

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO PARÁ
CAMPUS BELÉM
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

CAROLINA RIZZIOLLI BARBOSA

**INTER-RELAÇÃO ENTRE SOLIDIFICAÇÃO, TRATAMENTO TÉRMICO,
CORROSÃO ELETROQUÍMICA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA LIGA AUTOMOBILÍSTICA AlSiMg**

BELÉM - PA
2020

CAROLINA RIZZIOLLI BARBOSA

**INTER-RELAÇÃO ENTRE SOLIDIFICAÇÃO, TRATAMENTO TÉRMICO,
CORROSÃO ELETROQUÍMICA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA LIGA AUTOMOBILÍSTICA AlSiMg**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional, PPGEMAT/IFPA, do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA/Campus Belém, como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha.

Coorientador: Prof. Dr. José Carlos de Araújo Cardoso Filho.

BELÉM - PA
2020

Dados para catalogação na fonte:

Setor de Processamento Técnico
Biblioteca IFPA - Campus Belém

B238i Barbosa, Carolina Rizziolli.

Inter-relação entre solidificação, tratamento térmico, corrosão eletroquímica, microestruturas e propriedades mecânicas de uma liga automobilística AlSiMg / Carolina Rizziolli Barbosa. – Belém, 2020.
125 f.

Impresso por computador.

Orientador: Otávio Fernandes Lima da Rocha.

Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA, 2020.

1. Liga Al-7%Si-0,3%Mg. 2. Tratamento térmico T6.
3. Resistência mecânica. 4. Resistência à corrosão.

CDD: 620.12

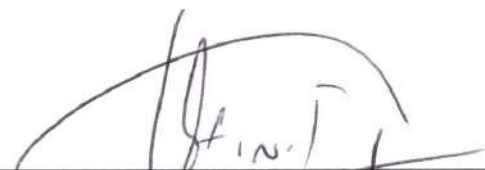
CAROLINA RIZZIOLLI BARBOSA

**INTER-RELAÇÃO ENTRE SOLIDIFICAÇÃO, TRATAMENTO TÉRMICO,
CORROSÃO ELETROQUÍMICA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA LIGA AUTOMOBILÍSTICA AISiMg**

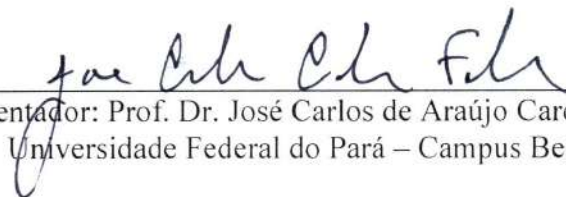
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional, PPGEMAT/IFPA, do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA/Campus Belém, como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Data da aprovação: 20/01/2020

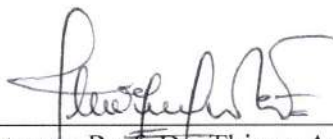
BANCA EXAMINADORA



Orientador: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha
Instituto Federal do Pará – Campus Belém



Coorientador: Prof. Dr. José Carlos de Araújo Cardoso Filho
Universidade Federal do Pará – Campus Belém



Membro interno: Prof. Dr. Thiago Antônio Paixão de Sousa Costa
Instituto Federal do Pará – Campus Belém



Membro externo: Prof. Dr. João Eduardo Pinto Castro Ribeiro
Instituto Politécnico de Bragança - Portugal

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus em primeiro lugar, pelo dom da vida e pelas bênçãos recebidas. A minha família, meus pais Diomil e Sueli que sempre me apoiam, ao meu esposo Amadeu, por estar sempre ao meu lado me incentivando e ajudando, também agradeço meus sogros, Amadeu e Dorotéa. Agradecimento em especial ao meu orientador, professor Dr. Otávio Rocha, pela oportunidade dada ao me inserir na iniciação científica e posteriormente apoiando meu ingresso no mestrado profissional. Agradeço ao professor Dr. José Carlos por coorientar este trabalho, contribuindo com seu conhecimento e dedicação, ao professor Dr. Luciano Moreira, por ter me acolhido como sua aluna, ao professor Dr. Fernando Gonçalves pela paciência e disponibilidade em ajudar, aos professores Dr. Thiago Costa, Dr. Evaldo Ferreira, Dr. Oscar Fernandez e Dr. Laércio Gomes, professores do PPGEMAT sempre dispostos a ajudar, a professora Dra. Syme Queiroz por estar sempre presente torcendo pelo sucesso de seus alunos, ao professor José Otávio que carinhosamente esteve presente neste trabalho. Ao professor Dr. João Ribeiro por ter aceitado ser meu orientador no IPB, contribuindo com seu conhecimento e dedicação, e entre outros professores não citados, mas não menos importantes, que foram fundamentais na construção desse trabalho mesmo que indiretamente. Aos meus colegas do grupo GPMET e GPSOL fica meu agradecimento, em especial a Elizangela Vasconcelos que me apresentou ao grupo GPMET, ao Jacson Nascimento que acompanhou diretamente meus primeiros passos neste trabalho, passando seu conhecimento e sua habilidade nos preparos metalográficos, meu agradecimento ao Igor Magno por dispor seu tempo para ensinar, passando também seu conhecimento adiante, ao Fabrício Souza por diversas vezes tirar dúvidas e estar sempre pronto a ajudar, ao André Barros e Marlo Costa por estarem sempre dispostos auxiliando nos ensaios, aos meus colegas Hugo Azevedo e Gabriel Machado por estarem diariamente presentes me apoiando nessa jornada no grupo de pesquisa e em sala de aula, ao colega Fernando Rocha que também esteve presente nos auxiliando, a Teyla Silva por ter me auxiliado nos ensaios de corrosão, com carinho e paciência, ao técnico Rogério Costa por ajudar nas análises no MEV. Agradeço aos colegas do mestrado por proporcionarem um ambiente agradável durante essa jornada, desejo muito sucesso a todos vocês. Finalmente, agradeço ao Instituto Politécnico de Bragança, Universidade Federal do Pará e Instituto Federal do Pará, estendendo os agradecimentos ao CNPq pelo apoio financeiro concedido pelos Projetos/Processos 302846/2017-4 e 400634/2016-3, a PROPPG (IFPA) pelo edital PIBICT 04/2017 e a PROEX (IFPA) pelo edital 02 de 28/03/2019.

RESUMO

A liga Al-7%Si-0,3%Mg pertence a um importante grupo de materiais amplamente utilizado tanto forjados como fundido na indústria automobilística. Quando tratada termicamente aumenta a razão resistência mecânica/peso bem como a resistência à corrosão de produtos fundidos à base desta liga. Assim neste trabalho foram realizados experimentos de solidificação direcional com a liga Al-7%Si-0,3%Mg e tratamento térmico T6 (TT-T6). Um dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água foi utilizado, e amostras do lingote resultante foram submetidas ao TT-T6 bem como aos ensaios de corrosão eletroquímica. O TT-T6 consistiu em três etapas: (I) tratamento térmico de solubilização a 520°C com tempo de permanência de 3 horas; (II) têmpera, com resfriamento rápido, a 70°C em água por 30 segundos, e (III) endurecimento por envelhecimento artificial a 155°C com tempo de permanência variando em 1, 2, 3 e 4 horas. Os parâmetros de solidificação analisados incluem a velocidade da isoterma liquidus (V_L), taxa de resfriamento (T_R), espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e fases intermetálicas formadas. A microestrutura de solidificação resultante foi analisada por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura. As propriedades mecânicas avaliadas das amostras fundidas e tratadas termicamente foram a microdureza (HV), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (AL%). Os parâmetros eletroquímicos investigados das amostras fundidas foram o potencial de circuito aberto, curvas de polarização anódicas e catódicas com os respectivos potenciais e correntes de corrosão (E_{CORR} e i_{CORR}) correspondentes à cinética de corrosão, em uma solução de 0,2 mol L⁻¹ HCl com um tempo de imersão de 10 min a 25°C. Os resultados mostraram que as ramificações primárias e secundárias da microestrutura dendrítica não foram afetadas pelo tratamento térmico. Endurecimento por precipitação foi observado na matriz de alumínio. Verificou-se que a resistência à corrosão é superior na posição mais próxima à interface de transferência de calor, onde os valores de V_L e T_R são maiores e os de λ_2 menores.

Palavras-chave: Liga Al-7%Si-0,3%Mg. Tratamento térmico T6. Resistência mecânica. Resistência à corrosão.

ABSTRACT

Al-7wt%Si-0.3wt%Mg alloy belongs to an important group of materials widely used whether casted or wrought in the automotive industry. When heat treated the mechanical strength/weight ratio is increased as well as the corrosion resistance of castings based on this alloy. Thus in this study were conducted directional solidification experiments with alloy Al-7wt%Si-0.3wt%Mg and heat treatment T6 (T6-HT). A water-cooled horizontal directional solidification device was used, and samples of the resulting ingot were subjected to T6-HT as well as electrochemical corrosion tests. T6-HT consisted of three steps: (I) solution heat treatment at 520°C with residence time of 3 hours; (II) quenching with rapid cooling at 70°C in water for 30 seconds, and (III) hardening by artificial aging at 155°C with residence time varying at 1, 2, 3 and 4 hours. The analyzed solidification parameters include growth rate (V_L), cooling rate (T_R), secondary dendritic spacing (λ_2) and formed intermetallic phases. The resulting solidification microstructure was analyzed by optical and scanning electron microscopes. The evaluated mechanical properties of both cast and heat treated samples were microhardness (HV), ultimate tensile strength (UTS) and elongation (E%). The investigated electrochemical parameters of the as-cast samples were the open circuit potential, anodic and cathodic polarization curves with the respective corrosion potentials and currents (E_{CORR} and i_{CORR}) corresponding to the corrosion kinetics in a 0.2 mol L⁻¹ HCl solution with an immersion time of 10 min at 25°C. The results showed that the primary and secondary ramifications of the dendritic microstructure were not affected by heat treatment. Hardening precipitation was observed in the aluminum matrix. Corrosion resistance was found to be higher at the position closest to the heat transfer interface, where the values of V_L and T_R are higher and those of λ_2 lower.

Key-words: Al-7%Si-0.3%Mg Alloy. T6 heat treatment. Mechanical resistance. Corrosion Resistance.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Exemplos de aplicações da liga A356.....	23
Figura 2.2 Diagrama de fases binário para o sistema Al-Si (entre 0-30% Si).....	24
Figura 2.3 Diagrama de equilíbrio binário para o sistema Al-Fe	25
Figura 2.4 Diagrama pseudo binário da liga Al-7%Si-X%Mg simulado pelo Thermo-Calc	27
Figura 2.5 Caminho de solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg durante o processo de solidificação, obtido pelo Thermo-Calc, apresentando esquema da microestrutura	27
Figura 2.6 Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação.....	29
Figura 2.7 Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal.....	30
Figura 2.8 Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água	32
Figura 2.9 Condições de transição planar a equiaxial dendrítica	34
Figura 2.10 Esquema representativo dos espaçamentos interdendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3)	34
Figura 2.11 Esquema representativo da precipitação da fase β -Mg ₂ Si durante o envelhecimento	41
Figura 2.12 Esquema representativo do TT-T6	42
Figura 2.13 Propriedades resultantes do ensaio de tensão em função de λ_2 (SDAS) para as amostras: (a-c) fundidas, (d-f) solubilizadas e (g-i) envelhecidas.....	43
Figura 2.14 Variação de HV com a posição no lingote para amostras fundidas e tratadas por T6.....	44
Figura 2.15 Associação matemática do diâmetro das partículas de Si com: (a) posição do lingote, (b) e (c) T_R e λ_2	44
Figura 2.16 Análise de partículas de Si eutético em amostras solidificadas e tratadas termicamente.....	45
Figura 2.17 Resultados da variação de HV com o tempo de envelhecimento para amostras fundidas e tratadas termicamente.....	46
Figura 2.18 Variação do alongamento específico em função do tamanho de grão e do espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si	48
Figura 2.19 Representação da reação química na superfície do alumínio em HCl	53
Figura 2.20 Diagrama de Pourbaix do alumínio.....	53

Figura 2.21 Curvas experimentais de polarização de amostras da liga Al-6%Cu e diagrama de polarização representando o método de extrapolação de Tafel.....	56
Figura 2.22 Representação esquemática do processo de corrosão da liga Al-20%Mg ₂ Si em solução de 3,5% NaCl: 1. A liga original; 2. Dissolução preferencial de Mg e enriquecimento de Si na fase Mg ₂ Si; 3. Conversão de polaridade eletroquímica entre Mg ₂ Si e Al- α	60
Figura 3.1 Fluxograma com as atividades realizadas	62
Figura 3.2 Processo experimental de obtenção da curva de resfriamento	64
Figura 3.3 Forno de solidificação horizontal.....	65
Figura 3.4 Vazamento do lingote no forno de solidificação direcional horizontal.....	66
Figura 3.5 Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição	67
Figura 3.6 Sequência para determinação das taxas de resfriamento a partir de dados experimentais	68
Figura 3.7 Sequência realizada para preparação dos corpos de prova.....	69
Figura 3.8 Microscópio Ótico.....	70
Figura 3.9 Microscópio eletrônico de varredura (MEV).	70
Figura 3.10 Esquema representativo da técnica de medição de λ_2	70
Figura 3.11 Representação esquemática dos estágios do Tratamento Térmico T6	71
Figura 3.12 Lingote inteiro e após corte para retirada de amostras para o tratamento térmico T6.....	72
Figura 3.13 Microdurômetro modelo SHIMADZU HMV-2 utilizado e esquema representando metodologia utilizada para medição da microdureza Vickers.....	73
Figura 3.14 Esquema de corte para ensaios de tração e dimensões do corpo de prova em mm de acordo com ASTM-E8M	73
Figura 3.15 Representação esquemática dos estágios do tratamento térmico T6: etapa 1 – solubilização; etapa 2 – têmpera em água morna; etapa 3 – envelhecimento artificial; e etapa 4 – resfriamento natural.....	74
Figura 3.16 Equipamentos utilizados para realização do procedimento de tratamento térmico no laboratório de resistência dos materiais do IPB.....	75
Figura 3.17 Equipamento de tração do laboratório de resistência dos materiais do IPB	75
Figura 3.18 Fluxograma representando os ensaios eletroquímicos realizados.....	76

Figura 3.19 Representação da confecção dos copos de prova para realização dos ensaios eletroquímicos.....	76
Figura 3.20 Esquema com detalhamento do eletrodo de trabalho confeccionado.....	77
Figura 3.21 Representação do conjunto que compõe o ensaio eletroquímico.....	78
Figura 3.22 Demonstração do método de extrapolação de Tafel utilizado	79
Figura 4.1 Curva de resfriamento experimental da liga Al-7%Si0,3%Mg, curva posição x tempo de passagem da isoterma liquidus em cada termopar, e velocidade (V_L) e taxa de resfriamento (T_R) em função da posição.....	81
Figura 4.2 Macrografia e Micrografia do corte longitudinal da liga Al7%Si0,3%Mg nas posições 6, 30 e 80 mm a partir da base refrigerada, antes e após sofrerem tratamento térmico T6.....	83
Figura 4.3 Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga investigada das posições 6 e 100 mm.....	85
Figura 4.4 Micrografias eletrônicas da liga investigada das posições 6 e 100 mm antes e após tratamento térmico T6 (3 horas de envelhecimento).....	86
Figura 4.5 Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra bruta de fusão na posição 6 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.....	87
Figura 4.6 Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra bruta de fusão na posição 100 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada	88
Figura 4.7 Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra tratada termicamente com envelhecimento de 3 horas na posição 6 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.....	88
Figura 4.8 Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra tratada termicamente com envelhecimento de 3 horas na posição 100 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.....	89
Figura 4.9 Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga Al7%Si0,3%Mg na posição 6 mm antes e depois do TT-T6 (3h de envelhecimento).....	91
Figura 4.10 Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga Al7%Si0,3%Mg na posição 100 mm antes e depois do TT-T6 (3h de envelhecimento).....	91

Figura 4.11 Correlação entre os espaçamentos dendríticos secundários e parâmetros térmicos: $\lambda_2 = f(P)$, $\lambda_2 = f(V_L)$ e $\lambda_2 = f(T_R)$	93
Figura 4.12 Variação de HV em relação a posição do lingote e espaçamento dendrítico secundário, para amostras fundidas e tratadas termicamente, analisadas nas seguintes regiões: (a) fase rica em Al e (b) região interdendrítica	94
Figura 4.13 Relação de HV com tempo de envelhecimento do tratamento térmico T6 realizado na liga Al-7%Si-0,3%Mg.....	96
Figura 4.14 Curvas tensão (σ) x deformação (ϵ) obtidas para cada posição:15, 35, 45, 75 e 95 mm.....	98
Figura 4.15 Relação entre espaçamento dendrítico secundário com limite de resistência à tração e com alongamento.....	99
Figura 4.16 Micrografias eletrônicas da posição 4 mm da liga Al7%Si0,3%Mg antes (a) e após 24 horas em HCl (b)	100
Figura 4.17 Micrografias eletrônicas da posição 70 mm da liga Al7%Si0,3%Mg antes (a) e após 24 horas em HCl (b).	101
Figura 4.18 Gráfico do potencial de circuito aberto EOC (a) e Gráfico de polarização (b) para as posições 2, 4, 40 e 70 da liga Al-7%Si-0,3%Mg	103
Figura 4.19 Gráficos da correlação entre corrente de corrosão e parâmetros térmicos e microestruturais.....	105

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Sistema de designação de ligas fundidas de alumínio	22
Tabela 2.2 Equações experimentais de $\lambda_2 = f(V_L, G_L, T_R, t_{SL})$	36
Tabela 2.3 Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio fundidas ...	38
Tabela 2.4 Resultados experimentais de $HV = f(\lambda_{1,2,3})$ para ligas à base de alumínio.	49
Tabela 2.5 Resultados de correlação entre LRT, LE e %AL com λ_1 e λ_2	51
Tabela 2.6 Resultados experimentais de E_{CORR} e i_{CORR} em ligas de alumínio.....	57
Tabela 3.1 Composição Química (%) dos metais utilizados na elaboração da liga.....	63
Tabela 3.2 Composição química (%) da liga estudada	64
Tabela 3.3 Metodologia efetiva realizada para o tratamento térmico T6	71
Tabela 4.1. Valores experimentais de E_{CORR} e i_{CORR} para as ligas investigadas, determinadas por extrapolação de Tafel	104

NOMENCLATURA

Letras Latinas

C_L	Calor específico na fase líquida	[J/kg K]
C_S	Calor específico na fase sólida	[J/kg K]
C_o	Composição de soluto na liga	[%]
C_{Lmax}	Concentração máxima do líquido interdendrítico	[%]
C_E	Composição eutética	[%]
D_L	Difusividade de soluto no líquido	[m ² /s]
dP	Derivada da posição	-
dt/dT	Derivada do tempo/ Derivada da temperatura	-
E_{OC}	Potencial de circuito aberto	mV/ECS
E_{CORR}	Potencial de corrosão	mV/ECS
f_S	Fração de sólido calculada a partir da equação de Scheil	-
G_L	Gradiente de temperatura frente a isoterma liquidus	[°C/mm]
i_{CORR}	Densidade de corrente	A/cm ²
L	Calor latente de fusão do material	[J/kg]
m_L	Inclinação da linha liquidus	-
P	Posição dos termopares	[mm]
t_s	Tempo de deslocamento da isoterma solidus	[s]
T_V	Temperatura de vazamento	[°C]
T_R	Taxa de resfriamento	[°C/s]
T_L	Temperatura liquidus da liga	[°C]
T_S	Temperatura solidus da liga	[°C]
t_{SL}	Tempo local de solidificação	[s]
V_L	Velocidade da isoterma liquidus	[mm/s]

Letras gregas

λ_c	Espaçamento celular	[μm]
λ_1	Espaçamentos dendríticos primários	[μm]
λ_2	Espaçamentos dendríticos secundários	[μm]
λ_3	Espaçamentos dendríticos terciários	[μm]
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thompson	-
ρ_L	Densidade no líquido	[kg/m ³]
ρ_S	Densidade no sólido	[kg/m ³]
ΔT	Diferença de temperatura	[°C]
α_{La}	Difusividade térmica do líquido	-
σ_{SL}	Tensão superficial S/L	

Abreviações e siglas

AL%	Alongamento percentual
AA	Aluminum Association
ASTM	American Standard for Testing and Methods
CPs	Corpos de Prova
ECS	Eletrodo de Calomelano Saturado
EDS	Espectroscopia Dispersiva de Raios-X
GPMET	Grupo de Pesquisa em Metalurgia Física e de Transformação
GPSOL	Grupo de Pesquisa em Solidificação
IFPA	Instituto Federal do Pará
IPB	Instituto Politécnico de Bragança
LRT	Limite de Resistência à Tração
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
SRC	Super-resfriamento constitucional
TCE	Transição Colunar-Equiaxial
TT-T6	Tratamento térmico T6
UFPA	Universidade Federal do Pará

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	Considerações iniciais	15
1.2	Objetivos	18
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1	Considerações iniciais	19
2.2	A liga Al-7%Si-0,3%Mg	21
2.3	Parâmetros térmicos de solidificação	28
2.4	Formação da microestrutura	33
2.5	Tratamento térmico em ligas de alumínio	37
2.6	Propriedades mecânicas das ligas de alumínio	47
2.7	Resistência à corrosão eletroquímica da liga Al-7%Si-0,3%Mg	52
3	MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1	Considerações iniciais	61
3.2	Elaboração da liga Al-7%Si-0,3%Mg e procedimento de solidificação horizontal	63
3.3	Obtenção dos perfis de temperatura e determinação das variáveis térmicas de solidificação	66
3.4	Caracterização macro e microestrutural	68
3.5	Tratamento térmico T6	71
3.6	Ensaio de microdureza Vickers	72
3.7	Ensaio de tração	73
3.8	Ensaio de corrosão eletroquímica	76
4	RESULTADO E DISCUSSÕES	80
4.1	Considerações iniciais	80
4.2	Parâmetros térmicos de solidificação V_L e T_R	80
4.3	Análise da macro e microestrutura	82
4.4	Análise da correlação entre V_L, T_R e λ_2	92
4.5	Análise dos efeitos de V_L, T_R e λ_2 na resistência mecânica da liga Al-7%Si-0,3%Mg	93
4.6	Resultados dos ensaios de corrosão eletroquímica	99
5	CONCLUSÕES	106
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	108
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109
	PRODUÇÃO CIENTÍFICA PRELIMINAR, RESULTANTE DO PROJETO DE PESQUISA QUE INCLUI O PRESENTE TRABALHO	124

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

As ligas de alumínio são empregadas em diversas aplicações, desde simples utensílios domésticos até em componentes aeroespaciais, oferecendo benefícios significativos na substituição de materiais tradicionais, uma vez que as ligas menos densas apresentam melhor desempenho com economia de combustível e, conseqüentemente, redução de emissões de poluentes. De acordo com o produto a ser desenvolvido, as ligas utilizadas podem ser conformadas mecanicamente, são as ligas destinadas à fabricação de produtos semi-acabados como laminados planos e não-planos, perfis extrudados e componentes forjados, ou podem ser fundidas, destacando-se mais de 600 ligas reconhecidas industrialmente, as quais podem ser subdivididas em ligas não tratáveis (Al-Mg e Al-Mn) e tratáveis termicamente. As ligas da série 300 são as que além de conter o silício como elemento de liga principal, possuem adições de outros elementos como o magnésio ou o cobre, formando as multicomponentes, como é o caso da liga Al-7%Si-0,3%Mg, objeto de investigação no presente projeto. Esta categoria de ligas é a mais utilizada para fundição, com diversas aplicações nas indústrias naval, automotiva e aeroespacial, por apresentar elevada relação resistência/peso (CLOSSET; GRUZLESKI, 1982; BACKRUD; CHAI; TAMMINEM, 1990; PARAY, 1992; DAVIS, 1994; OUELLET; SAMUEL, 1999; PEDERSEN; ARNBERG, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; OGRIS et al., 2002; TOTTEN; MACKENZIE, 2003; CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; SHABESTARI, 2004; GARCIA, 2007; TASH et al., 2007; LOPES, 2008; ESPINOZA-CUADRA et al., 2010; AMMAR et al., 2011; LIMA, 2012; BARBOSA et al., 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

O alumínio aceita vários elementos possibilitando a diversificação de ligas, como elementos mais importantes tem-se o silício (Si), magnésio (Mg), manganês (Mn), cobre (Cu) e zinco (Zn), sendo as propriedades modificadas através da adição destes elementos, como propriedades mecânicas, fusibilidade, usinabilidade, formabilidade, soldabilidade e resistência ao calor, à corrosão e à tração. No caso da liga Al-Si-Mg, a combinação dos solutos Mg e Si por ser mais leve do que o solvente, suas rejeições provocam um líquido interdendrítico também mais leve próximo às interfaces de solidificação. Apesar do grande número de estudos de solidificação existentes na literatura, há ainda uma grande lacuna nas investigações

sobre a influência da convecção termo-solutal nos parâmetros térmicos de solidificação e, consequentemente, sobre seus efeitos na microestrutura (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1976; GARCIA, 2007; ÇADIRLI, 2013; GOMES et al., 2015 b; BARBOSA et al., 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARROS et al., 2019; BARBOSA et al., 2019).

As propriedades finais do fundido dependem da estrutura solidificada por consequência dos diversos fatores de processo que a controlam, como o fluxo de calor do metal líquido, propriedades químicas e termofísicas do metal em estudo, condições de vazamento e propriedades do sistema de solidificação. A microestrutura está fortemente relacionada com a modificação da interface sólido-líquido durante o processo de solidificação, que pode alterar da forma plana à celular e, desta à forma de dendritas. A segregação de soluto ou de solvente provoca aumento dos seus teores em frente à interface de solidificação, que pode implicar em uma distribuição não uniforme dos mesmos no líquido, o que favorece a instabilidade da interface. Para o caso de ligas metálicas que apresentam uma estrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundidos dependem dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciário (λ_3), bem como do tamanho e morfologia dos grãos e defeitos presentes. Espaçamentos dendríticos menores apresentam maiores resistência mecânica, e a dissolução de solutos e de segundas fases podem acontecer com tempos menores na etapa de solubilização durante o tratamento térmico de endurecimento por precipitação (OKAMOTO; KISHITAKE, 1975; KURZ; FISHER, 1981; BOUCHARD, D.; KIRKALDY, 1997; RAPPAZ; BOETTINGER, 1999; ROCHA; SIQUEIRA; GARCIA, 2003; ROCHA, 2003; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; GARCIA, 2007; GOMES et al., 2015 a, 2015 b; BRITO et al. 2016; COSTA et al., 2016; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; BARBOSA et al., 2019).

Em relação aos tratamentos térmicos das ligas de alumínio, sabe-se que eles melhoram a resistência mecânica através de um processo conhecido como endurecimento por precipitação, que ocorre durante o aquecimento e o subsequente resfriamento pela formação de precipitados na matriz dendrítica rica em alumínio. A melhora dessa propriedade depende da temperatura e do tempo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Dentre os tratamentos térmicos aplicados em ligas de alumínio destaca-se o tratamento térmico T6, o qual consiste em: (I) tratamento térmico de solubilização que tem como finalidade dissolver certas fases intermetálicas, tais como o Mg_2Si , encontrado na microestrutura final da liga Al-Si-Mg, e modificar a morfologia do silício eutético de lamelar

para fibrosa ou esferoidal; (II) têmpera, com resfriamento rápido, geralmente até à temperatura ambiente, para se obter uma solução sólida supersaturada, e (III) endurecimento por envelhecimento, para provocar a precipitação a partir da solução supersaturada à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura elevada (envelhecimento artificial). Investigações sobre os efeitos da taxa de resfriamento e da microestrutura dendrítica na eficácia do TT-T6 são escassos na literatura, ou quase nada se conhece acerca de estudos sobre este tema, especialmente para ligas multicomponentes solidificadas na direção horizontal (CLOSSET; GRUZLESKI, 1982; BACKRUD; CHAI; TAMMINEM, 1990; PARAY, 1992; DAVIS, 1994; OUELLET; SAMUEL, 1999; PEDERSEN; ARNBERG, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; OGRIS et al., 2002; TOTTEN; MACKENZIE, 2003; CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; TASH et al., 2007; LOPES, 2008; AMMAR et al., 2001; LIMA, 2012; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; BARBOSA et al., 2019).

No campo do estudo das microestruturas brutas de fundição e sua correlação com a resistência à corrosão, as diferenças entre componentes de fases, heterogeneidades microestruturais tais como precipitados, segregação de impurezas interdendríticas, concentrações localizadas de soluto, podem influenciar no comportamento da resistência à corrosão, pela influência direta do arranjo da microestrutura ou da formação de uma camada de óxido (OSÓRIO et al., 2002; 2003; 2004; 2005; 2007; 2011 a; 2011 b; 2011 c; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; GARCIA 2007; ARES et al., 2012; SOARES et al., 2017). Segundo Osório (2002; 2003; 2004; 2005; 2007; 2011a; 2011b; 2011c), esses fatores são relatados de forma dispersa na literatura, porém exibem prováveis hipóteses, não explicitando uma relação mais concisa entre parâmetros do processo de produção da superfície modificada, estrutura e resultados de resistência à corrosão eletroquímica, portanto, percebe-se a existência de uma escassez de compreensão sobre este assunto.

Convém destacar que a indução e motivação da presente investigação, especificamente no campo da conformação por processos metalúrgicos, é o estudo do fenômeno da solidificação em metais e ligas e correlação com tratamento térmico, em especial à uma liga de alumínio de grande aplicação nas indústrias automobilística, naval e aeroespacial, pois é evidente a sua importância já que, com exceção de peças sinterizadas, todos os metais passam em alguma etapa de seu processamento por fusão e solidificação, seja na fabricação de peças fundidas em moldes com a forma desejada ou na produção de lingotes para posterior conformação e processamento térmico (BOUCHARD; KIRKALDY, 1997; GÜNDÜZ;

ÇADIRLI, 2002; FERREIRA et al., 2003; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; SPINELLI et al., 2004; ROSA, 2007; ARAÚJO et al., 2016).

Neste contexto, em face da necessidade de estudos mais aprofundados sobre os efeitos dos parâmetros térmicos e estruturais durante a solidificação horizontal na eficácia dos tratamentos térmicos bem como à resistência à corrosão de ligas ternárias à base de alumínio, pretende-se com este estudo aprofundar investigações desta natureza na liga Al-7%Si-0,3%Mg. Finalmente, é fato que a região amazônica, especialmente o Estado do Pará, aloja em seu vasto e diversos ecossistemas uma das maiores reservas mundiais de minérios de materiais metálicos, com destaque a cadeia produtiva do alumínio.

1.2 Objetivos

Este trabalho tem como objetivo principal desenvolver um estudo da solidificação horizontal transiente da liga Al-7%Si-0,3%Mg de forma a inter-relacionar variáveis térmicas de solidificação, parâmetros microestruturais, resistência mecânica, tratamentos térmicos e corrosão eletroquímica, além disso, foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos para este trabalho:

1. Estabelecer uma associação matemática que permita correlacionar os parâmetros térmicos de solidificação, tais como V_L e T_R com λ_2 para a liga Al-7%Si-0,3%Mg.
 2. Avaliar a evolução microestrutural bem como a formação e a morfologia de fases intermetálicas na liga Al-7%Si-0,3%Mg(Fe), com auxílio do software *Thermo-Calc* e outras técnicas espectroanalíticas.
 3. Comparar os níveis de microdureza Vickers da liga ternária estudada antes e após a aplicação do tratamento térmico T6.
 4. Investigar o efeito do tempo de envelhecimento na microdureza da matriz rica em alumínio (α -Al).
 5. Investigar a influência dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) e estruturais (espaçamento dendrítico secundário λ_2) de solidificação na resistência eletroquímica da liga Al7%Si0,3%Mg.
 6. Estudar o comportamento mecânico em amostras fundidas e tratadas termicamente da referida liga, por meio do ensaio de tração, correlacionando λ_2 com o limite de resistência à tração (LRT) e alongamento percentual (AL%).
-

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Considerações iniciais

As ligas de alumínio possuem um papel importante na indústria mundial e estão entre as mais consumidas atualmente devido a sua facilidade de se combinar com vários elementos, possibilitando diversificação de ligas, além de suas excelentes propriedades de condutividades elétricas e térmicas, alta resistência à corrosão, baixo ponto de fusão, facilidade de fabricação, alta relação resistência por peso, além de excelente desempenho na maioria das aplicações. Essas ligas têm grande importância em aplicações nas indústrias aeronáutica, automotiva e naval, sendo amplamente utilizadas em peças de maquinários, rodas, estruturas de aeronaves, partes de bombas hidráulicas, equipamentos marítimos, corpo de válvula, caixas de transmissão de automóveis, cárter do motor, caixa do diferencial, bloco de motores, equipamentos de controle de motores entre outros (POIRIER; YEUN; MAPLES, 1987; ASM HANDBOOK, 1992; RIOS; CARAM, 1997; GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002; ROCHA, 2003; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; OSÓRIO, 2004; SANTOS et al., 2005; OSÓRIO et al., 2007 a; 2007 b; 2011 a; 2011 b; 2012; SILVA et al., 2009; CARVALHO et al., 2013; ÇADIRLI, 2013; BARROS et al., 2015; COSTA et al., 2015 a; 2015 b; GOMES et al., 2015 a, 2015 b; ENGIN; BÜYÜK; MARAŞLI, 2016; BARBOSA et al., 2018).

Dentre as ligas de alumínio, existem as que contêm os elementos de liga silício (Si) e magnésio (Mg), compondo as ligas comerciais da série A356, cujas propriedades são melhoradas pela adição destes elementos. O magnésio aumenta a resistência mecânica, a ductilidade e a usinabilidade, além de permitir melhores combinações de resistência mecânica e à corrosão. O silício aumenta a fluidez, reduz a contração volumétrica externa e o coeficiente de expansão, melhora a estanqueidade e a soldabilidade, e aumenta a resistência mecânica ao desgaste e à corrosão (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1976; BOUCHARD; KIRKALDY, 1997; PEDERSEN; ARNEBERG, 2001; OSÓRIO, 2007; 2011 a; 2011 b; ÇADIRLI, 2013; GOMES et al., 2015 b).

Atualmente sabe-se que as condições impostas durante o processo de transformação líquido/sólido, associadas às propriedades termofísicas tanto do material como do molde, afetam diretamente as propriedades mecânicas dos produtos fundidos, entretanto, novas pesquisas estão sendo desenvolvidas no sentido de entender os efeitos de agentes externos, como por exemplo a ação da gravidade, que atuam durante o processo de

solidificação e que por isso interferem na formação das estruturas brutas de solidificação (SPINELLI et al., 2004; SILVA et al., 2011; CARVALHO et al., 2013; ROCHA, 2013; CARVALHO et al., 2014; VASCONCELOS et al., 2014; DIAS FILHO, et al., 2015; BARROS et al., 2015; GOMES et al., 2015; ARAÚJO et al., 2016; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; BARROS et al., 2019). Por isso é de fundamental importância a análise dos parâmetros térmicos durante a transformação líquido/sólido, na determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a na cinética da solidificação, por serem fatores que contribuem para o desempenho do produto final.

As morfologias estruturais apresentam um importante papel no comportamento contra o processo corrosivo dos materiais, por isso foram elaborados trabalhos de âmbito experimental com destaque aos efeitos da estrutura sobre a resistência à corrosão, e trabalhos envolvendo métodos de revestimentos, (PARK; SZPUNAR, 1998, SERÉ et al., 1999) modificação superficial por laser (WATKINS, et al., 1997; DAMBORENEA, 1999), e estudo mais recentes de investigação das influências dos parâmetros térmicos e estruturais de solidificação na resistência à corrosão eletroquímica de ligas binárias e ternárias à base de alumínio (SIQUEIRA et al., 2002; OSÓRIO, 2004; OSÓRIO et al., 2007 a; 2007 b; 2011 a; 2011 b; 2012; DONG, et al., 2014; BERTELLI, et al., 2015; BRITO, 2016; BRITO et al., 2016; PESSOA, 2017; RODRIGUES, 2017; SOARES et al., 2017; ANDRE, 2018; BARROS et al., 2019) e de outros sistemas de ligas (SPINELLI et al., 2004; FERREIRA et al., 2009; SINGH et al., 2012). O comportamento da resistência à corrosão pode ser influenciado pelo arranjo microestrutural ou pela formação de camada de óxido, fatores esses ligados às heterogeneidades microestruturais como precipitados, segregação de impurezas interdendríticas e concentrações localizadas de soluto. Esses fatores não são relatados de forma concisa na literatura, necessitando assim de estudos que relacionem os parâmetros do processo de produção da superfície modificada, estrutura e resultados de resistência à corrosão (OSÓRIO et al., 2002; 2003; 2005; 2007 a; 2007 b; 2011 a; 2011 b; 2011 c; OSÓRIO, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; GARCIA 2007; ARES et al., 2012; SOARES et al., 2017).

Os tratamentos térmicos em ligas de alumínio buscam modificar a estrutura para melhorar resistência mecânica, através do controle do aquecimento e resfriamento, sendo o tratamento térmico T6 aplicado a essas ligas, também conhecido como endurecimento por precipitação, onde o aquecimento e o subsequente resfriamento forma precipitados na matriz dendrítica rica em alumínio, endurecendo-a. Para passar por esse processo, a liga deve ter

diminuída a solubilidade sólida de um ou mais constituintes com a diminuição da temperatura, o magnésio nas ligas Al-Si permite que tratamento térmico de endurecimento por precipitação seja possível, e junto com o silício formam a fase Mg_2Si , responsável pelo aumento da resistência mecânica (CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; KIM; HAN; LEE, 2006; TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; LOPES, 2008; OZBAKIR, 2008; AMMAR et al., 2011; MOREIRA, 2011; MANENTE; TIMELLI, 2011; SJÖLANDER, 2011; LIMA, 2012; OLIVEIRA, 2012; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; BARBOSA et al., 2019).

Levando em consideração todos os fatores envolvidos no processo de obtenção das ligas, uma revisão bibliográfica foi realizada com o intuito de agregar o que se tem na literatura até o momento sobre a relação da microestrutura da liga e seus parâmetros térmicos relacionados à solidificação direcional horizontal e tratamento térmico, assim como a influência a resistência à corrosão, a fim de contribuir para que trabalhos experimentais possam ser realizados, conferindo resultados mais concisos a respeito das propriedades das ligas de alumínio amplamente utilizadas na indústria.

2.2 A liga Al-7%Si-0,3%Mg

As ligas comerciais da série A356, especialmente as com os elementos de liga silício (Si) e magnésio (Mg), possuem propriedades melhoradas por causa da adição destes elementos, como a ductilidade, usinabilidade, soldabilidade, resistência mecânica, resistência ao desgaste e resistência à corrosão. São as ligas do sistema ternário Al-Si-Mg identificadas pela *Aluminum Association (AA)* por meio do sistema numérico ANSI (NADCA) – American National Standard Institute e North American Die Casting Association – que classifica as ligas de alumínio de acordo com a sua composição química, elementos de liga predominantes e determinadas combinações de elementos, conforme Tabela 2.1. O primeiro dígito indica o elemento principal, último dígito se referente à forma de fornecimento, sendo .0 para peças fundidas, .1 lingotes fundidos e .2 para lingotes fabricados a partir de alumínio primário. A liga é nomeada com uma letra antes do número para ser diferenciada de acordo com os elementos químicos, sendo a liga A356 diferenciada por ter menor teor de ferro (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1976; SMITH, 1998; GARCIA, 2007; APELIAN, 2009; ÇADIRLI, 2013; PARREIRAS, 2014; GOMES et al., 2015 b; HERNANDEZ; RAMÍREZ; MACKAY,

2017; BARBOSA et al., 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

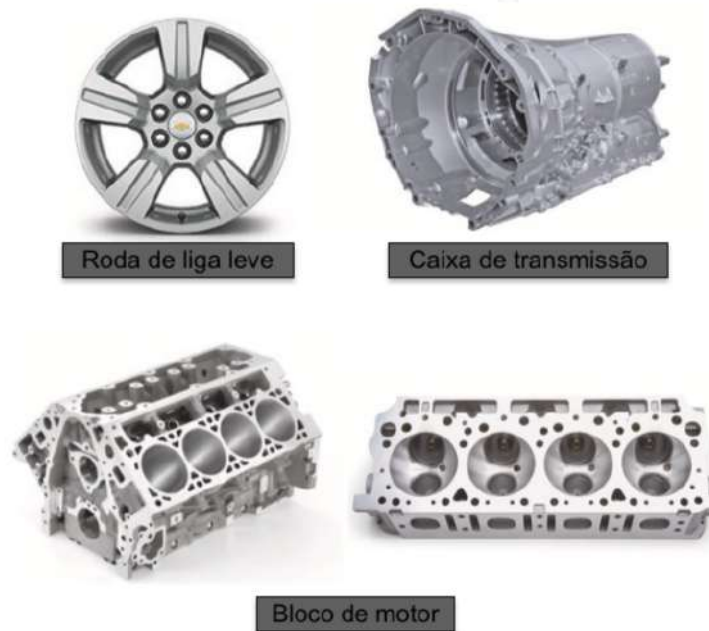
Tabela 2.1 - Sistema de designação de ligas fundidas de alumínio.

Série	Principal elemento ligante
1xx.x	Alumínio não ligado com no mínimo 99,00% de pureza
2xx.x	Cobre
	Silício-Cobre
3xx.x	Silício-Magnésio
	Silício-Cobre-Magnésio
4xx.x	Silício
5xx.x	Magnésio
7xx.x	Zinco
8xx.x	Estanho
9xx.x	Outros elementos
6xx.x	Série não utilizada

Fonte: Smith, 1998.

Outro aspecto de suma importância que desperta o interesse para o estudo dessa liga é a intensa procura pela indústria automobilística e aeroespacial por produtos baseados em ligas leves e, principalmente em ligas de alto desempenho, devido à elevada relação resistência/peso, boa fundibilidade e soldabilidade, excelente resistência à corrosão, boa qualidade superficial, resistência a trincas de solidificação, relativa condutividade térmica e ponto de fusão relativamente baixos, por este motivo é uma liga muito utilizada em rodas, caixas de transmissão, cárter do motor, caixa do diferencial, bloco de motores, entre outros. Na Figura 2.1 a seguir estão representados alguns componentes automobilísticos de aplicação da liga A356 (ASM HANDBOOK, 1992; CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; FURLAN, 2008; MOREIRA, 2011; PARREIRAS, 2014; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; BARBOSA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

Figura 2.1 – Exemplos de aplicações da liga A356.



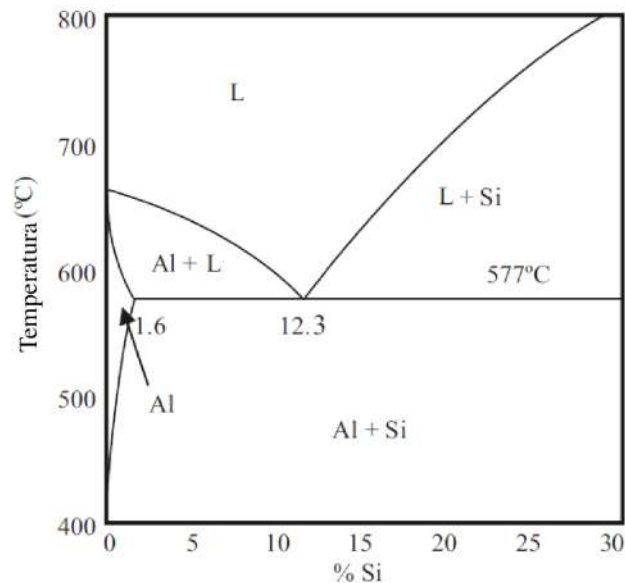
Fonte: Adaptado de Hernandez; Ramirez; Mackay, 2017.

Os elementos de liga podem ser classificados em três tipos: principais, auxiliares e impurezas. Os principais são os elementos em quantidades relativamente grandes, definem a microestrutura e o comportamento mecânico da liga, assim como atuam de forma a controlar a fundibilidade. Os auxiliares são os modificadores microestruturais, atuando de forma a refinar fases primárias, tamanho de grão, modificar a estrutura ou morfologia do eutético ou promover ou suprimir a formação de determinadas fases. E as impurezas são responsáveis por formar fases que diminuem a fundibilidade, ductilidade, aumentam a densidade da liga ou diminuem a efetividade de tratamentos térmicos (ZOLOTOREVSKY; BELOV; GLAZOFF, 2007; APELIAN, 2009).

Para melhor compreensão da liga Al-7%Si-0,3%Mg, considerando o Fe como impureza presente, objeto de estudo deste trabalho, serão abordados cada elemento com as características e contribuições para sua formação. O silício (Si) possui solubilidade sólida de 1,65% em massa no alumínio a 577°C, conforme pode ser observado no diagrama de equilíbrio binário da Figura 2.2. A sua introdução na composição de ligas de alumínio se deve principalmente pela formação do eutético (Al) + (Si) que define propriedades importantes da liga, como a fundibilidade. O silício tende a se solidificar em morfologia acicular, que atua concentrando tensões e auxiliando na nucleação de trincas, sendo assim, em fundições convencionais, alguns procedimentos podem ser aplicados para modificar sua morfologia,

como a modificação por agentes químicos, tratamento térmico ou ambos. O tratamento térmico é o mais aplicado neste caso, pois através da solubilização seguida de resfriamento rápido e envelhecimento natural ou artificial, a morfologia do Si é alterada de acicular para fibrosa ou esferoidal, melhorando a sua ductilidade e propriedades de fabricação de soldabilidade e usinabilidade. A adição de elementos como o Cu, Mg, Mn, Zn, Sr, Ti e B em ligas de Al-Si, visa melhorar a tenacidade à fratura e a resistência à corrosão, aumentando sua faixa de utilização (MONDOLFO, 1976; OULLET; SAMUEL, 1999; DJURDJEVIC et al., 2001; SHABESTARI; MOEMENI, 2004; HEGDE; PRABHU, 2008; SJOLANDER; SEIFEDDINE, 2010; AMMAR et al., 2011; HERNANDEZ; RAMÍREZ; MACKAY, 2017; WU et al., 2018).

Figura 2.2 - Diagrama de fases binário para o sistema Al-Si (entre 0-30% Si).



Fonte: Adaptado de Hernandez; Ramirez; Mackay, 2017.

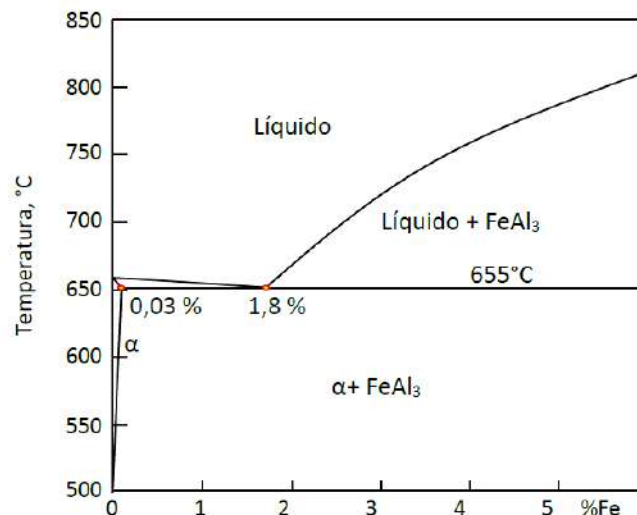
A adição de magnésio na liga além de permitir que a liga seja tratada termicamente, aumenta a resistência mecânica, a ductilidade e a usinabilidade, contribuindo para melhores combinações de resistência mecânica e de resistência à corrosão. O magnésio contido na liga, permite reforçar a matriz rica em Al (α -Al) devido ao endurecimento por precipitação do composto intermetálico Mg_2Si na fase α -Al, durante tratamento térmico (BACKRUD; CHAI; TAMMINEM, 1990; PEDERSEN; ARNBERG, 2001; OZBAKIR, 2008).

Chen et al. (2017) analisaram as inter-relações mútuas entre condições de solidificação, composições e parâmetros de tratamento térmico em ligas Al-7Si-XMg, e os resultados revelaram que a resistência à tração e o limite de elasticidade aumentaram com o

aumento do teor de Mg, enquanto o alongamento diminuiu. Wu et al. (2018) durante a fundição por gravidade e tratamento térmico T6 em ligas Al-7-Si-XMg, também relataram que o aumento no teor de Mg aumenta o limite de elasticidade e a resistência à tração, por outro lado contribuiu para a redução do alongamento.

Além do Si e Mg, outros elementos são naturalmente incorporados, como as impurezas, também afetando as propriedades das ligas, como o ferro (Fe), que se encontra em valores entre 0,02 e 0,15% proveniente do processo de produção de alumínio primário ou do silício comercialmente puro em até 0,6%. O Fe é considerado a principal impureza presente no alumínio primário em percentuais abaixo de 0,2%, e no alumínio secundário até 1%. A sua total remoção não é economicamente viável, por isso deve-se buscar conhecer o seu impacto no comportamento mecânico da liga. O Fe possui baixa solubilidade sólida no alumínio, aproximadamente 0,05% a 655°C, e o seu percentual deve ser mantido o mais baixo possível, pois sua presença promove a formação excessiva de fases secundárias que frequentemente reduzem a conformabilidade, a ductilidade e a resistência à corrosão. A Figura 2.3 apresenta o diagrama binário para o sistema Al-Fe (MONDOLFO, 1976; GUSTAFSSON; THORVALDSSON; DUNLOP, 1986; GUPTA; LLOYD; COURT, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; WANG; JONES; OSBORNE, 2003; SHABESTARI, 2004; DINNIS; TAYLOR; DAHLE, 2005; ZOLOTOREVSKY; BELOV; GLAZOFF, 2007; ZEDAN et al., 2010; AMMAR et al., 2011; MANENTE; TIMELLI, 2011; CHEN et al., 2014; DONG et al., 2014; HERNANDEZ; RAMÍREZ; MACKAY, 2017; CHEN et al., 2017; SOUZA, 2018; WU et al., 2018).

Figura 2.3 - Diagrama de equilíbrio binário para o sistema Al-Fe.



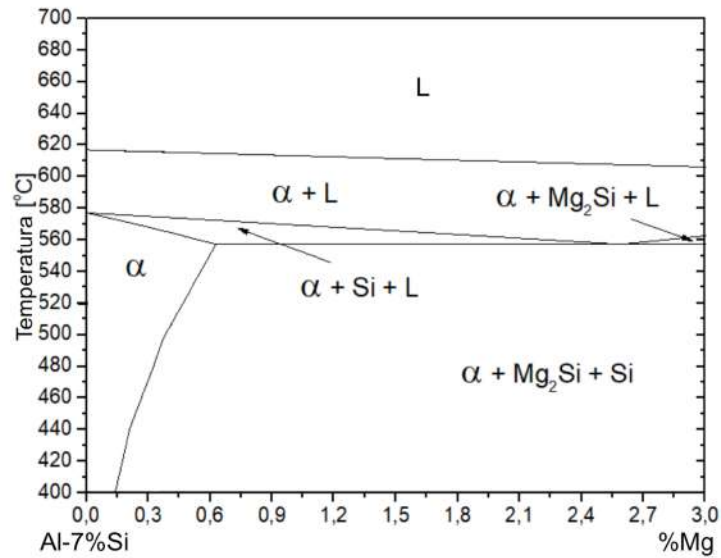
Fonte: Souza, 2018.

O Fe combinado com Al, Si e Mg forma o intermetálico β -Al₅FeSi, uma fase dura com morfologia de plaqueta, sendo muito prejudicial por atuar como concentrador de tensões, ser frágil, suscetível a trincas, e diminuir a permeabilidade interdendrítica, auxiliando na formação de microporosidades, por impedir o preenchimento de metal líquido em espaçamentos interdendríticos. Essa fase não é passível de modificação morfológica por tratamentos térmicos convencionais, mas pode ser alterada através de modificadores químicos que auxiliam na formação de fases menos danosas (TAYLOR; SCHAFFER; STJOHN, 1999 a, 1999 b, 1999 c; WANG et al., 2001; KIM; HAN; LEE, 2006; OZBAKIR, 2008; BARROS et al., 2015; BARBOSA et al., 2018; SOUZA et al., 2018).

O Fe também promove a redução de adesão do alumínio nas paredes de molde sob pressão e maior resistência à contração térmica durante a solidificação, além de aumentar a resistência ao desgaste em ligas Al-Si, efeitos esses benéficos ainda sob investigação por metalúrgicos (DJURDJEVIC et al., 2001; ZOLOTOREVSKIĀ; BELOV; GLAZOFF, 2007; APELIAN, 2009; HERNANDEZ; RAMÍREZ; MACKAY, 2017).

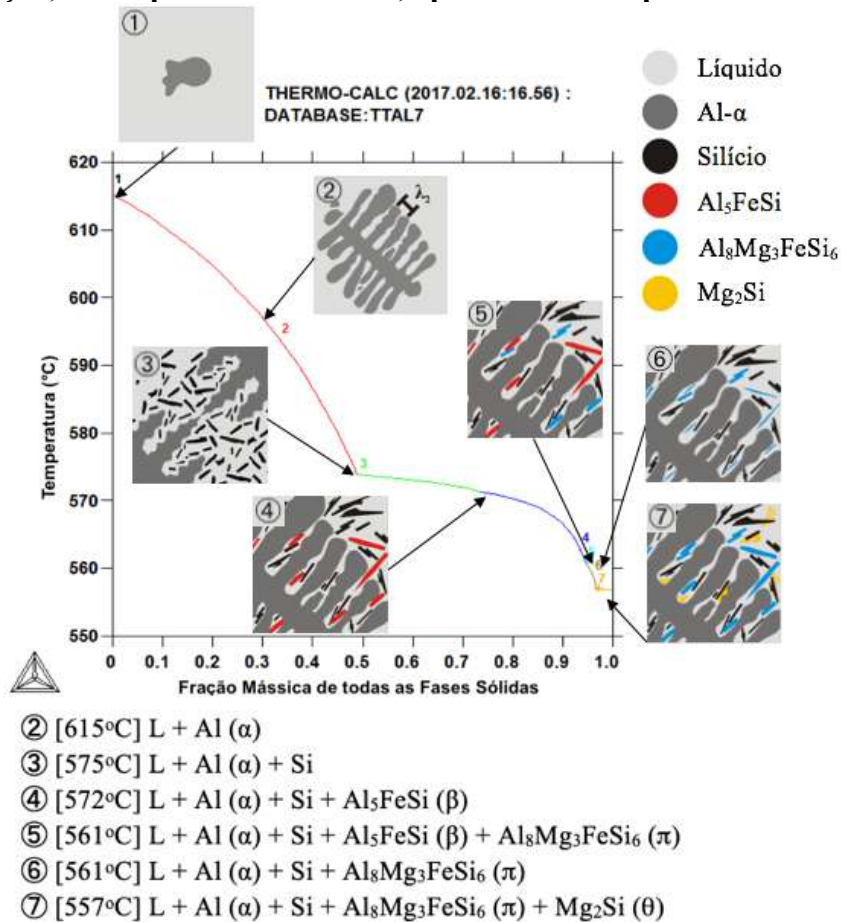
As principais reações de solidificação da liga Al-Si-Mg hipoeutética são a formação de uma rede de dendritas de fase alfa, formação de células eutéticas (fase alfa + Si) e a formação de fases eutéticas secundárias como o Mg₂Si e fases intermetálicas de ferro, como pode-se observar através das Figuras 2.4 e 2.5, onde o diagrama pseudo binário de equilíbrio de fases e caminho de solidificação da liga Al7%Si-XMg são apresentados. A Figura 2.5 é uma representação esquemática da microestrutura formada durante a solidificação, pela qual pode ser observada que a microestrutura final obtida imediatamente abaixo da temperatura eutética é formada por uma fase primária dendrítica rica em Al e por uma mistura eutética composta por Al_(α)+Si+ Al₈Mg₃FeSi₆(π) + Mg₂Si_(θ) (BACKRUD; CHAI; TAMMINEM, 1990; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

Figura 2.4 - Diagrama pseudo binário da liga Al7%Si-X%Mg simulado pelo Thermo-Calc.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 2.5 - Caminho de solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg durante o processo de solidificação, obido pelo Thermo-Calc, apresentando esquema da microestrutura.



Fonte: Adaptado de Barbosa et al., 2019.

Estudos têm sido realizados com o objetivo de se estabelecer a influência dos diversos parâmetros térmicos e operacionais envolvidos no processo de solidificação sobre a estrutura resultante, buscando melhorar as propriedades mecânicas e, conseqüentemente o desempenho dos materiais fundidos, por meio do desenvolvimento de procedimentos experimentais e métodos matemáticos de caráter analítico e/ou numérico (GARCIA, 2007; SILVA et al., 2011; NOGUEIRA et al., 2012; ROCHA et al., 2013; CARVALHO et al., 2014; DIAS FILHO et al., 2015; ROCHA et al., 2015; BARROS et al., 2015; COSTA et al., 2015 a; GOMES et al., 2015 a, 2015 b; ARAÚJO et al., 2016).

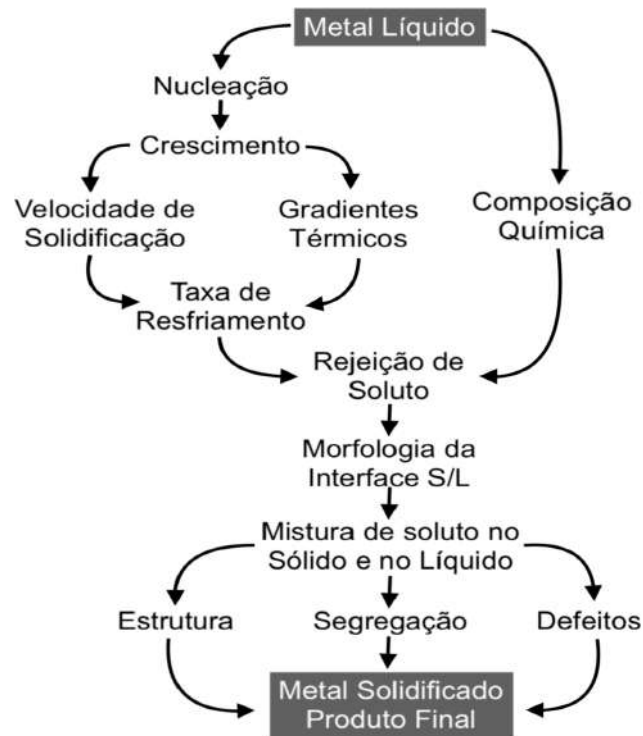
As condições impostas durante o processo de transformação líquido/sólido, juntamente com as propriedades termofísicas tanto do material como do molde, afetam diretamente as propriedades mecânicas dos produtos fundidos, entretanto, novas pesquisas estão sendo elaboradas no sentido de entender os efeitos de agentes externos, como por exemplo a ação da gravidade, que atua durante o processo de solidificação e que por isso interfere diretamente na formação das estruturas brutas de solidificação, e por conseqüência no desempenho do produto final (SPINELLI et al., 2004; SILVA et al., 2011; CARVALHO et al., 2013; ROCHA, 2013; CARVALHO et al., 2014; VASCONCELOS et al., 2014; DIAS FILHO et al., 2015; BARROS et al., 2015; GOMES et al., 2015 a, 2015 b; ARAÚJO et al., 2016).

2.3 Parâmetros térmicos de solidificação

Os parâmetros térmicos relacionados com a cinética do processo de solidificação são o gradiente de temperatura (G_L), velocidade de evolução da isoterma de transformação *liquidus* (V_L) e taxas de resfriamento (T_R), sendo determinantes para a formação da morfologia predominante apresentadas pelas estruturas brutas de solidificação, em escalas macro e microestruturais. As propriedades mecânicas, químicas e de superfície, como resistências à corrosão e ao desgaste, têm forte relação com a composição química da liga e com os parâmetros de processo, tais como os térmicos e a microestrutura do material resultante. Fenômenos ocorridos durante a solidificação de um metal podem ser observados através do fluxograma da Figura 2.6, a análise do processo compreende a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética envolvida na transformação de estado líquido/sólido (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; SILVA, 2007; SILVA et al., 2009; CRUZ et al., 2010; CARVALHO et al., 2013; BARROS et al., 2015;

COSTA et al., 2015 a; DIAS FILHO et al., 2015; GOMES et al. 2015 b; BARBOSA et al. 2018; BARROS, 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

Figura 2.6 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação.

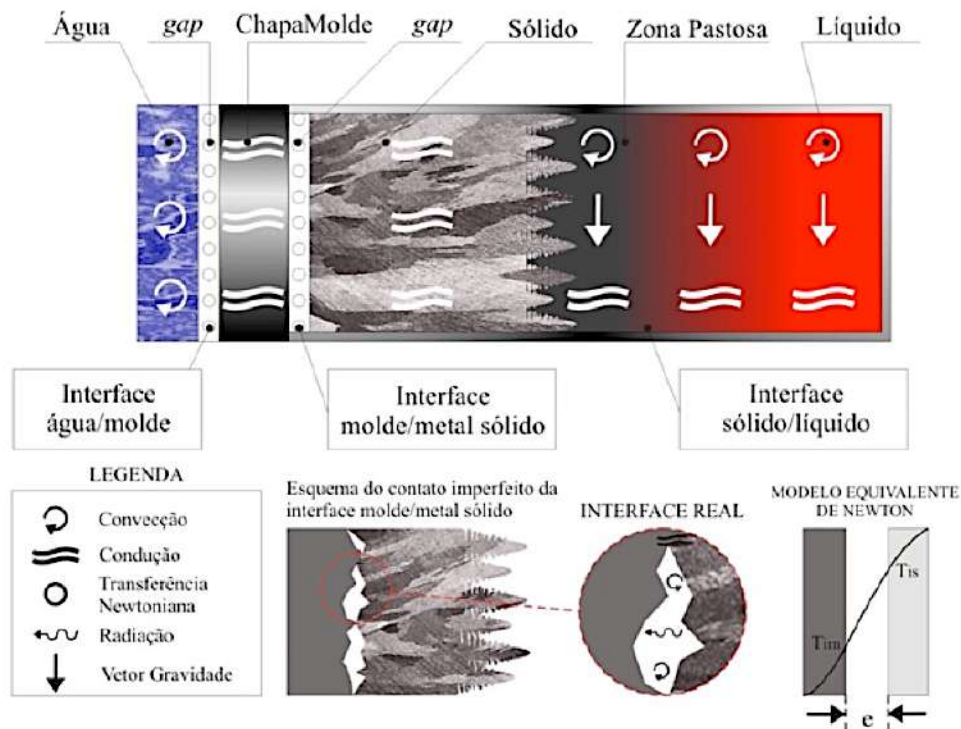


Fonte: Adaptado de GARCIA, 2007.

No estudo experimental dos fenômenos envolvidos na transformação líquido/sólido, a técnica da solidificação direcional é a mais utilizada para a caracterização de aspectos relacionados à macroestrutura, à microestrutura e à análise da segregação de soluto. Além disso, possibilita a produção de diversos componentes, como turbinas, palhetas e direcionadores de fluxo, com grãos colunares orientados numa dada direção ou na forma de monocristal, por direcionar o fluxo de extração de calor obtendo uma estrutura colunar. Os prováveis modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo do processo de solidificação unidirecional horizontal em um molde metálico refrigerado à água, tornando-o um modelo complexo, são: convecção forçada na água, condução no molde, transferência newtoniana na interface molde/metal, condução térmica no metal sólido, convecção e condução térmica no metal líquido e na zona pastosa, como apresentado na Figura 2.7 (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; BARROS et al., 2015; COSTA et al., 2015 a; DIAS FILHO

et al., 2015; BARBOSA et al. 2018; BARROS, 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

Figura 2.7 – Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal.



Fonte: Adaptado de GARCIA, 2007.

Os grupos de estudo relacionados à solidificação unidirecional são os que envolvem a solidificação em estado estacionário de fluxo de calor e os que abordam a solidificação em estado transiente. Na condição estacionária, o G_L e a V_L são controlados de forma independente e mantidos constantes ao longo do experimento, as técnicas de Bridgman/Stockbarger demonstram a determinação de relações quantitativas entre aspectos microestruturais, como os espaçamentos interdendríticos, analisando a influência de cada variável de forma independente e permitindo um amplo mapeamento experimental de parâmetros microestruturais nesta condição de solidificação (GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002; KURZ; FISHER, 1981; TAN & ZABARAS, 2007; TRIVEDI, 1984).

No caso da condição transitória de fluxo de calor, onde o G_L e a V_L variam ao longo do tempo e da posição do metal em solidificação, os efeitos convectivos são mais acentuados devido ao gradiente de temperatura ao longo do processo e à diferença de densidade entre solvente e soluto, além de ter o vetor gravidade. Esta é a condição que está mais presente nos processos industriais, portanto a análise teórica e experimental da influência das variáveis

térmicas sobre os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para os diversos sistemas metálicos assume características de extrema relevância (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; SILVA, 2007; SILVA et al., 2009; SILVA et al., 2011; NOGUEIRA et al., 2012; VASCONCELOS et al., 2014; BARROS et al., 2015; DIAS FILHO et al., 2015; BARROS, 2018).

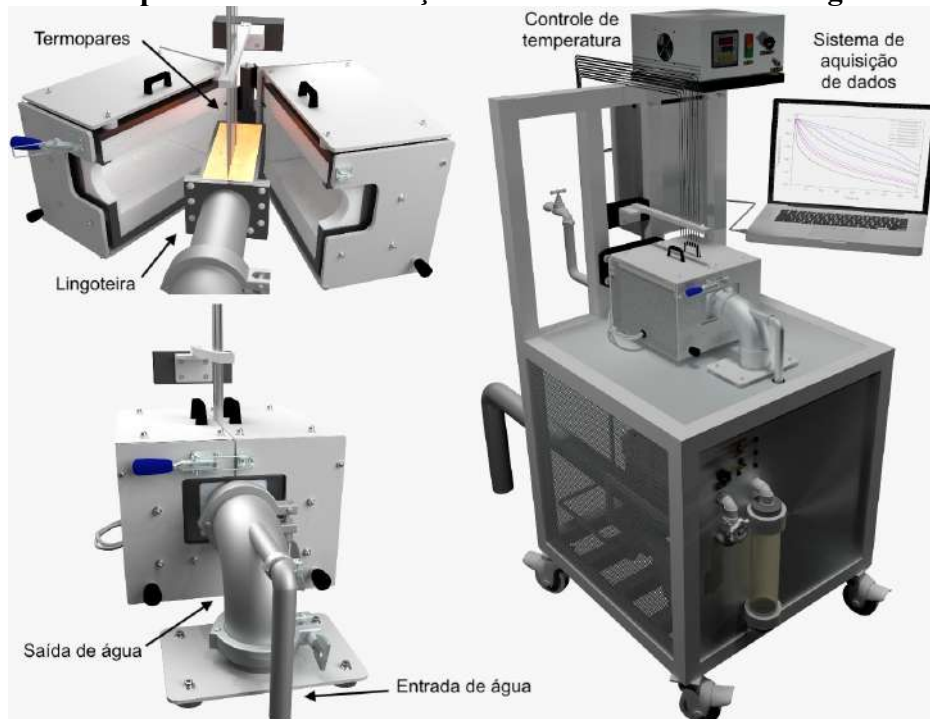
Estudos relacionaram os parâmetros microestruturais com as variáveis térmicas de solidificação em condições transitórias de extração de calor, como Hunt e Lu (1996) e Bouchard e Kirkaldy (1997), assim como Silva et al. (2009), Nogueira et al. (2012), Carvalho et al. (2013), Barros et al. (2015), Costa et al. (2015 a) e Dias Filho et al. (2015) que fizeram experimentos recentemente elaborados para condição direcional horizontal sob mesmas condições de extração de calor para sistemas metálicos binários, e em uma ampla faixa de concentração de soluto.

A direção de extração de calor é um importante fator de análise da solidificação, pois direciona o sentido de avanço da fronteira móvel que separa as duas fases, sólido/líquido, e determinará a configuração do dispositivo, sendo encontrados na literatura dispositivos desenvolvidos para análise da solidificação no sentido vertical, podendo este ser dividido em vertical ascendente (GEYING; LIXIN, 1987; FERREIRA; SIQUEIRA; SANTOS; GARCIA, 2003; ROSA et al., 2008; CRUZ et al., 2010; MOURA et al., 2012; CASTANHO et al., 2014) e descendente (SPINELLI et al., 2004; ROSA, 2007; SILVA et al., 2012), e no sentido horizontal (QUARESMA; SANTOS; GARCIA, 2000; SANTOS et al., 2001; SILVA et al., 2009; SILVA et al., 2011; CARVALHO et al., 2013; BARROS et al., 2015; DIAS FILHO et al., 2015; BARROS, 2018).

Os dispositivos de solidificação horizontais são sistemas complexos, por haver influência do vetor gravidade no sentido perpendicular a extração de calor e o efeito convectivo que costuma causar uma inclinação na morfologia da estrutura, sendo importantes características dessa configuração o gradiente de concentração de soluto e a densidade na direção vertical, isto porque o líquido enriquecido de soluto geralmente decanta à medida que os cristais livres de solvente emergem devido a força de flutuabilidade. É importante ressaltar que é impossível garantir as mesmas variáveis térmicas de solidificação ao longo de diferentes seções horizontais da base ao topo do lingote, já que instabilidades térmicas e diferenças de densidade no líquido irão induzir correntes convectivas que serão diferentes ao longo dessas seções (QUARESMA; SANTOS; GARCIA, 2000; OSÓRIO et al., 2003).

O dispositivo de solidificação horizontal tem a extração de calor realizada a partir de uma chapa molde, em uma das paredes da lingoteira, sendo as outras paredes isoladas termicamente, acarretando uma extração direcional horizontal através de uma câmara refrigerada, normalmente à água, ou por meio de um bloco maciço metálico. Existem duas maneiras de se conduzir este dispositivo: no primeiro modo há o vazamento do metal líquido na lingoteira provocando turbulência, gerando correntes de convecção forçada com intensidades diferentes ao longo do lingote e que levam algum tempo para se dissipar; no segundo modo a liga metálica é fundida no interior da lingoteira, sendo esta aquecida até determinada temperatura, o que permite a total fusão do metal dentro do molde, proporcionando maior estabilidade quanto ao movimento convectivo do metal líquido, na Figura 2.8 está apresentada a forma esquemática deste dispositivo (ROCHA, 2003; SILVA, 2007; SILVA et al., 2009; VASCONCELOS et al., 2014; BARROS et al., 2015; COSTA et al., 2015 a; DIAS FILHO et al., 2015; GOMES et al., 2015 a, 2015 b).

Figura 2.8 – Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água.



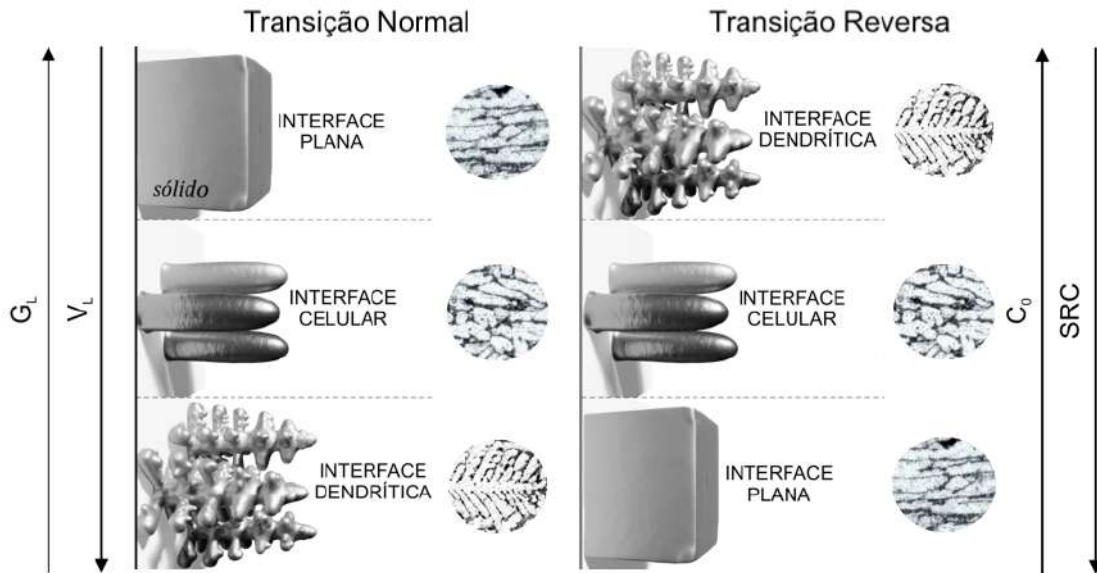
Fonte: Arquivo pessoal.

2.4 Formação da microestrutura

O super-resfriamento constitucional (SRC), importante fenômeno para a formação da microestrutura, é o acúmulo de soluto ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido (S/L), que favorece a nucleação, contribuindo para a instabilidade da interface S/L, pois o líquido na região sob influência do SRC encontra-se instável uma vez que nessa faixa de temperaturas a fase sólida é mais estável que a fase líquida, levando a formação de protuberâncias sólidas que se projetam para o líquido super-resfriado até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento. Dependendo do valor do SRC, a instabilidade origina a diferentes morfologias e que, por ordem crescente desse valor, são denominadas na literatura por: planar, celular e dendrítica (GARCIA, 2007; BARROS et al., 2015; COSTA et al., 2015 a).

Quando há a diminuição do gradiente térmico G_L e um aumento da velocidade da interface V_L , uma transição morfológica ocorre, diminuindo a razão G_L/V_L , pois há o aumento da região do SRC, causando mudanças nas características da célula, na mudança da morfologia da estrutura de planar a dendrítica, a direção cristalográfica preferencial passa a exercer um efeito predominante, sendo o crescimento desviado para esta direção preferencial, dando início a formação de ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próximas ao fluxo de calor e com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos primários, muito bem conhecida na literatura por transição normal ou regular. Por outro lado, Dias et al. (2015) e Azevedo et al. (2018) encontraram em seus experimentos uma forma de transição reversa de morfologia nas microestruturas investigadas, onde as microestruturas observadas foram de celular para altas taxas de crescimento e resfriamento e dendrítica para menores valores de V_L e T_R . Ambas as transições podem ser observadas pelo esquema apresentado na Figura 2.9 (CHALMERS, 1968; FLEMINGS, 1974; KURZ; FISHER, 1992, HUNT e LU, 1996; TRIVEDI; LIU; SIMSEK, 2001; DING; TEWARI, 2002; GARCIA, 2007; DIAS et al., 2015; AZEVEDO et al. 2018).

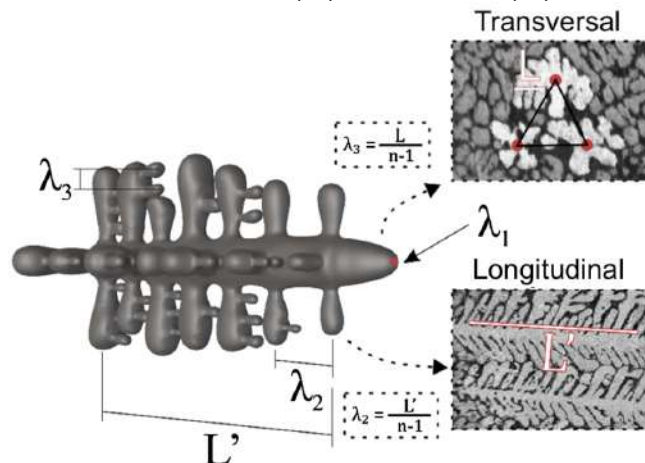
Figura 2.9 – Condições de transição planar a equiaxial dendrítica.



Fonte: Arquivo pessoal.

A microestrutura predominante na maioria das condições em que o processo de solidificação ocorre é a morfologia dendrítica, sendo a medida do espaçamento interdendrítico o modo utilizado para caracterizar quantitativamente, que são os espaçamentos entre os braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3), utilizados para avaliar os efeitos das variáveis térmicas de solidificação sobre a microestrutura formada. Na Figura 2.10 estão indicadas esquematicamente a forma como são quantificados λ_1 , λ_2 e λ_3 na microestrutura dendrítica, bem como duas micrografias com representações de técnicas para obtenção das medidas destes parâmetros microestruturais, onde L é a distância entre centros de braços dendríticos e n é o número de braços (GARCIA, 2007).

Figura 2.10 – Esquema representativo dos espaçamentos interdendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).



Fonte: Azevedo et al., 2018.

A determinação das condições de resfriamento que favorecem a obtenção de materiais com espaçamentos menores é importante, pois microestruturas dendríticas refinadas permitem uma distribuição mais uniforme de partículas de segundas fases, porosidade e inclusões, proporcionando propriedades mecânicas superiores, como a dureza, limite de resistência à tração, limite de resistência à fadiga, entre outros (OSÓRIO et al., 2003; GARCIA, 2007; BARROS et al., 2015; BARBOSA et al. 2018; BARROS, 2018; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019).

No que se refere a estudos teóricos sobre os espaçamentos dendríticos secundários somente o modelo proposto por Bouchard e Kirkaldy (1997) foi elaborado para solidificação sob condições de extração de calor em regime transiente e restrito às ligas binárias. Outros modelos foram propostos para ligas binárias (OKAMOTO; KISHITAKE, 1975; HUNT, 1979; KURZ; FISHER, 1984; 1986; 1989; 1992; TRIVEDI, 1984; HUNT; LU, 1996; BOUCHARD; KIRKALDY, 1997), no entanto, todos reportam a solidificação sob regime estacionário de extração de calor. Quanto às ligas multicomponentes, destaca-se o único modelo matemático que correlaciona λ_2 em função do tempo local de solidificação (t_{SL}) de Rappaz e Boettinger (1999), dado pela fórmula geral $\lambda_2 = 5.5.[M (t_{SL})]^{1/3}$, devidamente validada através de experimentos elaborados pelos autores, e posteriormente em outras investigações através de solidificação direcional horizontal das ligas Al-Si-Cu, pelos autores Costa et al. (2015 a), Gomes et al. (2015 b) e Araújo et al. (2017).

Entretanto, visando contrapor bem como aferir os modelos matemáticos propostos e melhor compreender o comportamento do crescimento dendrítico secundário, investigações experimentais foram desenvolvidas. Nesse sentido, diversos trabalhos foram elaborados correlacionando esse parâmetro com o V_L , G_L , T_R e t_{SL} . Experimentos com ligas à base de alumínio foram realizados por Rocha (2003), Rosa (2007), Barros et al. (2015) e Dias Filho et al. (2015) para ligas Al-Cu, Peres et al. (2004) e Guimarães (2014) para ligas Al-Si, bem como Gomes (2015 b), Araújo et al. (2016) para ligas Al-Cu-Si, e mais recentemente por Magno (2018), Souza (2018) e Lima (2018), propondo à literatura a relação na forma da Equação 2.1.

$$\lambda_2 = C (V_L, G_L, T_R, t_{SL})^a \quad (2.1)$$

Onde, C é a constante que depende do tipo de liga; a é o expoente que tem sido determinado experimentalmente para uma série de ligas; λ_2 , espaçamento dendrítico

secundário; e V_L , a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus, G_L , o gradiente de temperatura; T_R , a taxa de resfriamento; e t_{SL} o tempo local de solidificação.

Na Tabela 2.2 são apresentadas algumas equações experimentais que descrevem o crescimento dendrítico secundário para ligas dos sistemas Al-Cu, Al-Si, Al-Cu-Si, Al-Mg, Al-Cu-Mg e Al-Si-Mg durante a solidificação transiente em dispositivos direcionais de diferentes configurações. Observa-se que o expoente “a” indicado na Equação 2.1 é igual para condições de solidificação em regime transiente de extração de calor, independentemente da direção de crescimento, assumindo valores iguais a $-2/3$, $-1/3$ e $1/3$ para correlação matemática de λ_2 como uma função de V_L , T_R e t_{SL} , respectivamente, os quais estão em perfeita conformidade com o modelo teórico desenvolvido por Bouchard e Kirkaldy (1997).

Tabela 2.2 - Equações experimentais de $\lambda_2=f(V_L, G_L, T_R, t_{SL})$

Sistema Direcional	Referência	Liga	Equação Experimental
Vertical Ascendente Estacionário	Berkdemir e Gündüz (2009)	Al-5%Cu-0,5%Mg	$\lambda_2 = 96,7(V_L)^{-0,32}$
		Al-5%Cu-1%Mg	$\lambda_2 = 81,3(V_L)^{-0,32}$
		Al-5%Cu-2%Mg	$\lambda_2 = 69,2(V_L)^{-0,32}$
		Al-5%Cu-3%Mg	$\lambda_2 = 63,3(V_L)^{-0,32}$
		Al-5%Cu-5%Mg	$\lambda_2 = 58,4(V_L)^{-0,32}$
	Çadirli (2013)	Al-3%Cu	$\lambda_2 = 5,4(G_L)^{-0,39}$ $\lambda_2 = 112,2(V_L)^{-0,46}$
		Al-6%Cu	$\lambda_2 = 1,6(G_L)^{-0,62}$ $\lambda_2 = 73,1(V_L)^{-0,32}$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = 3(G_L)^{-0,48}$ $\lambda_2 = 82,2(V_L)^{-0,39}$
		Al-24%Cu	$\lambda_2 = 0,7(G_L)^{-0,70}$ $\lambda_2 = 35,4(V_L)^{-0,27}$
Vertical Ascendente Transiente	Rocha et al. (2003)	Al-5%Cu	$\lambda_2 = 31(V_L)^{-2/3}$
		Al-8%Cu	$\lambda_2 = 24(V_L)^{-2/3}$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = 22(V_L)^{-2/3}$
	Rodrigues (2007)	Al-5%Mg	$\lambda_2 = 40,5(V_L)^{-0,55}$ $\lambda_2 = 41,1(T_R)^{-0,90}$ $\lambda_2 = 59,8(G_L)^{-0,28}$
Brito et al. (2015)	Al-3%Mg	$\lambda_2 = 12,5(V_L)^{-2/3}$ $\lambda_2 = 28(T_R)^{-1/3}$	

	Costa et al. (2015 a)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = 14,6 (T_R)^{-1/3}$
	Faria et al. (2015)	Al-4%Cu	$\lambda_2 = 28,5 (V_L)^{-2/3}$ $\lambda_2 = 42 (T_R)^{-1/3}$
Vertical Descendente Transiente	Spinelli et al. (2004)	Al-(3, 5 e 8 %)Cu	$\lambda_2 = 35 (V_L)^{-2/3}$
	Brito et al. (2016)	Al-3%Mg	$\lambda_2 = 25,3 (V_L)^{-2/3}$
Horizontal Transiente	Quaresma et al. (2000)	Al-4,5%Cu	$\lambda_2 = 30 (V_L)^{-2/3}$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = 22 (V_L)^{-2/3}$
	Dias Filho et al. (2015)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = 30 (V_L)^{-2/3}$
	Costa et al. (2015 a)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = 54,2 (T_R)^{-1/3}$
	Barros et al. (2015)	Al-8%Cu	$\lambda_2 = 25 (V_L)^{-2/3}$ $\lambda_2 = 46 (T_R)^{-1/3}$
		Magno (2018)	Al-5,5Si-3%Cu
	Souza (2018)	Al-7%Si-3%Cu	$\lambda_2 = 26 (V_L)^{-2/3}$ $\lambda_2 = 50,6 (T_R)^{-1/3}$ $\lambda_2 = 8,1 (t_{SL})^{0,33}$
	Azevedo et al. (2018)	Al-3%Ni-1%Bi	$\lambda_2 = 12,5 (V_L)^{-2/3}$ $\lambda_2 = 24,3 (T_R)^{-1/3}$
		Lima et al. (2018)	Al-7%Si-0,3%Mg

Fonte: Adaptado de Lima, 2018.

2.5 Tratamento térmico em ligas de alumínio

O tratamento térmico é composto por um conjunto de operações que objetivam modificar a estrutura, controlando as propriedades físicas e mecânicas através de aquecimento e resfriamento controlados. Nas ligas de alumínio, os tratamentos térmicos melhoram a resistência mecânica através do processo de endurecimento de precipitação, onde ocorre o aquecimento e o subsequente resfriamento, promovendo formação de precipitados na matriz dendrítica rica em alumínio. A melhora das propriedades vai depender da temperatura e do tempo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

Em ligas não modificadas, as partículas de Si possuem uma morfologia lamelar, que atuam como iniciadoras para a propagação de trinca e têm uma influência negativa na ductilidade, mas essa propriedade pode ser melhorada alterando a morfologia lamelar para uma morfologia fibrosa ou esferoidal, através da imposição de alta taxa de crescimento e resfriamento durante a solidificação, ou pela adição de um produto químico. Fases grosseiras e frágeis como Al_2Cu e Mg_2Si , podem ser formadas durante a solidificação com baixos valores de T_R , promovendo efeitos deletérios sobre as propriedades mecânicas, já o aumento na T_R resulta em microestruturas mais refinadas e, portanto, com melhores propriedades mecânicas, tais modificações são possíveis através do tratamento térmico (COSTA et al., 2016; LIMA, 2018; LIMA et al., 2018; SOUZA et al., 2018).

A padronização dos tratamentos térmicos foi realizada pela AA, observa-se um resumo desses tratamentos didaticamente expostos através da Tabela 2.3 (OLIVEIRA, 2012).

Tabela 2.3 - Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio fundidas.

F	Tal como fabricado; Refere-se à condição resultante após o vazamento, em que não foram realizados controles sobre a velocidade de arrefecimento.
O	Estado recozido; Nos produtos fundidos, indica um recozimento para alívio de tensões e estabilidade dimensional, levando ao estado com menor resistência mecânica e de maior ductilidade.
T1	Envelhecimento natural; O produto é arrefecido desde a temperatura a que é fundido e envelhecido naturalmente até um estado de propriedades mecânicas estáveis.
T4	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural para um estado de propriedades mecânicas estáveis.
T5	O produto é arrefecido desde a temperatura a que é fundido e seguidamente envelhecido artificialmente.
T6	Tratamento térmico de solubilização e seguidamente envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização e seguidamente envelhecimento artificial para um estado de propriedades mecânicas estáveis. Designado também por sobre-envelhecimento.

Fonte: Oliveira, 2012.

Dentre os tratamentos térmicos aplicados em ligas de alumínio, destaca-se o tratamento térmico T6 também conhecido como endurecimento por precipitação, o qual consiste em três etapas: tratamento térmico de solubilização; têmpera com resfriamento rápido, geralmente até à temperatura ambiente; e endurecimento por envelhecimento, podendo ser envelhecimento natural ou artificial. Para que a liga seja passível de tratamento térmico de endurecimento por precipitação deve apresentar um requisito básico, a diminuição

da solubilidade sólida de um ou mais constituintes com a diminuição da temperatura. Como destacado, a adição de magnésio nas ligas Al-Si permite endurecê-las por tratamento térmico de precipitação, o magnésio combina-se com o silício e forma a fase Mg_2Si , a base para o endurecimento por precipitação e responsável pelo aumento da resistência mecânica destas ligas (CLOSSET; GRUZLESKI, 1982; GRUZLESKI, 1990; PARAY, 1992; DAVIS, 1994; OUELLET; SAMUEL, 1999; PEDERSEN; ARNBERG, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; OGRIS et al., 2002; TOTTEN; MACKENZIE, 2003; CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; KIM; HAN; LEE, 2006; TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; LOPES, 2008; OZBAKIR, 2008; AMMAR et al., 2011; MOREIRA, 2011; MANENTE; TIMELLI, 2011; SJÖLANDER, 2011; LIMA, 2012; OLIVEIRA, 2012).

A etapa de solubilização é realizada na temperatura próxima a da temperatura eutética da liga, seu objetivo é dissolver as fases ricas em Mg formadas durante o processo de solidificação, promover a homogeneização dos elementos de liga e alterar as partículas de silício, através do aquecimento no campo monofásico inerente, seguido de um resfriamento rápido, mantendo-se, assim, o estado monofásico à temperatura ambiente, e para isso é necessário estabelecer os parâmetros de temperatura e tempo de permanência. O tempo necessário para o tratamento de solubilização depende da microestrutura da amostra, temperatura aplicada no tratamento, natureza da difusão atômica e morfologia apresentada do silício. Em situações onde as partículas de silício apresentam-se com morfologia fibrosa, o tempo necessário para a completa globularização é reduzido (COUTINHO, 1980; WANG; SHIVKUMAR, 1995; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010).

Na indústria de fundição é normalmente especificado 6 horas de solubilização em $540^{\circ}C$ para a liga A356, entretanto experimentos têm sugerido tratamento de solubilização para a liga A356 de somente 4h em $540^{\circ}C$, e outros ainda demonstraram que o tratamento de solubilização de 50 minutos é suficiente para que o Mg e Si contido na matriz alcançasse nível de equilíbrio máximo de acordo com a composição da liga e suas distribuições se tornassem homogêneas, também suficiente para alcançar 90% do limite máximo de resistência da liga (SHIVKUMAR et al., 1990 a; 1990 b; 1990 c; EMADI et al., 2003; OLIVEIRA; ROCHA, 2014).

O principal requerimento para a duração do tratamento térmico de solubilização, é ser suficiente para dissolver primeiramente as partículas de Mg_2Si formadas durante a fundição, e permitir a difusão dos elementos dissolvidos dentro da matriz de alumínio (FURLAN, 2008;

MANENTE; TIMELLI, 2011; TASH et al., 2007; OZBAKIR, 2008). Modelos matemáticos desenvolvidos indicam que a dissolução do Mg_2Si primário é completa dentro de menos do que uma hora de tratamento de solubilização, a completa homogeneização do intermetálico na matriz rica em alumínio ($Al-\alpha$) acontece para um tempo de tratamento menor que uma hora, indicando que a solução sólida de alumínio é rapidamente saturada de Mg e Si (ROMETSCH; ARNBERG; ZHANG, 1999; PEDERSEN; ARNBERG, 2001).

A têmpera consiste no rápido resfriamento da amostra com o objetivo de manter a solução sólida formada durante o processo de solubilização, não permitindo assim a ocorrência de qualquer transformação de modo a reter a solução sólida supersaturada à temperatura ambiente. Quando uma liga é arrefecida lentamente a partir de temperaturas elevadas, os elementos de liga precipitam e difundem da solução sólida e concentram-se nos contornos de grãos, vazios, em partículas não dissolvidas, discordâncias e outras imperfeições. No tratamento térmico T6 a água é o meio mais utilizado para realização da têmpera, normalmente a $60^\circ C$, mas caso seja necessária uma taxa de resfriamento mais baixa, pode-se utilizar a salmora, óleo, soda cáustica (5% a 10%) e solução de polímeros (SAMUEL; GAUTHIER; SAMUEL, 1996; LI et al., 2003; TOTTEN; MACKENZIE, 2003; TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; OZBAKIR, 2008; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; MANENTE; TIMELLI, 2011; MOREIRA, 2011; LIMA, 2012; OLIVEIRA, 2012; OLIVEIRA, 2014).

A última etapa do tratamento térmico é o envelhecimento, que consiste na precipitação controlada do soluto para formar precipitados dispersos na matriz de $\alpha-Al$. Uma série de precipitações são observadas neste processo, iniciando com a formação de agregados de átomos de magnésio e silício, designados de zonas de precipitação ou zonas Guinier-Preston (GP), que devido à sua instabilidade se decompõem rapidamente em fases metastáveis (β'' , β') e terminando com a formação da fase estável $\beta-Mg_2Si$, o processo pode ser observado pelo esquema da Figura 2.11, a precipitação das zonas GP são formadas por agulhas de aproximadamente 10nm de comprimento, a fase intermediária $\beta''-Mg_2Si$ de precipitação homogênea, a fase intermediária $\beta'-Mg_2Si$ de precipitação heterogênea, e a fase de equilíbrio $\beta - Mg_2Si$ (TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; OZBAKIR, 2008; MANENTE; TIMELLI, 2011; MOREIRA, 2011; LIMA, 2012; OLIVEIRA, 2012; OLIVEIRA; ROCHA, 2014).

Figura 2.11 - Esquema representativo da precipitação da fase β -Mg₂Si durante o envelhecimento.

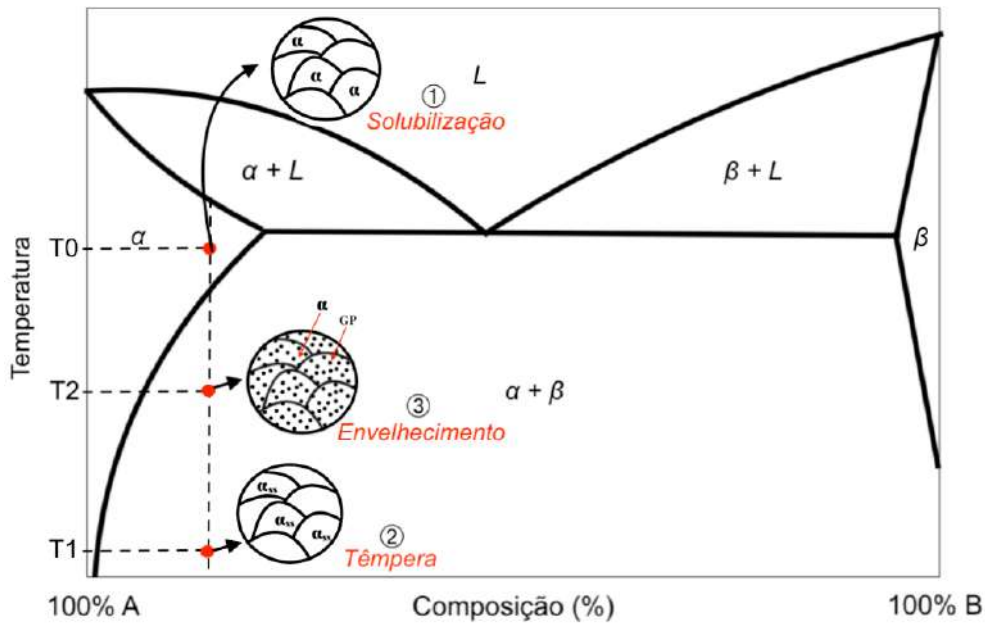


Fonte: Adaptado de Oliveira & Rocha, 2014.

A temperatura de envelhecimento e o tempo de permanência estão intimamente relacionados, sendo o tempo necessário para a formação das zonas GP inversamente proporcional à temperatura de envelhecimento, ou seja, aumentando a temperatura de envelhecimento diminui o tempo necessário para a formação destas zonas (TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; OZBAKIR, 2008; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; MANENTE; TIMELLI, 2011; SJÖLANDER, 2011).

A norma ASTM B917/B917M-2001, substituta da ASTM B597 recomenda para a liga A356 fundida, um tratamento térmico de solubilização de 4 a 12 horas a 540 °C, têmpera em água, e 8 horas de envelhecimento a temperatura ambiente ou de 6 a 12 horas para envelhecimento artificial a uma temperatura de 155°C. Em alguns experimentos na literatura, a mesma temperatura de solubilização é utilizada, mas as temperaturas de envelhecimento geralmente variam entre 185 a 240°C. A Figura 2.12 apresenta todas as etapas envolvidas no TT-T6 e as alterações morfológicas na microestrutura (TASH et al., 2007; FURLAN, 2008; OZBAKIR, 2008; MANENTE; TIMELLI, 2011; OLIVEIRA; ROCHA, 2014).

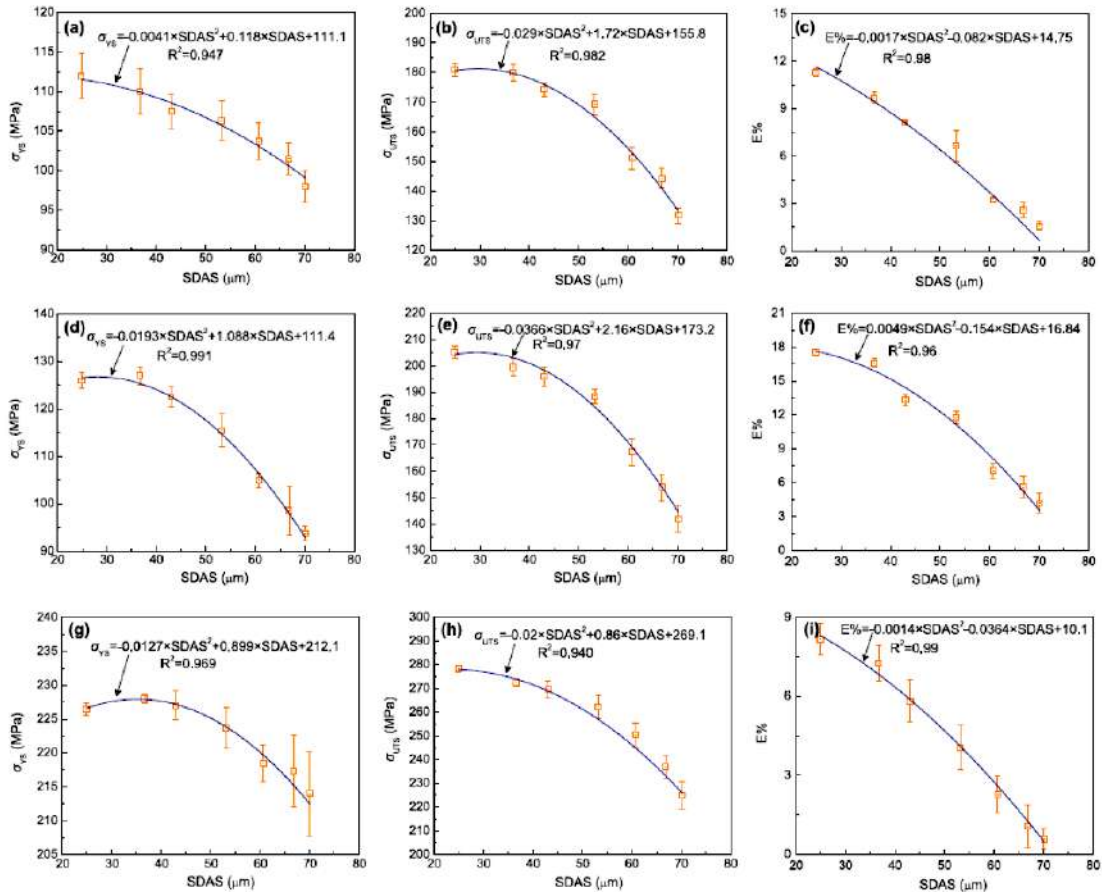
Figura 2.12 - Esquema representativo do TT-T6.



Fonte: Arquivo pessoal.

Chen et al. (2017), Souza et al. (2019 b), Magno et al. (2019), investigaram a inter-relação entre os parâmetros dos processos de solidificação e tratamento térmico T6 para ligas multicomponentes Al-7%Si-(Mg, Cu). Chen et al. (2017) reportaram melhores características microestruturais e mecânicas em amostras da liga Al-7%Si-xMg ($x=0,36\%$, nominal) tratadas termicamente por T6 para condições de solidificação de altas taxas de resfriamento combinadas, obviamente, com menores espaçamentos dendríticos secundários. Segundo os autores, o refinamento da microestrutura de solidificação alterou a morfologia e tamanho das partículas de silício eutético e fases intermetálicas herdando melhores condições para o tratamento térmico T6. Resultados encontrados pelos referidos autores podem ser vistos na Figura 2.13, para amostras fundidas e solubilizadas a 535°C por 2h, e envelhecidas a 180°C por 8h. Como pode ser observado, o tratamento de solubilização contribuiu com um ligeiro aumento nas tensões limite de resistência à tração e escoamento (σ_{YS} e σ_{UTS} , respectivamente) bem como uma melhora no alongamento em comparação com os valores no estado em que foram fundidas. Segundo os autores, essa variação está associada à homogeneização de átomos de soluto e à variação de silício eutético, bem como à dissolução de intermetálicos. Após o envelhecimento, devido à precipitação do composto Mg_2Si ambas tensões σ_{YS} e σ_{UTS} , especialmente σ_{YS} , são significativamente melhoradas, por outro lado, o alongamento diminuiu. Para todos os casos analisados os referidos autores propuseram uma associação matemática das propriedades investigadas como uma função de λ_2 .

Figura 2.13. Propriedades resultantes do ensaio de tensão em função de λ_2 (SDAS) para as amostras: (a – c) fundidas, (d – f) solubilizadas e (g – i) envelhecidas.



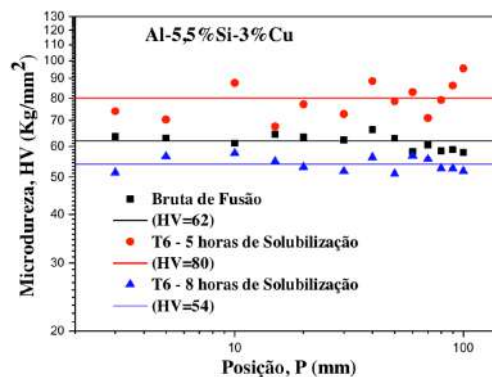
Fonte: Chen et al. (2017)

Souza et al. (2019 b) e Magno et al. (2019) elaboraram experimentos de tratamento térmico de endurecimento por precipitação, tipo T6, nas amostras das ligas Al-7%Si-3%Cu e Al-5,5%Si-3%Cu solidificadas horizontalmente. Magno et al. (2019) consideraram dois tempos de solubilização, 5h e 8h a uma temperatura de $490 \pm 2^\circ\text{C}$ e um único tempo de envelhecimento de 5h a $155 \pm 2^\circ\text{C}$, enquanto Souza et al. (2019 b) estabeleceram um único tempo de solubilização de 3h a $495 \pm 2^\circ\text{C}$ e aplicaram tempos de envelhecimento de 1, 2, 3, 4, 6, 8, 16 e 24h a uma temperatura de $155 \pm 2^\circ\text{C}$.

Magno et al. (2019) encontraram maiores valores de HV para amostras tratadas termicamente com o tempo de solubilização de 5h, como observado na Figura 2.14. Nesse trabalho, os autores não conseguiram estabelecer uma associação matemática de $HV = f(P, T_R, V_L \text{ e } \lambda_2)$, uma vez que os parâmetros térmicos e microestruturais transientes resultantes da solidificação não afetaram os valores de HV ao longo do lingote para ambas condições assumidas. Como explicação para os valores mais baixos de HV encontrados no tempo de

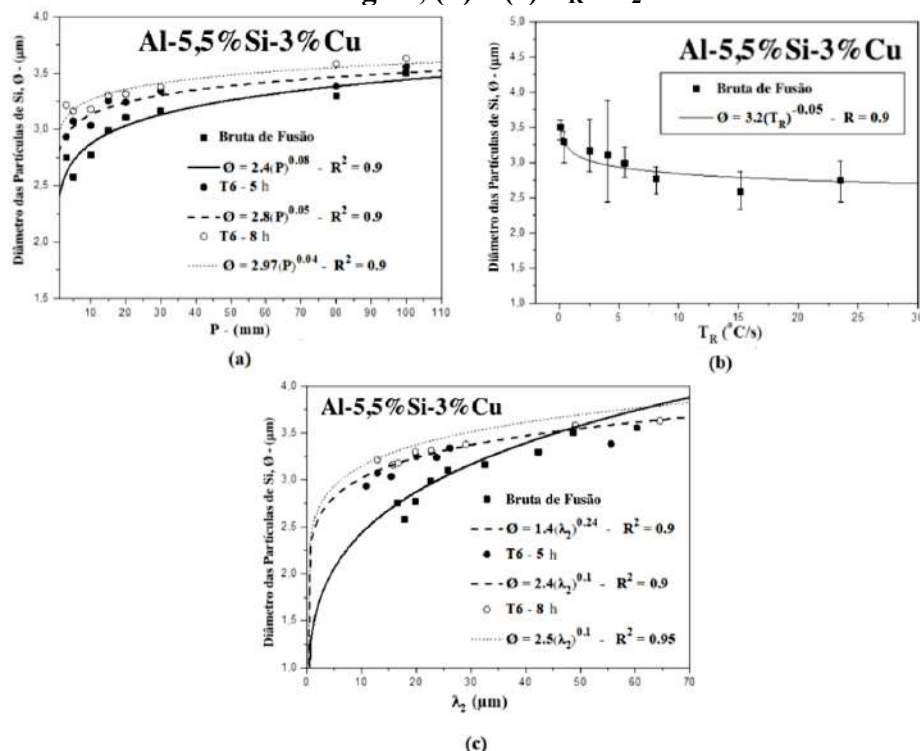
solubilização em 8h, se tem o ligeiro aumento nos diâmetros das partículas de Si esferoidizadas durante essa etapa como pode ser constatado na Figura 2.15. Destaca-se então o estudo sobre as partículas de Si, em ambas amostras fundidas e tratadas termicamente, no qual os autores analisaram as influências dos parâmetros de solidificação e do tratamento de solubilização na morfologia, tamanho e distribuição dos cristais de silício eutético, como pode ser verificado na Figura 2.16. Foi encontrada uma fração maior de Si nas morfologias fibrosa e esférica para maiores valores de V_L e T_R e menores valores de λ_2 , além disso, partículas mais esferoidizadas de Si foram obtidas após o tratamento térmico de solubilização.

Figura 2.14 - Variação de HV com a posição no lingote para amostras fundidas e tratadas por T6.



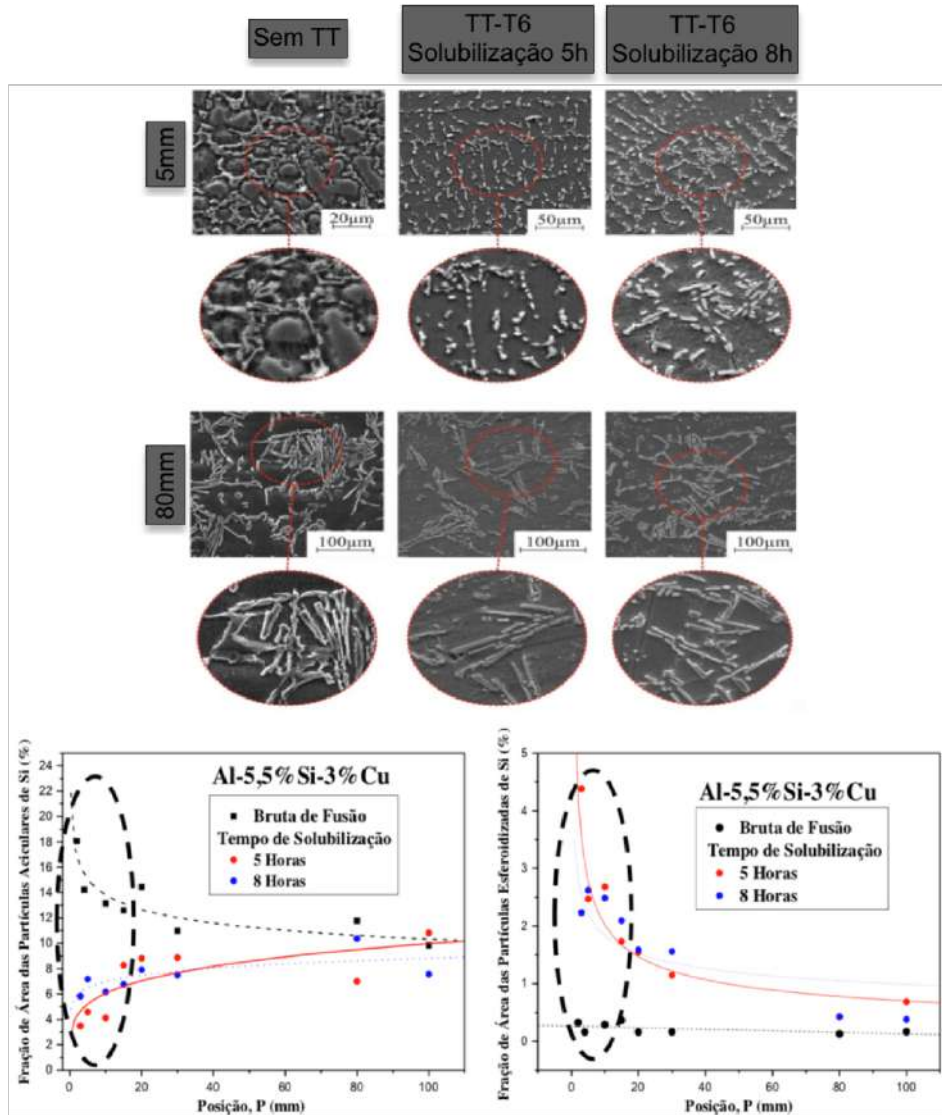
Fonte: Adaptado de Magno et al. (2019).

Figura 2.15 - Associação matemática do diâmetro das partículas de Si com: (a) posição no lingote, (b) e (c) T_R e λ_2 .



Fonte: Adaptado de Magno et al. (2019).

Figura 2.16 - Análise de partículas de Si eutético em amostras solidificadas e tratadas termicamente.

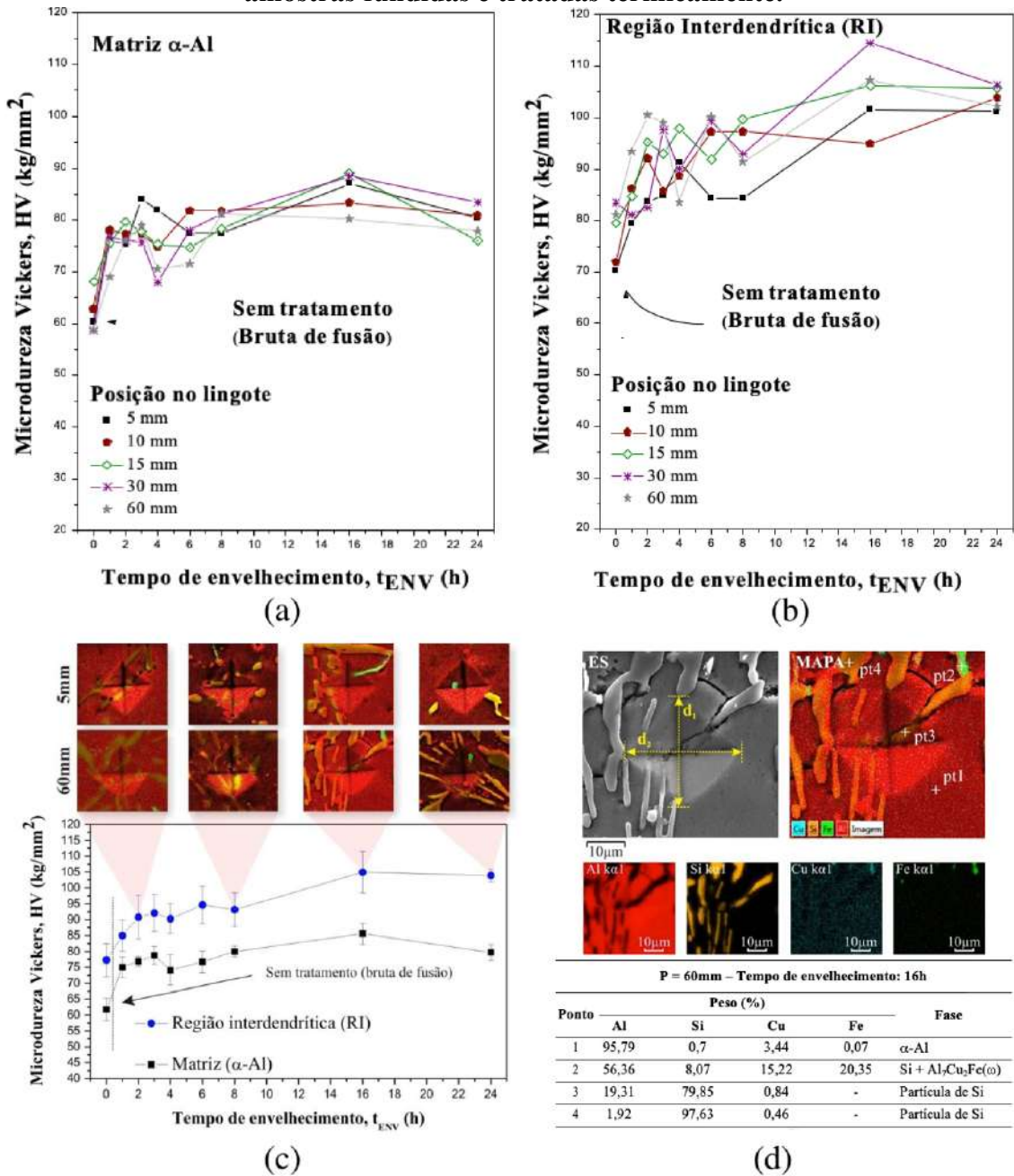


Fonte: Adaptado de Magno et al. (2019).

Souza et al. (2019 b) elaboraram experimentos de solidificação e tratamento térmico T6 com a liga Al-7%Si-3%Cu, visando avaliar a influência do tempo de envelhecimento no endurecimento de precipitação da liga investigada solidificada horizontalmente. Ao analisar os resultados de Magno et al. (2019), nos quais apontam que o HV não sofreu influência dos parâmetros térmicos bem como da microestrutura global ao longo do comprimento do lingote fundido, os referidos autores analisaram o comportamento de HV nas fases ricas em Al e nas regiões interdendríticas de ambas amostras solidificadas e tratadas termicamente, cujos resultados estão apresentados na Figura 2.17. Observou-se o endurecimento da matriz como o esperado (Figura 2.17a), e um aumento de HV nas regiões interdendríticas (Figura 2.17b). Pode-se também observar em ambas regiões investigadas um aumento gradativo de HV com o

aumento do tempo de envelhecimento, alcançando o valor máximo para o $t_{\text{envelhecimento}}=16\text{h}$, depois desse tempo as amostras sofreram uma ligeira diminuição de HV devido ao efeito do sobre-envelhecimento. Outra relevante contribuição desses autores à literatura foi a elaboração de uma associação matemática das médias de HV medida em todas as posições, cujas expressões se encontram apresentadas no interior da Figura 2.17c.

Figura 2.17 - Resultados da variação de HV com o tempo de envelhecimento para amostras fundidas e tratadas termicamente.



Fonte: Adaptado de Souza et al. (2019 b).

2.6 Propriedades mecânicas das ligas de alumínio

As propriedades finais da liga fundida dependem do processo de fundição realizado, dos parâmetros térmicos impostos durante a solidificação, das adições químicas introduzidas para controlar a formação de estrutura eutética, da concentração de soluto, da granulometria da estrutura e dos tratamentos térmicos ao qual a liga foi submetida. O tamanho de grão e sua morfologia, o espaçamento dendrítico, o tamanho e distribuição de fases secundárias correspondem a parâmetros efetivos que controlam as propriedades mecânicas da liga, sendo que essas são substancialmente melhoradas com o refino da microestrutura (ROCHA, 2003; SHABESTARI; MOEMENI, 2004; GUIMARÃES, 2014; VASCONCELOS et al., 2014; BARROS et al., 2015).

A influência dos parâmetros estruturais sobre o comportamento mecânico de um material produzido estimulou o desenvolvimento de estudos capazes de correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas, já na década de 50, quando surgiu a relação proposta por Hall (1951) e Petch (1953), que deduziram uma equação que relaciona o diâmetro do grão com o limite de escoamento ou com a dureza do material, conforme expresso nas equações 2.2 e 2.3.

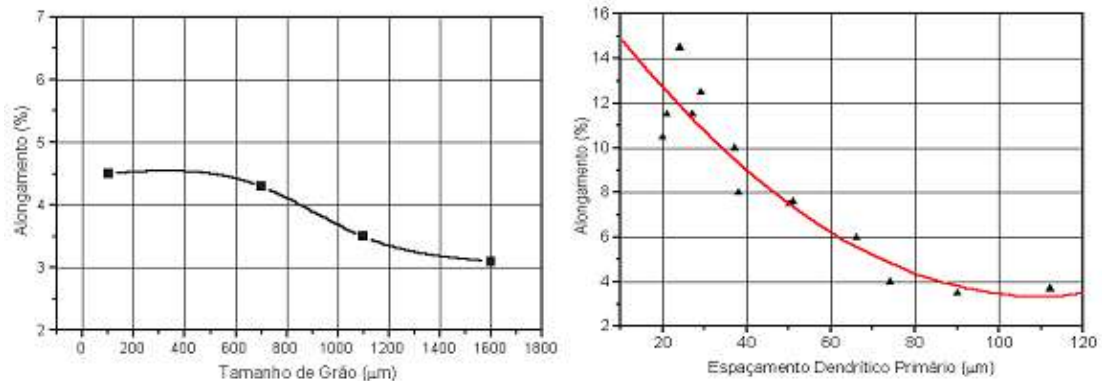
$$H = H_0 + k \times (d)^{\left(-\frac{1}{2}\right)} \quad (2.2)$$

$$\sigma_e = \sigma_i + k \times (d)^{\left(-\frac{1}{2}\right)} \quad (2.3)$$

Onde H é dureza do material; σ_e é a tensão de escoamento; d o tamanho médio dos grãos, e H_0 , σ_i e k são constantes particulares do material obtidas experimentalmente.

Para alguns sistemas metálicos os espaçamentos dendríticos podem ter um efeito mais significativo nas propriedades mecânicas resultantes do material do que o próprio tamanho de grão, pode-se observar isso através da Figura 2.18, que mostra o exemplo de uma liga Al-7%Si, onde a variação do alongamento específico com o espaçamento dendrítico primário é mais acentuada, quando comparada com a curva que descreve a variação do alongamento com o tamanho de grão, ou seja, para esta liga há maior dependência do limite de resistência à tração com espaçamento dendrítico do que com o tamanho de grão (ROOY, 1998).

Figura 2.18 - Variação do alongamento específico em função do tamanho de grão e do espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si.



Fonte: Adaptado de Rooy, 1998.

Então, as Equações 2.4 e 2.5 podem ser modificadas substituindo “d” por “λ” que representa o parâmetro microestrutural médio do material, eventualmente caracterizado pelos espaçamentos dendríticos, passando a ser da seguinte forma:

$$H = H_0 + k \times (\lambda)^{\left(-\frac{1}{2}\right)} \quad (2.4)$$

$$\sigma_e = \sigma_i + k \times (\lambda)^{\left(-\frac{1}{2}\right)} \quad (2.5)$$

Estudos mais recentes avaliaram a variação da microdureza Vickers em função de parâmetros microestruturais de diversas ligas à base de alumínio direcionalmente solidificadas, e propuseram leis experimentais na forma de potência para representar a correlação existente entre HV e λ_2 (KAYA et al, 2008; 2013; ÇARDILI, 2013; BARROS et al., 2015). Guimarães (2014) e Araújo et al. (2016) ao investigarem as ligas Al-Si e Al-Cu-Si, propuseram equações experimentais do tipo Hall-Petch. A Tabela 2.4 apresenta um estudo detalhado das equações matemáticas propostas na literatura que caracterizam a variação de HV em função dos espaçamentos dendríticos.

Tabela 2.4 - Resultados experimentais de $HV = f(\lambda_{1,2,3})$ para ligas à base de alumínio.

Sistema de solidificação	Referência	Ligas	Equações experimentais		
			(HV [kgf/mm ²] e λ_{123} [μ m])		
Solidificação vertical (regime estacionário)	Kaya et al. (2008)	Al-3%Cu	$HV = 525,23(\lambda_1)^{-0.4}$	$HV = 141,55(\lambda_2)^{-0.30}$	
		Al-3%Si	$HV = 198,14(\lambda_1)^{-0.28}$	$HV = 96,83(\lambda_2)^{-0.25}$	
		Al-1%Ti	$HV = 472,06(\lambda_1)^{-0.43}$	$HV = 179,85(\lambda_2)^{-0.32}$	
	Çadirli (2013)	Al-3%Cu	$HV = 307,64(\lambda_1)^{-0.29}$	$HV = 121,15(\lambda_2)^{-0.21}$	
		Al-6%Cu	$HV = 344,31(\lambda_1)^{-0.23}$	$HV = 177,95(\lambda_2)^{-0.20}$	
		Al-15%Cu	$HV = 685,49(\lambda_1)^{-0.25}$	$HV = 219,72(\lambda_2)^{-0.17}$	
		Al-24%Cu	$HV = 810,90(\lambda_1)^{-0.25}$	$HV = 317,61(\lambda_2)^{-0.18}$	
	Acer et al. (2016)	Al-5.5%Zn-2.5%Mg	$HV = 289(\lambda_1)^{-0.28}$	$HV = 170(\lambda_2)^{-0.27}$	
	Solidificação vertical (regime transiente)	Brito et al. (2015)	A-3%Mg	$HV = 91-94.6(\lambda_2)^{-1/2}$	
			A-3%Mg-1%Si	$HV = 17+415(\lambda_2)^{-1/2}-1350(\lambda_2)$	
Silva et al. (2015)		Al-1%Ni	$HV = 21+94.1(\lambda_1)^{-1/2}$		
		Al-5%Ni	$HV = 45+52(\lambda_1)^{-1/2}$		
Canté et al. (2013)		Al-1%Fe-1%Ni	$HV = 21,5+59.5(\lambda_1)^{-1/2}$		
Bertelli et al. (2016)		Al-10%Sn-10%Cu	$HV = 67+84(\lambda_1)^{-1/2}$		
		Al-20%Sn-10%Cu	$HV = 52 + 411,7(\lambda_1)^{-1/2}+84(\lambda_1)$		
		Al-15%Sn-5%Si	$HV = 38 + 45(\lambda_1)^{-1/2}$		
		Al-25%Sn-5%Si	$HV = 32 + 89(\lambda_1)^{-1/2}$		

Sistema de solidificação	Referência	Ligas	Equações experimentais (HV [kgf/mm ²] e λ_{123} [μ m])	
Solidificação horizontal (regime transiente)	Vasconcelos et al. (2014)	Al-5.5%Sn	$HV = 8.2(\lambda_1)^{0.3}$	$HV = 37-1593.6(\lambda_1)^{-1/2}$
	Vasconcelos et al. (2016)	Al-6%Cu	$HV = 204(\lambda_1)^{-0.15}$	
		Al-6%Cu-8%Si	$HV = 3926(\lambda_1)^{-0.6}$	
	Barros et al. (2015)	Al-3%Cu	$HV = 47+147(\lambda_1)^{-1/2}$	
		Al-8%Cu	$HV = 60+270(\lambda_1)^{-1/2}$	
	Carvalho et al. (2018)	Al-9%Si	$HV = 97(\lambda_2)^{-0.25}$	$HV = 41+67(\lambda_2)^{-1/2}$
	Araújo et al. (2017)	Al-5.5%Si-3%Cu	$HV = 18(\lambda_2)^{-0.17}$	$HV = 61+183(\lambda_2)^{-1/2}$
		Al-3%Cu	$HV = 18(\lambda_2)^{-0.15}$	$HV = 41+82(\lambda_2)^{-1/2}$
	Souza et al. (2018)	Al-7%Si-0,15%Fe	$HV = 80-229 (\lambda_3)^{-1/2}$	
		Al-7%Si-0,15%Fe (3%Cu; 0,3%Mg)	HV = 70	
Magno (2018)	Al-5,5Si-3%Cu	HV = 62		

Fonte: Adaptado de Magno, 2018.

Souza et al. (2019 a), ao realizar ensaio de tração para o estado bruto de fusão da liga Al-7%Si-3%Cu, encontrou resultados que mostraram que os valores de λ_2 podem ser utilizados como indicadores para o limite de resistência a tração (LRT) e o alongamento percentual (AL%), pois há correlação entre eles, com maiores valores LRT e AL% para menores valores de λ_2 , conforme aponta a literatura. Em relação ao limite de escoamento (LE) não parece ser afetado de forma significativa por variações de λ_2 . A comparação com os resultados da liga Al-3%Cu mostrou que embora em termos de HV a liga ternária obtenha melhores resultados e não haja grande variação com λ_2 , em termos de LRT isso não é verdadeiro, com a liga binária apresentando um comportamento mais estável a variação de λ_2 que a liga ternária, concluindo que resultados de HV sozinhos podem não ser bons

indicadores para as propriedades mecânicas, sendo importante como ensaios complementares. Quanto à superfície e ao perfil da fratura, a análise qualitativa esteve de acordo com a literatura que aponta que as fraturas de ligas a base de alumínio ocorrem por micro mecanismos de fratura dúctil, com a presença de “*dimples*”. A matriz α -Al deforma-se plasticamente enquanto que o Si eutético, por ser duro e frágil, ocorre por clivagem, o mesmo ocorre para as fases Al_2Cu e intermetálicos de Fe. Para as posições mais afastadas da interface de extração de calor, ou seja, com menores valores de T_R e maiores de λ_2 , as fases secundárias e os intermetálicos aumentam de tamanho e fraturam-se nucleando vazios que tendem a coalescer e eventualmente levam a falha da liga, para estruturas mais refinadas, essas fraturas ocorrem de forma dispersa, retardando assim a falha.

Brito (2016), em experimento com as ligas Al-3%Mg e Al-3%Mg-1%Si, concluiu que tanto a LRT quanto o %AL tiveram seus valores reduzidos com o aumento de λ_1 , sendo os maiores valores de LRT e %AL correspondentes às células mais refinadas para ambas as ligas, estando associado a uma distribuição mais homogênea das fases Mg_2Si e $AlFeSi-(Mg)$. A liga Al-3%Mg apresentou alongamento específico 6x maior se comparada com a equivalente região dendrítica da liga Al-3%Mg-1%Si, e valores próximos de limite de resistência a tração para as duas ligas. A Tabela 2.5 apresenta os resultados encontrados na literatura relacionando o LRT, LE e %AL com a microestrutura obtida.

Tabela 2.5 - Resultados de correlação entre LRT, LE e %AL com λ_1 e λ_2 .

Referências	Liga	LRT/LE (MPa) / %AL / λ_2, λ_1 (μm)
Brito (2016)	Al-3%Mg	LRT = $109 + 119(\lambda_1)^{-1/2}$ %AL = $19 + 119(\lambda_1)^{-1/2}$
	Al-3%Mg-1%Si	LRT = 131 %AL = $-15 + 110(\lambda_1)^{-1/2}$
Chen et al. (2017)	Al-7%Si-0,36%Mg estrutura bruta de fusão	LRT = $-0,029(\lambda_2)^2 + 1,72(\lambda_2) + 155,8$ %AL = $-0,0017(\lambda_2)^2 - 0,082(\lambda_2) + 14,75$ LE = $-0,0041(\lambda_2)^2 + 0,118(\lambda_2) + 111,1$
	Al-7%Si-0,36%Mg TT-T6	LRT = $-0,02(\lambda_2)^2 + 0,86(\lambda_2) + 269,1$ %AL = $-0,0014(\lambda_2)^2 - 0,0364(\lambda_2) + 10,1$ LE = $-0,0127(\lambda_2)^2 + 0,899(\lambda_2) + 212,1$
Souza et al. (2019 a)	Al-7%Si-3%Cu- 0,3%Fe	LRT = $21 + 618(\lambda_2)^{-1/2}$ %AL = $-4,2 + 86(\lambda_2)^{-1/2}$ LE = 18

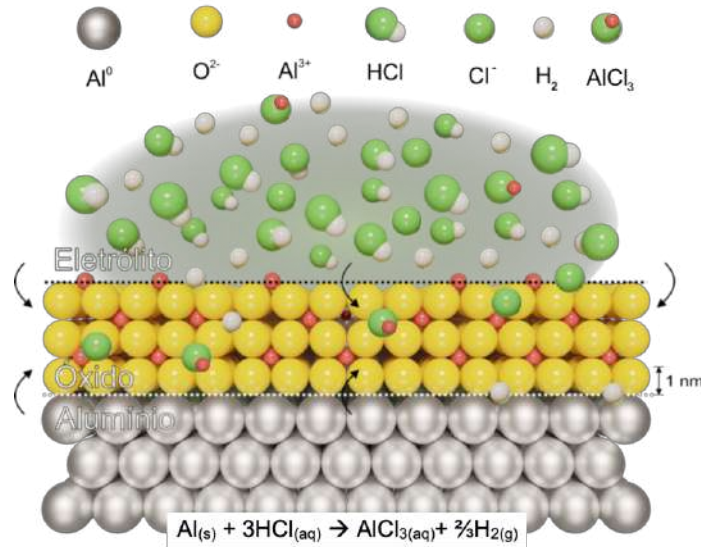
Fonte: Arquivo pessoal.

2.7 Resistência à corrosão eletroquímica da liga Al-7%Si-0,3%Mg

O fenômeno da corrosão é um processo espontâneo que ocorre por meio de ação química ou microbiológica do meio ambiente juntamente ou não aos esforços mecânicos, envolvendo reações químicas heterogêneas ou reações eletroquímicas na superfície de separação entre o metal e o meio corrosivo, sendo a tendência natural do metal de retornar à sua forma mais estável termodinamicamente, formando óxidos, sulfetos ou outros compostos metálicos resultantes da degradação do material. O alumínio, assim como a maior parte dos metais, não existe na natureza sob a forma elementar, sendo instável do ponto de vista termodinâmico. Apesar da sua tendência a sofrer corrosão, este metal conta com um fenômeno chamado de passivação, onde há formação natural de uma camada de filme fino e compacto de óxido de alumina (Al_2O_3) em sua superfície, tornando-o bastante resistente à corrosão na maior parte dos ambientes sob condições atmosféricas normais (LAWRENCE, 1992; SHREIR; JARMAN; BURSTEIN, 1998; STANSBURY; BUCHANAN, 2000; LANDOLT, 2006; SCHWEITZER, 2007; GENTIL, 2011).

A camada passiva de Al_2O_3 é inerte na maioria dos ambientes e resistente à uma grande variedade de agentes químicos, porém é susceptível a soluções de ácido clorídrico (HCl) que são utilizadas em decapagem ácida, um tratamento de superfícies de metais como o alumínio e suas ligas. O HCl é um ácido inorgânico forte, de pH bem baixo e facilmente ionizável em soluções aquosas, ao reagir com o alumínio produz perda substancial do metal através da corrosão, onde os íons cloreto (Cl^-) atacam a superfície do metal formando cloreto de alumínio (AlCl_3) e liberando hidrogênio ($\text{H}_{2(g)}$), como pode-se observar através da representação dessa reação na Figura 2.19 (REZA; KEMAL; MARKEY, 2002; REHIM; HASSAN; AMIN, 2004; SCHWEITZER, 2007; AMIN; REHIM; EL-LITHY, 2010; NATISHAN e O'GRADY, 2014).

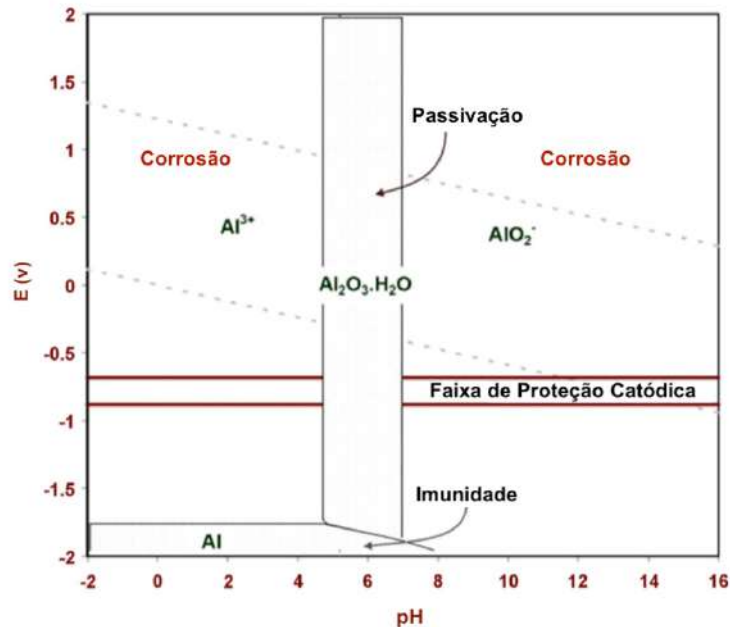
Figura 2.19 – Representação da reação química na superfície do alumínio em HCl.



Fonte: Arquivo pessoal.

No intervalo de pH de 5 a 7 o filme de óxido é estável, com algumas exceções como ácido nítrico e hidróxido de amônio concentrados, o filme irá se dissolver em faixas de pH mais baixas ou mais altas, representado através do diagrama de Pourbaix na Figura 2.20. Dependendo do composto da liga formada, e sua microestrutura obtida, o filme de óxido pode-se tornar não homogêneo, e a falta de homogeneidade causa o aparecimento de pontos fracos, onde nesses pontos poderá levar à corrosão localizada (SCHWEITZER, 2007; GENTIL, 2011; AMIN; REHIM; EL-LITHY, 2010).

Figura 2.20 – Diagrama de Pourbaix do alumínio.



Fonte: Adaptado de Amin; Rehim; El-Lithy, 2010.

Os processos corrosivos podem ser classificados de acordo com a perda de massa e modo de ataque sobre o material, sendo os mais comuns: corrosão uniforme, onde há perda regular da espessura do material; corrosão por pites, ocorre em pequenas áreas localizadas; corrosão galvânica, resultante do contato elétrico de materiais diferentes; corrosão intergranular, que ocorre entre os grãos da microestrutura; e corrosão transgranular ou intragranular, onde ocorre nos grãos da microestrutura (SLUNDER, 1971; SHAO et al., 2003; OSÓRIO, 2004; OSÓRIO, et al. 2005; LANDOLT, 2006; GENTIL, 2011).

O processo eletroquímico da corrosão é dividido em três etapas envolvendo a transferência de elétrons na presença de um eletrólito: (I) processo anódico, onde há passagem dos íons para a solução; (II) deslocamento de elétrons e íons, ocorre transferência dos elétrons das regiões anódicas para as catódicas pelo circuito metálico e uma difusão de ânions e cátions na solução; e (III) etapa do processo catódico, onde há recepção dos elétrons pelos íons ou moléculas da solução. O fluxo de elétrons entre as áreas anódica e catódica quantifica a taxa das reações de oxidação e redução, as reações anódicas ocorrem por meio da remoção de seus elétrons, em quantidade igual ao número de valência do metal, e os elétrons gerados por meio da reação anódica são consumidos na correspondente reação de redução na área catódica. Para que a corrosão do metal ocorra é necessário que os elétrons produzidos na reação anódica sejam consumidos na reação de redução do hidrogênio. Isso é possível quando a densidade de corrente anódica (i_a) de dissolução do metal for igual a densidade de corrente catódica (i_c) de redução do hidrogênio. O potencial intermediário entre os dois potenciais de equilíbrio, o anódico e o catódico, é chamado de potencial de corrosão (E_{CORR}) e a densidade de corrente correspondente a esse potencial é chamada de densidade de corrente de corrosão (i_{CORR}) (LAWRENCE, 1992; PEREZ, 2004; SAKKA; KOZUKA; ALMEIDA, 2005; WOLYNEC, 2003; GENTIL, 2011; SOARES et al., 2017).

Em uma reação eletroquímica em equilíbrio a velocidade de transferência é igual a zero, pois a velocidade das reações anódica (v_a) e catódica (v_c) são iguais, para medir a taxa de corrosão, são necessários esses parâmetros relacionados à densidade de corrente anódica (i_a) e a velocidade (v) do processo corrosivo, por meio da lei de Faraday, demonstrada na Equação 2.6.

$$v = \frac{ia.A}{n.F} \quad (2.6)$$

Onde A é a massa atômica, n é o número de elétrons trocados na reação e F é a constante de Faraday (SAKKA; KOZUKA; ALMEIDA, 2005).

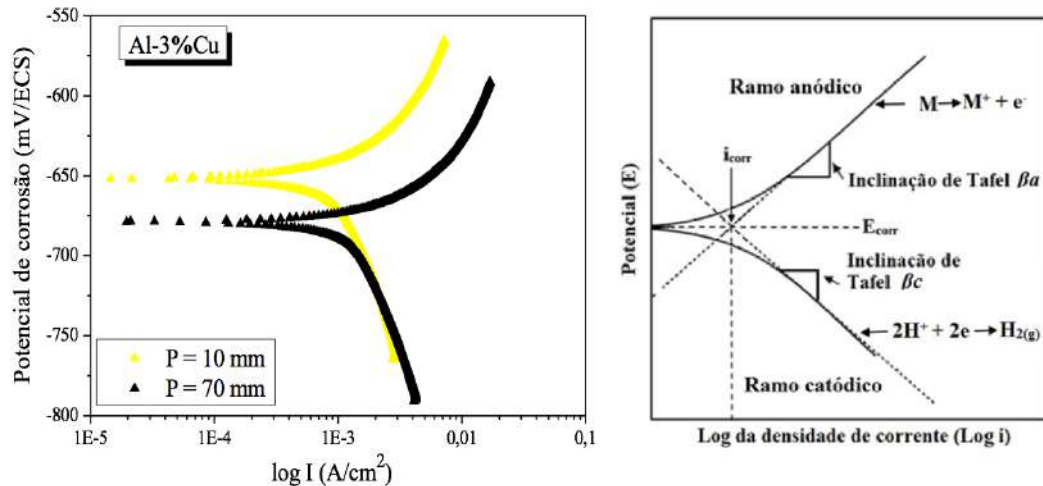
A densidade de corrente não pode ser medida diretamente, uma vez que no equilíbrio a corrente anódica tem valor igual ao da corrente catódica, por isso é necessário que se utilize a seguinte Equação 2.7, onde o sobrepotencial pode ser expresso em função da densidade de corrente.

$$\eta = \beta \log \frac{i}{i_{corr}} \quad (2.7)$$

Onde η corresponde à diferença entre o potencial aplicado (E) e o potencial de corrosão (E_{CORR}), denominado de sobrepotencial ($\eta = E - E_{CORR}$); β é a inclinação de Tafel, i é a densidade de corrente gerada e i_{CORR} é densidade de corrente de corrosão (ASTM G3-89).

A plotagem de Tafel é obtida a partir do logaritmo da densidade de corrente ($\log i$) pelo potencial (E), correspondente a curva do ramo anódico e catódico, essa relação conhecida como lei de Tafel indica que o logaritmo da densidade de corrente varia linearmente para altos potenciais. Na Figura 2.21 é apresentado o método de extrapolação de Tafel, assim como as curvas experimentais de polarização de amostras da liga Al3%Cu, as posições 10 e 70 mm são de amostras solidificadas horizontalmente e representam a distância em relação a base refrigerada, respectivamente. Através da análise dessas curvas pode-se obter informações sobre o comportamento do material em meio corrosivo, e são utilizadas para a determinação da inclinação anódica (β_a) e catódica (β_c), necessárias para obtenção de (i_{CORR}). O potencial de corrosão depende da natureza dos processos anódicos e catódicos, que podem ser modificados por formação ou dissolução das camadas adsorvidas na superfície do metal, alteração morfológica destas camadas, preenchimento de poros e variação da composição da solução ao longo do tempo. O potencial assumido pelo metal tem sua medida realizada em relação a um eletrodo de referência, o monitoramento do potencial de corrosão fornece informações a respeito do desempenho de resistência à corrosão do metal (STANSBURY; BUCHANAN, 2000; TRESEDER, 2002; MCCAFFERTY, 2003; WOLYNEC, 2003; PEREZ, 2004; YUAN et al., 2009; ZHANG et al., 2009; ASTM G3-89; ASTM 102-89; BRITO, 2016; SOARES et al., 2017).

Figura 2.21 - Curvas experimentais de polarização de amostras da liga Al-6%Cu e diagrama de polarização representando o método de extrapolação de Tafel.



Fonte: Adaptado de Soares et al., 2017 e ASTM G3-89.

A polarização potenciodinâmica consiste na imposição experimental do eletrodo estudado ao potencial desejado por meio de uma fonte externa, o potenciostato, responsável por medir a corrente de polarização em função do potencial por meio de um sistema composto por pelo eletrodo de trabalho, eletrodo de referência e um contra eletrodo. Os eletrodos de referência mais comumente utilizados são de calomelano saturado e de Ag/AgCl, o contra eletrodo é feito de um material que normalmente não sofre oxidação eletroquímica como a platina, por manter potencial constante, sendo em relação a esse eletrodo que o potencial do material é obtido (STANSBURY e BUCHANAN, 2000; WOLYNEC, 2003; YUAN et al., 2009).

O comportamento corrosivo de um material é avaliado pela obtenção de parâmetros tais como potencial de corrosão (E_{CORR}), potencial de pite, resistência a polarização e densidade de corrente de corrosão (i_{CORR}). O potencial é onde se atinge o equilíbrio entre as reações anódicas e catódicas, o qual indica a tendência de uma reação eletroquímica ocorrer. Na Figura 2.21, Soares et al. (2017) reportam duas curvas típicas experimentais de polarização potenciodinâmica, obtidas realizando uma varredura linear de potenciais a partir da região catódica e seguindo para valores mais positivos de potenciais, os resultados apontaram a amostra correspondente a posição 10 mm, onde os parâmetros térmicos de solidificação (V_L e T_R) são maiores e, como consequência, resulta numa microestrutura mais refinada, apresentando um comportamento mais nobre em relação a outra curva da posição 70 mm (OSÓRIO, 2004; SAKKA, KOZUKA e ALMEIDA, 2005; BRITO, 2016; SOARES et al., 2017).

Nesse contexto, ao analisar diferentes experimentos eletroquímicos, nos quais buscase a correlação da resistência à corrosão com a microestrutura da liga de alumínio, foram organizados na Tabela 2.6 os resultados experimentais de resistência à corrosão (RC) em diferentes ligas de alumínio. Observa-se que a relação entre RC e microestrutura nas ligas de alumínio não seguem um padrão, por este motivo deve-se analisar mais profundamente as fases secundárias formadas nas ligas multicomponentes de alumínio para entender melhor o processo químico corrosivo em cada uma delas, também é interessante analisar experimentalmente em diferentes meios, como os mais agressivos, para observar as reações no material.

Tabela 2.6 – Resultados experimentais de E_{CORR} e i_{CORR} em ligas de alumínio.

Referências	Meio eletrolítico	Liga	Microestrutura (μm)	E_{CORR} (mV)	i_{CORR} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	RC ($\text{cm}^2/\mu\text{A}$)
Osório et al. (2004, 2007, 2010, 2011a, 2011b, 2012)	0,5 M NaCl	Al-4,5%Cu	$\lambda_2 = 15$	- 678	4,2	0,24
			$\lambda_2 = 45$	- 677	6,55	0,15
		Al-5%Cu	$\lambda_2 = 15$	- 645	1,15	0,87
			$\lambda_2 = 57$	- 620	4,75	0,21
		Al-8%Cu	$\lambda_2 = 61$	- 584	5,36	0,19
			$\lambda_2 = 40$	- 584	4,85	0,21
		Al-10%Cu	$\lambda_2 = 43$	- 597	4,52	0,22
			$\lambda_2 = 13$	- 675	2,36	0,42
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = 11$	- 623	4,52	0,22
			Al-5%Si	$\lambda_2 = 25$	- 697	4,65
		Al-9%Si		$\lambda_2 = 85$	- 715	1,35
			Al-6%Cu-1%Si	$\lambda_2 = 20$	- 724	5,15
		Al-8%Cu-3%Si		$\lambda_2 = 75$	- 730	2,25
			Al-6%Cu-1%Si	$\lambda_2 = 10$	- 620	4,16
		Al-8%Cu-3%Si		$\lambda_2 = 25$	- 630	1,65
			Al-8%Cu-3%Si	$\lambda_2 = 7$	- 631	1,9
Al-5%Ni	$\lambda_2 = 14$	- 638		2,5	0,4	
	0,05 M NaCl	Al-5%Ni	$\lambda_2 = 7$	- 599	3,6	0,28
$\lambda_2 = 16$			- 623	1,5	0,67	

Brito (2016)	0,5 M NaCl	Al-3%Mg- 1%Si	$\lambda_C = 16,2$	- 688	0,1	9,71
			$\lambda_C = 37,6$	- 688	0,1	9,71
			$\lambda_1 = 120$	- 773	0,4	2,24
			$\lambda_1 = 270$	- 802	0,3	3,48
Pessoa (2017)		Al- 0,7%Mg- 0,5%Si	$d = 221,37$	- 668	0,31	3,2
			$d = 457,62$	- 721	2,75	0,36
			$d = 498,35$	- 870	3,95	0,25
Rodrigues (2017)	0,06 M NaCl	Al-5%Cu- 1%Ni	$\lambda_2 = 11$	- 525	0,15	6,66
			$\lambda_2 = 22$	- 522	1,42	0,7
			$\lambda_2 = 33$	- 515	3,25	0,3
		Al-15%Cu- 1%Ni	$\lambda_2 = 32,4$	- 540	0,88	1,13
			$\lambda_2 = 115$	- 548	1,1	0,9
		$\lambda_2 = 198$	- 544	1,2	0,83	
Andre (2018)	0,6 M NaCl	Al-1,2%Nb	$\lambda_2 = 17,07$	- 645	0,4	2,5
			$\lambda_2 = 23,22$	- 667	0,5	2
			$\lambda_2 = 33,33$	- 712	0,6	1,66
		Al-0,8%Nb	$\lambda_2 = 25,51$	- 684	0,31	3,22
			$\lambda_2 = 34,71$	- 692	0,37	2,7
		$\lambda_2 = 49,81$	- 721	0,46	2,17	
Barros et al. (2019)	0,5 M NaCl	Al-3%Cu	$\lambda_2 = 15,56$	- 726	0,34	2,94
			$\lambda_2 = 31,56$	- 697	0,10	10
		Al-3%Cu- 0,5%Mg	$\lambda_2 = 17,33$	- 622	1,59	0,63
			$\lambda_2 = 33,18$	- 630	1,19	0,84

Fonte: Arquivo pessoal.

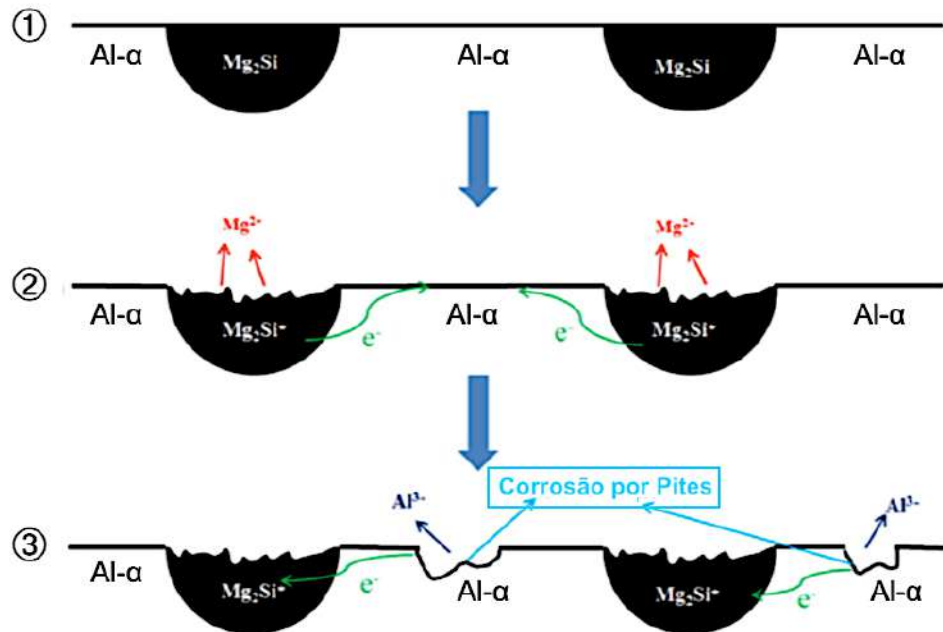
Soares et al. (2017) elaboraram um estudo sobre corrosão eletroquímica em amostras de ligas Al-Cu solidificadas horizontalmente, onde relacionaram os parâmetros térmicos de solidificação horizontal da liga com o potencial de corrosão, verificando que a resistência à corrosão é superior na posição mais próxima à base refrigerada, onde os valores de V_L e T_R são maiores e os de λ_2 menores, sendo que em posições com valores mais elevados de espaçamento dendríticos secundários, as partículas intermetálicas de Al_2Cu são mais susceptíveis à corrosão eletroquímica, e para um valor constante de λ_2 essas partículas são menos resistentes à corrosão na matriz eutética da liga com menor percentual de cobre. Existem diferentes resultados na literatura no que diz respeito ao efeito de λ_2 na resistência à corrosão em ligas metálicas, ou seja, em investigação com ligas Al-Cu e Al-Si solidificadas verticalmente para cima, realizada por Osório et al. (2011 a), verificou-se na liga Al-5%Cu

maior resistência à corrosão para menores valores de λ_2 , no entanto, a liga Al-9%Si teve comportamento contrário, com a diminuição de λ_2 a resistência à corrosão diminuiu. Foi também observado por estudos realizados por Osório et al. (2011 a) e Soares et al. (2017) que partículas intermetálicas Al_2Cu são mais susceptíveis à ação da corrosão do que o alumínio puro. Além disso, também foi relatado pelos autores que no caso da liga Al-Cu, na condição bruta de solidificação, as partículas Al_2Cu foram envolvidas pela fase rica em alumínio (Al- α) na mistura eutética, a qual se comportou como uma proteção contra a corrosão dos intermetálicos, devido os menores espaçamentos interfásicos.

Pessoa (2017) concluiu que após ensaios em célula eletroquímica, amostras da liga Al-Si-Mg retiradas de regiões próximas da interface de transferência de calor do lingote apresentam maior resistência à corrosão, associada a potenciais de corrosão (E_{CORR}) mais nobres e menores densidades de corrente de corrosão (i_{CORR}), quando comparadas com amostras mais afastadas da interface metal/molde. Pessoa (2017) e Soares et al. (2017) associaram esse comportamento em ligas de alumínio às características do arranjo microestrutural e distribuição de fases secundárias em regiões de contornos de grão, os arranjos microestruturais mais refinados estariam associados à distribuição mais uniforme de fases secundárias, como o composto intermetálico Mg_2Si que, por apresentarem caráter anódico em relação à matriz de Al, estabeleceriam característica protetiva à superfície, por outro lado, microestruturas mais grosseiras definiriam distribuição mais concentrada de fases, o que limitaria o comportamento protetivo de Mg_2Si , e destacaria a presença de fase secundária como as intermetálicas de Fe (AlFeSi), que possui potencial catódico em relação à matriz, ocasionando menor resistência à corrosão.

Li et al. 2015 investigaram o comportamento da corrosão de Al-20% Mg_2Si em solução de NaCl a 3,5%, e assim como Zeng et al. (2011), que fizeram estudo propondo analisar o mecanismo de corrosão da fase Mg_2Si e partículas de Si em ligas Al-Mg-Si, concluíram que o Mg_2Si atua primeiramente como ânodo, mas à medida que a corrosão prossegue, a composição do Mg na fase Mg_2Si se reduz e o conteúdo relativo de Si aumenta (Figura 2.22), o que pode levar à conversão da polaridade eletroquímica. O potencial de Mg_2Si move-se para direção positiva devido à dissolução de Mg e enriquecimento de Si, como consequência, o eletrodo de Mg_2Si muda de ânodo para cátodo durante o processo de corrosão, resultando na dissolução anódica de Al- α , apresentando-se como corrosão por pites.

Figura 2.22 – Representação esquemática do processo de corrosão da liga Al-20% Mg₂Si em solução de 3,5% NaCl: 1. A liga original; 2. Dissolução preferencial de Mg e enriquecimento de Si na fase Mg₂Si; 3. Conversão de polaridade eletroquímica entre Mg₂Si e Al- α .



Fonte: Adaptado de Li et al., 2015.

Barros et al. (2019) em investigação da resistência à corrosão eletroquímica, observaram que a liga Al-3%Cu-0,5%Mg é mais suscetível à corrosão do que a liga Al-3%Cu, e em ambas foram encontradas corrosões localizadas tanto nas zonas interdendríticas como na matriz rica em Al- α , concluindo que a presença de partículas de fase Al₂Cu (θ) e Al₇Cu₂Fe (ω) nas regiões interdendríticas induz a interação galvânica entre essas partículas e a matriz adjacente, atuando como cátodo em corrosão localizada, causando a dissolução seletiva da matriz circundante. As partículas de Al₂CuMg (S) podem se comportar como cátodos locais após algum tempo devido ao mecanismo de “*dealloying*” ou corrosão que consiste na remoção do componente eletroquimicamente mais reativo a partir de uma liga. Birbilis e Buchheit (2005) relataram uma caracterização detalhada do comportamento eletroquímico de vários compostos intermetálicos em solução de NaCl, caracterizando eletroquimicamente o Mg₂Si, Al₃Fe, Si, Mg, Al, entre outros, observando que as propriedades de corrosão são afetadas pelas características microestruturais, podendo ser modificadas tanto pela composição da liga quanto pelos parâmetros térmicos aplicados durante a solidificação da liga.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Considerações iniciais

Este capítulo apresenta os materiais, equipamentos e metodologia aplicada envolvidos nas atividades experimentais do presente trabalho, no qual estão descritas a elaboração da liga, a utilização do dispositivo de solidificação direcional horizontal, a obtenção dos perfis de temperatura e posterior determinação das variáveis térmicas de solidificação, bem como os preparos e materiais necessários para a caracterização macro e microestrutural, procedimentos utilizados para o tratamentos térmico T6, quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2), medição da microdureza HV, procedimento do ensaio de tração uniaxial realizado e, finalmente, os procedimentos envolvidos nos ensaios de corrosão eletroquímica. A Figura 3.1 a seguir apresenta o fluxograma com as atividades realizadas.

Figura 3.1 – Fluxograma com as atividades realizadas.



Fonte: Arquivo pessoal.

3.2 Elaboração da liga Al-7%Si-0,3%Mg e procedimento de solidificação horizontal

Nesta etapa foram obtidos dois lingotes da liga investigada, contendo o elemento Fe como impureza, a qual enquadra-se na composição da liga multicomponente A356. A Tabela 3.1 apresenta a composição química dos metais Al, Si e Mg utilizados para a preparação da liga.

Tabela 3.1 – Composição Química (%) dos metais utilizados na elaboração da liga.

Metal	Al	Si	Mg	Fe	Ni	Ca	Ti	Zn	Cu
Al	99.7	0.062	-	0.176	0.006	-	0.009	0.007	-
Si	0.1094	99.596	-	0.3164	0.0102	0.0214	0.0455	-	-
Liga Mg-Al	6.981	0.246	91.877	0.001	0.001	-	-	0.631	0.115

Fonte: Arquivo pessoal.

Para elaboração da liga Al-7%Si-0,3% Mg, foi realizado cálculo estequiométrico, considerando o volume da lingoteira a ser preenchida. A partir dos lingotes dos elementos puros (Al e Si) e da liga base Mg-7%Al foram retirados pequenos pedaços com auxílio da serra de fita, pesados em balança eletrônica analítica de alta precisão. Com o material devidamente pesado, primeiramente os pedaços de alumínio foram colocados em cadinho de carbetto de silício revestido internamente por uma camada de tinta à base de alumina para evitar a contaminação e conduzido ao forno tipo mufla. Em seguida, após a fusão total do alumínio, o cadinho foi retirado do forno e adicionados os pedaços da liga Mg-7%Al, após esses pedaços serem devidamente fundidos no alumínio, o Si foi adicionado. Após a completa fusão de todos os elementos, o cadinho foi retirado do forno para que a liga preparada pudesse ser conferida.

Com o objetivo de aferição preliminar das composições químicas das ligas investigadas, o caminho de solidificação experimental da liga estudada foi obtido por meio de um termopar conectado a um registrador de temperaturas (ALMEMO 2290-8) inserido no líquido que monitorou o resfriamento natural até a temperatura ambiente. Esta técnica experimental possibilitou a obtenção das correspondentes curvas de resfriamento através das quais foi possível comparar os valores de T_L e T_S com aquelas especificadas teoricamente pelo respectivo diagrama de fases obtido pelo software *Thermo-Calc*. Este procedimento está representado através da Figura 3.2.

Figura 3.2 – Processo experimental de obtenção da curva de resfriamento.



Fonte: Acervo GPMET/IFPA.

A composição final da liga foi confirmada por espectrometria ótica, com certa quantidade do material do cadinho vazado em um pequeno molde metálico. O resultado da análise química qualitativa e quantitativa encontra-se apresentado nas Tabela 3.2 obtido através do Espectrômetro de emissão ótica Q4 TASMAN.

Tabela 3.2 – Composição química (%) da liga estudada.

Elementos (%)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	Al
7.235	0.148	0.019	0.035	0.336	0.017	0.0048	0.054	0.0054	0.0069	Bal.

Fonte: Arquivo pessoal.

Após a obtenção da curva de resfriamento, a liga foi introduzida no forno mufla para a refusão completa do material e, por sua vez, o metal líquido foi vazado na lingoteira retangular do dispositivo de solidificação, removível e fabricada a partir de chapa de aço inoxidável com geometria retangular nas dimensões de aproximadamente 60x60x160 mm e 3 mm espessura. O processo de solidificação direcional foi conduzido utilizando-se de um dispositivo de solidificação horizontal refrigerado a água, fabricado pela FORTELAB, tendo com projeto básico, a construção e aferição a partir do dispositivo desenvolvido pela primeira vez por Silva et al. (2011), e mais recentemente aperfeiçoado por Carvalho et al. (2013), o qual se encontra esquematizado na Figura 3.3.

Figura 3.3 - Forno de solidificação horizontal.



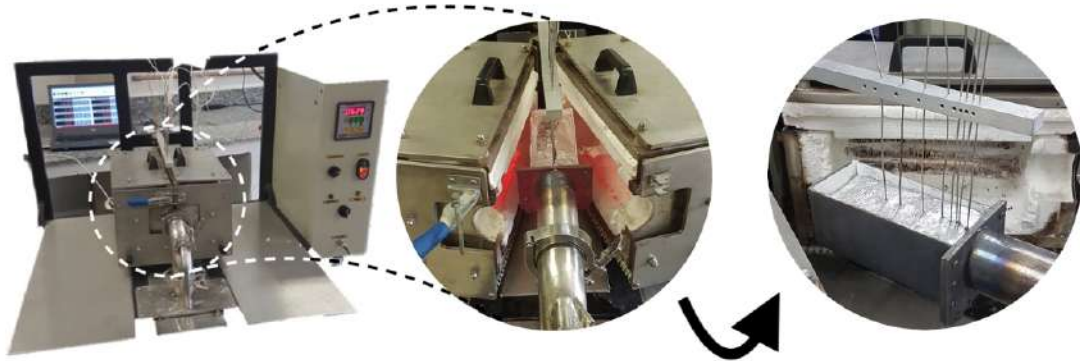
Fonte: Arquivo pessoal.

A extração de calor é realizada por umas das bases da lingoteira através de chapa molde com espessura de 3 mm, sendo a condição de contato térmico na interface metal/molde padronizada por intermédio do polimento da superfície de extração de calor em contato com o tubo de refrigeração. As superfícies laterais internas da lingoteira foram revestidas com camadas de alumina, e o dispositivo possui acoplado à sua estrutura uma haste metálica munida de furos passantes de diâmetros de 2 mm, onde são dispostos os termopares que, previamente conectados ao módulo de leitura e registro *FieldLogger*, realizam as medições de temperatura no metal líquido em diferentes posições em relação à câmara de resfriamento, sendo 6 termopares tipo K (Chromel-Alumel) devidamente posicionados a 2, 10, 15, 20, 30 e 50 mm em relação à interface de transferência de calor.

Após atingido o nível de superaquecimento desejado, a uma temperatura de 677°C , 10% acima da temperatura *liquidus* controlada pelo primeiro termopar (2 mm), as resistências elétricas do dispositivo foram então desligadas e imediatamente acionado o sistema de refrigeração a água. Os jatos do fluido refrigerante, direcionados tão somente a uma das paredes laterais do molde, induziram uma extração de calor no sentido longitudinal do mesmo, ou seja, apenas na direção horizontal. A renovação da água que escoava através da câmara de refrigeração ocorre por meio de canais de entrada e saída de água, sendo o controle do fluxo de fluido de arrefecimento realizado por um rotâmetro. A Figura 3.4 apresenta

detalhes do sistema de entrada e saída da água de refrigeração bem como a haste que direciona e permite o posicionamento dos termopares.

Figura 3.4 - Vazamento do lingote no forno de solidificação direcional horizontal.



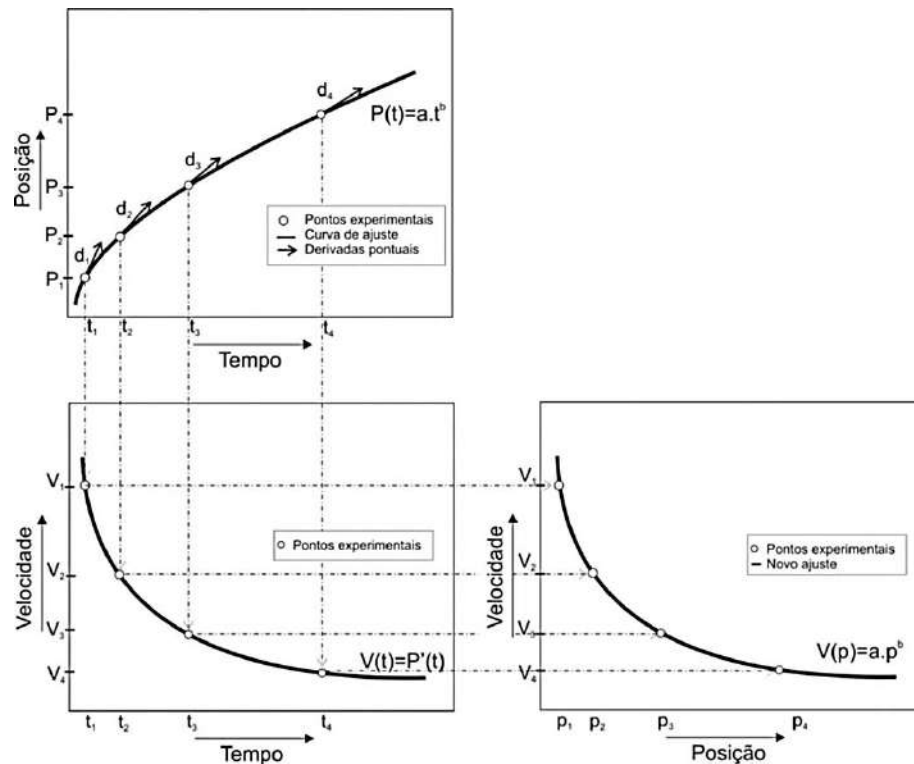
Fonte: Arquivo pessoal.

3.3 Obtenção dos perfis de temperatura e determinação das variáveis térmicas de solidificação

A obtenção das curvas de resfriamento foi realizada por meio do registrador de temperaturas FieldLogger, configurado para registrar um ponto a cada dois décimos de segundo, através de 6 termopares inseridos em posições previamente definidas no metal durante o processo de solidificação. Os tempos de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição dos termopares foram obtidos a partir da obtenção dos perfis térmicos de cada curva, sendo possível a determinação da função que expressa a passagem da isoterma *liquidus* em função do tempo de solidificação. Os resultados dos pares ordenados (P, t) foram então processados no software *Origin Pro 8*, tendo sido gerada uma equação na forma de potência que melhor se ajustou aos pontos experimentais da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo.

A velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) é a velocidade de avanço da ponta das dendritas foi determinada pelas derivadas das funções $P = f(t)$, ou seja, $V_L = dP/dt$, aplicada em cada instante de tempo de passagem da isoterma *liquidus* correspondente a cada termopar. Para obtenção do gráfico de velocidade em função da posição $V_L = f(P)$, foi necessária a substituição da variável tempo pela posição isolando o tempo da equação $P = f(t)$, ou seja, determinação de $t = f(P)$ e posterior substituição na equação $V_L = f(t)$, conforme exemplificado na Figura 3.5.

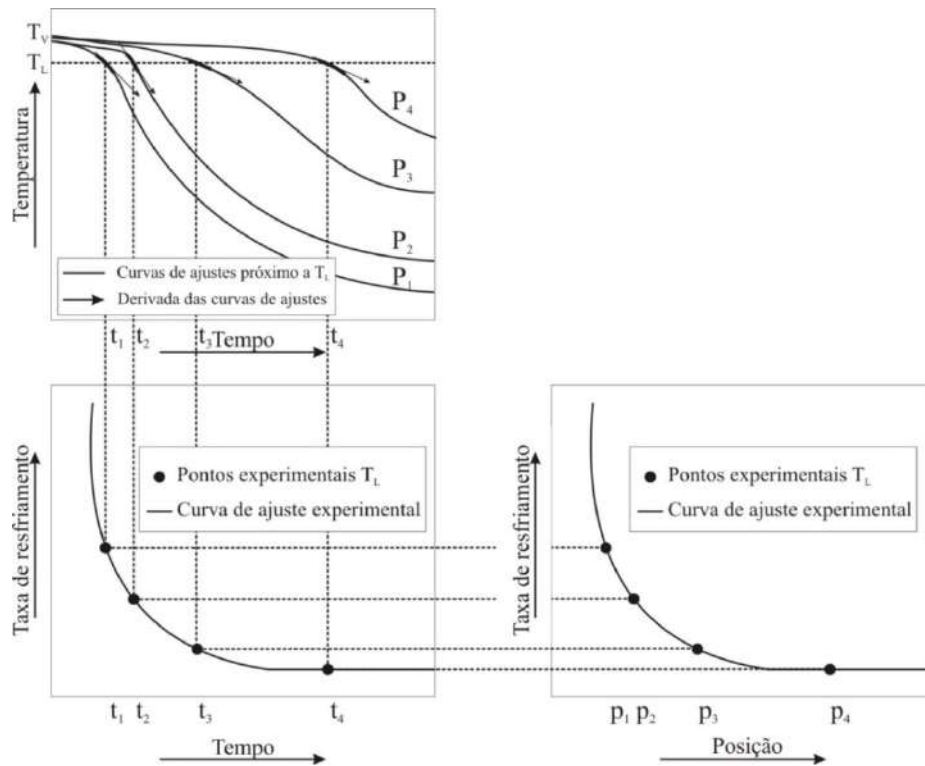
Figura 3.5 - Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição.



Fonte: Brito, 2016.

As taxas de resfriamento (T_R) foram obtidas para cada posição dos termopares a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis de temperatura correspondentes as posições dos termopares. As T_R encontradas, portanto, foram o resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes, isto é, $T_R = \Delta T / \Delta t$ (OKAMOTO; KISHITAKE, 1975; ROCHA, 2003; VASCONCELOS et al., 2014; BARROS et al., 2015; DIAS FILHO et al., 2015; BARROS, 2018; LIMA, 2018; SOUZA, 2018). A Figura 3.6 apresenta, de forma esquemática, o procedimento aplicado para a determinação de T_R .

Figura 3.6 - Sequência para determinação das taxas de resfriamento a partir de dados experimentais.



Fonte: Brito, 2016.

3.4 Caracterização macro e microestrutural

Na Figura 3.7 são observadas as etapas realizadas durante o processo de caracterização macro e microestrutural. Primeiramente o lingote foi cortado ao meio na direção longitudinal, lixado até a superfície ter permitido o ataque químico com solução de Keller (10 ml HF, 15 ml HCl, 25 ml HNO₃ e 50 ml H₂O) para revelação da macroestrutura de solidificação (etapas 1 e 2).

Figura 3.7 - Sequência realizada para preparação dos corpos de prova.



Fonte: Arquivo pessoal.

Em seguida, visando a revelação da microestrutura, o lingote foi cortado em peças menores, nas posições 2, 4, 6, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100 e 110 mm em relação à interface metal/molde, e as amostras embutidas a frio com resina poliéster cristal, então os corpos de prova (CPs) resultantes foram adequadamente identificados correspondentemente a posição do corte, bem como submetidos ao procedimento metalográfico que consistiu de lixamento com lixas de granulação de 100 a 1200 mesh e polimento com alumina e ataque químico por imersão em solução de Keller durante 15 segundos para revelação das microestruturas. Por sua vez os CPs foram analisados por microscopias ótica (Figura 3.8) e eletrônica de varredura (MEV/EDS) (Figura 3.9) para caracterização microestrutural e quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2).

As medidas dos espaçamentos dendríticos foram realizadas utilizando-se o software ImageJ. Considerou-se as seções longitudinais, isto é, paralelas ao fluxo de calor. A técnica adotada para medição de λ_2 se encontra detalhada esquematicamente na Figura 3.10, onde onde L é a distância entre centros de braços dendríticos e n é o número de braços. Os valores de λ_2 foram medidos considerando o procedimento proposto por McCartney e Hunt (1981), que se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entres os braços secundários adjacentes. Foram realizadas em média 20 medidas para cada posição considerada.

Figura 3.8 - Microscópio Ótico.



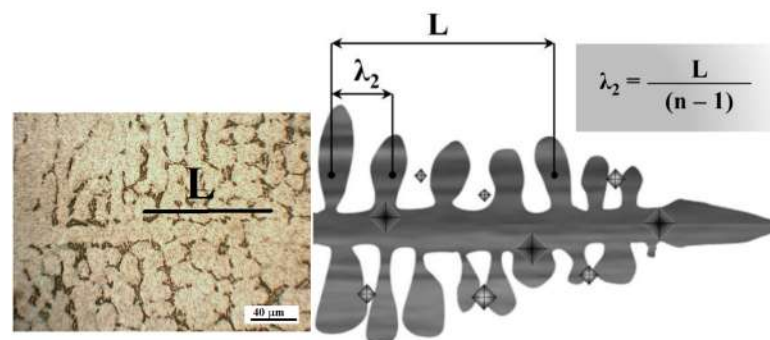
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 3.9 - Microscópio eletrônico de varredura (MEV).



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 3.10 – Esquema representativo da técnica de medição de λ_2 .

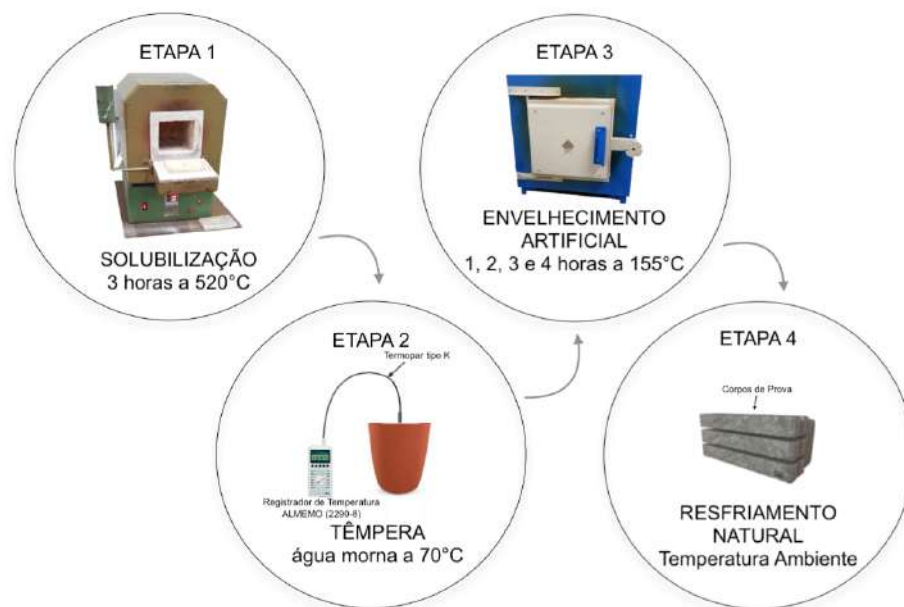


Fonte: Arquivo pessoal.

3.5 Tratamento Térmico T6

Após a solidificação horizontal, parte do lingote resultante foi submetido ao tratamento térmico T6 (TT- T6), cujas etapas estão apresentadas no esquema apresentado na Figura 3.11, planejadas conforme metodologia proposta na literatura, consolidada na Tabela 3.3, bem como conforme padrões estabelecidos na norma ASTM B917/B917M-2001 (PARAY, 1992; OUELLET, SAMUEL, 1999; PEDERSEN, ARNBERG, 2001; CHAUDHURY, WANG, APELIAN, 2004; TASH et al., 2007; LIMA, 2012; SOUZA, 2018).

Figura 3.11 – Representação esquemática das etapas do Tratamento Térmico T6.



Fonte: Arquivo pessoal

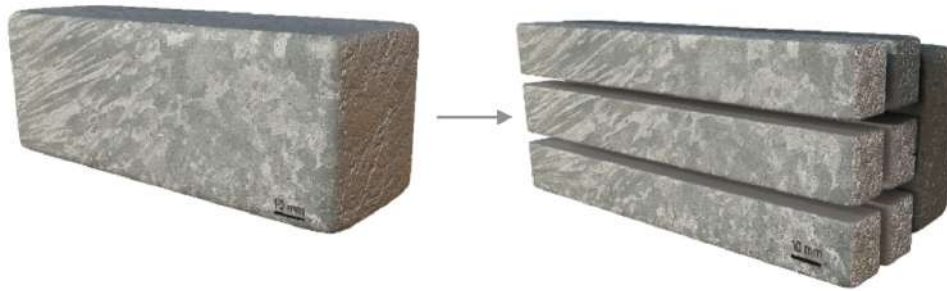
Tabela 3.3. Metodologia efetiva realizada para o tratamento térmico T6.

Liga	Solubilização	Têmpera	Envelhecimento Artificial
Al-7%Si-0,3%Mg	3 horas a 520°C ± 2°C	Água 70°C ± 2°C	Por 1, 2, 3 e 4 horas a 155°C ± 2°C e posterior resfriamento natural

Fonte: Arquivo pessoal.

O esquema de corte e retirada de amostras para a realização do tratamento térmico T6 pode ser observado na Figura 3.12, o qual seguiu recomendações reportadas por Costa et al. (2016).

Figura 3.12 – Lingote inteiro e após corte para retirada de amostras para o tratamento térmico T6.



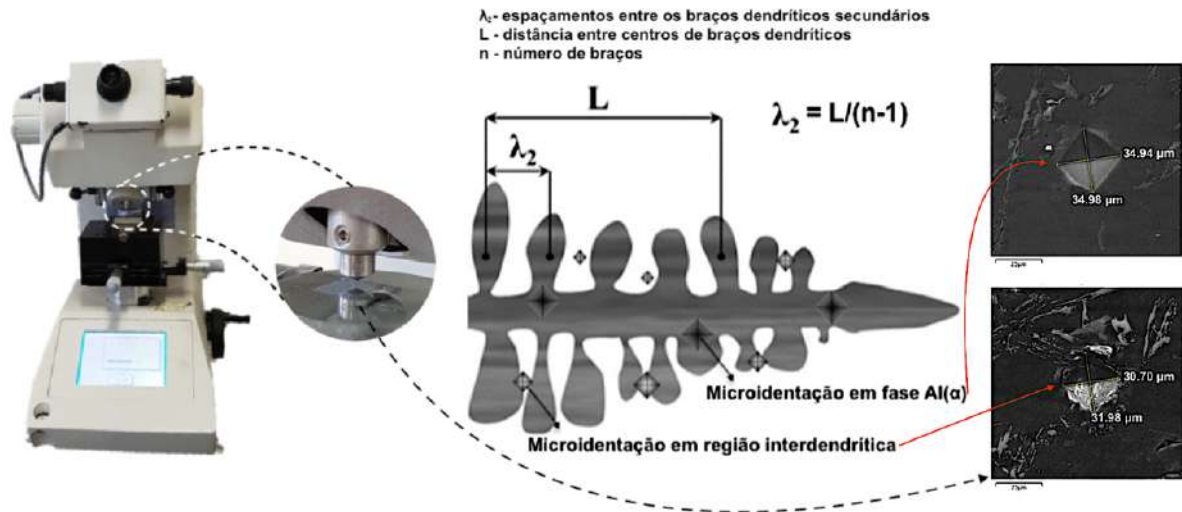
Fonte: Arquivo pessoal.

Durante a realização de cada tratamento térmico, o monitoramento da temperatura real das peças foi realizado por um termopar conectado em ALMEMO em contato com os CPs.

3.6 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de Microdureza Vickers consiste na aplicação de carga através de uma ponta de diamante com formato piramidal sobre as superfícies planas e polidas das amostras das posições de 6, 10, 15, 20, 30, 50, 80 e 100 mm a partir da interface metal/molde antes e após TT-T6, conforme proposto por Kaya et al. (2008) e por Çadırlı (2013). Os ensaios foram realizados em microdurômetro modelo SHIMADZU HMV-2 (Figura 3.13). Para cada amostra, solidificada e tratada termicamente, foram realizadas trinta microindentações, sendo quinze na matriz α -Al e quinze nos contornos interdendríticos, respeitando as distâncias mínimas, carga de 50g de e tempo de 10 segundos, conforme com a norma ASTM E384. A Figura 3.13 apresenta o esquema com a metodologia empregada.

Figura 3.13 - Microdurômetro modelo SHIMADZU HMV-2 utilizado e esquema representando metodologia utilizada para medição da microdureza Vickers.

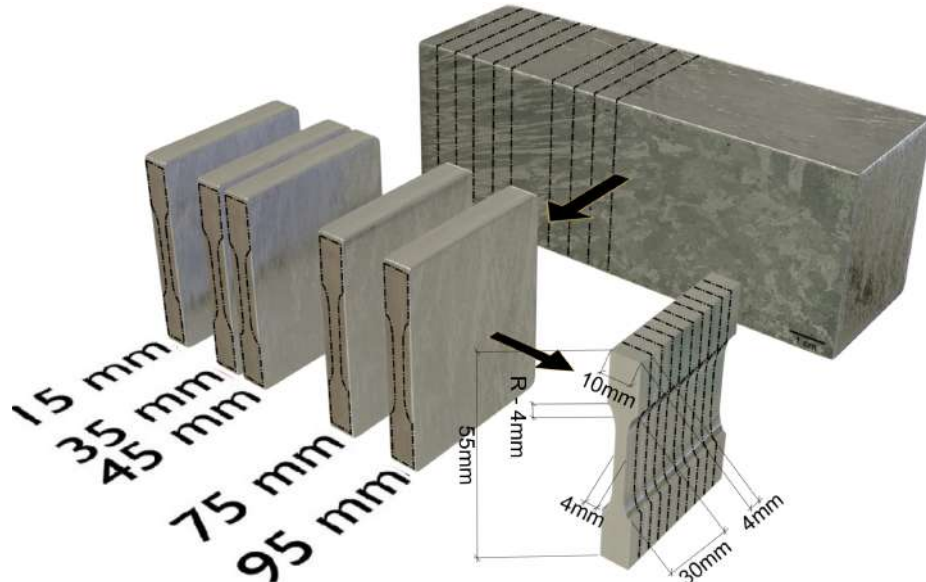


Fonte: Arquivo pessoal.

3.7 Ensaio de tração

O lingote foi seccionado transversalmente obtendo-se amostras referentes às posições 15, 35, 45, 75 e 95 mm, sendo em seguida seccionada longitudinalmente obtendo-se 6 (seis) amostras para cada posição, conforme Figura 3.14, no total foram 30 (trinta) CPs, todos com dimensões segundo a norma ASTM E8M. Os CPs foram usinados no laboratório do IFPA, e o ensaio de tração realizado nos laboratórios do Instituto Politécnico de Bragança (IPB).

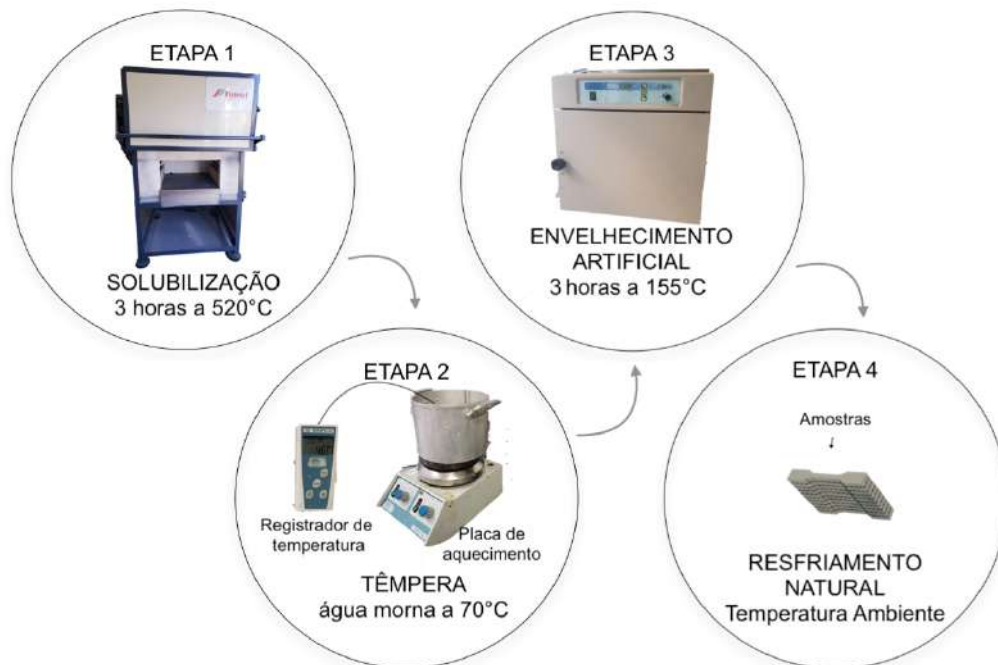
Figura 3.14 – Esquema de corte para ensaios de tração e dimensões do corpo de prova em mm de acordo com ASTM-E8M.



Fonte: Arquivo pessoal.

Metade dos CPs preparados foram submetidos ao tratamento térmico T6 (TT- T6), sendo desenvolvido conforme o esquema apresentado na Figura 3.15, pela qual observa-se as etapas conforme metodologia proposta na literatura (CLOSSET; GRUZLESKI, 1982; BACKRUD; CHAI; TAMMINEM, 1990; PARAY, 1992; DAVIS, 1994; OUELLET; SAMUEL, 1999; PEDERSEN; ARNBERG, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; OGRIS et al., 2002; ROCHA, 2003; TOTTEN; MACKENZIE, 2003; CHAUDHURY; WANG; APELIAN, 2004; PERES; SIQUEIRA; GARCIA, 2004; SHABESTARI, 2004; GARCIA, 2007; TASH et al., 2007; LOPES, 2008; ESPINOZA-CUADRA et al., 2010; AMMAR et al., 2001; LIMA, 2012; COSTA et al., 2016). Os parâmetros do TT-T6 foram os apresentados na Tabela 3.3, considerando um único tempo de envelhecimento igual a 3 horas.

Figura 3.15 – Representação esquemática dos estágios do tratamento térmico T6: etapa 1 - solubilização; etapa 2 - têmpera em água morna; etapa 3 - envelhecimento artificial; e etapa 4 - resfriamento natural.



Fonte: Arquivo pessoal.

Na figura 3.16 são apresentados os equipamentos utilizados para realização do TT-T6. A etapa de solubilização foi realizada no forno elétrico marca *Fimel* modelo EB-TT 110 a 520°C durante 3 horas. Para a têmpera utilizou-se uma placa de aquecimento *Agimatic-NS* e o registrador de temperatura *Sensoterm II* para controle da água na têmpera de 70°C. O envelhecimento artificial foi realizado numa estufa *TEQ* durante 3 horas a 155°C, em seguida os CPs foram retirados e colocados em um local onde pudessem ser resfriados naturalmente.

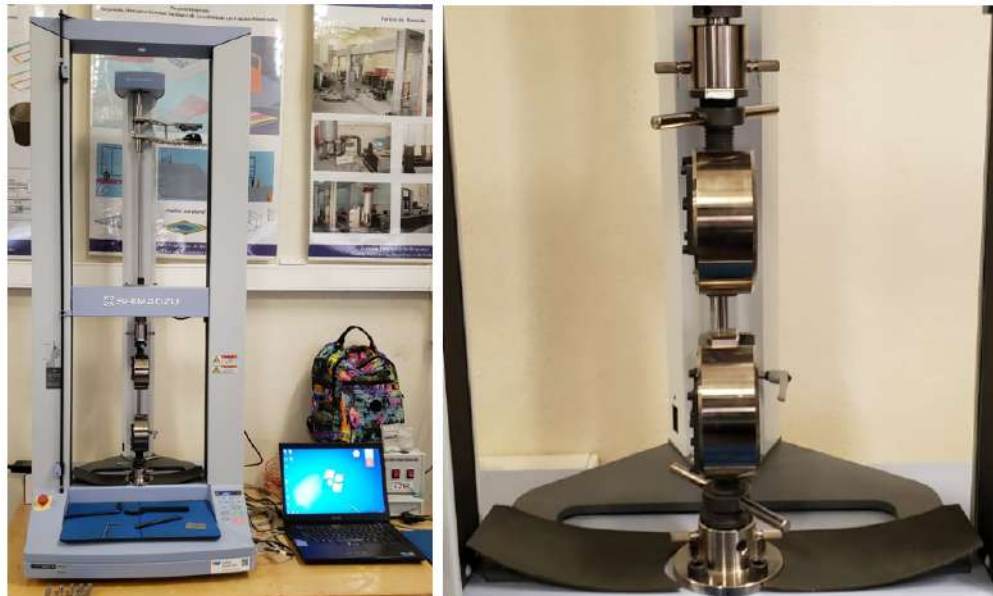
Figura 3.16 – Equipamentos utilizados para realização do procedimento de tratamento térmico no laboratório de resistência dos materiais do IPB.



Fonte: Arquivo Pessoal.

O ensaio de tração uniaxial foi realizado em uma máquina de ensaio universal marca *Shimadzu* modelo AGS-X. Todos os Cps, tanto em estado bruto de fusão quanto os tratados termicamente, foram submetidos aos testes de tração (Figura 3.17), conforme as normas ASTM E8M, com velocidade de ensaio de 0,05 mm/s.

Figura 3.17 – Equipamento de ensaio de tração do laboratório de resistência dos materiais do IPB.



Fonte: Arquivo pessoal.

Foram obtidos os gráficos de tensão (σ) x deformação (ϵ), assim como correlacionadas as propriedades de tensão LRT, LE e %AL em função de λ_2 .

3.8 Ensaio de corrosão eletroquímica

A Figura 3.18 representa um fluxograma referente aos ensaios eletroquímicos realizados.

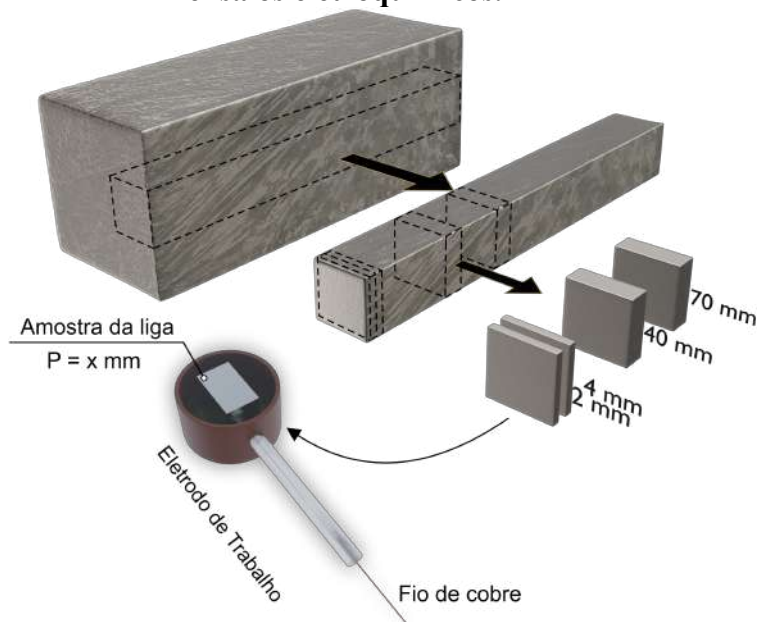
Figura 3.18 – Fluxograma representando os ensaios eletroquímicos realizados.



Fonte: Arquivo pessoal.

Visando avaliar os efeitos de V_L , T_R e λ_2 sobre E_{CORR} e i_{CORR} , potenciais e correntes de corrosão, respectivamente, os ensaios eletroquímicos foram realizados em 4 amostras extraídas do lingote resultante da liga investigada, nas posições 2, 4, 40 e 70 mm a partir da base refrigerada. As amostras estudadas foram montadas sobre eletrodos de trabalho, conforme observa-se através da Figura 3.19.

Figura 3.19 – Representação da confecção dos copos de prova para realização dos ensaios eletroquímicos.



Fonte: Arquivo pessoal.

O eletrodo de trabalho (ET) foi preparado pela fixação das amostras seccionadas do lingote por meio da soldagem a um fio de cobre, seguido da inserção deste fio em um capilar de vidro, evitando assim contato direto com o ácido. A seguir, o fio de cobre foi embutido juntamente com a amostra em resina poliéster com o auxílio de um aro feito de tubo PVC para

delimitar a região da resina, e após o embutimento realizado foram utilizadas lixas para retirar os excessos de resina da face de trabalho e permitir a exposição da amostra ao meio corrosivo. Esse procedimento também foi realizado para remover defeitos metálicos, óxidos e impurezas da superfície ativa do ET, o comprimento médio do ET é de 18 cm, e seus detalhes podem ser observados na Figura 3.20.

Figura 3.20 – Esquema com detalhamento do eletrodo de trabalho confeccionado.



Fonte: Arquivo pessoal.

Com os eletrodos de trabalho prontos, foram realizados os ensaios de potencial de circuito aberto e de curvas de polarização. Os ET foram mergulhados em uma célula eletroquímica contendo 500 mL de solução de HCl a 0,2 M, o volume foi mantido em todos os ensaios, e o eletrólito trocado no início de cada novo ensaio para manutenção dos valores iniciais do pH da solução e de temperatura de 25°C. Nas medidas eletroquímicas foi utilizado um sistema de três eletrodos para cada ensaio, sendo o eletrodo de referência denominado de eletrodo de calomelano saturado (ECS), um contra eletrodo de rede de platina e os eletrodos de trabalho da liga investigada.

O conjunto que compõe o ensaio eletroquímico, que por sua vez é interligado ao sistema de aquisição de dados para posterior tratamento, encontra-se representado na Figura 3.21. O conjunto é projetado para operar com 220 V de tensão, sendo composto por uma célula eletroquímica de 500 ml, com eletrólito ácido clorídrico a 0,2 mol/L. Nas medidas eletroquímicas é utilizado um sistema de três eletrodos para cada ensaio, fixados por terminais elétricos interligados ao potenciostato/galvanostato, ambos ligados ao microcomputador com software ESA 400 da Gamry Instruments para obtenção e análise das curvas de polarização potenciodinâmicas anódicas e catódicas e potencial de corrosão.

Figura 3.21 – Representação do conjunto que compõe o ensaio eletroquímico.

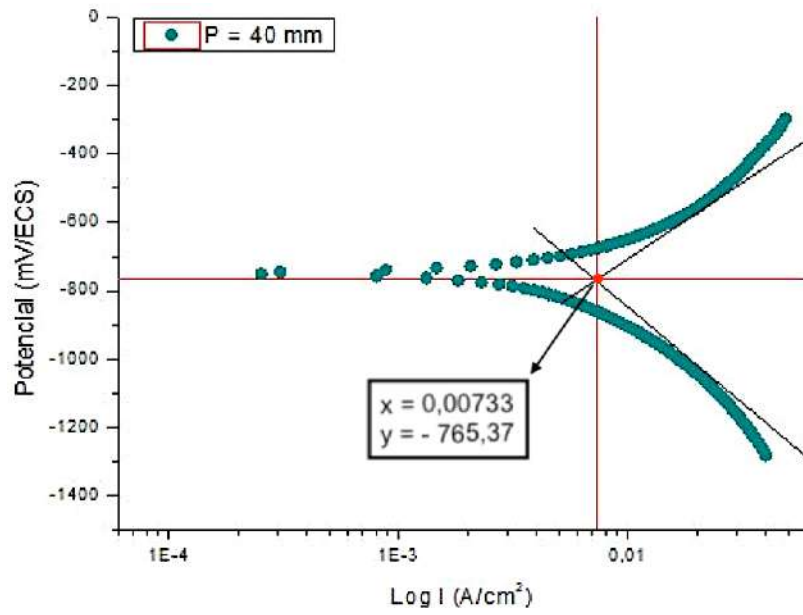


Fonte: Arquivo pessoal

Todos os experimentos foram conduzidos em meio naturalmente aerado, à temperatura ambiente (25°C) e em repouso. Antes de cada ensaio, as superfícies dos eletrodos foram lixadas, desengorduradas com etanol e lavadas em água destilada. Após o preenchimento da célula com o eletrólito, os eletrodos foram conectados ao Potenciostato/Galvanostato para obtenção das curvas correspondentes e, para o tratamento dos dados experimentais, as respectivas curvas foram plotadas em gráficos do programa Microsoft Excel 2007 e Software Origin Pro 8[®]. A taxa de corrosão está diretamente relacionada com a densidade de corrente de corrosão (i_{CORR}), encontrada quando a amostra é submetida ao ambiente corrosivo e relacionando à área exposta ao meio. Esses valores foram encontrados de acordo com norma ASTM G102-89.

O ensaio eletroquímico realizado do monitoramento do potencial de corrosão (E_{CORR}) em função do tempo, foi realizado em um intervalo de 10 minutos, tempo necessário a estabilização, sendo repetidos os ensaios por três vezes para cada um dos quatro eletrodos de trabalho da liga Al-7%Si-0,3%Mg nas posições 2, 4, 40 e 70mm. As curvas de polarização potenciodinâmicas anódicas e catódicas foram obtidas através de teste de polarização em uma faixa de potencial (sobretensão) entre -500 e +550 mV em relação ao valor do Potencial obtido anteriormente e sua velocidade de varredura foi de 3 mV/s, também em triplicata. Por meio do tratamento dos dados obtidos foram obtidas as curvas de polarização em função do logaritmo da densidade de corrente. Através desses gráficos foram estimados o E_{CORR} e a i_{CORR} pelo método de extrapolação de Tafel, como pode-se observar na Figura 3.22.

Figura 3.22 – Demonstração do método de extrapolação de Tafel utilizado.



Fonte: Arquivo pessoal.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

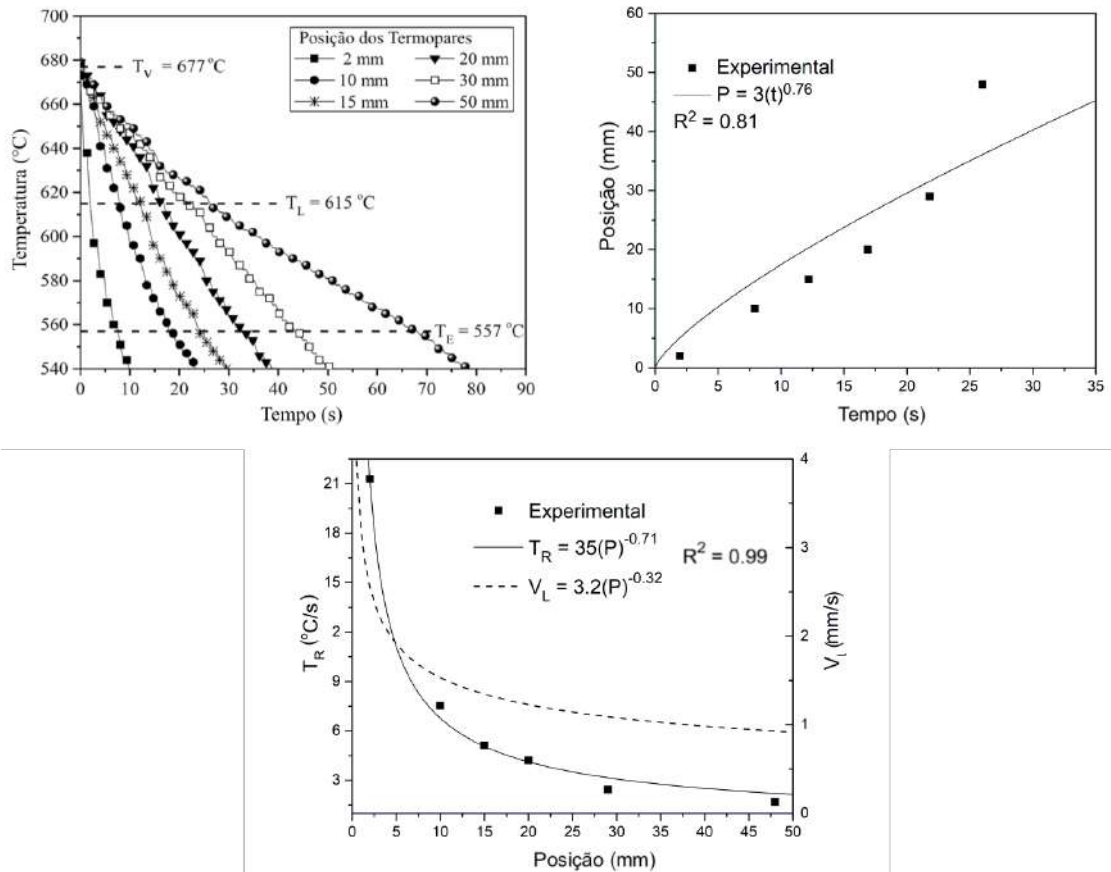
4.1 Considerações iniciais

Neste capítulo serão abordados os resultados obtidos neste trabalho, onde inicialmente são apresentados os parâmetros térmicos de solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg, V_L e T_R , em seguida a macroestrutura juntamente com as microestruturas obtidas antes e após o tratamento térmico T6 (TT-T6), quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) das amostras fundidas e tratadas termicamente bem como a correlação do λ_2 com V_L e T_R . Análises microestruturais por microscopias óticas e eletrônica de varredura também serão apresentadas. Além disso, uma avaliação mecânica por meio de ensaios de microdureza Vickers (HV) e tração em ambas amostras investigadas também é abordada. E por último serão apresentados os resultados e discussões advindos dos ensaios de corrosão eletroquímicos realizados em amostras fundidas da liga investigada.

4.2 Parâmetros térmicos de solidificação V_L e T_R

A figura 4.1 apresenta a curvas experimentais de resfriamento da liga Al-7%Si-0,3%Mg correspondente aos termopares inseridos no interior da lingoteira nas posições 2, 10, 15, 20, 30 e 50 a partir da base refrigerada durante experimento de solidificação em regime transitório de extração de calor. Como reportado no Capítulo 3, para a determinação dos parâmetros térmicos de solidificação V_L e T_R , que variam tanto em função do tempo como da posição durante a solidificação, as leituras dos termopares foram utilizadas para gerar um gráfico da posição da interface metal/molde em função do tempo correspondente à passagem da frente *liquidus* pelos termopares. Os tempos experimentais foram obtidos a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento, para cada posição dos termopares. Uma técnica de ajuste por curva a esses pontos experimentais gerou uma expressão algébrica da posição em função do tempo, conforme apresentado.

Figura 4.1 – Curva de resfriamento experimental da liga Al-7%Si0,3%Mg, curva posição x tempo de passagem da isoterma liquidus em cada termopar, e velocidade (V_L) e taxa de resfriamento (T_R) em função da posição.



Fonte: Arquivo GPMet.

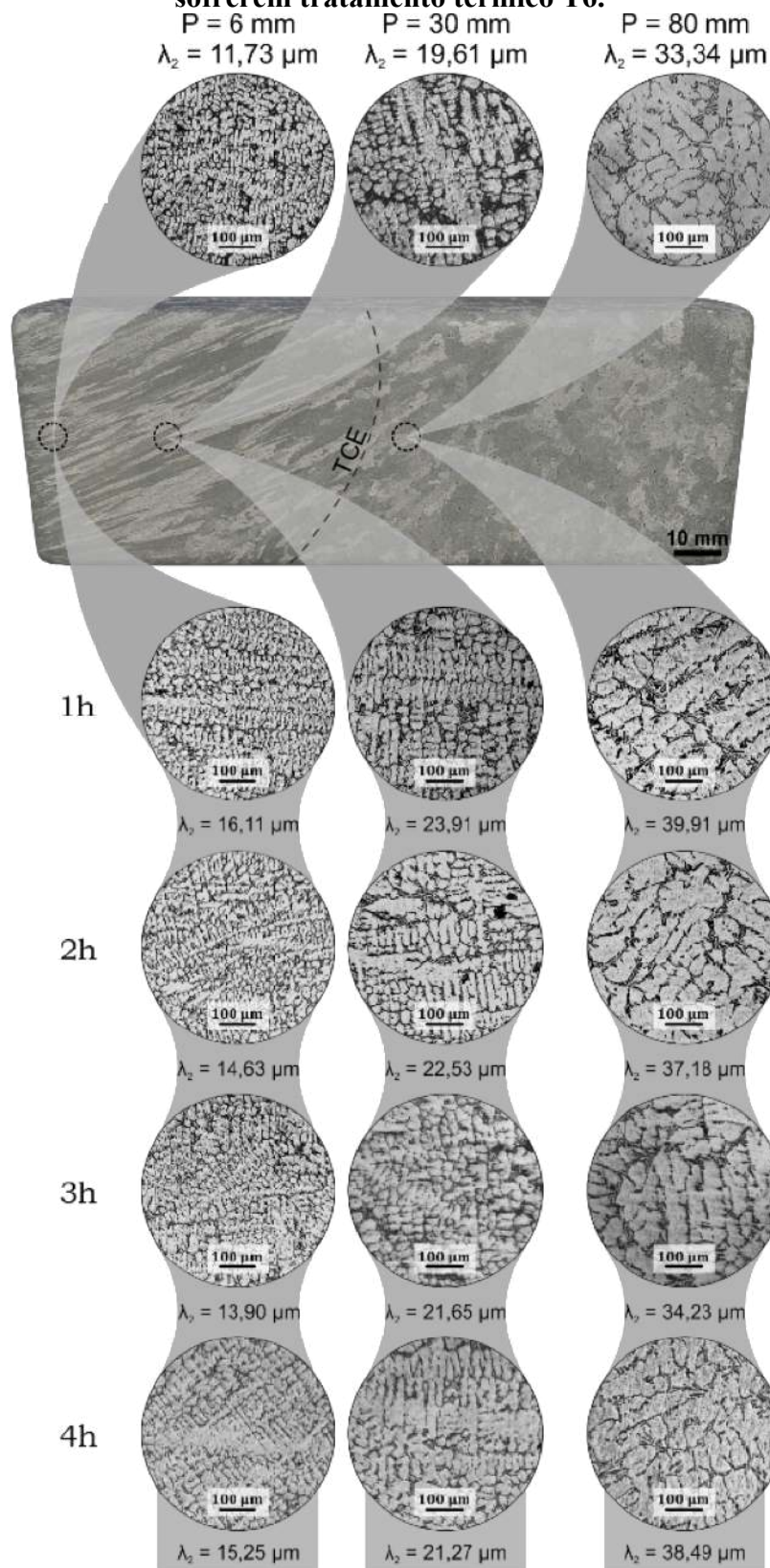
A derivada da função potência da posição com relação ao tempo, ou seja, $V_L = d(3t^{0.76})/dt$, permitiu a obtenção dos respectivos valores experimentais para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo. Os valores das taxas de resfriamento (T_R) foram determinados considerando os perfis experimentais de temperatura, conforme metodologia apresentada por Rocha et al. (2003).

Pode-se notar que V_L e T_R diminuem com o avanço da isoterma *liquidus*, ou seja, quanto mais próximo da base refrigerada, maiores são os valores dos mesmos. Isso se dá pela formação contínua da camada solidificada na mesma direção e sentido do avanço da solidificação, promovendo resistência térmica à extração de calor por condução. Foi possível constatar um ajuste entre os pontos experimentais e as correspondentes curvas, validado matematicamente pelo coeficiente de correlação R^2 do método dos mínimos quadrados, iguais a 0,99 para o caso da taxa de resfriamento.

4.3 Análise da macro e microestrutura

Observa-se na Figura 4.2 a macrografia e micrografias das posições 6, 30 e 80 mm a partir da base refrigerada, em amostras fundidas e após o TT-T6, variando o tempo de envelhecimento de 1 a 4 horas. Através da macrografia é possível notar uma transição colunar/equiaxial (TCE), que ocorre numa região em que V_L e T_R variam de 0,82 mm/s a 0,98 mm/s e 1,71 °C/s a 2,55 °C/s. Maiores detalhes sobre o estudo da TCE da liga investigada estão publicados nos trabalhos de Lima (2018) e Lima et al. (2018).

Figura 4.2 – Macrografia e Micrografia do corte longitudinal da liga Al7%Si0,3%Mg nas posições 6, 30 e 80 mm a partir da base refrigerada, antes e após sofrerem tratamento térmico T6.



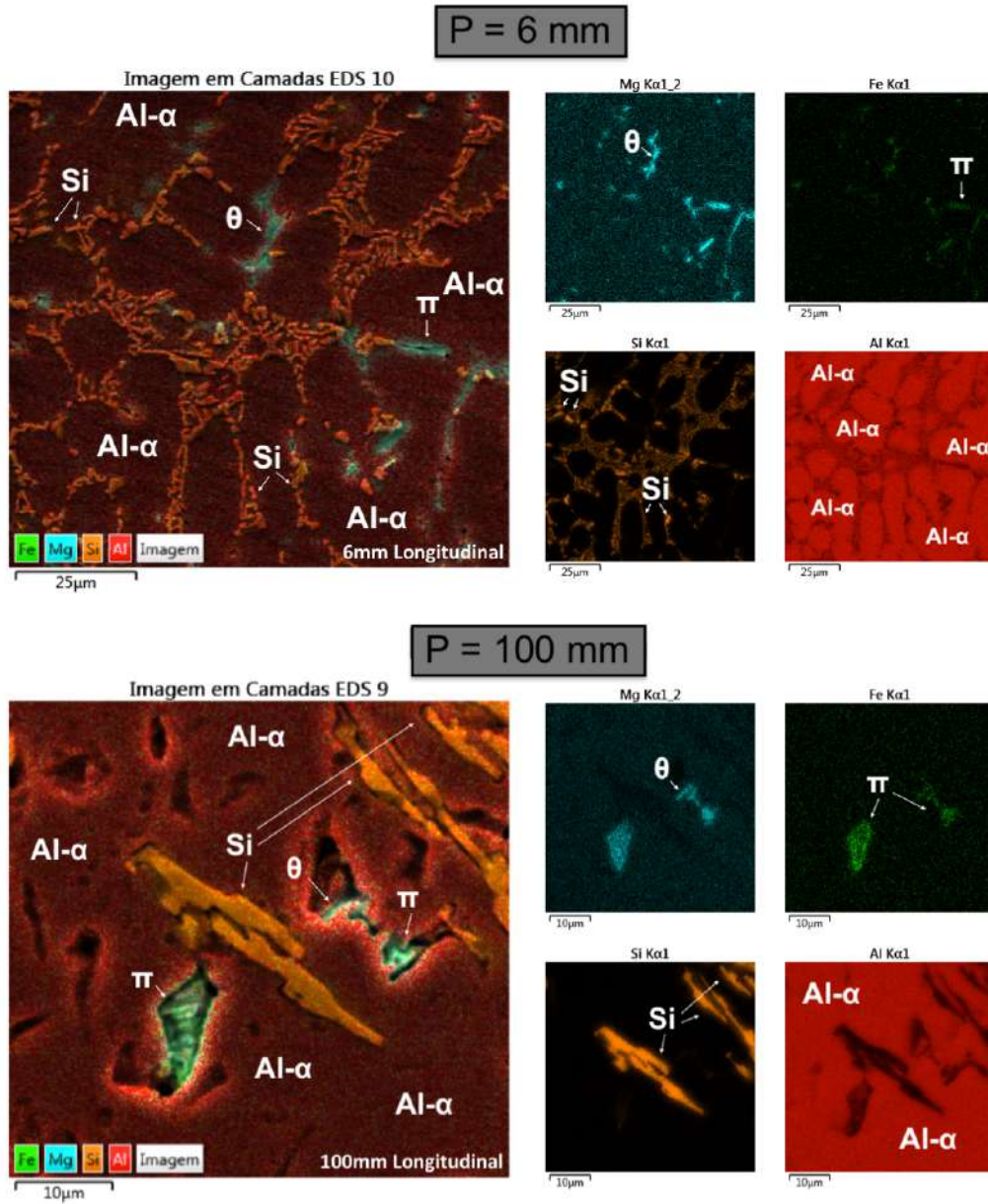
Fonte: Arquivo pessoal.

Em relação às micrografias, observa-se que a microestrutura resultante ao longo do comprimento do lingote é tipicamente dendrítica, com os parâmetros térmicos de solidificação exercendo forte influência sobre a mesma, uma vez que microestrutura dendrítica mais refinadas são observadas para posições próximas à interface de extração de calor, onde os valores de V_L e T_R são maiores. Nota-se também que o TT-T6 não influenciou significativamente na microestrutura dendrítica, conservando as ramificações primárias e secundárias, no entanto, os espaçamentos dendríticos terciários foram colapsados.

A Figura 4.3 apresenta micrografias eletrônicas com mapeamento por Espectrometria por Dispersão de Raios X, MEV e EDS, respectivamente. Através das análises MEV/EDS, bem como pelas morfologias das fases já investigadas e apresentadas na literatura (CHEN et al., 2014; CHEN et al., 2017; BARBOSA et al. 2018; LIMA et al. 2018; SOUZA et al., 2018; BARBOSA et al., 2019), observa-se as diversas fases secundárias, confirmando que a microestrutura final da liga estudada é composta por uma fase primária rica em alumínio (Al_α) e uma mistura eutética interdendrítica resultante de complexas transformações de fases secundárias, contendo a fase $Al_{(\alpha\text{-eutético})} + Si + Al_8Mg_3FeSi_6 (\pi) + Mg_2Si (\theta)$. Constata-se, portanto, uma solução sólida dendrítica $Al\text{-}\alpha$ em cor vermelha e a mistura eutética $Al_{(\alpha\text{-eutético})} + Si + Al_8Mg_3FeSi_6 (\pi) + Mg_2Si (\theta)$ nas cores vermelha, laranja, verde e azul, respectivamente, no interior da região interdendrítica.

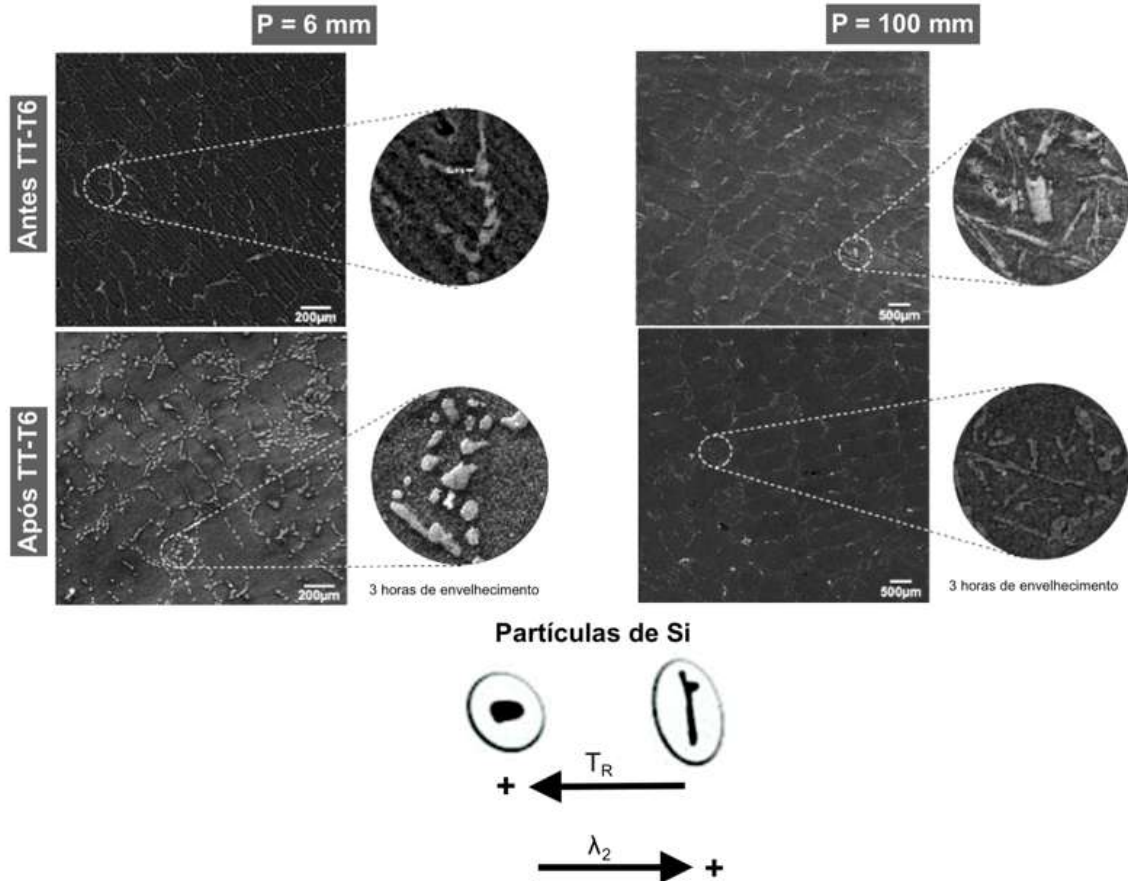
Pode-se observar que para maiores valores de V_L e T_R que os solutos de Fe e Mg estão segregados em maior quantidade na mistura eutética Al-Si como partículas intermetálicas nas fases π e θ , dispersando-as para posições mais distantes da interface metal/molde. A influência dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) na morfologia das partículas de Si é notada com o avanço da solidificação horizontal, como pode-se observar na Figura 4.4, pois o Si se apresenta nas formas fibrosa/ou esferoidal nas posições mais próximas à base refrigerada da lingoteira, e lamelar nas mais afastadas desta base, onde os valores V_L e T_R são maiores e menores respectivamente.

Figura 4.3 – Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga investigada das posições 6 e 100 mm.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.4 – Micrografias eletrônicas da liga investigada das posições 6 e 100 mm antes e após tratamento térmico T6 (3 horas de envelhecimento).



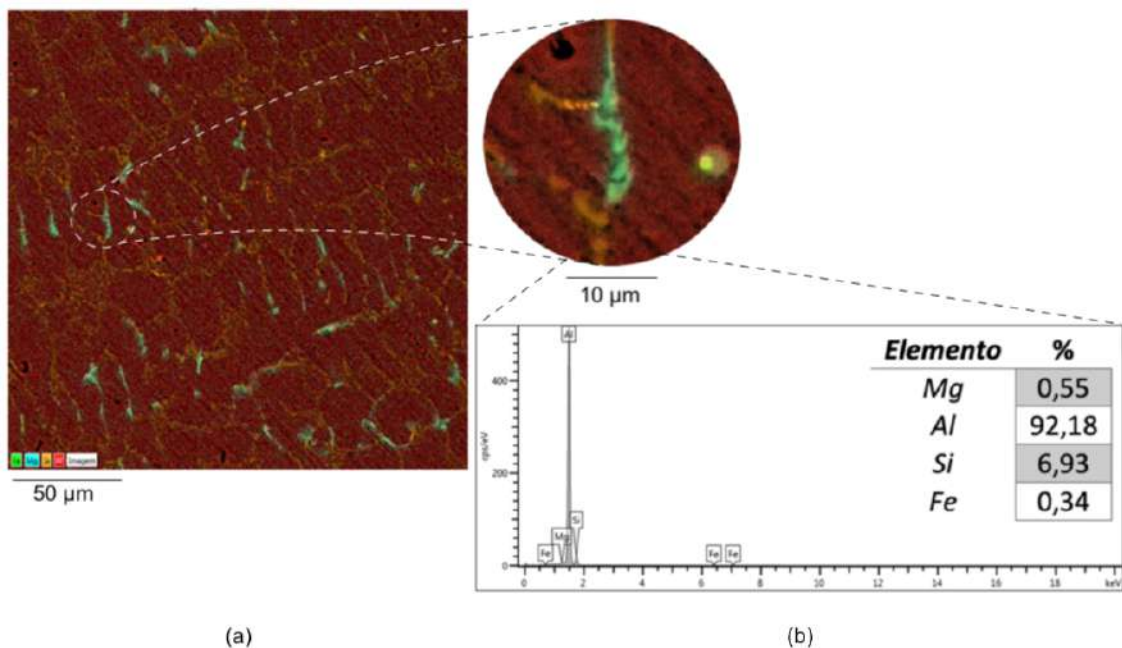
Fonte: Arquivo pessoal.

Visando caracterizar melhor as segundas fases que compõem a mistura eutética, tais como partículas de Si e de intermetálicos Fe/Mg₂Si, análises mais aprofundadas por MEV/EDS foram realizadas nas amostras fundidas e tratadas termicamente, como podem ser observadas nas Figuras 4.5 a 4.8. Nas amostras fundidas, partículas de intermetálicos de Fe/Mg₂Si e cristais de Si mais refinados foram observados para condições de maiores T_R e menores λ_2 , como pode ser observado na Figura 4.5. Além disso, os níveis de taxas de resfriamento alcançadas durante a solidificação horizontal (1,6 a 21°C/s) não afetaram as morfologias dos compostos intermetálicos de Fe e Mg₂Si, as quais foram predominantemente observadas na morfologia do tipo bloco, como pode ser verificado pelas Figuras 4.5 e 4.6, exceto, obviamente, os cristais de Si eutético que sofreram alterações morfológicas, como relatado na Figura 4.4. Convém destacar que Samuel et al. (1996), Djurdjevic et al. (1999) e Li et al. (2003) relataram que em ligas fundidas de AlSiCu, a fase intermetálica Al₂Cu pode ser vista nas morfologias de blocos e eutéticos ou como uma mistura dos dois tipos, taxas

mais altas T_R favorecem a formação de Al_2Cu tipo eutético, e a fase tipo bloco é mais difícil de dissolver durante o tratamento térmico da solução.

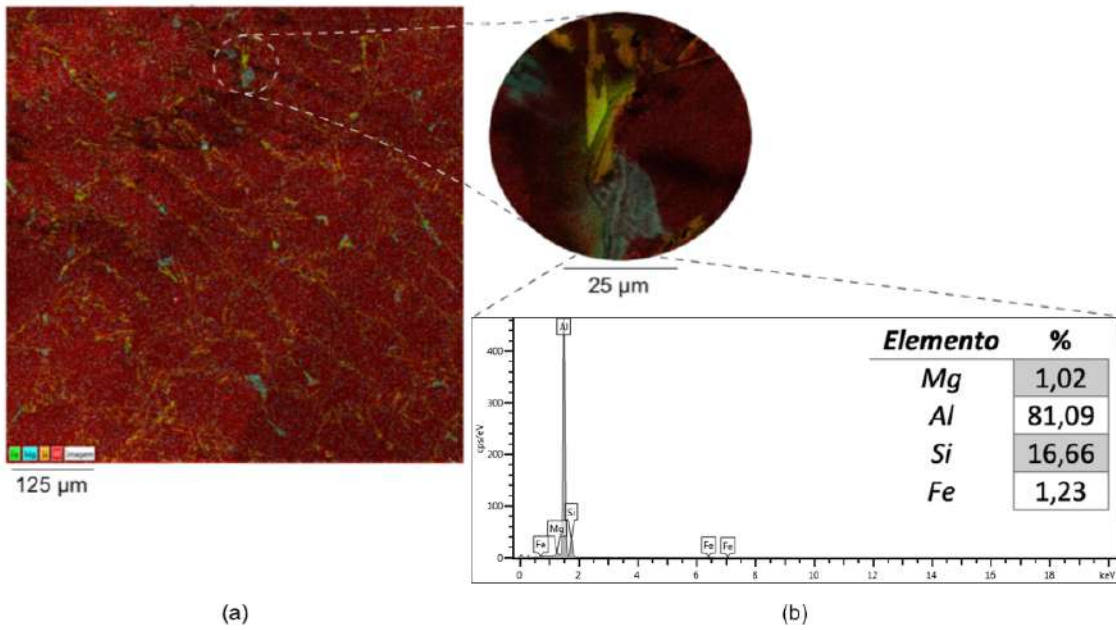
Ainda, análises por micrografias eletrônicas e EDS realizadas em todas as amostras fundidas e tratadas termicamente, revelaram maior dissolução da quantidade de Mg durante o tratamento da solução em amostras com maior valor de T_R e menor valor de λ_2 , como pode ser observado nas tabelas de elementos das Figuras 4.5 e 4.7, em que o teor de Mg aumentou após o tratamento de solubilização de 0,55% para 0,85% ($0,85\% / 0,55\% \pm 1,54$). Por outro lado, analisando a quantidade de elementos nas tabelas das Figuras 4.6 e 4.8, para menor valor de T_R e maior valor de λ_2 , é evidente que o teor de Mg aumentou muito pouco ($1,07\% / 1,02\% \pm 1,05$) quando comparado aos resultados alcançados para altas taxas de resfriamento.

Figura 4.5 – Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra bruta de fusão na posição 6 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.



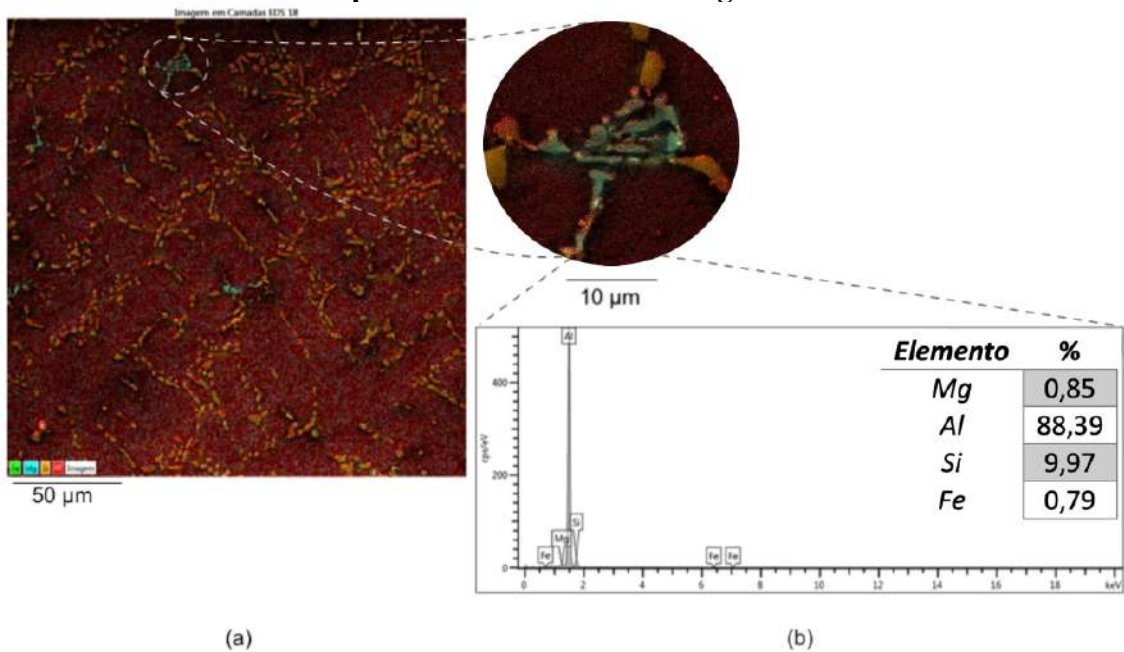
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.6 – Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra bruta de fusão na posição 100 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.



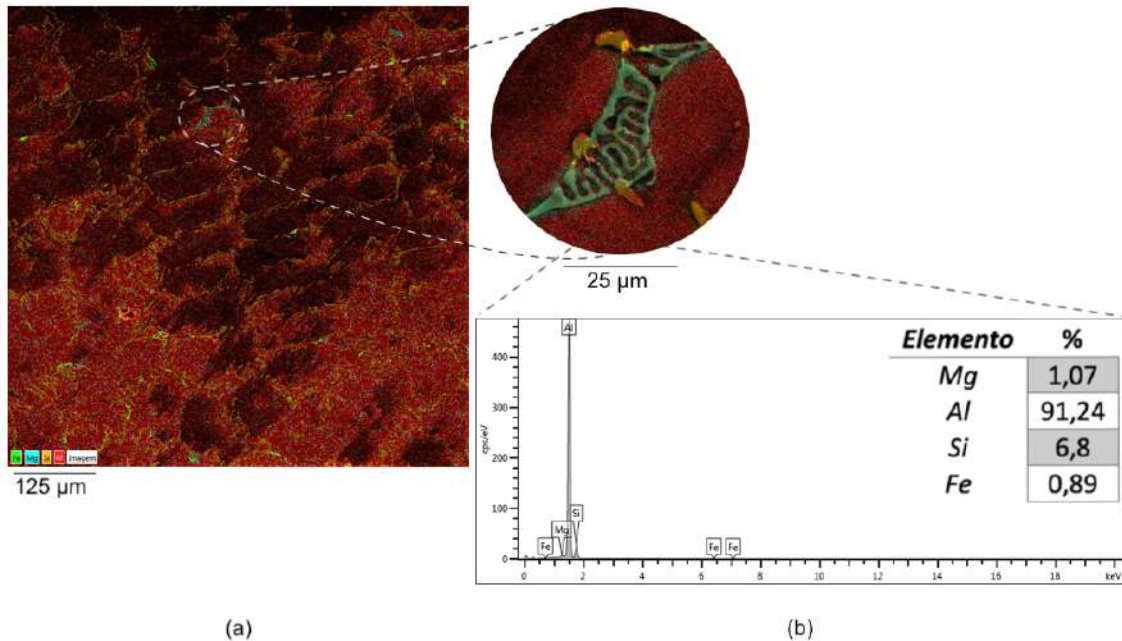
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.7 – Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra tratada termicamente com envelhecimento de 3 horas na posição 6 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.8 – Micrografias eletrônicas com EDS / microanálise de mapeamento para amostra tratada termicamente com envelhecimento de 3 horas na posição 100 mm da interface resfriada: (a) Mapeamento EDS e (b) elementos microanálise qualitativa e quantitativa na área investigada.



Fonte: Arquivo pessoal.

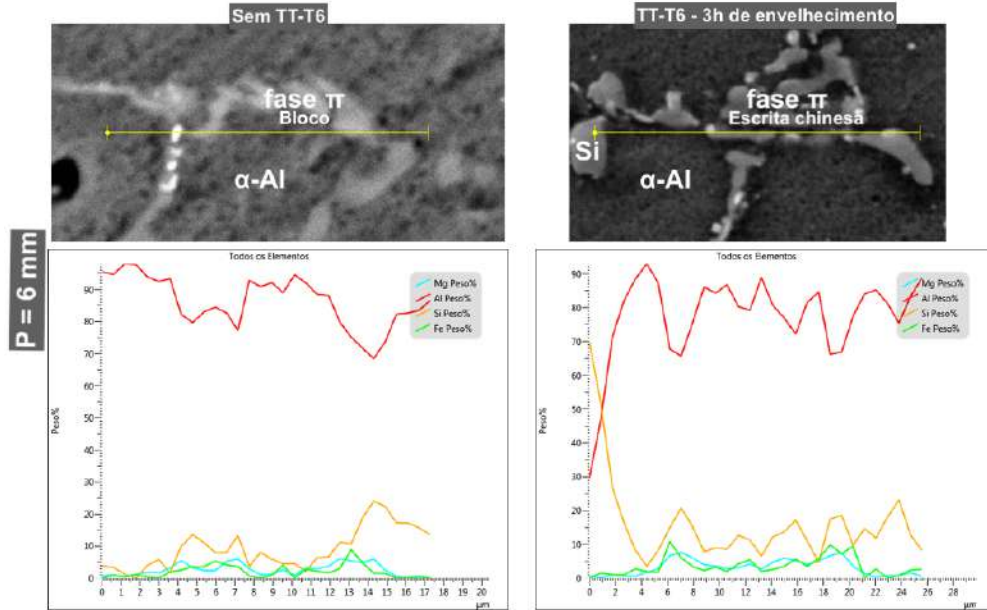
Com relação às fases intermetálicas de Fe, sabe-se que é impossível evitar sua presença na composição final das microestruturas fundidas de ligas de Al-Si, uma vez que o elemento Fe decorre principalmente das matérias-primas utilizadas no processo eletrolítico de obtenção do alumínio e sua remoção é economicamente inviável, podendo assim ser encontrado com um teor de até 0,1% em alumínio puro comercial e superior a 0,1% em ligas de Al-Si. O elemento Fe é completamente solúvel em alumínio líquido, durante a solidificação essa solubilidade diminui bastante para aproximadamente 0,05%, e a temperatura ambiente é ainda mais baixa (GSUTAFSSON; THORVALDSSON; DUNLOP, 1986; SAMUEL; GAUTHIER; SAMUEL, 1996; DJURDJEVIC; STOCKWELL; SOKOLOWSKI, 1999; GUPTA; LLOYD; COURT, 2001; WANG; APELIAN; LADOS, 2001; LI et al., 2003; SHABESTARI, 2004; SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010; ZEDAN et al., 2010; CHEN et al., 2014; COSTA et al., 2016; BARBOSA et al., 2018; SOUZA et al. 2018). Durante o resfriamento, a quantidade de Fe rejeitada buscará sua melhor condição de equilíbrio, ou seja, menor estado de energia livre de Gibbs, formando fases intermetálicas com os elementos de liga Si e Mg, como as fases β - Al_5FeSi e π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$.

As Figuras 4.9 e 4.10 apresentam mais detalhadamente imagens por microscopia eletrônica com mapeamento de EDS em linha das partículas anteriormente apresentadas nas

Figuras 4.5 a 4.8. Observa-se pelas morfologias das fases apresentadas em ambas figuras, que a fase β não foi encontrada na microestrutura final de fundição nem nas amostras tratadas. É importante destacar que durante o tratamento de solubilização a quantidade de Mg contida na fase π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ se dissolve na matriz rica em Al, na temperatura de 520°C a fase π -Fe transforma-se em fase β - Al_5FeSi , que permanece nessa temperatura em condições de equilíbrio e na temperatura ambiente em condições supersaturadas (partículas de SS/ β -Fe). Durante o processo de envelhecimento a quantidade de Mg é precipitada na matriz rica em Al como composto intermetálico Mg_2Si e fase intermetálica Fe sob a condição metaestável (β -Fe), e na presença de magnésio não dissolvido, buscará sua condição de equilíbrio na temperatura de envelhecimento (155°C), ou seja, se transformando em fase π -Fe. Observou-se que a fase π -Fe sofre uma alteração morfológica de bloco para escrita chinesa, como pode ser evidenciado nas Figuras 4.9 e 4.10.

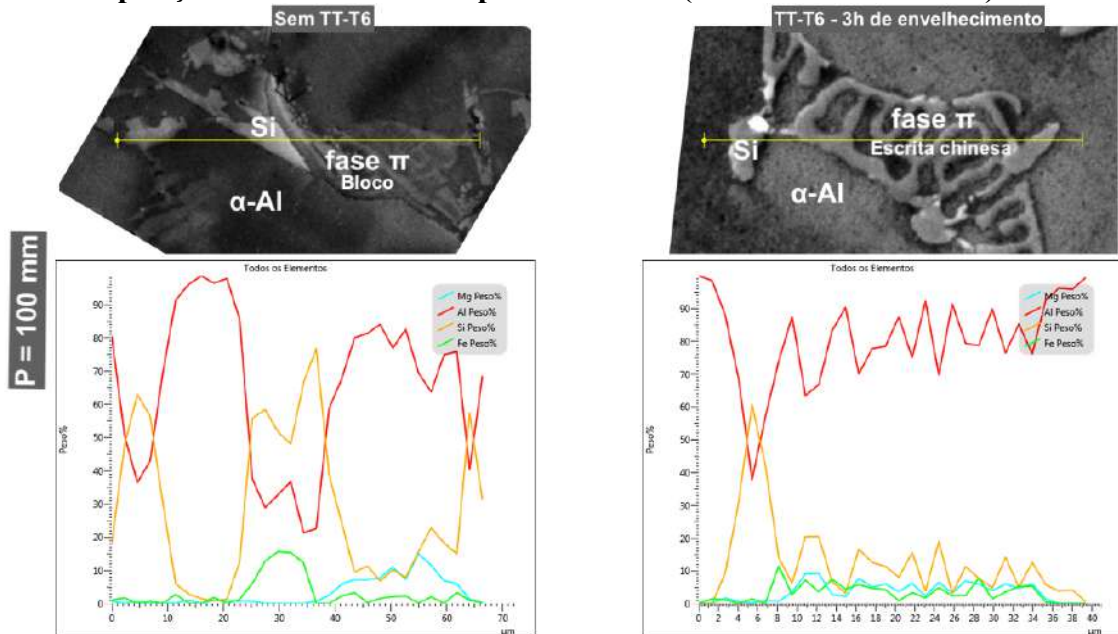
Ozbakir (2008) relatou que para as ligas Al-Si-Mg a fase π nuclea-se independentemente ou cresce a partir das superfícies das plaquetas β . Wu et al. (2008) relataram que para ligas Al-7Si-XMg tratadas termicamente, que no estado fundido a adição de elemento Mg acelerou a formação da fase π , enquanto as propriedades mecânicas diminuíram correspondentemente. Esses autores também relataram que nas ligas com baixo nível de Mg (entre 0,3% - 0,45%), a difusão do elemento Mg da fase π -Fe na matriz α -Al levou à formação de mais fase de fortalecimento de Mg_2Si , que tem sido benéfico para a melhoria das propriedades de tração.

Figura 4.9 – Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga Al7%Si0,3%Mg na posição 6 mm antes e depois do TT-T6 (3h de envelhecimento).



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.10 – Micrografias eletrônicas e mapeamento EDS da liga Al7%Si0,3%Mg na posição 100 mm antes e depois do TT-T6 (3h de envelhecimento).



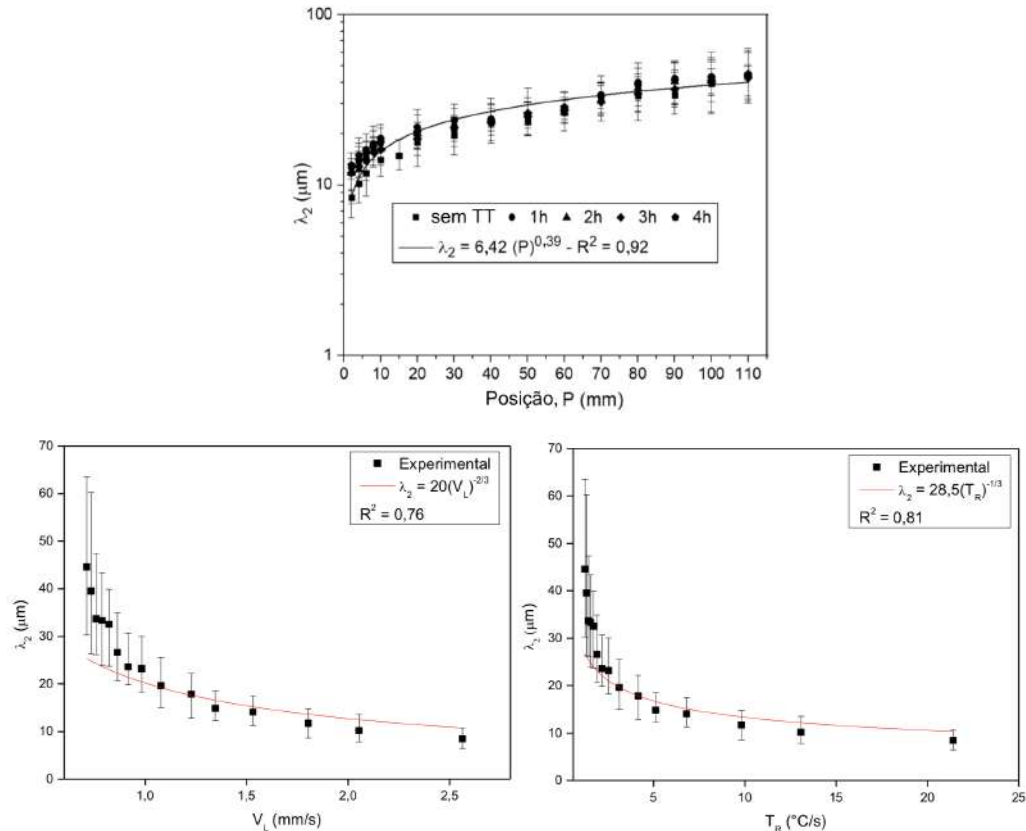
Fonte: Arquivo pessoal.

4.3 Análise da correlação entre V_L , T_R e λ_2

As medições dos espaçamentos dendríticos antes e após o tratamento térmico do lingote em estudo estão de acordo com os dados consolidados e aqui demonstrados através da figura 4.11. Através da correlação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição, V_L e T_R , é possível notar o aumento desses espaçamentos para posições mais afastadas da interface metal/molde, ou seja, para posições do lingote mais distantes da base refrigerada, mais grosseira é a estrutura dendrítica e conseqüentemente maior o espaçamento secundário (λ_2), confirmando, portanto, as análises relatadas a partir da Figura 4.2.

A partir dos dados coletados foi possível estabelecer equações experimentais de crescimento dendrítico secundário, representadas por expressões matemáticas de potências, cujos os expoentes $-2/3$ e $-1/3$ foram estabelecidos com V_L e T_R , respectivamente. A eficácia da concordância entre resultados e a equação experimental foi também parametrizada em termos do coeficiente de correlação R^2 do método dos mínimos quadrados. Esse comportamento entra em concordância com os resultados obtidos por Bouchard e Kirkaldy (1997) e Rocha (2003) para ligas de diversos sistemas binários à base de alumínio, solidificadas em sistemas vertical e horizontal (Okamoto e Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz; Fisher, 1981; Trivedi, 1984; Hunt e Lu, 1996; Bouchard e Kirkaldy, 1997; Rappaz e Boettinger, 1999; Rocha, 2003; Peres; Siqueira; Garcia, 2004; Cruz et al., 2010; Canté et al., 2013; Carvalho et al., 2013; Vasconcelos et al., 2014; Barros et al., 2015; Dias Filho et al., 2015; Barros, 2018) sob condições estacionárias e transientes de extração de calor.

Figura 4.11 – Correlação entre os espaçamentos dendríticos secundários e parâmetros térmicos: $\lambda_2 = f(P)$, $\lambda_2 = f(V_L)$ e $\lambda_2 = f(T_R)$.



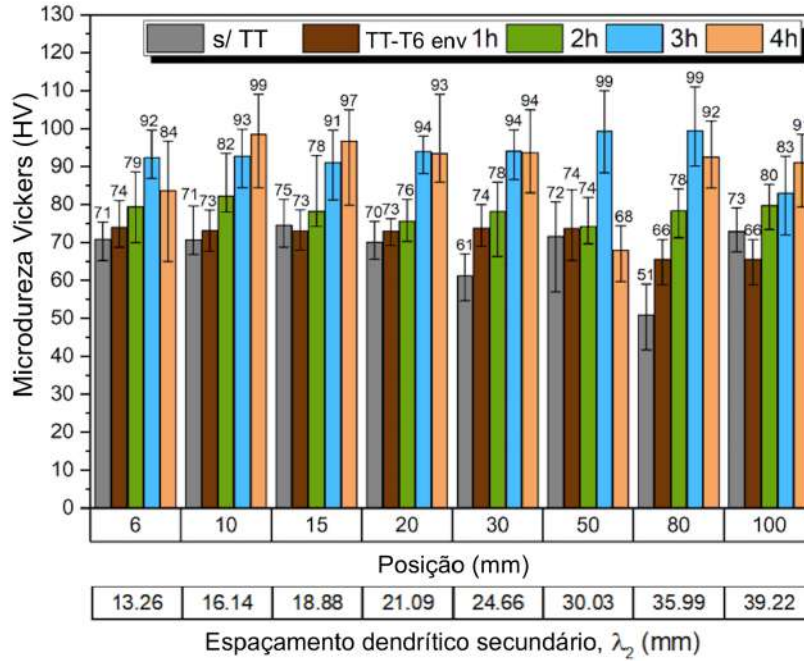
Fonte: Arquivo pessoal; Lima, 2018; Lima et al., 2018.

4.5 Análise dos efeitos de V_L , T_R e λ_2 na resistência mecânica da liga Al-7%Si-0,3%Mg

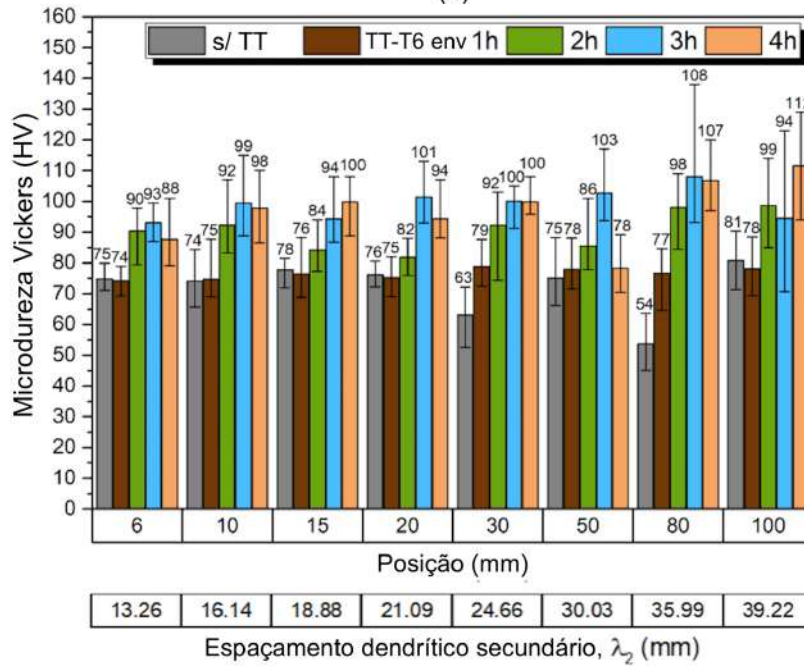
A dependência da microdureza Vickers (HV) dos parâmetros térmicos e estruturais da liga estudada foi avaliada através da medição nas fases das ricas em Al (Al- α) e interdendríticas Al (α -eutética) + Si + Al₈Mg₃FeSi₆ (π) + Mg₂Si (θ). Na figura 4.12 apresentam-se os valores obtidos, onde valores mais altos de HV foram obtidos nas regiões interdendríticas, nas quais estão presentes partículas de Si + π + θ de alta dureza. Vasconcelos et al. (2016), Araújo et al. (2017) e Souza et al. (2018) encontraram maiores valores de HV para ligas multicomponentes Al-Si com adição de Cu e Mg e os autores atribuíram à presença de fases intermetálicas (Al₂Cu e Mg₂Si) de alta dureza na região interdendrítica das amostras como solidificadas. Em contraste com o procedimento adotado no presente estudo, esses autores não realizaram medições de HV nas fases rica em Al e eutética, os valores de HV relatados por eles foram as médias de 20 medições obtidas diretamente nas amostras de fundição. Barros et al. (2015) desenvolveram um estudo com ligas de Al-xCu horizontalmente solidificadas (x = 3 e 8%), apresentando como resultado uma comparação entre as impressões

das microindentações de HV observadas na fase Al (α) e Al (α -eutética) + fases interdendríticas Al_2Cu , e apresentaram microindentações menores na região interdendrítica.

Figura 4.12 - Variação de HV em relação a posição do lingote e espaçamento dendrítico secundário, para amostras fundidas e tratadas termicamente, analisadas nas seguintes regiões: (a) fase rica em Al e (b) região interdendrítica.



(a)



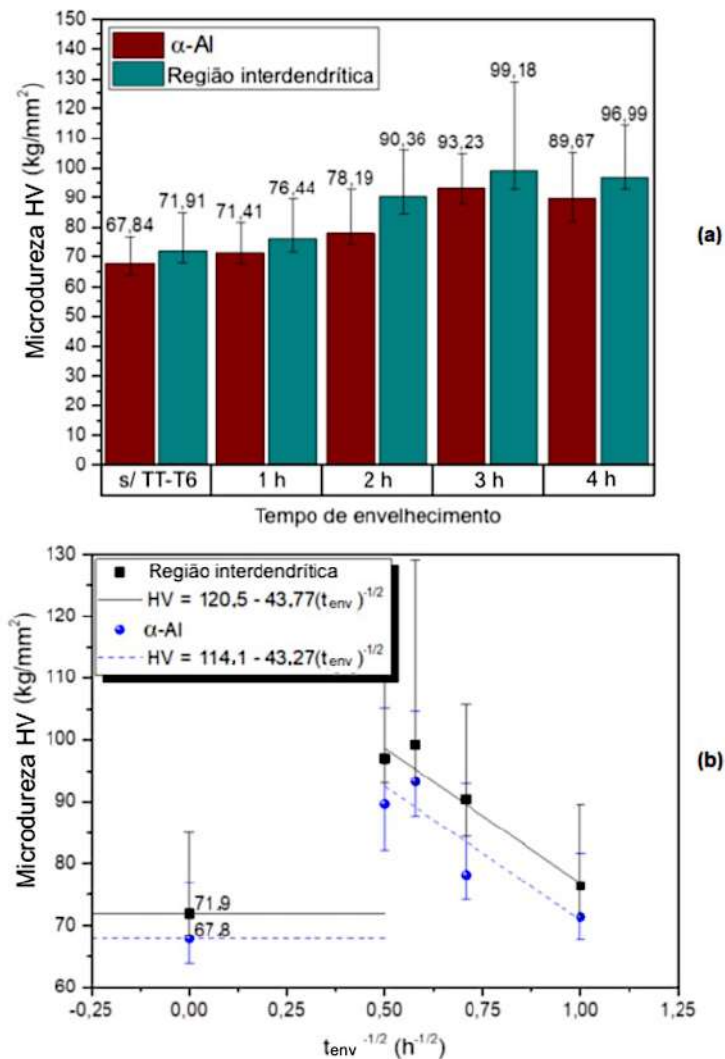
(b)

Fonte: Arquivo pessoal.

Como esperado, é observado o endurecimento dentro da matriz após o tratamento térmico T6 aplicado às amostras horizontalmente solidificadas, como observado na Figura 4.12 a. Um comportamento semelhante foi observado na região interdendrítica de amostras fundidas e tratadas termicamente, como evidenciado na Fig. 4.12 b, uma vez que nessa região foram obtidos valores mais altos de HV em comparação com os encontrados na matriz (Figura 4.12 a).

Nas regiões matriz e interdendrítica, os valores médios de HV em todas as posições foram calculados e correlacionados com o tempo de envelhecimento (t_{env}), conforme ilustrado na Fig. 4.13. Devido à presença de fases mais duras que constituem a mistura eutética, nas amostras fundidas, os valores médios de HV apresentaram um aumento de 67,84 para 71,91 kg/mm² da fase rica em Al para a região interdendrítica, como visto na Fig. 4.13 a, além disso, os valores de HV dentro da matriz aumentaram com o aumento do tempo de envelhecimento. Na Figura 4.12, observa-se a variação de HV com a posição do lingote e espaçamento dendrítico secundário, para amostras fundidas e tratadas termicamente, analisadas nas seguintes regiões: (a) centro de dendrito (fase rica em Al) e (b) região interdendrítica. Através das condições assumidas neste trabalho foi possível observar que os maiores valores de HV nas regiões matriz e interdendrítica foram encontrados para o tempo de envelhecimento igual a 3 horas. As expressões matemáticas de Hall-Petch, dadas por $HV = 120,5 - 43,77 (t_{env})^{-1/2}$ correspondente à região interdendrítica e $HV = 114,1 - 43,27 (t_{env})^{-1/2}$ à região Al- α , caracterizaram a dependência de HV em função do tempo de envelhecimento, conforme observado em Fig. 4.13 b.

Figura 4.13 – Relação de HV com tempo de envelhecimento do tratamento térmico T6 realizado na liga Al-7%Si-0,3%Mg.



Fonte: Arquivo pessoal.

As Figura 4.14 e 4.15 apresentam os resultados dos ensaios de tração realizados no presente trabalho para ambas amostras fundidas bem como para tratadas termicamente somente para o tempo de 3h de envelhecimento, devido a referida condição de envelhecimento ter apresentado o maior valor de HV, como observado na Figura 4.13a.

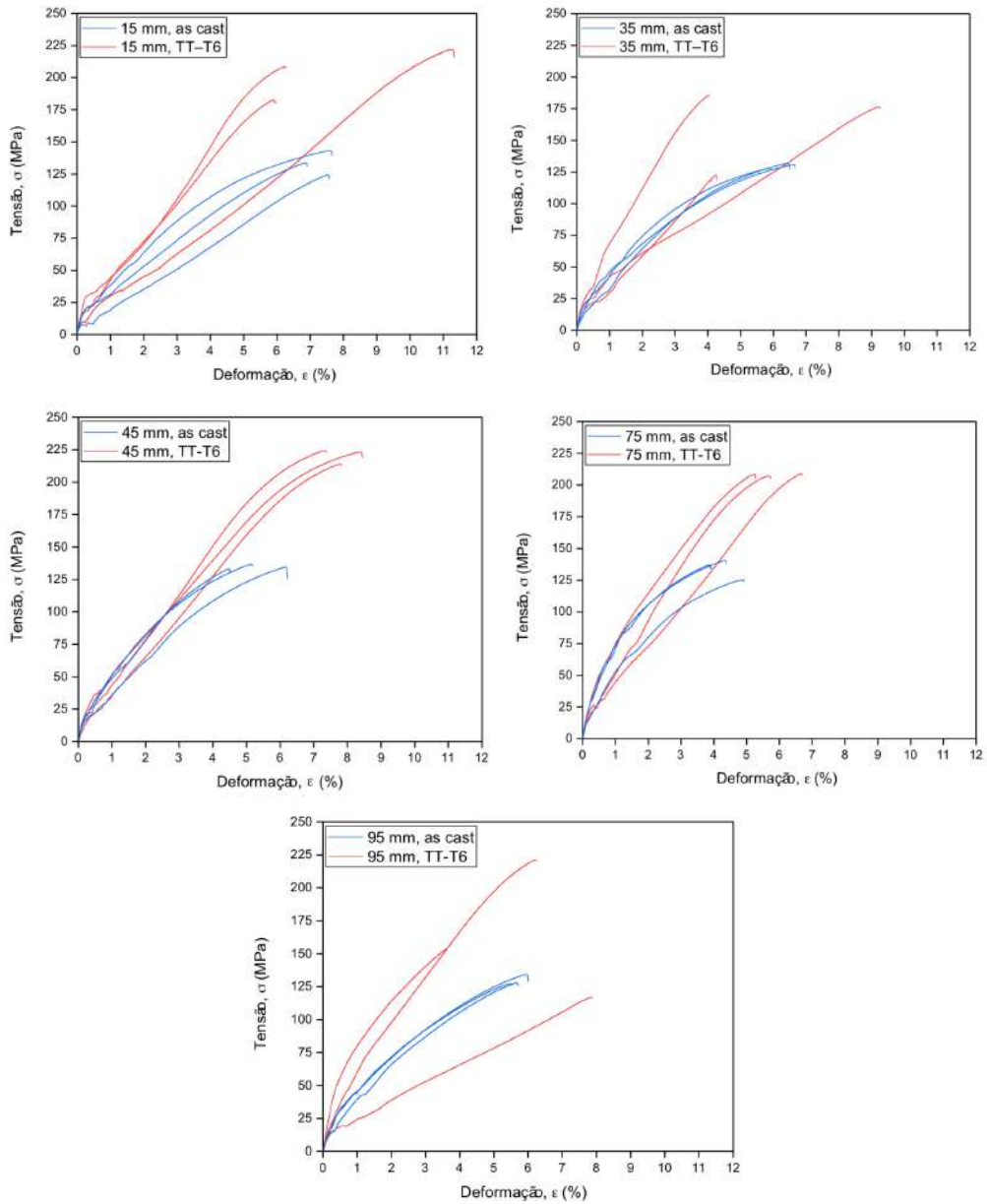
Destaca-se que na Figura 4.14 são apresentados os gráficos de tensão (σ) x deformação (ϵ) para os 30 (trinta) corpos de prova (CPs), sendo 6 (seis) para cada posição, 3 (três) sem passar por tratamento térmico e 3 (três) tendo passado pelo tratamento térmico T6 com envelhecimento artificial durante 3 horas.

A Figura 4.15 representa os resultados consolidados do limite de resistência à tração (LRT) a partir dos valores dos diagramas tensão (σ) x deformação (ϵ) resultantes dos ensaios

de tração, apresentados na Figura 4.14. Observa-se maiores valores do LRT nos CPs tratados termicamente, assim como observado para os resultados de HV, o que confirma a eficácia do tratamento térmico aplicado nas condições assumidas sobre as amostras solidificadas horizontalmente. Alterações significativas no alongamento não foram evidenciadas com o tratamento térmico, exceto as amostras fundidas que herdaram um ligeiro aumento do AL% para amostras próximas à interface de transferência de calor, como pode ser notado na Figura 4.15b.

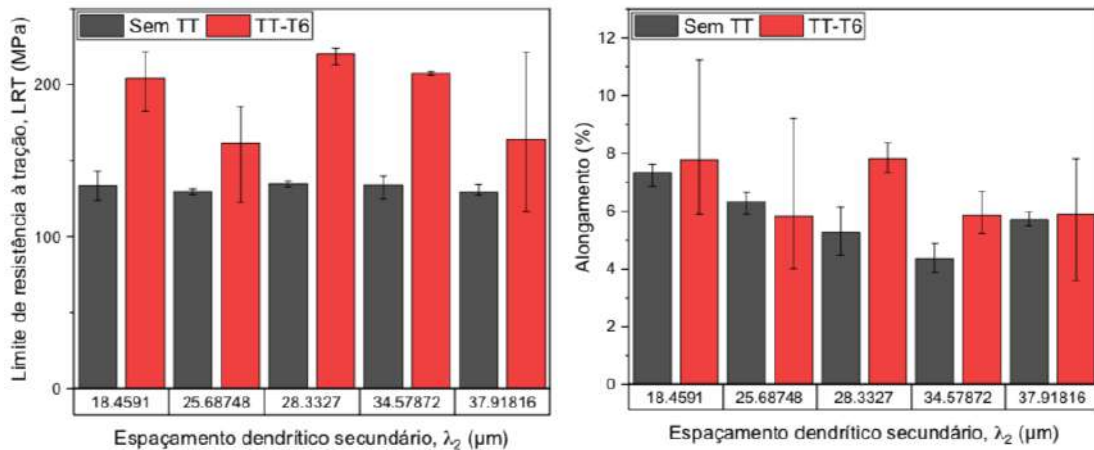
Observa-se também que o LRT não foi influenciado pelo tamanho da escala microestrutural (λ_2), como constatado na Figura 4.15a. Souza et al. (2018) reportaram que a microdureza e o limite de elasticidade não foram afetados pelas variações da microestrutura resultante da liga Al-7%Si-3%Cu solidificada horizontalmente, mas verificaram que mais altos valores de LRT e AL% foram observados para valores de λ_2 mais baixos.

Figura 4.14 – Curvas tensão (σ) x deformação (ϵ) obtidas para cada posição: 15, 35, 45, 75 e 95 mm.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.15 – Relação entre espaçamento dendrítico secundário com limite de resistência à tração e com alongamento.

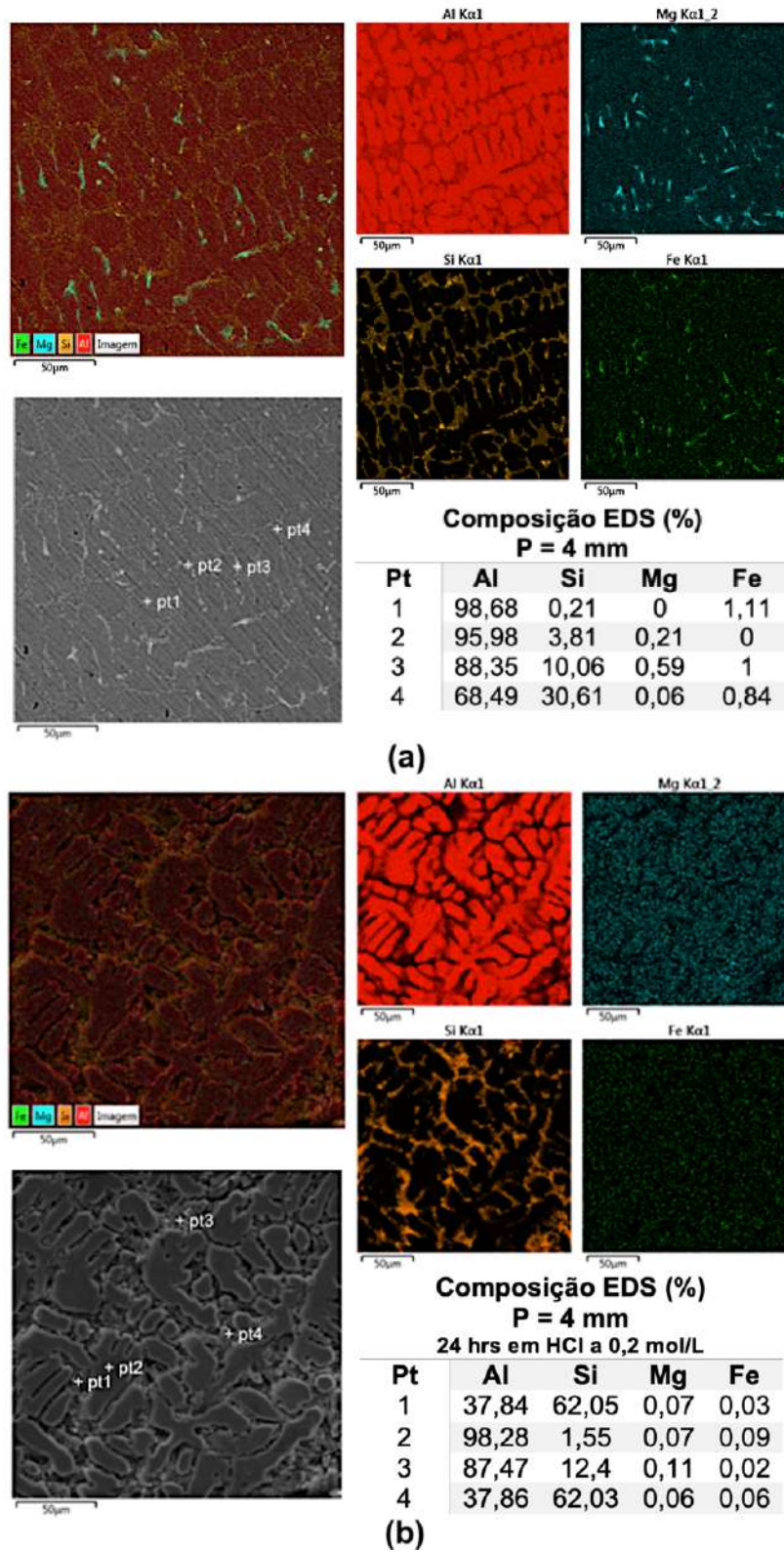


Fonte: Arquivo pessoal.

4.6 Resultados dos ensaios de corrosão eletroquímica

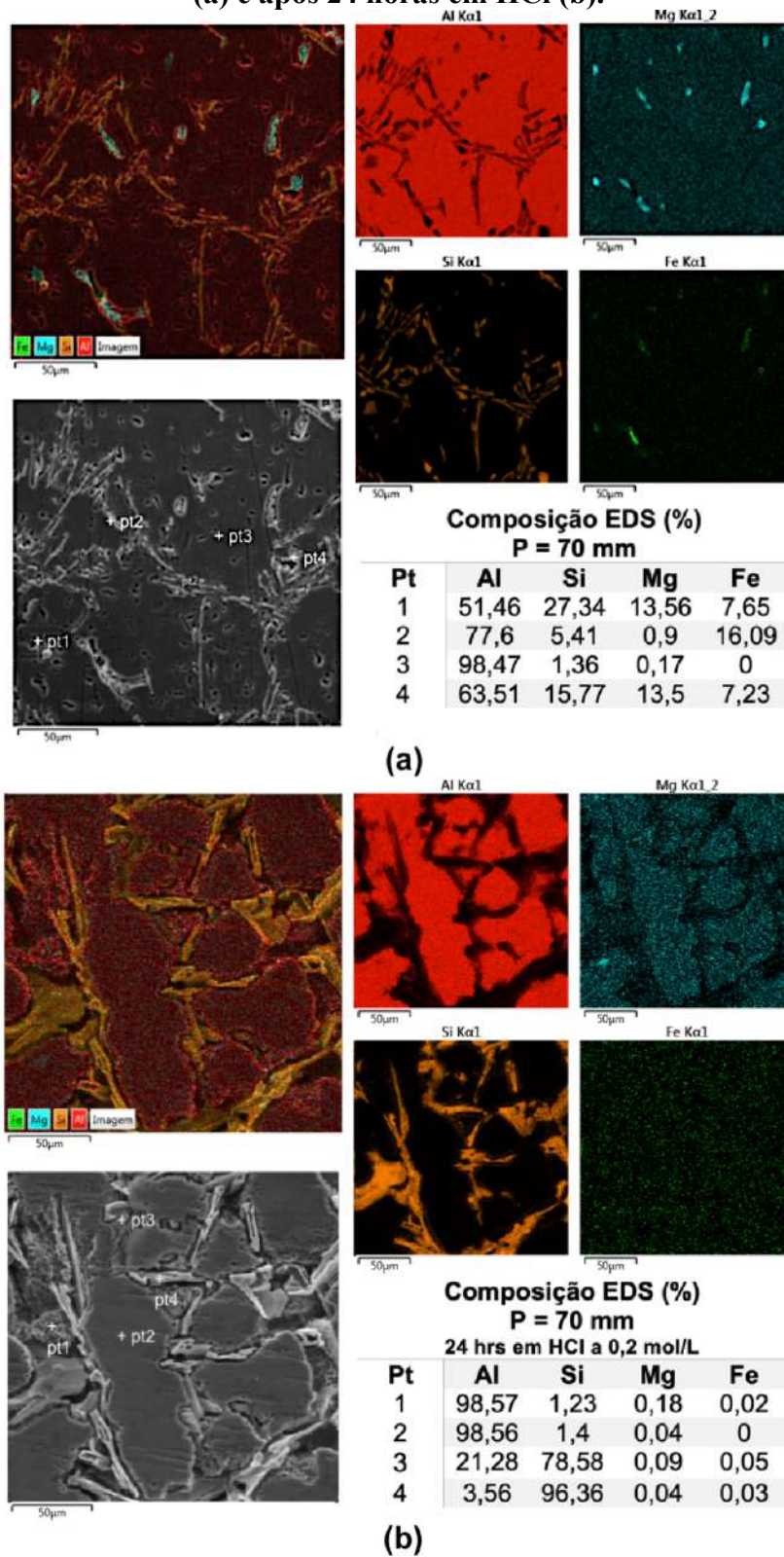
As Figuras 4.16 e 4.17 apresentam micrografias MEV com microanálise pontual por EDS de duas amostras fundidas antes e após os testes de corrosão eletroquímica, respectivamente, em duas posições de lingote utilizadas nos ensaios de corrosão eletroquímica, 4 e 70 mm, a partir da interface de transferência de calor. Os efeitos de V_L , T_R e λ_2 na resistência à corrosão da liga Al-7%Si-0,3%Mg foram inicialmente analisados por meios das imagens das micrografias reveladas por MEV/EDS, antes e após 24 horas em solução agressiva de 0,2 M de HCl, utilizada nos ensaios de corrosão eletroquímica, nas posições investigadas, apresentadas na Figura 4.16. Pode-se verificar que após o tempo na referida solução, a região interdendrítica sofreu processo corrosivo, as fases π e θ foram degradadas ficando a Al- α e partículas de Si, podendo ser essas as regiões catódicas. As Figuras 4.16 (b) 4.17 (b) apresentam o processo de corrosão eletroquímica ocorrido tanto na fase primária dendrítica (Al- α) quanto nas regiões interdendríticas, observando-se claramente que o tamanho da região dendrítica primária diminuiu devido ao citado processo.

Figura 4.16 – Micrografias eletrônicas da posição 4 mm da liga Al7%Si0,3%Mg antes (a) e após 24 horas em HCl (b).



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 4.17 – Micrografias eletrônicas da posição 70 mm da liga Al7%Si0,3%Mg antes (a) e após 24 horas em HCl (b).



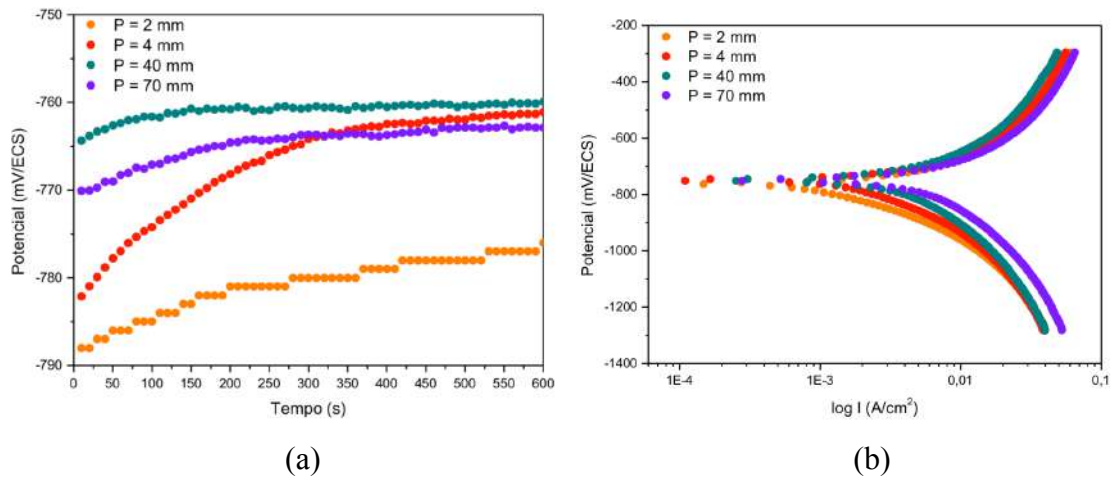
Fonte: Arquivo pessoal.

A partir das tabelas de elementos apresentadas nas Figuras 4.16 e 4.17 se verifica uma forte diminuição nas concentrações dos elementos Mg e Fe contidas nas regiões interdendríticas, com mais evidência na posição 70 mm, ou seja, para baixas T_R e maiores λ_2 . Consequentemente observou-se um aumento na quantidade de teor de Si eutético após os testes eletroquímicos, devido ao processo corrosivo dos elementos Mg e Fe contidos nas fases intermetálicas π e θ que constituem a mistura eutética ($Al_{(\alpha\text{-eutético})} + Si + \pi + \theta$). Nessas condições, os cristais de Si apresentam um comportamento catódico em relação à matriz (fase primária) bem como com os compostos intermetálicos, resultando, portanto, na corrosão da matriz rica em Al. Li e Dang (2017) realizaram estudo teórico sobre propriedades de corrosão da solução rica em Al ($Al-\alpha$) e partículas intermetálicas das ligas de Al, e segundo esses autores, a dissolução seletiva de Mg na solução de NaCl leva ao enriquecimento de Si na superfície, revelando uma morfologia de dissolução incongruente, transformando a partícula em cátodo e resultando na dissolução anódica ao redor da matriz.

Birbilis e Buchheit (2005) realizaram um estudo sobre a corrosão eletroquímica de partículas intermetálicas de ligas de alumínio em solução de NaCl, dentre as partículas investigadas, o Mg_2Si apresentou menor potencial de corrosão que o Al_2Cu . Em uma análise comparativa entre valores equivalentes do potencial de corrosão, esses autores avaliaram o comportamento individual das partículas intermetálicas versus a matriz $Al-\alpha$, no caso de Mg_2Si , os valores encontrados sugerem que essa partícula sofre extensa dissolução anódica. Barros et al. (2019), durante experimentos de corrosão eletroquímica em NaCl, mostraram que a liga $Al-3\%Cu-0,5\%Mg$ é comparativamente mais suscetível à corrosão eletroquímica do que a liga de $Al-3\%Cu$ e os autores atribuíram isso a presença mais ativa de Mg na liga ternária.

As medidas dos potenciais de circuito aberto (E_{OC}) e as respectivas curvas de polarização anódica e catódica, nas posições investigadas (2, 4, 40 e 70 mm), em meio HCl ($0,2 \text{ mol L}^{-1}$ a $25^{\circ}C$) com um tempo de imersão de 10 min para o ensaio de (E_{OC}), estão apresentadas na Figura 4.18. Observa-se para todas as amostras o aumento dos potenciais desde o início do ensaio eletroquímico até sua estabilização após um tempo (Figura 4.18 a), as posições 4, 40 e 70 mm estabilizaram-se em valores aproximados, enquanto a posição 2 mm está ligeiramente afastada, porém não sendo uma diferença significativa de comportamento, todas as amostras mantiveram o mesmo padrão.

Figura 4.18 - Gráfico do potencial de circuito aberto E_{OC} (a) e Gráfico de polarização (b) para as posições 2, 4, 40 e 70 da liga Al-7%Si-0,3%Mg.



Fonte: Arquivo pessoal.

As curvas de polarização (Figura 4.18 b) foram utilizadas para determinar experimentalmente os potenciais de corrosão (E_{CORR}) e correntes de corrosão (i_{CORR}) eletroquímicas, para cada posição investigada, através do método de extrapolação de Tafel, de acordo com as literaturas consultadas (ASTM G3-89; ASTM 102-89; ALMEIDA et al., 1998; STANSBURY; BUCHANAN, 2000; TRESEDER, 2002; MCCAFFERTY, 2003; PEREZ, 2004; YUAN et al., 2009; ZHANG et al., 2009; OSÓRIO, 2011 a, 2011 b; BRITO, 2016; PESSOA, 2017; SOARES et al., 2017), bem como a metodologia reportada no Capítulo 3. O resultados obtidos foram correlacionados com V_L , T_R e λ_2 bem como consolidados na Tabela 4.1. Nota-se que as respectivas curvas apresentam características de comportamento muito semelhantes, fato este indicativo de que o mecanismo reacional para a dissolução da liga Al-7%Si-0,3%Mg é mantido independentemente da posição da amostra.

O potencial de corrosão encontrado em estudo realizado por Soares et al. (2017), também apresentados na Tabela 4.1, foram maiores que os valores do E_{CORR} encontrados neste trabalho. Birbilis e Buchheit (2005) demonstraram que este efeito pode ser causado pelas características eletroquímicas das partículas intermetálicas presentes nas ligas de alumínio e os valores de E_{CORR} dependem da composição química, tais como aqueles formados pelos elementos Mg e Cu. Os referidos autores relataram que os intermetálicos Mg_2Si e Al_2Cu refletem a heterogeneidade eletroquímica encontrada nas ligas à base de Al-Si (Mg e Cu), onde o Al_2Cu apresenta comportamento catódico em relação ao Mg_2Si , o que explica os maiores e menores valores de E_{CORR} e i_{CORR} , respectivamente, obtidos por de Soares et al. (2017) comparados com os do presente trabalho. Portanto, os resultados

apresentados na Tabela 4.1 mostram que a resistência à corrosão da liga investigada é muito menor que as ligas Al-xCu (x = 3 e 6) estudadas por Soares et al. (2017), considerando a mesma solução de HCl, provavelmente devido à presença distinta dos compostos intermetálicos Al₂Cu e Mg₂Si nas misturas eutéicas das ligas Al-Cu e Al-Si-Mg, respectivamente.

Tabela 4.1. Valores experimentais de E_{CORR} e i_{CORR} para as ligas investigadas, determinadas por extrapolação de Tafel.

Liga	Posição da base refrigerada (mm)	V_L , T_R e λ_2 (mm/s, °C/s e μm)	E_{CORR} (mV/ECS)	i_{CORR} (mA/cm ²)	CR ($1/i_{CORR}$) (cm ² /mA)
Al-3%Cu (Soares et al. 2017)	10	$V_L = 1,65$ $T_R = 13,95$ $\lambda_2 = 15,50$	-666	0,06	16,66
	70	$V_L = 0,47$ $T_R = 0,45$ $\lambda_2 = 37,21$	-693	0,14	7,14
Al-6%Cu (Soares et al. 2017)	10	$V_L = 0,40$ $T_R = 1,58$ $\lambda_2 = 40,19$	-664	0,07	14,29
	70	$V_L = 0,24$ $T_R = 0,67$ $\lambda_2 = 87,52$	-689	0,11	9,09
Al-7%Si-0,3%Mg Presente trabalho	2	$V_L = 2,56$ $T_R = 21,39$ $\lambda_2 = 8,44$	-786	5,11	0,19
	4	$V_L = 2,05$ $T_R = 13,08$ $\lambda_2 = 10,18$	-781	6,01	0,17
	40	$V_L = 0,98$ $T_R = 2,55$ $\lambda_2 = 23,19$	-765	7,33	0,14
	70	$V_L = 0,82$ $T_R = 1,71$ $\lambda_2 = 32,50$	-770	9,44	0,11

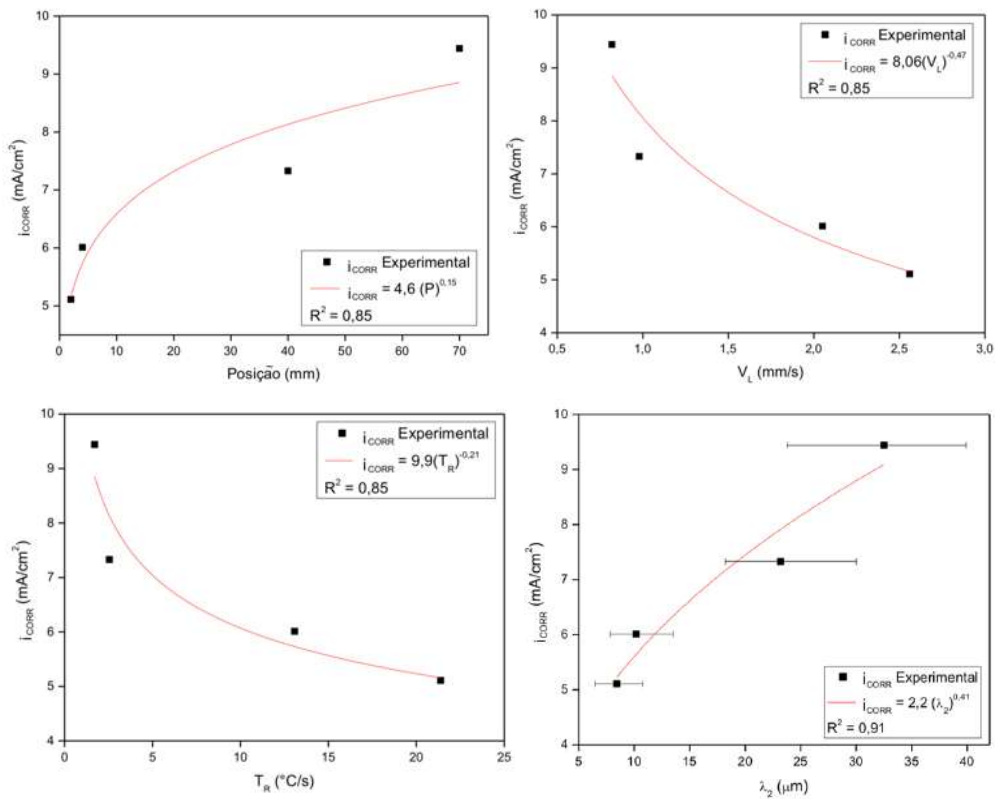
Fonte: Arquivo pessoal.

Os valores de i_{CORR} obtidos neste trabalho são muito superiores aos obtidos por Soares et al. (2017) para ligas binárias de Al-Cu solidificadas horizontalmente, conforme observado na tabela 4.1. Analisando os resultados apresentados nas Tabelas 2.6 e 4.1, nota-se que os valores de i_{CORR} obtidos na solução de HCl são muito maiores que os valores encontrados na solução de NaCl, isso ocorre devido ao HCl ser uma solução com pH baixo e facilmente ionizável em água. É importante enfatizar que, quando o HCl reage com o alumínio, uma perda substancial de metal é produzida devido à corrosão, na qual os íons cloreto (Cl⁻) atacam a superfície do metal, formando cloreto de alumínio (AlCl₃) e liberando hidrogênio. Soares et al. (2017) relataram altas taxas de liberação de hidrogênio durante testes eletroquímicos em solução de HCl (0,2 mol L⁻¹ a 25 ° C) em ligas de Al-Cu solidificadas horizontalmente. Altos

níveis de valores de i_{CORR} foram também obtidos nos resultados da literatura em testes de corrosão eletroquímica em solução de HCl (KAMAL; SETHURAMAN, 2012; Al-OTAIBI et al. 2014; KUMARI; SHETTY; RAO, 2014; HUSSIN et al., 2016; SOARES et al., 2017; CHAUBEY; SINGH; QURAIISHI, 2018; LOTO, 2018; SAEED et al., 2019).

A Figura 4.19 apresenta a correlação entre i_{CORR} com os parâmetros de solidificação V_L , T_R e λ_2 . Observa-se que a dependência de i_{CORR} como uma função dos referidos parâmetros de solidificação é caracterizada por meio de uma relação matemática, dadas pelas seguintes equações experimentais: $i_{CORR} = 4,6(P)^{0,15}$, $i_{CORR} = 8,06(V_L)^{-0,47}$, $i_{CORR} = 9,9(T_R)^{-0,21}$ e $i_{CORR} = 2,2(\lambda_2)^{-0,41}$, refletindo a maior resistência à corrosão para microestruturas mais refinadas. É importante notar que não há consenso na literatura sobre o efeito da microestruturas na resistência à corrosão de ligas de alumínio, conforme destacado na Tabela 2.6. Osório et al. (2007 a; 2007 b; 2011 a; 2011 b; 2011 c) relataram comportamentos eletroquímicos distintos tanto para ligas binárias Al-Si (2011a, 2011b) e Al-Cu (2011b, 2007b) como em ligas ternárias de AlCuSi (2011c).

Figura 4.19 – Gráficos da correlação entre corrente de corrosão e parâmetros térmicos e microestruturais.



Fonte: Arquivo pessoal.

5 CONCLUSÕES

Os resultados experimentais obtidos através do presente trabalho permitiram extrair as conclusões principais:

- (1) O mapeamento realizado pelo MEV através de EDS combinado com microanálise das composições mostrou que a microestrutura da liga Al7%Si0,3%Mg consiste em: uma fase dendrítica rica em alumínio ($Al_{(\alpha)}$) e uma mistura interdendrítica eutética composta pelas fases $Al_{(\alpha\text{-eutético})} + Si + Al_8Mg_3FeSi_6(\pi) + Mg_2Si_{(0)}$.
 - (2) Com relação as fases intermetálicas de Fe, considerando os níveis de taxas de resfriamento alcançados durante a solidificação da liga investigadas, observações realizadas nas micrografias MEV/EDS em ambas amostras fundidas e tratadas termicamente, permitiram deduzir que o composto intermetálico $\pi\text{-}Al_8Mg_3FeSi_6$ é a fase predominantemente observada nas morfologias dos tipos blocos e de escrita chinesa.
 - (3) Partículas de Si mais finas e fibrosas foram predominantemente evidenciadas em posições mais próximas à base resfriada do lingote fundido, em ambas amostras investigadas, onde os valores de T_R são maiores e de λ_2 menores. No caso das amostras fundidas, observou-se que os valores máximos de HV foram encontrados na posição igual a 100 mm, onde estão presentes as partículas de Si de morfologia tipo placa de maior tamanho e maior espessura.
 - (4) A eficácia do TT-T6, durante as etapas de solubilização e envelhecimento, nas condições assumidas, foi comprovada tanto pela esferoidização dos cristais de Si eutético, com maior evidência em amostras investigadas em posições do lingote com menores valores de λ_2 , bem como pelo endurecimento da matriz e regiões interdendríticas.
 - (5) Os resultados obtidos a partir das medidas de HV em amostras fundidas e tratadas termicamente, permitiram caracterizar a dependência de HV como uma função do tempo de envelhecimento por meio de expressões matemáticas dadas por $HV = 120,5 - 43,77 (t_{env})^{-1/2}$ e $HV = 114,1 - 43,27 (t_{env})^{-1/2}$.
 - (6) No que se refere às propriedades de tensão, observou-se maiores valores do limite de resistência à tração (LRT) nas amostras tratadas termicamente, confirmando, portanto, os resultados de HV. O LRT bem como o AL% não foram significativamente afetados pela variação de λ_2 .
-

- (7) Quanto aos resultados dos testes eletroquímicos, constatou-se que o processo de corrosão ocorreu em ambas as regiões, tanto nas fases primária e eutética, observando que o tamanho da região dendrítica primária diminuiu devido à corrosão eletroquímica no entorno das fases rica em Al e secundária.
- (8) Devido ao processo corrosivo, notou-se uma grande diminuição dos elementos Mg e Fe nas regiões interdendríticas, contidas na fases intermetálicas $Al_8Mg_3FeSi_6$ (π) + Mg_2Si (θ), aumentando a quantidade do teor de Si na mistura eutética. Isto permitiu deduzir que os cristais de Si se comportam de forma catódica em relação à matriz bem como às referidas fases intermetálicas.
- (9) A associação entre os parâmetros de solidificação com a densidade de corrosão eletroquímica foram estabelecidas por equações matemáticas dadas por $i_{CORR} = 4,6(P)^{0,15}$, $i_{CORR} = 8,06(V_L)^{-0,47}$, $i_{CORR} = 9,9(T_R)^{-0,21}$ e $i_{CORR} = 2,2(\lambda_2)^{-0,41}$.
-

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Ampliar as investigações deste estudo no que tange aos efeitos de parâmetros térmicos e estruturais de solidificação para outros sistemas de ligas, com composições de silício e magnésio distintas das do presente trabalho;
 2. Aprofundar investigações a respeito do tratamento térmico T6, fazendo uma varredura maior do tempo de envelhecimento, e também do tempo de solubilização para analisar os impactos nas propriedades da liga estudada;
 3. Estender os estudos em relação à corrosão da liga em diferentes ensaios eletroquímicos, como por meio de espectroscopia de impedância eletroquímica e também testes de liberação de hidrogênio, para buscar compreender melhor a cinética química envolvida na corrosão de ligas, assim como explorar ensaios em diferentes meios salinos ou alcalinos;
 5. Realização de ensaios eletroquímicos em amostras da liga Al-7%Si-0,3%Mg após tratamento térmico e comparar os resultados para verificação da diferença nas propriedades de resistência a corrosão da liga;
 6. Realização de ensaio de tração em maior número amostras mais próximas à base refrigerada, onde ocorre maior variação da taxa de resfriamento, assim como a obtenção e análise de outros dados como tenacidade e resiliência.
-

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACER, E.; ÇADIRLI, E.; EROL, H.; GUNDUZ, M. **Effect of Growth Rate on the Microstructure and Microhardness in a Directionally Solidified Al-Zn-Mg Alloy.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 47, p. 3040-3051, 2016.

AMMAR, H. R.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; AL-AHMARI, A. M. A. **Aging behavior of 359- type Al-9%Si-0.5%Mg casting alloys.** Journal of Materials Science, v. 47, p. 1331-1338, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B917:** Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum Alloys. Philadelphia, 2001.

_____. **ASTM E384:** Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. Philadelphia, 1999.

_____. **ASTM E8 / E8M-16a:** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, 2016.

_____. **ASTM G102-89:** Standard practice for calculation of corrosion rates and related information from electrochemical measurements. Philadelphia, 2010.

_____. **ASTM G3-89:** Standard practice for conventions applicable to electrochemical measurements in corrosion testing. Philadelphia, 2010.

AMIN, M.; REHIM, S. S. A.; EL-LITHY, A. S. **Corrosion, passivation and breakdown of passivity of Al and Al-Cu alloys in gluconic acid solutions.** Electrochimica Acta, v. 55, p. 5996-6003, 2010.

ANDRE, P. **Avaliação da Resistência à corrosão em função da Microestrutura Bruta de fusão de liga diluída de Alumínio-Nióbio.** Dissertação de mestrado em Integridade de Materiais na Engenharia, UNB, Brasília, 2018.

ARAÚJO, E. C.; BARROS, A. S.; KIKUCHI, R. H.; SILVA, A. P.; GONÇALVES, F. A.; MOREIRA, A. L.; ROCHA, O. L. **The role of Si and Cu alloying elements on the dendritic growth and microhardness in horizontally solidified binary and multicomponent aluminum-based alloys.** Metallurgical and Materials Transactions. A, v. 48 A, p. 1163-1175, 2017.

ARAÚJO, R. L. M.; KIKUCHI, R. H. L.; BARROS, A. S.; GOMES, L. G.; MOUTINHO, D. J. C.; GONÇALVES, F. A.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. L. **Influence of upward and horizontal growth direction on microstructure and microhardness of an unsteady-state directionally solidified Al-Cu-Si alloy.** Revista Materia, p. 260-269, 2016.

ARES, A. E.; GASSA, L. M.; SCHVEZOV, C. E.; ROSENBERGER, M. R. **Corrosion and wear resistance of hypoeutectic Zn–Al alloys as a function of structural features.** *Materials Chemistry and Physics*, v. 136 p. 394-414, 2012.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.** ASM International (American Society for Metals), v. 2, Materials Park, Ohio, USA, 1992.

AZEVEDO, H. M.; MACHADO, G. H.; BARBOSA, C. R.; ROCHA, F. S.; COSTA, R. B.; COSTA, T. A.; ROCHA, O. L. **Microstructural Development of an AlNiBi Alloy and Influence of the Transient Horizontal Solidification Parameters on Microhardness.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 0, p. 1-13, 2018.

BACKRUD, L.; CHAI, G.; TAMMINEM, J. **Solidification characteristics of aluminum alloys.** *Foundry Alloys*, AFS, Des Plaines Illinois, 1990.

BARBOSA, C. R.; LIMA, O. M.; MACHADO, G. M. H.; AZEVEDO, H. A. M.; ROCHA, F. S.; BARROS, A. S.; ROCHA, O. F. L. **Relationship Between Aluminum-Rich/Intermetallic Phases and Microhardness of a Horizontally Solidified AlSiMgFe Alloy.** *Materials Research*, v. 22, n. 1, p. 1-12, 2018.

BARBOSA, C. R.; MACHADO, G. H.; AZEVEDO, H. M.; ROCHA, F. S.; FILHO, J. C.; PEREIRA, A. A.; ROCHA, O. **Tailoring of Processing Parameters, Dendritic Microstructure, Si/Intermetallic Particles and Microhardness in As-cast and Heat-Treated Samples of Al7Si0.3Mg Alloy.** *Metals and Materials International*, 2019.

BARROS, A.; CRUZ, C.; SILVA, A. P.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.; ROCHA, O.; MOREIRA, A. **Horizontally Solidified Al–3 wt%Cu–(0.5 wt%Mg) Alloys: Tailoring Thermal Parameters, Microstructure, Microhardness, and Corrosion Behavior.** *Acta Metallurgica Sinica*, v. 32, p. 695-709, 2019.

BARROS, A. S. **Solidificação Horizontal das ligas Al-3%Cu e Al-3%Cu-0,5%Mg: Estrutura dendrítica, microdureza, resistência à corrosão e Aplicação do Tratamento Térmico T6 na liga ternária.** *Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, Belém*, 2018.

BARROS, A.; MAGNO, I. SOUZA, F.; MOTA, C.; MOREIRA, A.; SILVA, M.; ROCHA, O. **Measurements of Microhardness During Transient Horizontal Directional Solidification of Al-Rich Al-Cu alloys: Effect of Thermal Parameters, Primary Dendrite Arm Spacing and Al₂Cu Intermetallic Phase.** *Metals and Materials International*, v. 21, p. 429-439, 2015.

BERTELLI, F.; BRITO, C.; FERREIRA, I. L.; REINHART, G.; THI, H. N.; NOEL, N. M.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al–Sn–(Si;Cu) alloys.** *Materials and Design*, v. 72, p. 31–42, 2015.

BERTELLI, F.; CHEUNG, N.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Evaluation of Thermophysical Properties of Al- Sn-Si Alloys Based on Computational**

Thermodynamics and Validation by Numerical and Experimental Simulation of Solidification. The Journal of Chemical Thermodynamics, v. 98, p. 9-20, 2016.

BIRBILIS, N.; BUCHHEIT, R. G. **Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys: An Experimental Survey and Discussion.** Journal of The Electrochemical Society, v. 152, p. 140-151, 2005.

BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady state heat flow of unidirectionally binary alloys.** Metallurgical and Materials Transactions B, v. 28, p. 651-663, 1997.

BRITO, C.; REINHART, G.; NGUYEN-THI, H.; MANGELINCK-NOËL, N.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. **High Cooling Rate Cells, Dendrites, Microstructural Spacings and Microhardness in a Directionally Solidified Al-Mg-Si Alloy.** Journal of Alloys and Compounds, v. 636, p. 145-149, 2015.

BRITO, C. C. **Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão.** Tese de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2016.

BRITO, C.; VIDA, T.; FREITAS, E.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. **Cellular/dendritic arrays and intermetallic phases affecting corrosion and mechanical resistances of an Al-Mg-Si alloy.** Journal of Alloys and Compounds, v. 673, p. 220-230, 2016.

ÇADIRLI, E. **Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys.** Metals and Materials Internacional, v. 19, p. 411-422, 2013.

ÇADIRLI, E.; GÜNDÜZ M. **The directional solidification of Pb-Sn alloys,** Journal of Materials Science, v. 35, p. 3837-3848, 2000.

CANTÉ, M.V.; BRITO, C.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A. **Interrelation of Cell Spacing, Intermetallic Compounds and Hardness on a Directionally Solidified Al-1.0Fe-1.0Ni Alloy.** Materials & Design, v. 51, p. 342-346, 2013.

CARVALHO, D.B.; GUIMARÃES, E. C.; MOREIRA, A.L.; MOUTINHO, D. J.; DIAS FILHO, J.M.; ROCHA, O. L. **Characterization of the Al-3wt.%Si alloy in unsteady-state horizontal directional solidification.** Materials Research, v. 16, p. 874-883, 2013.

CARVALHO, D. L. B.; COSTA, T. A. P. S.; A.L.S. MOREIRA, T. A. P. S.; SILVA, M. A. P. S.; DIAS FILHO, J. M.; MOUTINHO, D. J. C.; ROCHA, O. F. L. **Solidification thermal parameters and dendritic growth during the horizontal directional solidification of Al-7wt.%Si alloy.** Revista Escola de Minas, v. 67, p. 265-270, 2014.

CARVALHO, D.; RODRIGUES, J.; SOARES, D.; AVIZ, J.; BARROS, A.; SILVA, M.; ROCHA, O.; FERREIRA, I.; MOREIRA, A. **Microindentation Hardness-Secondary Dendritic Spacings Correlation with Casting Thermal Parameters in an Al-9wt.%Si Alloy.** Journal of Materials Science, v. 24, p. 18-23, 2018.

CASTANHO, M. A. P.; GOULART, P.R.; BRITO, C.; SPINELLI, J. E.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Steady and unsteady state peritectic solidification**. Materials Science and Technology, v. 0, 2014.

CHALMERS, B. **The structure of ingots**. The Journal of the Australian Institute of Metals, v. 8, p. 255, 1968.

CHAUDHURY, S. K.; WANG, L.; APELIAN, D. **Fluidized bed reactor heat treatment of A356 alloy: microstructure analysis and mechanical properties**. Transactions of the American Foundry Society, p. 289-304, 2004.

CHEN, R.; XU, Q.; GUO, H.; XIA, Z.; WU, Q.; LIU, B. **Correlation of solidification microstructure refining scale, Mg composition and heat treatment conditions with mechanical properties in Al-7Si-Mg cast aluminum alloys**. Materials Science Engineering A, v. 685, p. 391-402, 2017.

CHEN, R.; SHI, Y.; XU, Q.; LIU, B. **Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy**. Transactions Nonferrous Metals Society of China, v. 24, p. 1645-1652, 2014.

CLOSSET, B.; GRUZLESKI, J. E. **Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium**. Metallurgical Transactions A, v. 13A, p. 945-951, 1982.

COSTA, T. A.; MOREIRA, A. L.; MOUTINHO, D. J.; DIAS, M.; FERREIRA, I. L.; SPINELLI, J. E.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Growth direction and Si alloying affecting directionally solidified structures of Al-Cu-Si alloys**. Materials Science and Technology, v. 31, p. 1103-1112, 2015 a.

COSTA, T. A. C; FREITAS, E. S.; DIAS, M.; BRITO, C.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Monotectic Al-Bi-Sn alloys directionally solidified: Effects of Bi content, growth rate and cooling rate on the microstructural evolution and hardness**. Journal of Alloys and Compounds, v. 653, p. 243-254, 2015 b.

COSTA, T. A.; DIAS FILHO, M.; GOMES, L. G.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al-Si-Cu alloy**. Journal of Alloys and Compounds, v. 683, p. 485-494, 2016.

COUTINHO, T. D. A. **Metalografia de Não-Ferrosos/Análise e Prática**. São Paulo - SP: Edgar Blucher, 1980.

CRUZ, K. S.; MEZA, E.S.; FERNANDES, F.A.P.; QUARESMA, J.M.V.; CASTELETTI, L.C.; GARCIA, A. **Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behavior of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 41, p. 972-984, 2010.

DAMBORENEA, J.J. **Mejora de la Resistencia la Corrosión de Materiales Metálicos Mediante Tratamiento Láser**, Revista Metalúrgica de Madrid, pp.63-67, 1999.

DAVIS, J. R. **Aluminum and aluminum alloys**. ASM Specialty Handbook. ASM International, 1994.

DIAS FILHO, J. M.; KIKUCHI, R. H.; COSTA, T.A. P. S.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. L. **Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu**. Revista Materias, p.47-63, 2015.

DING, G. L.; TEWARI, S. N. **Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic**. Journal of Crystal Growth, v. 236, p. 420-428, 2002.

DINNIS, C. M.; TAYLOR, J. A.; DAHLE, A. K. **As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys**. Scripta Materialia, v. 53, p. 955–958, 2005.

DJURDJEVIC, M.; STOCKWELL, T.; SOKOLOWSKI, J. **The effect of strontium on the microstructure of the aluminium-silicon and aluminium-copper eutectics in the 319 aluminium alloy**. International Journal of Cast Metals Research, v. 12, p. 67-73, 1999.

DONG, P.; SUN, D.; WANG, B.; ZHANG, Y.; LI, H. **Microstructure, microhardness and corrosion susceptibility of friction stir welded AlMgSiCu alloy**. Materials and Design, v. 54, p. 760-765, 2014.

EMADI, D.; WHITING, L. V.; SAHOO, M.; SOKOLOWSKI, J. H.; BURKE, P.; HART, M.; CREPEAU, P.N. **Optimal heat treatment of A356.2 alloy**. Crepeau, P.N. (Eds.), Light Metals, p. 983-989, 2003.

ENGIN, S.; BÜYÜK, U.; MARAŞLI, N. **The effects of microstructure and growth rate on microhardness, tensile strength, and electrical resistivity for directionally solidified Al–Ni–Fe alloys**. Journal of Alloys and Compounds, v. 660, p. 23-31, 2016.

ESPINOZA-CUADRA, J.; GALLEGOS-ACEVEDO, P.; MANCHA-MOLINAR, H.; PICADO, A. **Effect of Sr and solidification conditions on characteristics of intermetallic in Al-Si 319 industrial alloys**. Materials and Design, v. 31, p. 343-356, 2010.

FARIA, J. D.; BRITO, C.; COSTA, T. A. P. S.; VERISSIMO, N. C.; SANTOS, W. L. R.; DIAS FILHO, J. M. S.; GARCIA, A.; CHEUNG, N. **Influência na Microestrutura e na Microdureza Decorrente da Adição de 4%Ag na Liga Al-4%Cu Solidificada Unidirecionalmente**. Matéria (UFRJ), v. 20, p. 992-1007, 2015.

FERREIRA, I. L.; SIQUEIRA, C.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. **Theoretical and Experimental Analysis of Inverse Segregation During Unidirectional Solidification of an Al6.2wt%Cu alloy**. Scripta Materialia, v.49, p. 339-344, 2003

FERREIRA, I.L.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A. **Gravity-driven inverse segregation during transient upward directional solidification of Sn–Pb hypoeutectic alloys**. Journal of Alloys and Compounds v, 475 p. 396–400, 2009.

FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing**. Editora McGraw-Hill, New York, 1974.

- FURLAN, T. S. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2008.
- GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, Editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2007.
- GENTIL, V. **Corrosão**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, 2011.
- GEYING, A.; LIXIN, L. **Dendrite spacing in unidirectionally solidified Al-Cu alloy**. Journal of Crystal Growth v. 80 p. 383-392, 1987.
- GOMES, M. R; BRESCIANI FILHO, E. **Propriedades e usos de metais não-ferrosos**. São Paulo: ABM, 1976.
- GOMES, C. H. U.; KIKUCHI, R. H. L.; BARROS, A. S.; SILVA, J. N. S.; SILVA, M. A. P. S.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. L. **On the Natural Convection in the Columnar to Equiaxed Transition in Directionally Solidified Aluminum-based Binary and Multicomponent Alloys**. Materials Research, 2015 a.
- GOMES, L. G.; MOUTINHO, D. J.; FERREIRA, I. L.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **The growth of secondary dendritic arms in directionally solidified Al-Si-Cu alloys: a comparative study with binary Al-Si alloys**. Applied Mechanics and Materials, v. 719, p. 102-105, 2015 b.
- GRUZLESKI, J.E. **The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys**. Des Plaines, American Foundrymen's Society, p. 25-91, 1990.
- GUIMARÃES, E. C. **Influência de Parâmetros Térmicos e Espaçamentos Dendríticos Secundários na Microdureza de Ligas Hipoeutéticas Al-Si Direcionalmente Solidificadas Sob Condições Transientes**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará, Belém, 2014.
- GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. **Directional solidification of aluminium-copper alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 327, p. 167-185, 2002.
- GUPTA, A. K.; LLOYD, D. J.; COURT, S. A. **Precipitation hardening processes in an Al-0.4%Mg-1.3%Si-0.25%Fe Aluminum Alloy**. Materials Science and Engineering A, v. 301, p.140-146, 2001.
- GUSTAFSSON, G.; THORVALDSSON, T.; DUNLOP, G. L. **The influence of Fe and Cr on the microstructure of cast Al-Si-Mg alloys**. Metallurgical Materials Transaction A, v. 17, p. 45-52, 1986.
- HALL, E. O. **The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results**. Proceedings of the Physical Society, v. 64, 1951.
- HERNANDEZ, F. C. R.; RAMÍREZ, J. M. H.; MACKAY, R. **Al-Si Alloys: Automotive, Aeronautical, and Aerospace Applications**. Springer International Publishing AG, 2017.
-

- HUNT, J. D.; **Keynote address: Cellular and primary dendrite spacings, International Conference on Solidification and Casting of Metals**, London, Metals Society, p. 3-9, 1979.
- HUNT, J. D.; LU, S. Z. **Numerical modeling of cellular array growth: spacing and structure predictions**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, p. 611-623, 1996.
- KAYA, H.; ÇADIRLI, E.; BÖYÜK, U.; MARASLI, N. **Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys**. Applied Surface Science, v. 255, part 2, p. 3071–3078, 2008.
- KIM, H.Y.; HAN, S.W.; LEE, H.M. **The Influence of Mn and Cr on the Tensile Properties of A356-0.20Fe Alloy**. Materials Letters, v. 60, p. 1880-1883, 2006.
- KURZ, W.; FISHER, J. **Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip and Spacing**, Acta Metallurgica, v. 29, p. 11-20, 1981.
- KURZ, W.; FISHER, D. J. **Fundamentals of solidification**. Switzerland: Trans Tech Public., p. 85-90, 1984 / 1986 / 1989 /1992.
- LANDOLT, D. **Corrosion and Surface Chemistry of Metals**. 1a ed., EPFL Press, 2006.
- LAWRENCE, J. K. et al. **Metals handbook: corrosion**. Ohio: ASM International, v.13, 1992.
- LIMA, N. A. G. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. Dissertação de Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal, 2012.
- LIMA, J. O. M. **Efeito dos Parâmetros Térmicos na Microestrutura e Microdureza da Liga Al7Si0.3Mg (0.15Fe) Via Solidificação Horizontal Transiente**. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais, IFPA, Belém, Pará, 2018.
- LIMA, J. O.; BARBOSA, C. R.; MAGNO, I. A. B.; NASCIMENTO, J. M.; BARROS, A. S.; OLIVEIRA, M. C.; SOUZA, F. A.; ROCHA, O. L. **Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 28, p. 1073-1083, 2018.
- LI, J.; DANG, J. **A Summary of Corrosion Properties of Al-Rich Solid Solution and Secondary Phase Particles in Al Alloys**. Metals, v. 7, p. 2-19, 2017.
- LI, Z.; SAMUEL, A. M; SAMUEL, F. H.; RAVINDRAN, C.; VALTIERRA, S. **Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys**. Journal of Materials Science, v. 38, p. 1203-1218, 2003.
- LOPES, C. F. T. **Estudo do tratamento de solubilização da liga de Al 354.0**. Dissertação de Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2008.
- MAGNO, I. A. B. **Efeito do tratamento térmico T6 na microestrutura e microdureza de uma liga de alumínio 319.1 solidificada horizontalmente**. Dissertação de Mestrado em
-

Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.

MAGNO, I. A.; SOUZA, F. A.; COSTA, M. O.; NASCIMENTO, J. M.; SILVA, A. P.; COSTA, T. S.; ROCHA, O. L. **Interconnection between the solidification and precipitation hardening processes of an AlSiCu alloy**. Materials Science and Technology, v. 35, p. 1-16, 2019.

MANENTE, A.; TIMELLI, G. **Optimizing the Heat Treatment Process of Cast Aluminium Alloys**. Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys, cap. 9, p. 197-221, 2011.

MCCAFFERTY, E. **Sequence of steps in the pitting of aluminum by chloride ions**. Corrosion Science, v. 45, n. 7, p. 1421-1438, 2003.

MCCARTNEY, D. G.; HUNT, J. D. **Measurements of cells and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys**. Acta Metallurgica, v. 29, p. 1851-1863, 1981.

MOURA, I. T. L.; SILVA, C. L. M.; CHEUNG, N.; GOULART, P.R.; GARCIA, A.; SPINELLI, J.E. **Cellular to dendritic transition during transient solidification of a eutectic Sn-0.7 wt%Cu solder alloy**. Materials Chemistry and Physics, v. 132, p. 203-209, 2012.

MOREIRA, P. S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0)**. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais da Rede Temática em Engenharia de Materiais - REDEMAT - Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, 2011.

NATISHAN, P. M.; O'GRADY, W. E. **Chloride Ion Interactions with Oxide-Covered Aluminum Leading to Pitting Corrosion: A Review**. Journal of The Electrochemical Society, v. 161, n. 9, p. 421-432, 2014.

NOGUEIRA, M. R.; CARVALHO, D. B.; MOREIRA, A. L.; DIAS FILHO, J. M.; ROCHA, O. L. **Espaçamentos dendríticos primários da liga Sn-5%Pb solidificada direcionalmente em um sistema horizontal**. Revista Matéria v.17 n. 2 p.1009-1023, 2012.

OGRIS, E.; WAHLEN, A.; LUCHINGER, H.; UGGOWITZER, P. J. **On the silicon spheroidization in Al-Si alloys**. Journal of Light Metals. v. 2, p. 263-269, 2002.

OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys**, Journal of Crystal Growth, v. 129, pp. 137-146, 1975.

OLIVEIRA, G. R. V. **Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn**. Dissertação de Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2012.

OLIVEIRA, R. O. M.; ROCHA, O. F. L. **Tratamento Térmico de Precipitação - T6 aplicado em roda de liga leve de motocicleta**. HOLOS, v. 5, p. 372-382, 2014.

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition.** *Materials Science and Engineering A*, v. 325, p. 103-111, 2002.

OSÓRIO, W. R. R.; SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. **Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings.** *Journal of materials processing technology*, v. 143, p. 703 – 709, 2003.

OSÓRIO, W. R. R. **Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão.** Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM, Campinas, São Paulo. 2004.

OSÓRIO, W. R. R.; FREIRE, C. M.; GARCIA, A. **The roles of macrosegregation and of dendritic array spacings on the electrochemical behavior of an Al-4.5 wt.% Cu alloy.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 397, p. 179–191, 2005.

OSÓRIO, W. R.; SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **The roles of macrosegregation and of dendritic array spacings on the electrochemical behavior of an Al-4.5 wt.% Cu alloy.** *Electrochimica Acta*, v. 52, p. 3265–3273, 2007 a.

OSÓRIO, W. R.; SPINELLI, J. E.; BOEIRA, A. P.; FREIRE, C. M.; GARCIA, A. **The influences of macrosegregation, intermetallic particles, and dendritic spacing on the electrochemical behavior of hypoeutectic Al-Cu alloys.** *Microscopy Research and Technique*, v. 70, p. 928-937, 2007 b.

OSÓRIO, W. R.; SIQUEIRA, C. A.; SANTOS, C.A.; GARCIA, A. **The correlation between electrochemical corrosion resistance and mechanical strength of As-cast Al-Cu and Al-Si alloys.** *International Journal of Electrochemical Science*, v. 6, p. 6275-6289, 2011 a.

OSÓRIO, W. R.; MOUTINHO, D. J.; PEIXOTO, L. C.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Macrosegregation and microstructure dendritic array affecting the electrochemical behaviour of ternary Al-Cu-Si alloys.** *Electrochimica Acta*, v. 56, p. 8412-8421, 2011 b.

OSÓRIO, W. R.; PEIXOTO, L. C.; MOUTINHO, D. J.; GOMES, L. G.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Corrosion resistance of directionally solidified Al-6Cu-1Si and Al-8Cu-3Si alloys castings.** *Materials and Design*, v. 32, p. 3832-3837, 2011 c.

OSÓRIO, W. R.; FREIRE, C. M.; CARAM, R.; GARCIA, A. **The role of Cu-based intermetallics on the pitting corrosion behavior of Sn-Cu, Ti-Cu and Al-Cu alloys.** *Electrochimica Acta*, v. 77, p. 189-197, 2012.

OUELLET, P.; SAMUEL, F. H. **Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type aluminium casting alloys.** *Journal of Materials Science*, v. 34, p. 4671-4697, 1999.

OZBAKIR, E. **Development of aluminum alloys for diesel-engine applications.** Thesis, McGill University, Canada, v. 560, p. 130, 2008.

PARAY, F. **Heat treatment and mechanical properties of aluminum-silicon modified alloys.** National Library of Canada, v. 1, 1992.

- PARK, H.; SZPUNAR, J.A. **The role of texture and morphology in optimizing the corrosion resistance of zinc-based eletrogalvanized coatings.** Corrosion Science, v. 40, p. 525-545, 1998.
- PARREIRAS, L. G. S. **Avaliação dos Esforços de Corte no Torneamento da Liga de Alumínio Silício (A356) com Diferentes Anteligas.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João del-Rei, 2014.
- PEDERSEN, L.; ARNBERG, L. **The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 32, p. 525-532, 2001.
- PERES, M. D.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions.** Journal of Alloys and Compounds, v. 381, p. 168-181, 2004.
- PEREZ, N. **Electrochemistry and corrosion science.** Kluwer Academic Publishers, Boston, 2004.
- PETCH, N. J. **The cleavage strength of polycrystals.** Journal of the Iron and Steel Institute, v. 174, p. 25-28, 1953.
- POIRIER, D. R.; YEUN, K.; MAPLES, A. C. **A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 18, p. 1979-1987, 1987.
- QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. **Correlation Between Unsteady State Solidification Conditions, Dendrite Spacing and Mechanical Properties of AlCu Alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, pp. 3167-3178. 2000.
- RAPPAZ, M.; BOETTINGER, W. J. **On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients.** Acta Materialia, v. 47, p. 3205-3219, 1999.
- REHIM, S. S. A.; HASSAN, H. H.; AMIN, M. A. **Corrosion inhibition study of pure Al and some of its alloys in 1.0 M HCl solution by impedance technique.** Corrosion Science, v. 46, p. 5-25, 2004.
- REZA, A.; KEMAL, A.; MARKEY, P. E. **Runaway reactions in aluminum, aluminum chloride, HCl, and steam: An investigation of the 1998 CONDEA Vista explosion in Maryland.** Process Safety Progress, v. 21, p. 261-267, 2002.
- RIOS, C. T.; CARAM, R. **Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in na Al-Si-Cu.** Journal of Crystal Growth, v. 174, p. 65-69, 1997.
- ROCHA, O. F. L. **Análise Teórico-Experimental da Transição Colunar/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidireccional em Condições de Fluxo de Calor Transitório.** Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM, Campinas, 2003.
- ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Heat flow parameters dendrite spacings during unsteady state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34, p. 995-1006, 2003.
-

ROCHA, O. L.; DIAS FILHO, J.M.; COSTA, T.A.; VASCONCELOS, A.J; MOREIRA, A.L.; KIKUSHI, R. **Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde e variáveis térmicas na solidificação direcional horizontal da liga Al-6%Cu.** Holo v. 5, p. 28-39, 2013.

RODRIGUES, A. V. **Correlações entre Microestruturas de Solidificação e Resistência Mecânica e à Corrosão de Ligas Al-Cu-Ni.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, 2017.

RODRIGUES, J. R. P. **Efeito da Composição nos Parâmetros Térmicos e Estruturais de Ligas Al-Mg Solidificadas Unidirecionalmente.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, 2007.

ROMETSCH, P. A.; ARNBERG, L.; ZHANG, D. L. **Modelling dissolution of Mg₂Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys.** International Journal of Cast Metals Research, v. 12, p. 1-8, 1999.

ROOY, E. L. **Metals handbook.** 9 ed, Materials Park. ASM International, p. 743-770, 1998.

ROSA, D. M. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória.** Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM, Campinas, 2007.

ROSA, D. M.; SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Cellular/dendritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 39 p. 2161-2174, 2008.

SAKKA, S.; KOZUKA, H.; ALMEIDA, M. R. **Handbook of sol-gel science and technology.** Springer Science & Business Media, v. 3, Berlim, 2005.

SAMUEL, A. M.; GAUTHIER, F. H.; SAMUEL, H. **Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al₂Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27, p. 1785-1798, 1996.

SANTOS, H. O.; REIS, F. M.; KUNIOSHI, C. T.; ROSSI, J. L.; COSTA, I. **Corrosion performance of Al-Si-Cu hypereutectic alloys in a synthetic condensed automotive solution.** Materials Research, v. 8, n. 2, p. 155-159, 2005.

SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. **Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings.** Journal of Alloys and Compounds, v. 319, p. 174–186, 2001.

SERÉ, P. R.; CULCASI, J. D.; ELSNER, C.I.; DISARLI, A. R. **Relationship between texture and corrosion resistance in hot-dip galvanized steel sheets.** Surface and Coatings Technology, v. 122, p. 143-149, 1999.

SCHWEITZER, P.A. **Fundamentals of metallic corrosion: Atmospheric and media corrosion of metals.** CRC Press Taylor & Francis Group, Boca Raton, 2007.

- SHABESTARI, S. G. **The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon alloys.** *Materials Science and Engineering*, v. 383, p. 289-298, 2004.
- SHABESTARI, S. G.; MOEMENI, H. **Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 153, p. 193–198, 2004.
- SHAO, M.; FU, Y.; HU, R.; LIN, C. **A study on pitting corrosion of aluminium alloy 2024T3 by scanning microreference electrode technique.** *Materials Science and Engineering*, article in press, 2003.
- SHIVKUMAR, S.; KELLER, C.; APELIAN, D. **Aging behavior in cast Al-Si-Mg alloys.** *AFS Transactions*, v. 98, p. 905-911, 1990 a.
- SHIVKUMAR, S.; RICCI JR, S.; APELIAN, D. **Influence of solution and simplified supersaturation treatment on tensile properties of A356 alloy.** *AFS Transactions*, v. 98, p. 913-922, 1990 b.
- SHIVKUMAR, S.; RICCI, S.; KELLER, C.; APELIAN, D. **Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys.** *Journal of Heat Treating*, v.8, n.1, p. 63-70, 1990 c.
- SHREIR, L. L.; JARMAN, R. A.; BURSTEIN, G. T. **Corrosion.** 3 ed. Butterworth Heinemann, Oxford, 1998.
- SILVA, B. L.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. **Sn-0.7wt%Cu-(xNi) alloys: Microstructure- Mechanical Properties Correlations with Solder/Substrate Interfacial Heat Transfer Coefficient.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 632, p. 274-285, 2015.
- SILVA, J. N.; MOUTINHO, D. J.; MOREIRA, A. L.; FERREIRA, I. L.; ROCHA, O. L. **The columnar to equiaxed transition during the horizontal directional solidification of Sn-Pb alloys.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 478, p. 358-366, 2009.
- SILVA, J. N. S. **Projeto, construção e aferição de um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado à água.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.
- SILVA, A. P.; FREITAS, E. S.; GOULART, P. R.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. **On the growth of the minority phase during downward transient directional solidification of hypomonotectic and monotectic Al-Pb alloys.** *Journal of Materials Science* v. 47, p. 5581-5589, 2012.
- SILVA, J. N.; MOUTINHO, D. J.; MOREIRA, A. L.; FERREIRA, I. L.; ROCHA, O. L. **Determination of heat transfer coefficients at metal–mold interface during horizontal unsteady-state directional solidification of Sn–Pb alloys.** *Materials Chemistry and Physics*, v. 130, p. 179–185, 2011.
-

- SINGH, A. K.; BASU, B.; GHOSH, A. **Experimental investigation of macrosegregation during vertical solidification of lead–tin alloys.** Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 65, p. 85–96, 2012.
- SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 33, p. 2107-2118, 2002.
- SJÖLANDER, E. **Heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys.** Chalmers University of Technology, 2011.
- SJÖLANDER, E.; SEIFEDDINE, S. **The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v. 210, p. 1249-1259, 2010.
- SLUNDER, C. J.; BOYD, W.K. **Zinc: Its corrosion resistance.** Battelle Memorial Institute, 1st edition, International Lead Zinc Research Organization, Ohio, p. 194, 1971.
- SMITH, W.F. **Princípios de Ciencia e Engenharia dos Materiais.** McGraw-Hill: Portugal, 1998.
- SOARES, D. C. B. L.; BARROS, A. S.; DIAS, M.; MOREIRA, A. L. S.; CARDOSO, J. C.; SILVA, A. P.; ROCHA, O. L. **The role of thermal and microstructural parameters on corrosion resistance of unsteady-state horizontally solidified aluminum-copper hypoeutectic alloys.** International Journal of Electrochemical Science, v. 12, p. 413-428, 2017.
- SOUZA, F. A.; MAGNO, I. A.; COSTA, M. O.; BARROS, A. S.; NASCIMENTO, J. M.; CARVALHO, D. B.; ROCHA, O. L. **Unsteady-State Horizontal Solidification of an Al–Si–Cu–Fe Alloy: Relationship Between Thermal Parameters and Microstructure with Mechanical Properties/Fracture Feature.** Metals and Materials International, v. 25, p. 18-33, 2019 a.
- SOUZA, F. A.; COSTA, M. O.; MAGNO, I. A.; NASCIMENTO, J. M.; SILVA, A. P.; COSTA, T. S.; ROCHA, O. L. **Investigation on microstructural and microhardness evolution in as-cast and T6/heat-treated samples of a horizontally solidified AlSiCu alloy.** Journal of Materials Research and Technology, v. 8, p. 5046-5052, 2019 b.
- SOUZA, F.; LIMA, J.; RIZZIOLLI, C.; MAGNO, I.; BARROS, A.; MOREIRA, A.; ROCHA, O. **Microstructure and microhardness in horizontally solidified Al–7Si–0.15Fe–(3Cu; 0.3Mg) alloys.** Materials Science and Technology, v. 34, p. 1252-1264, 2018.
- SOUZA, F. V. A. **Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-7%Si-3%Cu: Estrutura Dendrítica, Propriedades Mecânicas e Aplicação do Tratamento Térmico T6.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.
- SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn–Pb alloys.** Journal of Alloys and Compounds, v. 384 p. 217–226, 2004.
-

STANSBURY, E. E.; BUCHANAN, R. A. **Fundamentals of electrochemical corrosion**. ASM International, Ohio, 2000.

TAN, L.; ZABARAS, N. A. **Level set simulation of dendritic solidification of multi-component alloys**. *Journal of Computational Physics*, v. 221, p. 9–40, 2007.

TASH, M.; SAMUEL, F. H.; MUCCIARDI, F.; DOTY, H. W. **Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as-cast and heat-treated 356 and 319 aluminum alloys**. *Materials Science and Engineering A*, v. 443, p. 185-201, 2007.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum, in Physical Metallurgy and Processes**. Marcel Dekker, New York, 2003.

TRESEDER, R. S. **NACE corrosion engineer's reference book**. 3 ed, p. 82, Houston, 2002.

TRIVEDI, R. **Interdendritic spacings: A comparison of theory and experiment**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 15, n. 6, p. 977-982, 1984.

TRIVEDI, R.; LIU, S.; MAZUNDER, P.; SIMSEK, E. **Microstructure development in the directionally solidified Al-4.0 wt% Cu alloy system**. *Science and Technology of Advanced Materials*, v. 2, p. 309-320, 2001.

VASCONCELOS, A. J.; KIKUCHI, R. H.; BARROS, A. S.; COSTA, T. A.; DIAS, M.; MOREIRA, A. L.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O. L. **Interconnection between microstructure and microhardness of directionally solidified binary Al-6wt.%Cu and multicomponent Al-6wt.%Cu-8wt.%Si alloys**. *Anais da Academia Brasileira de Ciências*, v. 88, p. 1099-1111, 2016.

VASCONCELOS, A. J.; SILVA, C.V.A.; MOREIRA, A.L.S.; SILVA, A.P.S.; ROCHA, O.F.L. **Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified**. *Revista Esc. Minas*, v. 67, p. 173-179, 2014.

WANG, L.; SHIVKUMAR, S. **Strontium modification of aluminium alloy castings in the expendable pattern casting process**. *Journal of materials Science*, v. 30, n. 6, p. 1584–1594, 1995.

WANG, Q. G.; APELIAN, D.; LADOS, D. A. **Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. part II- effect of microstructural constituents**. *Journal of Light Metals*, v. 1, p. 85-97, 2001.

WANG, Q. G.; JONES, P. E.; OSBORNE, M. **Effect of iron on the microstructure and mechanical properties of an Al- 7%Si-0.4%Mg casting alloy**. SAE-Technical Publication, v. 01, p. 1-11, 2003.

WATKINS, K.G.; MCMAHON, M.A.; STEEN, W.M. **Microstructure and Corrosion Properties of Laser Surface Processed Aluminum Alloys: A Review**. *Materials Science and Engineering*, v. 231A, p. 55-61, 1997.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. 3 ed., Edusp, São Paulo, 2003.

WU, M.Z.; ZHANG, J.W.; ZHANG, Y.B.; WANG, H. **Effects of Mg Content on the Fatigue Strength and Fracture Behavior of Al-Si-Mg Casting Alloys**. *Journal Materials Engineering and Performance*, v. 27, p. 5992–6003, 2018.

YUAN, X. Z. R.; SONG, C.; WANG, H.; ZHANG, J. **Electrochemical impedance spectroscopy in PEM fuel cells: fundamentals and applications**. Springer Science & Business Media, Berlin, 2009.

ZEDAN, Y.; SAMUEL, F. H.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H. W. **Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al-(7-11)% Si alloys**. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, p. 245-257, 2010.

ZENG, F.; WEI, Z.; LI, J.; LI, C.; TAN, X.; ZHANG, Z.; ZHENG, Z. **Corrosion mechanism associated with Mg₂Si and Si particles in Al-Mg-Si alloys**. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 21, p. 2559-2567, 2011.

ZHANG, X. L.; JIANG, Z. H.; YAO, Z. P.; SONG, Y.; WU, Z. D. **Effects of scan rate on the potentiodynamic polarization curve obtained to determine the tafel slopes and corrosion current density**. *Corrosion Science*, v. 51, n. 3, p. 581-587, 2009.

PRODUÇÃO CIENTÍFICA PRELIMINAR, RESULTANTE DO PROJETO DE PESQUISA QUE INCLUI O PRESENTE TRABALHO

ARTIGOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS INDEXADOS

1. BARBOSA, C. R.; MACHADO, G. H.; AZEVEDO, H. M.; ROCHA, F. S.; CARDOSO FILHO, J. C.; PEREIRA, A.; ROCHA, O. L. **Tailoring of Processing Parameters, Dendritic Microstructure, Si/Intermetallic Particles and Microhardness in As-cast and Heat-Treated Samples of Al7Si0.3Mg Alloy.** Metals and Materials Internacional, v. 25, p. 1-14, 2019.
 2. BARBOSA, C. R.; LIMA, J. O. M.; MACHADO, G. M. H.; AZEVEDO, H. A. M.; ROCHA, F. S.; BARROS, A. S.; ROCHA, O. F. L. **Relationship Between Aluminum-Rich/Intermetallic Phases and Microhardness of a Horizontally Solidified AlSiMgFe Alloy.** Materials Research, v. 22, p. 1-12, 2019.
 3. SOUZA, F.; LIMA, J.; RIZZIOLLI, C.; MAGNO, I.; BARROS, A.; MOREIRA, A.; ROCHA, O. **Microstructure and microhardness in horizontally solidified Al-7Si-0.15Fe-(3Cu; 0.3Mg) alloys.** Materials Science and Technology, v. 34, p. 1252-1264, 2018.
 4. BARBOSA, C. R.; LIMA, J. O. M.; MACHADO, G. M. H.; AZEVEDO, H. A. M.; ROCHA, F. S.; BARROS, A. S.; ROCHA, O. F. L. **Relationship Between Aluminum-Rich/Intermetallic Phases and Microhardness of a Horizontally Solidified AlSiMgFe Alloy.** Materials Research, v. 22, p. 01-12, 2018.
 5. LIMA, J. O.; BARBOSA, C. R.; MAGNO, I. A. B.; NASCIMENTO, J. M.; BARROS, A. S.; OLIVEIRA, M. C.; SOUZA, F. A.; ROCHA, O. L. **Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 28, p. 1073-1083, 2018.
-

TRABALHOS APRESENTADOS EM ENCONTROS CIENTÍFICOS

1. BARBOSA, C. R.; AZEVEDO, H. M.; MACHADO, G. H.; ROCHA, F. S.; ROCHA, O. F. L. **Solidificação, microestrutura e endurecimento por precipitação de uma liga a356 para aplicação automobilística.** X SICTI Seminário de Iniciação Científica, Tecnológica e Inovação, Parauapebas, 2018.
 2. BARBOSA, C. R.; MACHADO, G. H.; AZEVEDO, H. A. M.; ROCHA, F. S.; ROCHA, O. F. L. **Precipitation Hardening in a Directionally Solidified AlSiMg alloy.** XVII Brazilian MRS Meeting, Natal, 2018.
 3. ROCHA, O. F. L.; LIMA, J. O. M.; BARBOSA, C. R.; MAGNO, I. A. B.; NASCIMENTO, J. M.; COSTA, M. O.; BARROS, A. S.; MOREIRA, A. L. S. **On tertiary dendritic spacings of directionally solidified Al-Based binary and multicomponent alloys.** XVI Brazilian MRS Meeting, Gramado, 2017.
 4. BARBOSA, C. R.; LIMA, J. O. M.; MAGNO, I. A. B.; NASCIMENTO, J. M.; COSTA, M. O.; SOUZA, F. V. A.; ROCHA, O. F. L. **Influence of the thermal variables on the microstructure in a horizontally solidified Al-Si-Mg alloy.** XVI Brazilian MRS Meeting, Gramado, 2017.
 5. BARBOSA, C. R.; LIMA, J. O. M.; NASCIMENTO, J. M.; MAGNO, I. A. B.; ROCHA, O. F. L. **Análise Teórica-experimental do Caminho de Solidificação da Liga Al-7%Si-0,3%Mg.** IX SICTI Seminário de Iniciação Científica, Tecnológica e Inovação e VI Jornada Científica do IFPA, Santarém, 2017.
-