a corrosão. Os resultados detalhados estão apresentados na Tabela 29.

Figura 65 - Evolução do potencial em circuito aberto (OCP) das condições estudadas da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl



Fonte: Da autora.

Tabela 29 - Valores médios do potencial de circuito aberto obtidos para a liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl

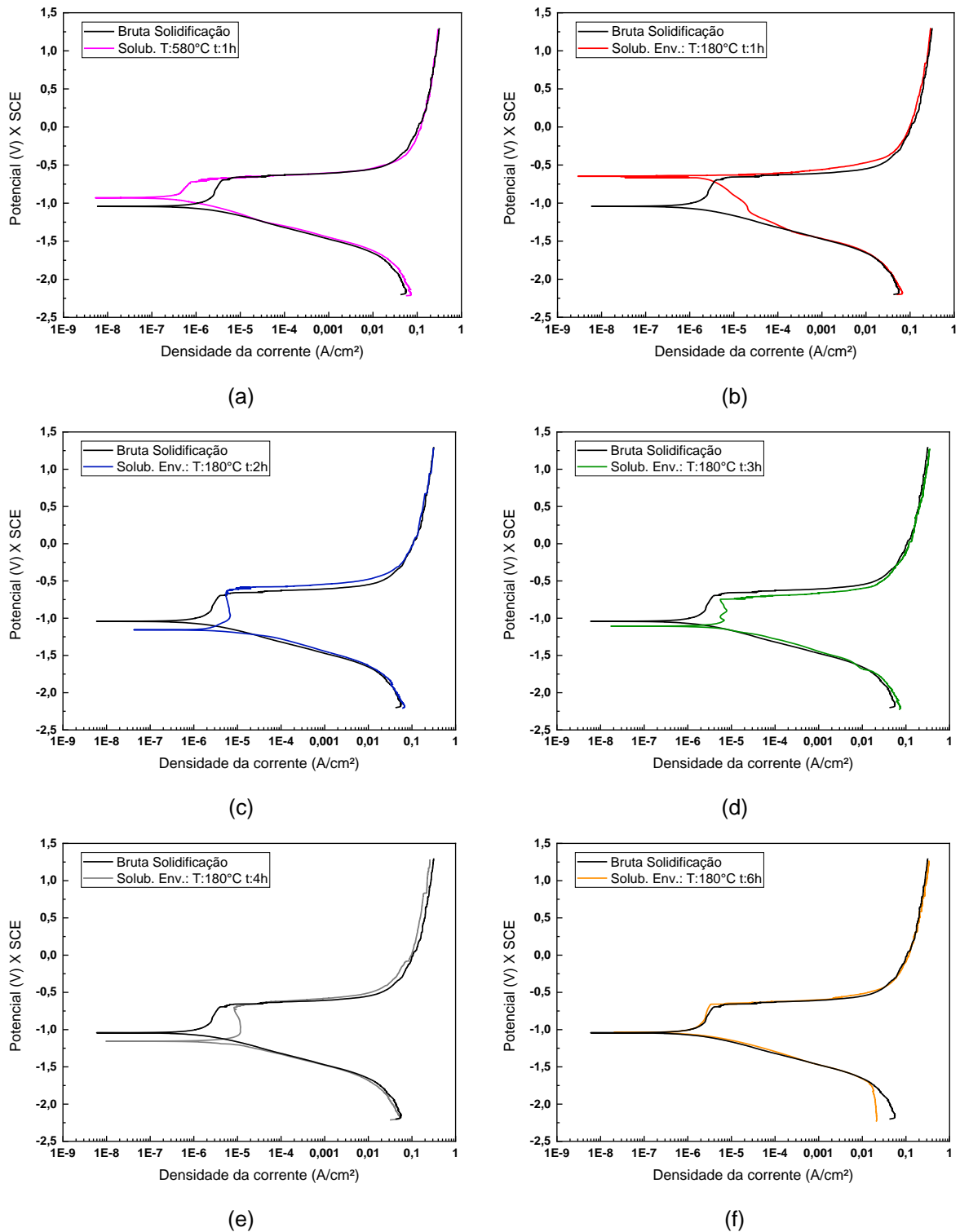
Condição	Potencial de corrosão (V)
Bruta Solidificação	-0,70 ± 0,01
Solubilizado a 580°C por 1h	-0,72 ± 0,06
Sol. Envelhecido a 180°C por 1h	-0,69 ± 0,004
Sol. Envelhecido a 180°C por 2h	-0,71 ± 0,004
Sol. Envelhecido a 180°C por 3h	-0,74 ± 0,006
Sol. Envelhecido a 180°C por 4h	-0,72 ± 0,005
Sol. Envelhecido a 180°C por 6h	-0,73 ± 0,004

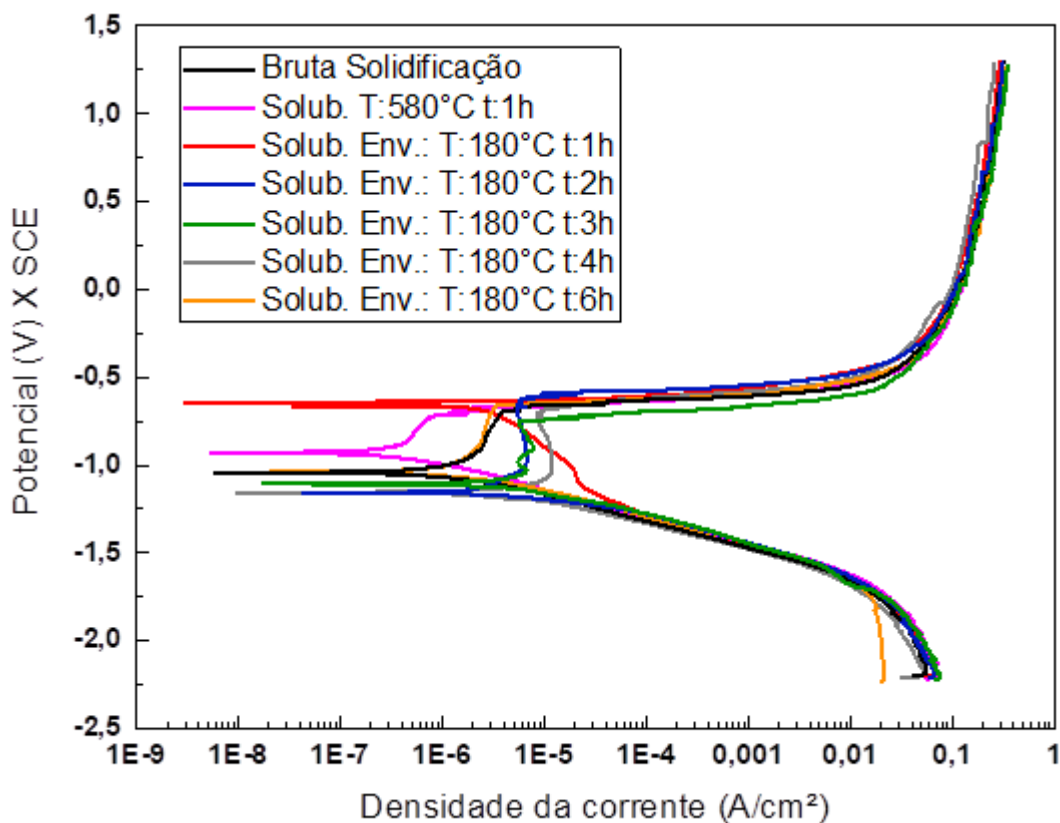
Fonte: Da autora.

Após o ensaio de OCP, iniciou-se a varredura constante do potencial, varredura catódica e anódica para obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica linear (PPL) em solução de 3,5% de NaCl à temperatura ambiente. Os resultados para cada

condição foram plotados com a curva da amostra na condição de bruta solidificação a fim de comparar o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. As curvas de PPL estão apresentadas na Figura 66.

Figura 66 - Curvas do ensaio de polarização linear da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl





(g)

Fonte: Da autora.

Legenda: a) solubilizado;
 b) envelhecido por 1h;
 c) envelhecido por 2h;
 d) envelhecido por 3h;
 e) envelhecido por 4h;
 f) envelhecido por 6h;
 g) comparativo de todas as curvas.

Na Figura 66a observa-se que a liga na condição solubilizado apresentou um aumento no potencial de corrosão (E_{corr}) comparado à condição de bruta solidificação, corroborando com os resultados de DRX que indicaram um aumento na quantidade de precipitados e elementos dissolvidos na matriz após o tratamento, especialmente os elementos Mg e Si provenientes da fase Mg_2Si .

Observou-se o deslocamento para potenciais de corrosão menos nobres em função do aumento do tempo de envelhecimento (exceto para a condição de envelhecimento de 1h). Esse fato se deve a precipitação de uma maior quantidade de precipitados na matriz, criando sítios ativos que promovem a corrosão, resultados similares também foram observados por He et.al (2021).

Através das Tabelas 29 e 30, observa-se que os potenciais de corrosão obtidos pelas curvas de OCP apresentaram valores mais nobres aos obtidos pelas curvas de polarização. Isto está associado ao fato de a varredura dos potenciais ter iniciado em potenciais mais negativos do que o potencial de corrosão, o que pode ter causado a remoção parcial do filme passivo.

Os maiores valores de densidade de corrente de corrosão (I_{corr}) foram observados nas ligas envelhecidas por 4, 2 e 3 horas. Este comportamento pode ser explicado devido ao aumento de precipitados finos e bem distribuídos na matriz no tratamento de envelhecimento, tal como o Mg_2Si (β''), que possui comportamento catódico em relação a matriz da liga (ânodo).

A taxa da reação anódica determina a quantidade de íons metálicos liberados e, portanto, a densidade de corrente de corrosão (I_{corr}). Quanto maior a taxa da reação anódica, maior será a I_{corr} , indicando uma taxa mais rápida de corrosão do material.

Observa-se que a densidade de corrente de passivação (I_{pass}), indica a formação da camada de passivação (Al_2O_3) que protege e inibe a corrosão, quanto menor o valor, mais rápido é a formação da camada.

Tabela 30 - Parâmetros eletroquímicos obtidos através da curva de PPL das condições estudadas da liga 6351 em solução de 3,5% de NaCl

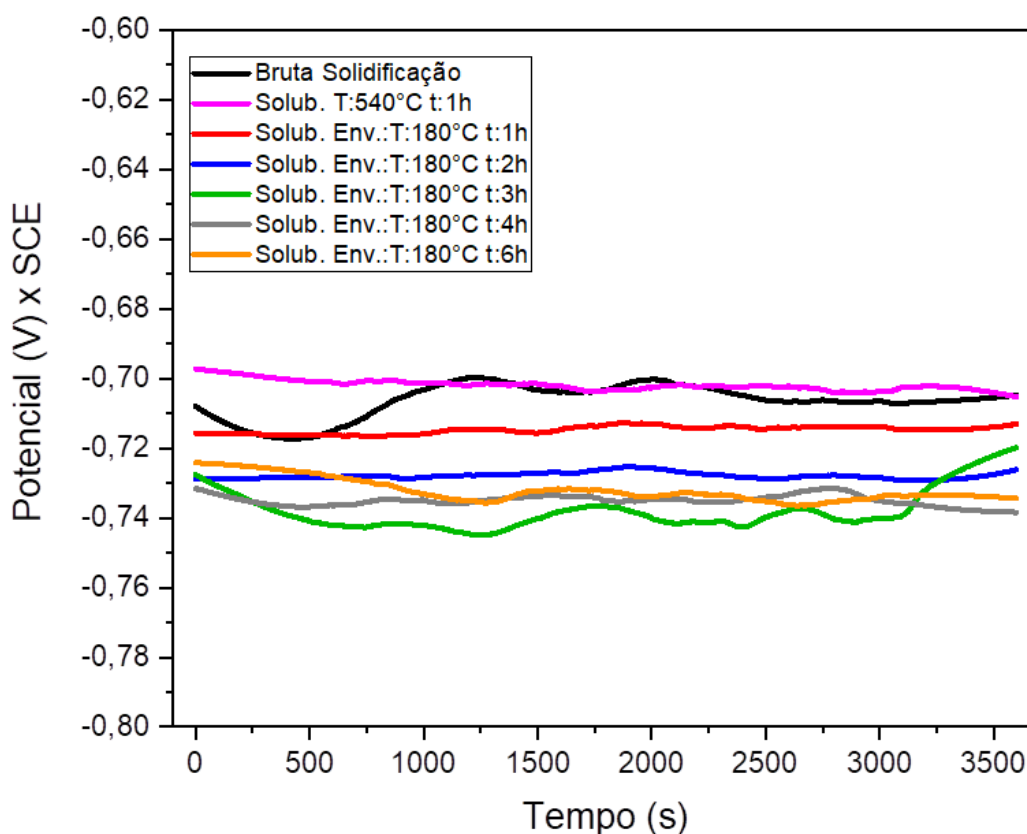
Condição	E_{corr} (V)	I_{corr} (A/cm ²)	I_{pass} (A/cm ²)
Bruta solidificação	-1,04±0,04	$2,5 \times 10^{-7} \pm 3,0 \times 10^{-7}$	0,29±0,01
Solubilizado 580°C por 1h	-0,93±0,10	$1,5 \times 10^{-7} \pm 3,4 \times 10^{-7}$	0,27±0,02
Sol. Envelhecido a 180°C por 1h	-0,66±0,005	$1,4 \times 10^{-6} \pm 3,5 \times 10^{-7}$	0,28±0,02
Sol. Envelhecido a 180°C por 2h	-1,14±0,02	$3,6 \times 10^{-6} \pm 4,2 \times 10^{-6}$	0,28±0,02
Sol. Envelhecido a 180°C por 3h	-1,13±0,03	$2,2 \times 10^{-6} \pm 2,8 \times 10^{-7}$	0,31±0,02
Sol. Envelhecido a 180°C por 4h	-1,15±0,02	$5,9 \times 10^{-6} \pm 4,8 \times 10^{-6}$	0,28±0,03
Sol. Envelhecido a 180°C por 6h	-1,02±0,02	$1,2 \times 10^{-6} \pm 4,1 \times 10^{-6}$	0,31±0,01

Fonte: Da autora.

4.5.2 Curvas de polarização potenciodinâmica linear da liga 6005A

As curvas dos potenciais de circuito aberto ou em inglês *Open Circuit Potential* (OCP), antes do ensaio de polarização potenciodinâmica linear, da liga 6005A nas condições de bruta solidificação, solubilizado a 540°C por 1 hora e envelhecido à 180°C por 1, 2, 3, 4 e 6 horas, em solução de 3,5% NaCl à temperatura ambiente, estão apresentadas na Figura 67.

Figura 67 - Evolução do potencial em circuito aberto (OCP) da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl



Fonte: Da autora.

Observa-se na Figura 67 que o comportamento do OCP ao longo do tempo manteve-se praticamente constante. O maior potencial foi observado na condição solubilizado (-0,70V), possivelmente pela dissolução de fases intermetálicas e solubilização de partículas de forma mais homogênea e refinada na matriz.

Nas amostras envelhecidas foi observada a redução do OCP, sendo o menor valor (-0,74V) após 6 horas de tratamento, conforme dados da Tabela 31. A mudança do potencial para valores menos nobres indica maior tendência de ruptura do filme passivo responsável por proteger a liga contra a corrosão.

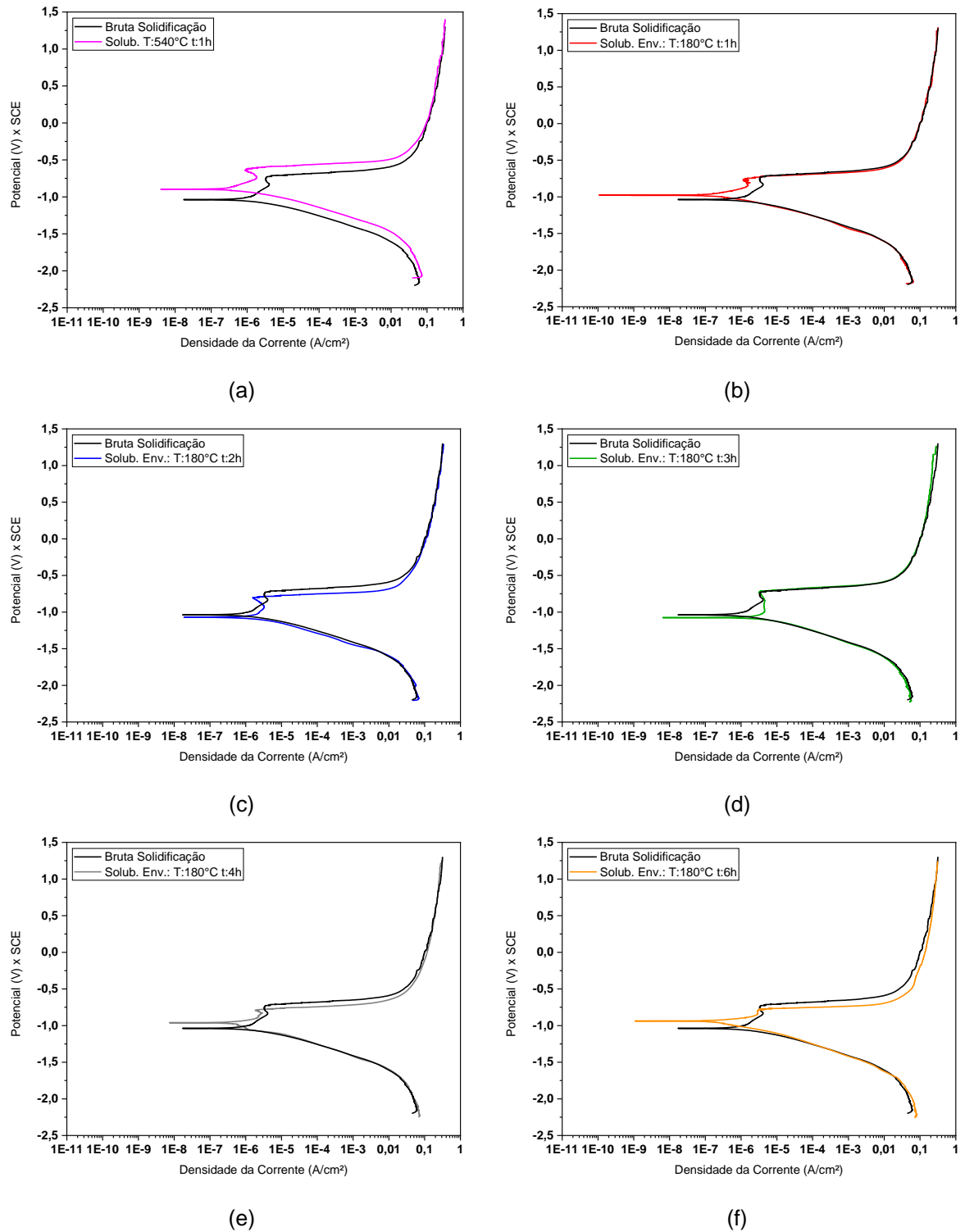
Tabela 31 - Valores do potencial de circuito aberto obtidos das condições estudadas da liga 6005A no ensaio de PPL em solução de 3,5% de NaCl

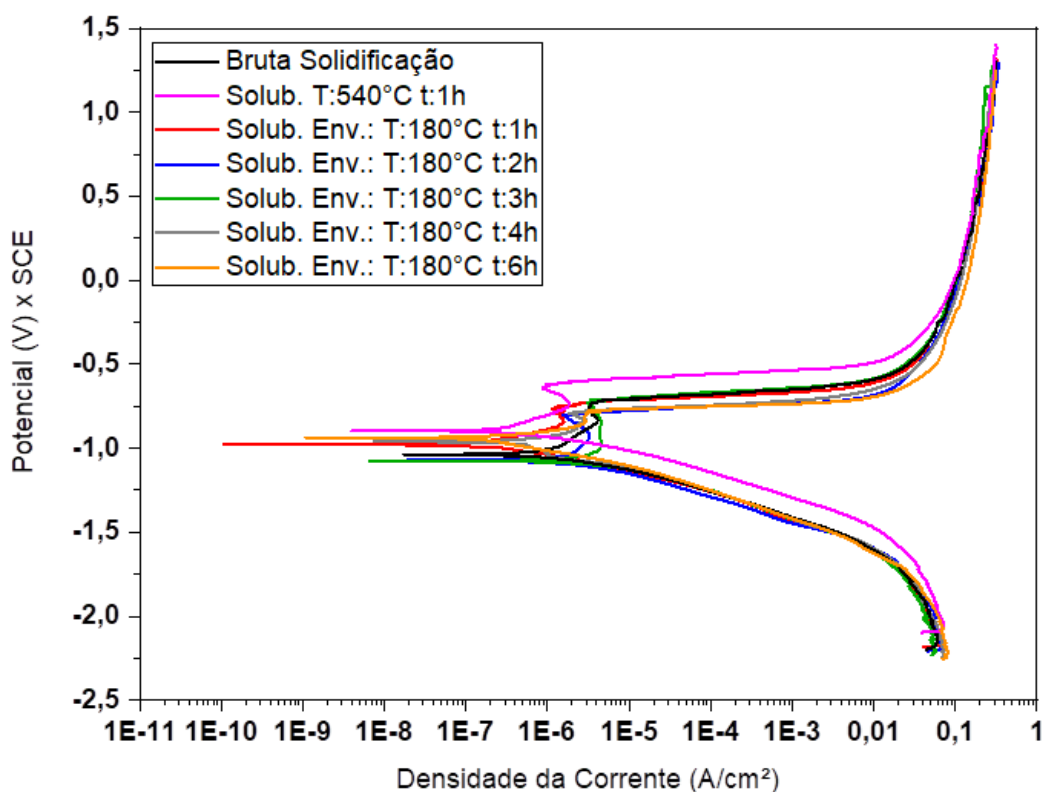
Condição	Potencial de corrosão (V)
Bruta Solidificação	-0,71 ± 0,020
Solubilizado 540°C por 1h	-0,70 ± 0,050
Sol. Envelhecido a 180°C por 1h	-0,71 ± 0,005
Sol. Envelhecido a 180°C por 2h	-0,72 ± 0,007
Sol. Envelhecido a 180°C por 3h	-0,73 ± 0,003
Sol. Envelhecido a 180°C por 4h	-0,74 ± 0,005
Sol. Envelhecido a 180°C por 6h	-0,74 ± 0,010

Fonte: Da autora.

Após o ensaio de OCP, iniciou-se a varredura constante do potencial, para obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica linear (PPL). Os resultados para cada condição foram plotados com a curva da amostra na condição de bruta solidificação a fim de comparar o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. As curvas de PPL estão apresentadas na Figura 68.

Figura 68 - Curvas do ensaio de polarização linear da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl





(g)

Fonte: Da autora.

Legenda: a) solubilizado;

b) envelhecido por 1h;

c) envelhecido por 2h;

d) envelhecido por 3h;

e) envelhecido por 4h;

f) envelhecido por 6h;

g) comparativo de todas as curvas.

Tabela 32 - Parâmetros eletroquímicos obtidos através da curva de PPL das condições estudadas da liga 6005A em solução de 3,5% de NaCl

Condição	E_{corr} (V)	I_{corr} (A/cm ²)	I_{pass} (A/cm ²)
Bruta Solidificação	-1,02±0,02	$1,7 \times 10^{-6} \pm 6,0 \times 10^{-8}$	0,30±0,03
Solubilizado 540°C por 1h	-0,89±0,01	$4,8 \times 10^{-7} \pm 5,0 \times 10^{-9}$	0,31±0,01
Sol. Envelhecido a 180°C por 1h	-0,99±0,01	$1,3 \times 10^{-6} \pm 2,4 \times 10^{-6}$	0,29±0,005
Sol. Envelhecido a 180°C por 2h	-1,03±0,03	$2,3 \times 10^{-7} \pm 1,5 \times 10^{-7}$	0,31±0,01
Sol. Envelhecido a 180°C por 3h	-1,05±0,02	$1,7 \times 10^{-6} \pm 1,3 \times 10^{-6}$	0,27±0,002
Sol. Envelhecido a 180°C por 4h	-0,97±0,01	$8,7 \times 10^{-7} \pm 1,0 \times 10^{-6}$	0,27±0,001
Sol. Envelhecido a 180°C por 6h	-0,95±0,03	$3,9 \times 10^{-7} \pm 1,1 \times 10^{-6}$	0,30±0,001

Fonte: Da autora.

Através das Tabelas 31 e 32, observa-se que os potenciais de corrosão obtidos pelas curvas de OCP apresentaram valores mais nobres aos obtidos pelas curvas de polarização. Isto está associado ao fato de a varredura dos potenciais ter iniciado em potenciais mais negativos do que o potencial de corrosão, o que pode ter causado a remoção parcial do filme passivo.

Observa-se que a liga na condição solubilizada apresentou potencial de corrosão ($E_{\text{corr}} = -0,89\text{V}$) mais nobre quando comparado à condição de bruta solidificação ($E_{\text{corr}} = -1,02\text{V}$), indicando que a solubilização promoveu a dissolução de fases intermetálicas na matriz.

O tempo de envelhecimento artificial demonstrou um efeito mínimo sobre o E_{corr} . A liga envelhecida por 3 horas apresentou o potencial de corrosão mais negativo ($E_{\text{corr}} = -1,05\text{V}$) devido a precipitação de uma maior quantidade de fases Mg_2Si na matriz, conforme observado no espectro de DRX (Figura 61). Comportamento similar foi relatado por He *et.al* (2021) e Ali Fageehi e Saminathan (2020) em ensaios de polarização.

A densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), também não apresentou grandes modificações, conforme mostra a Tabela 32. A maior densidade de corrente foi observada na amostra envelhecida por 3 horas de tratamento ($I_{\text{corr}} = 8,0 \times 10^{-6}$). Este comportamento pode ser explicado pela precipitação de maior quantidade de partículas endurecedoras do composto Mg_2Si com morfologia menos refinada, bem como pela presença dos intermetálicos $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ com morfologia grosseira (*alfa-script*), observado no espectro de DRX (Figura 61) e micrografias apresentadas na Figura 54.

Todas as partículas intermetálicas apresentam um efeito catódico na matriz e, de acordo com Kairy *et.al* (2017) e He *et.al* (2021), os precipitados do $\beta\text{-AlFeSi}$, $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ e Q-AlCuMgSi são os principais responsáveis pela formação de sítios ativos, que podem promover a corrosão localizada.

Observa-se que ocorreu uma nítida região de passivação nas condições estudadas e a densidade de corrente de passivação (I_{pass}) não apresentou variação significativa, variando entre 0,27V a 0,31V. Este comportamento sugere que os tratamentos térmicos não afetaram a capacidade de formação da camada passiva que protege a liga contra a corrosão (EL-MENSHAWY *et al.*, 2012; ZEID, 2019).

5 CONCLUSÃO

Os resultados mostraram que, as condições propostas dos tratamentos térmicos para as ligas 6351 e 6005A, promoveram a dissolução parcial das fases endurecedoras Mg_2Si e distribuição mais homogênea dos elementos de liga após o tratamento de solubilização, criando condições favoráveis para que estes elementos se precipitassem na matriz durante o envelhecimento artificial. Conforme esperado, também foi observada a transformação de algumas partículas da fase intermetálica do tipo $\beta-AlFeSi$ em $\alpha-AlFeMnSi$, menos prejudiciais às propriedades mecânicas das ligas. Na liga 6005A também foi observada a presença da fase $Q-AlMgSiCu$ que não se dissolveu durante os tratamentos térmicos.

As análises de DSC mostraram que as duas ligas apresentaram transformações dos precipitados em temperaturas muito similares.

As ligas tiveram um aumento na dureza com o aumento do tempo de envelhecimento. Os maiores valores de dureza foram 92,8HRB para a liga 6351 e 67,3HRB para a 6005A, após 6 horas de envelhecimento. A microdureza da matriz e dos intermetálicos foram próximas e aumentaram com o tempo de envelhecimento, também atingindo valores máximos após 6 horas. Os maiores valores de microdureza da liga 6351 foram 142,5HV para a matriz e 131,7HV para os intermetálicos. Para a liga 6005A os maiores valores foram 115,5HV para a matriz e 114,3HV para os intermetálicos.

Os maiores potenciais de corrosão foram -0,66V e -0,95V, para a liga 6351 envelhecida por 1h e para a liga 6005A envelhecida por 6h, respectivamente. A densidade de corrente de passivação não apresentou variação significativa para as ligas nas condições dos tratamentos térmicos, e o valor médio foi em torno de 0,29A/cm², indicando que os tratamentos térmicos não afetaram a formação de camada passiva.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) Realizar microscopia eletrônica de transmissão nas ligas nas condições estudadas a fim de verificar a presença de fases Mg_2Si com morfologia refinada;
- b) Realizar ensaios mecânicos (tração) nas ligas tratadas termicamente;
- c) Realizar envelhecimentos artificiais em $180^\circ C$ por 8, 10 e 14 horas, para avaliar a dureza e microdureza da liga;
- d) Usar outras temperaturas e tempos no envelhecimento;
- e) Realizar ensaios de MO e MEV com EDS após os ensaios de polarização potenciodinâmica a fim de avaliar o mecanismo e a formação de pites.

REFERÊNCIAS

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio (org.). **Fundamentos e aplicações do alumínio**. 2. ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2012.

ADEKUNLE, Adebayo Surajudeen *et al.* Mechanical properties and microstructural evaluation of heat-treated aluminum alloy using formulated bio-quenchants. **International Review of Applied Sciences and Engineering**, [s. l.], v. 11, n. 3, p. 243–250, 2020.

ADEM, Onat. Effects of artificial aging heat treatment on mechanical properties and corrosion behaviour of AA6XXX aluminium alloys. **Journal of Chemical Engineering and Materials Science**, [s. l.], v. 9, n. 2, p. 17–23, 2018.

AHMED, Yehia Ahmed Abd El-Rahman. **Modification of mechanical properties of 6351 Al-Mg-Si alloy by aging heat treatment**. 2015. 92 f. Dissertação (Mestrado em engenharia metalúrgica) - Universidade do Cairo, Cairo, 2015.

ALI FAGEEHI, Yahya; SAMINATHAN, Rajasekaran. Investigation on the Effect of Thermal and Mechanical Treatment to the Offshore Corrosion Behavior of 6351 Aluminum Alloy in Red Sea Environments. **International Journal of Analytical Chemistry**, [s. l.], v. 2020, p. 1–8, 2020.

ALMEIDA, Fernanda Leite. **O efeito do estrôncio na microestrutura da liga de alumínio 6063**. 2021. 94 f. Dissertação (Mestrado em ciência e engenharia de materiais) - Universidade Federal de Alfenas campus Poços de Caldas, Poços de Caldas, 2021.

AMBRIZ, Ricardo Rafael; JARAMILLO, David. Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds. *Em*: MONTEIRO, Waldemar Alfredo (org.). **Light Metal Alloys Applications**. 1. ed. [S. l.]: InTech, 2014. v. 1, p. 35–59. *E-book*. Disponível em: <http://www.intechopen.com/books/light-metal-alloys-applications/mechanical-behavior-of-precipitation-hardened-aluminum-alloys-welds>. Acesso em: 24 jul. 2021.

ANDERSON, Kevin; WERITZ, John; KAUFMAN, J. Gilbert (org.). 6005, 6005A, and 6105: Medium-Strength Extrusion Alloys. *Em*: **Properties and Selection of Aluminum Alloys**. [S. l.]: ASM International, 2019. p. 376–377. *E-book*. Disponível em: <http://dl.asminternational.org/handbooks/book/91/chapter/2086668/6005-6005A-and-6105Medium-Strength-Extrusion>. Acesso em: 13 ago. 2021.

ANTOLIN, Florentino Alvarez *et al.* Analysis of Different Solution Treatments in the Transformation of β -AlFeSi Particles into α -(FeMn)Si and Their Influence on Different Ageing Treatments in Al–Mg–Si Alloys. **Metals**, [s. l.], v. 10, n. 5, p. 620, 2020.

ASHKENAZI, Dana. How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives. **Technological Forecasting and Social Change**, Telavive, v. 143, n. Março, p. 101–113, 2019.

ASM INTERNACIONAL HANDBOOK. **Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials**. [S. l.: s. n.], 1990. (9). v. 2

BAYAT, N.; CARLBERG, T.; CIESLAR, M. In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, [s. l.], v. 130, p. 165–171, 2019.

BIROL, Yucel. The effect of sample preparation on the DSC analysis of 6061 alloy. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 40, n. 24, p. 6357–6361, 2005.

BONFITTO, Guilherme Bruno Barroso. **Estudo do comportamento mecânico da liga de Al-Mg-Si 6005A solubilizada e envelhecida**. 2016. 79 f. Dissertação (Mestrado em ciência e engenharia de materiais) - Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2016.

CAGLIONI, Christian. **Análise mecânica das ligas de alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6 soldadas por processo MIG - EN 131**. 2017. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Maringá, Maringá, 2017.

CHAUHAN, Krishna Pal Singh. Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminium Alloys (6xxx Series): A Literature Review. **International Journal of Engineering Research and**, [s. l.], v. 6, n. 3, p. 386–389, 2017.

CHEMELLO, Claudia; COLLUM, Malcolm; MARDIKIAN, Paul. Aluminum: History, Technology, and Conservation. *Em*: , 2019, Washington, D.C. (Claudia Chemello et al., Org.) **Proceedings from the 2014 International Conference**. Washington, D.C: Smithsonian Contributions to Museum Conservation, 2019. p. 220.

CODARO, Eduardo Norberto. **Estudo da corrosão em ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica**. 2006. 200 f. Tese (Doutorado em engenharia mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006. Disponível em: Acesso em: 25 mar. 2021.

CUI, S.; MISHRA, R.; JUNG, I.-H. Thermodynamic analysis of 6xxx series Al alloys: Phase fraction diagrams. **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, [s. l.], v. 54, n. 1, p. 119–131, 2018.

DING, Xian-fei *et al.* Influences of aging temperature and time on microstructure and mechanical properties of 6005A aluminum alloy extrusions. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, [s. l.], v. 22, p. s14–s20, 2012.

DINIZ, Layse Mendes. **Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de fios de alumínio**. 2018. 157 f. Dissertação (Mestrado em ciências mecânicas) - Faculdade de Tecnologia Universidade de Brasília, Brasília, 2018.

EL-MENSHAWY, Kamal *et al.* Effect of aging time at low aging temperatures on the corrosion of aluminum alloy 6061. **Corrosion Science**, [s. l.], v. 54, p. 167–173, 2012.

FAYOMI, Ojo Sunday Isaac; POPOOLA, Abimbola Patricia Idowu; UDOYE, Nduka Ekene. Effect of alloying element on the integrity and functionality of aluminium-based alloy. *Em*: ALUMINIUM ALLOYS: RECENT TRENDS IN PROCESSING,

CHARACTERIZATION, MECHANICAL BEHAVIOR AND APPLICATIONS RECENT TRENDS IN PROCESSING, CHARACTERIZATION, MECHANICAL BEHAVIOR AND APPLICATIONS. 1. ed. London: InTech, 2017. p. 21.

GEORGANTZIA, Evangelia; GKANTOU, Michaela; KAMARIS, George S. Aluminium alloys as structural material: A review of research. **Engineering Structures**, [s. l.], v. 227, p. 111372, 2021.

GLAZOFF, Michael V; ZOLOTOREVSKY, Vadim S; BELOV, Nikolai A. **Casting Aluminum Alloy**. [S. l.]: Elsevier Science, 2007. *E-book*. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-045370-5.X5001-9>.

HAIDEMENOPOULOS, G.N.; KAMOUTSI, H.; ZERVAKI, A.D. Simulation of the transformation of iron intermetallics during homogenization of 6xxx series extrudable aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 212, n. 11, p. 2255–2260, 2012.

HE, Ting *et al.* Influence of Aging on Corrosion Behaviour of the 6061 Cast Aluminium Alloy. **Materials**, [s. l.], v. 14, n. 8, p. 1821, 2021.

HUARACA, Nieves Carolina Pillajo. **Efeito do tratamento térmico T4 e T6 sobre microestrutura e dureza da liga de alumínio da série 6061**. 2021. 86 f. Dissertação (Mestrado em ciência e engenharia de materiais) - Universidade Federal do Amazonas, Manaus, 2021.

IONASHIRO, Massao. **Fundamentos da Termogravimetria, Análise térmica diferencial e Calorimetria exploratória diferencial**. Araraquara: Giz Editorial, 2004. v. 1

JADHAV, Shrikant *et al.* Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of EN AW 6082 aluminum alloy. *Em: 8TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL AND AEROSPACE ENGINEERING (ICMAE)*, 2017, Prague, Czech Republic. **Anais [...]**. Prague, Czech Republic: IEEE, 2017. p. 184–187. Disponível em: <http://ieeexplore.ieee.org/document/8038639/>. Acesso em: 27 mar. 2021.

KAIRY, S.K. *et al.* On the Intergranular Corrosion and Hardness Evolution of 6xxx Series Al Alloys as a Function of Si:Mg Ratio, Cu Content, and Aging Condition. **CORROSION**, [s. l.], v. 73, n. 10, p. 1280–1295, 2017.

KIECKOW, Flávio; MINOSSO, Bárbara T J; PELLEZ, Julio N. INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES DA LIGA AL 7075. [s. l.], p. 4, 2017.

KUIJPERS, N.C.W. *et al.* Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 49, n. 5, p. 409–420, 2002.

LIANG, Mengxia; MELCHERS, Robert; CHAVES, Igor. Corrosion and pitting of 6060 series aluminium after 2 years exposure in seawater splash, tidal and immersion zones. **Corrosion Science**, [s. l.], v. 140, p. 286–296, 2018.

LIU, Huijie *et al.* Mechanical properties and their relations to microstructural characteristics of high-speed friction stir-welded AA6005A-T6 aluminum hollow extrusions. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 88, n. 9–12, p. 3139–3149, 2017.

MACKENZIE, D Scott. **Handbook of Aluminum**. New York: Marcel Dekker, Inc, 2003.

MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. 181 f. Tese (Doutorado em engenharia metalúrgica e de materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001. Disponível em: Acesso em: 14 maio 2023.

MAIA, André Miguel Pires. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 610**. 2012. Dissertação (Mestrado em engenharia metalúrgica e de materiais) - Universidade do Porto, Porto, 2012.

MARIA, Margarida; MARTINS, Melo. **Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082**. 2008. 103 f. Dissertação (Mestrado em engenharia de materiais) - Universidade de Aveiro Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, Aveiro, 2008.

MATHERS, Gene. **The welding of aluminium and its alloys**. Repred. Boca Raton, Fla.: CRC Press, 2002.

MOHAMMED, Saraa M.; MAHDI, Sahib M. Corrosion behavior of aluminum alloys 2024 and 6061 in rainwater. **Journal of Physics: Conference Series**, [s. l.], v. 1973, n. 1, p. 012085, 2021.

MRÓWKA-NOWOTNIK, G. Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys. **Archives of Materials Science and Engineering**, [s. l.], p. 10, 2010.

MRÓWKA-NOWOTNIK, G; SIENIAWSKI, J; WIERZBIŃSKA, M. Analysis of intermetallic particles in AlSi1MgMn aluminium alloy. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, [s. l.], v. 20, 2007.

MUKHOPADHYAY, Prantik. Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys. **ISRN Metallurgy**, [S. L.], v. 2012, n. Table 1, p. 1–15, 2012a.

MUKHOPADHYAY, Prantik. Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys. **ISRN Metallurgy**, [s. l.], v. 2012, p. 1–15, 2012b.

NASCIMENTO, Denise Ferreira Laurito. **Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais das ligas de alumínio AA6005, AA6063 e AA6351**. 2015. Tese (Doutorado em materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos) - Universidade de São Paulo, Lorena, 2015. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/97/97134/tde-21052015-153422/>. Acesso em: 13 mar. 2022.

NEVES, Erick Cerqueira Das *et al.* Nondestructive analysis of corrosion in ageing hardened AA6351 aluminium alloys. **Materials Chemistry and Physics**, [s. l.], v. 291, p. 126664, 2022.

NOWOTNIK, Grażyna Mrówka; SIENIAWSKI, Jan. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 162–163, p. 367–372, 2005.

NOWOTNIK, G Mrówka-; SIENIAWSKI, J; WIERZBIŃSKA, M. Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. **Archives of Materials Science and Engineering**, [s. l.], v. 28, n. 2, 2007.

OZESMI, M *et al.* Peritoneal mesothelioma and malignant lymphoma in mice caused by fibrous zeolite. **Occupational and Environmental Medicine**, [S. L.], v. 42, n. 11, p. 746–749, 1985.

PEREIRA, Leandro Henrique. UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS. [s. l.], p. 102, 2017.

PIPANO, Thiago Freitas. **Impacto na camada de refusão e segregação inversa de tarugos de alumínio da série 6xxx com mudanças realizadas no molde de vazamento**. 2016. 68 f. Dissertação (Mestrado Acadêmico em Ciência e Engenharia de Materiais - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, 2016. Disponível em: Acesso em: 1 out. 2020.

POZNAK, Alex; FREIBERG, Daniel; SANDERS, Paul. Automotive Wrought Aluminium Alloys. *Em*: FUNDAMENTALS OF ALUMINIUM METALLURGY. [S. l.]: Elsevier, 2018. v. 1, p. 333–386. *E-book*. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780081020630000102>. Acesso em: 27 mar. 2021.

RANA, R S; PUROHIT, Rajesh; DAS, S. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites. **Internation journal of scientific and research publications**, Bhopal, v. 2, n. 6, p. 1–7, 2012.

REINKE, Gustavo. **Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaios de fadiga**. 2017. 120 f. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, 2017.

RIDHWAN, J *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6061 aluminum alloy. [s. l.], v. 5, n. 1, p. 10, 2014.

ROBSON, J. D. *et al.* Advances in Microstructural Understanding of Wrought Aluminum Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 51, n. 9, p. 4377–4389, 2020.

SAMARAS, S.N.; HAIDEMENOPOULOS, G.N. Modelling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 194, n. 1–3, p. 63–73, 2007.

SANDERS, Robert; STALEY, James. A History of Wrought Aluminum Alloys and Applications. *Em*: ANDERSON, Kevin; WERITZ, John; KAUFMAN, J. Gilbert (org.). **Properties and Selection of Aluminum Alloys**. [S. l.]: ASM International, 2019. p. 157–201. *E-book*. Disponível em: <http://dl.asminternational.org/handbooks/book/91/chapter/2088500/A-History-of-Wrought-Aluminum-Alloys-and>. Acesso em: 7 ago. 2021.

SANKARAN, Krishnan K.; MISHRA, Rajiv S. Aluminum Alloys. *Em*: METALLURGY AND DESIGN OF ALLOYS WITH HIERARCHICAL MICROSTRUCTURES. [S. l.]: Elsevier, 2017a. p. 57–176. *E-book*. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128120682000047>. Acesso em: 21 jul. 2021.

SANKARAN, Krishnan K.; MISHRA, Rajiv S. Modeling of Processing–Microstructure–Properties Relationships. *Em*: METALLURGY AND DESIGN OF ALLOYS WITH HIERARCHICAL MICROSTRUCTURES. [S. l.]: Elsevier, 2017b. p. 21–41. *E-book*. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780128120682000023>. Acesso em: 25 jul. 2021.

SARKAR, Jit *et al.* Study of Electrochemical Behaviour of Aluminium Alloys of Various Tempers. [s. l.], 2015. Disponível em: <http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.20776.93444>. Acesso em: 14 maio 2023.

SHEPPARD, Terry. **Extrusion of Aluminium Alloys**. Boston, MA: Springer US, 1999. *E-book*. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/978-1-4757-3001-2>. Acesso em: 4 jun. 2023.

SILVA, Júlio César Pedrosa. **Avaliação do Comportamento das ligas de alumínio 6005,6063 e 6351 submetidas a diferentes tratamentos térmicos**. 2015. 64 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em engenharia mecânica) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Goiás, Goiás, 2015. Disponível em: Acesso em: 5 mar. 2022.

TORRES, Renata Querolaine. **PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**. 2022. Dissertação (Mestrado em ciência e tecnologia de materiais) - Universidade Estadual Paulista, Sorocaba, 2022.

TOTTEN, George E.; MACKENZIE, D. Scott (org.). **Handbook of aluminum**. New York ; Basel: M. Dekker, 2003.

UTTARASAK, Kanokwan *et al.* Evolution of Fe-containing intermetallic phases and abnormal grain growth in 6063 aluminum alloy during homogenization. **Results in Physics**, [s. l.], v. 15, p. 102535, 2019.

VARGEL, Christian. 6XXX series alloys. *Em*: CORROSION OF ALUMINIUM. [S. l.]: Elsevier, 2020a. p. 485–495. *E-book*. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B978008099925800034X>. Acesso em: 27 mar. 2021.

VARGEL, Christian. Wrought aluminium alloys. *Em*: CORROSION OF ALUMINIUM. [S. l.]: Elsevier, 2020b. p. 25–34. *E-book*. Disponível em:

<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780080999258000065>. Acesso em: 28 jul. 2021.

ZEID, E. F. Abo. Mechanical and electrochemical characteristics of solutionized AA 6061, AA6013 and AA 5086 aluminum alloys. **Journal of Materials Research and Technology**, [s. l.], v. 8, n. 2, p. 1870–1877, 2019.

ZHANG, Xinxin *et al.* Localized corrosion in AA2024-T351 aluminium alloy: Transition from intergranular corrosion to crystallographic pitting. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 130, p. 230–236, 2017.