



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**



ANGELA DE JESUS VASCONCELOS

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE FERRO NOS PARÂMETROS TÉRMICOS,
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DA LIGA A356
SOLIDIFICADA HORIZONTALMENTE SOB REGIME TRANSIENTE
DE FLUXO DE CALOR**

Agosto/2022
Itajubá



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**



ANGELA DE JESUS VASCONCELOS

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE FERRO NOS PARÂMETROS TÉRMICOS,
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DA LIGA A356
SOLIDIFICADA HORIZONTALMENTE SOB REGIME TRANSIENTE
DE FLUXO DE CALOR**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Projeto e Fabricação
LINHA DE PESQUISA: Materiais e Processo

ORIENTADOR: Profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo (UNIFEI)
COORIENTADOR: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha (IFPA)

Agosto/2022
Itajubá

Dedico esta obra aos meus pais José Maurício Vasconcelos (In Memoriam) e Terezinha de Jesus Rodrigues Vasconcelos, à minha irmã Elizangela de Jesus Vasconcelos e, principalmente, a Deus, pois sem ele nada posso fazer.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me concedido esta oportunidade.

Aos meus pais que me forneceram o apoio necessário incentivando-me a adquirir conhecimento através dos estudos e perseverança.

À minha irmã, pelo apoio e companheirismo me dando forças para não desistir.

Aos técnicos Jonas Mendes da UNIFEI e Rogério do IFPA, que me ajudaram em etapas experimentais de suma importância para a realização desta pesquisa.

À Universidade Federal de Itajubá, ao Instituto Federal do Pará, à Universidade Federal do Pará e à Universidade Estadual de Campinas pelo apoio nas atividades experimentais deste trabalho.

Aos amigos Camila Konno, André Barros, Augusto França pelo auxílio neste trabalho.

À banca examinadora composta pela Profa. Dra. Maria Adrina Paixão de S. Da Silva, Prof. Dr. Antonio Luciano Seabra Moreira, Prof. Dr. Geovani Rodrigues e Prof. Dr. Antonio Augusto Araújo de P. Silva que investiu parte do seu tempo para contribuir no meu trabalho.

Aos meus orientadores, Profa. Dra. Mirian e Prof. Dr. Otávio pela confiança depositada em meu trabalho.

A outros servidores que me ajudaram indiretamente no trabalho.

“Ninguém é tão grande que não possa aprender, nem tão pequeno que não possa ensinar.”

Esopo

RESUMO

Neste trabalho, a liga Al-7%Si-0,4%Mg e a liga com adição de Fe, Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe foram submetidas a um experimento de solidificação horizontal através de um dispositivo refrigerado a água e equipado com termopares para obtenção de dados como temperatura e tempo, que por sua vez permitiram a obtenção de parâmetros térmicos de solidificação como velocidade de crescimento (V_L) e taxa de resfriamento (T_R), a serem determinadas. O comportamento mecânico de amostras com diferentes espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) e comprimento da fase β -Al₅FeSi (β Fe) foram avaliados por meio de ensaios de desgaste por esfera rotativa fixa, foram obtidos dados como volume (W_V) e taxa de desgaste (W_R), dois dos principais parâmetros de desgaste investigados. A metalografia quantitativa por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV), juntamente com a espectroscopia por energia dispersiva (EDS), permitiu a caracterização das microestruturas fundidas, quanto às crateras desgastadas e o comprimento da fase. Variações mais significativas na resistência ao desgaste da liga investigada foram encontradas para faixas de λ_2 e β -Al₅FeSi que se situam dentro de 12-20 μm e 14-36 μm , respectivamente, composta predominantemente por fases primárias ricas em Al e estruturas eutéticas α -Al+Si+ θ -Mg₂Si+ β -Al₅FeSi favorecendo valores reduzidos de volume (W_V) e taxa de desgaste (W_R). Para valores de λ_2 e β -Al₅FeSi superiores a 24 e 48 μm , respectivamente, o volume (W_V) e taxa de desgaste (W_R) estabilizam assumindo valores constantes que dependem da distância de deslizamento. Além das equações do tipo potência relacionando λ_2 e β -Al₅FeSi a V_L e T_R , também são propostas expressões matemáticas para variações de W_V e W_R com λ_2 e β -Al₅FeSi. O comportamento elétrico foi obtido para avaliar alterações elétricas na presença do ferro para diferentes espaçamentos dendríticos secundários (λ_2), essa propriedade elétrica foi obtida por medidas de condutividade elétrica (%IACS). A presença das fases β -Al₅FeSi funciona como um obstáculo para a condução elétrica na liga, e menores tamanhos de fase β -Al₅FeSi são encontrados para altas taxas de resfriamento e menores valores de espaçamento dendrítico secundário (λ_2), é onde a condutividade elétrica é maior. Assim, maiores medições de espaçamento dendrítico secundário (λ_2) foram solidificadas com menores taxas de resfriamento, apresentando elevada quantidade da fase β -Al₅FeSi e diminuindo os valores de condutividade com o elevado teor de Fe.

Palavras-chave: Solidificação horizontal, Microestrutura, fase β -Al₅FeSi, ensaio de desgaste, condutividade elétrica, liga Al-Mg-Si-Fe.

ABSTRACT

In this work, an Al-7%Si-0.4%Mg-1.2%Fe alloy was subjected to a horizontal solidification experiment through a water-cooled device equipped with thermocouples to obtain data such as temperature and time, which in turn allowed obtaining thermal parameters of solidification such as growth velocity (V_L) and cooling rate (T_R), to be determined. The mechanical behavior of samples with different secondary dendritic spacings (λ_2) and length of β -Al₅FeSi (β Fe) phase were evaluated by means of wear tests by fixed rotating ball, data were obtained as volume (WV) and wear rate (WR) being the two main wear parameters investigated. Quantitative metallography by optical and scanning electron microscopy (SEM), together with energy dispersive spectroscopy (EDS), allowed the characterization of molten microstructures, in terms of worn craters and phase size. More significant variations in the wear resistance of the investigated alloy were found for ranges of λ_2 and β -Al₅FeSi that lie within 12-20 μm and 14-36 μm , respectively, composed predominantly of Al-rich primary phases and α -eutectic structures. Al+Si+ θ -Mg₂Si+ β -Al₅FeSi favoring reduced values of volume (WV) and wear rate (WR). For values of λ_2 and β -Al₅FeSi e greater than 24 and 48 μm , respectively, the volume (WV) and wear rate (WR) stabilize assuming constant values that depend on the slip distance. In addition to the power-type equations relating λ_2 and β -Al₅FeSi to V_L and T_R , mathematical expressions for variations of WV and WR with λ_2 and β -Al₅FeSi are also proposed. The electrical behavior was obtained to evaluate electrical changes in the presence of iron for different secondary dendritic spacings (λ_2), this electrical property was obtained by electrical conductivity measurements (%IACS). The presence of β -Al₅FeSi phases acts as an obstacle to electrical conduction in the alloy, and smaller β -Al₅FeSi phase sizes are found for high cooling rates and lower secondary dendritic spacing values (λ_2), this is where electrical conductivity is found larger. Thus, higher measurements of secondary dendritic spacing (λ_2) were solidified with lower cooling rates, presenting a high amount of β -Al₅FeSi phase and decreasing conductivity values with high Fe content.

Keywords: Horizontal solidification; Microstructure; β -Al₅FeSi phase; wear feature; electrical conductivity measurements; AlSiMgFe alloys.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente. ...	22
Figura 2.2 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal.....	23
Figura 2.3 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal.....	24
Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Al-Fe.....	27
Figura 2.5 - Micrografia Eletônica de Varredura (MEV) de sucata de alumínio reciclada (a) presença fase β -Al ₃ FeSi e (b) α -Al ₃ Fe ₂ Si por (MEV).	28
Figura 2.6 - Correlação entre microdureza (HV) e espaçamento dendrítico primário (λ_1): (a) influência	33
Figura 2.7 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste.....	36
Figura 2.8 - Equipamentos de ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa representados em (a) e (b); e, os de esfera rotativa livre em (c) e (d).	37
Figura 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.	41
Figura 3.2 - Espectrômetro da marca Spectro, modelo SpectroMaxx.....	42
Figura 3.3 - Cadinho.	44
Figura 3.4 - (a) Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerados à água utilizado neste trabalho e (b) lingoteira com termopares posicionados do Laboratório de Fundição do Instituto Federal do Pará (IFPA), Campus Belém.	46
Figura 3.5 - região de retirada dos corpos de provas para caracterização.	48
Figura 3.6 - Medição dos espaçamentos dendríticos secundários com esquema de crescimento de dendritas colunares.....	49
Figura 3.7 - Liga Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe: (a) Imagem original obtida no MEV; (b) Área selecionada para análise; (c) Imagem binária obtida através do <i>threshold</i>	51
Figura 3.8 - Tratamento de dados experimentais para obtenção das variáveis térmicas (Rocha, 2003).	52
Figura 3.9 - Esquema representativo do método para realização do ensaio de Microdureza Vickers (HV).....	53
Figura 3.10 - Equipamento utilizado no ensaio de desgaste (a); corpo de prova sendo ensaiado (b).	54
Figura 3.11 - Obtenção dos corpos de prova para ensaio de desgaste.....	55
Figura 3.12 - Representação esquemática para o cálculo do volume da calota esférica.	56
Figura 3.13 - Condutivímetro digital de contato da marca Zappi, modelo DC-11M e padrões de calibração.	58
Figura 4.1 - Curvas de resfriamento liga (a) Al-7%Si-0,4%Mg e (b) Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	61
Figura 4.2 - Curvas experimentais de resfriamento das ligas: (a) Al-7%Si-0,4%Mg e (b) Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	63

Figura 4.3 - Posição das isoterms <i>liquidus</i> a partir da interface metal/molde em função do tempo para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.....	64
Figura 4.4 - Correlação entre velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> com a posição para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	65
Figura 4.5 - Taxa de resfriamento a partir da interface metal/molde em função da posição das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.....	66
Figura 4.6 - Tempo local de solidificação a partir da interface metal/molde em função da posição das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.....	67
Figura 4.7 - Liga Al-7%Si-0,4%Mg nas posições (a) 10mm, (b) 40mm e (c) 90mm, e Liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe nas posições (d) 10mm, (e) 40mm e (f) 90mm por Microscopia ótica.....	69
Figura 4.8 - Correlação entre espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e a Posição (a), Velocidade V_L (b), Taxa de Resfriamento T_R (c) e tempo local (t_{SL}) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	70
Figura 4.9 - Liga Al-7%Si-0,4%Mg para as posições: (a) 10mm, (b) 40mm e (c) 90mm, por MEV.	75
Figura 4.10 – Liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe para as posições: (a) 10mm, (b) 40mm e (c) 90mm, por MEV.	76
Figura 4.11 - Amostra 40mm da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, por MEV com EDS.	77
Figura 4.12 - Microscopia eletrônica de varredura com mapeamento de elemento EDS para três amostras da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe nas seguintes posições: (a) 10 mm, (b) 40 mm e (c) 60mm.	78
Figura 4.13 - Correlação entre comprimento da fase β -Fe (β -Al ₅ FeSi) em função da posição P (a), dos parâmetros térmicos V_L e T_R em (b) e (c), respectivamente. E em (d) em função do espaçamento dendrítico secundário (λ_2).	80
Figura 4.14 - Fração de área ocupada pela fase β -Al ₅ FeSi.	83
Figura 4.15 - Microestruturas MEV originais e binarizadas para as posições 10mm (a), 40mm (b) e 90mm (c).	84
Figura 4.16 - Correlação entre Microdureza Vickers (HV) e a Posição para a região da matriz (a) e a região interdendrítica (b) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	86
Figura 4.17 - Corpo de prova fixado no porta amostras para ensaio de desgaste da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	88
Figura 4.18 - Diâmetro da calota desgastada para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	89
Figura 4.19 - Diâmetro da calota desgastada para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	90
Figura 4.20 - Volume da calota desgastada para distância percorrida da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	91
Figura 4.21 - Taxa de desgaste para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe...91	

- Figura 4.22 - Características da calota de desgaste: composição localizada nas regiões típicas dos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo.....92
- Figura 4.23 - Características da calota de desgaste obtidas através de MEV e EDS: composição localizada nas regiões típicas dos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo das calotas com 5min e 28min para as posições (a) P = 5mm, (b) P=40mm e (c) P=90mm.94
- Figura 4.24 - Correlação entre volume desgastado (W_V) e parâmetros microestruturais: (a) espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e (b) comprimento da fase (β -Al₅FeSi).....98
- Figura 4.25 - Correlação entre taxa de desgaste (W_R) e parâmetros microestruturais: (a) espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e (b) comprimento da fase (β -Al₅FeSi).99
- Figura 4.26 - Condutividade elétrica (% IACS) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe para diferentes posições.101
- Figura 4.27 - Condutividade elétrica (% IACS) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe pelo espaçamento dendrítico secundários (λ_2). .102

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos para ligas binárias e multicomponentes à base de alumínio.....	32
Tabela 3.1 - Composição química da liga de alumínio A356 deste trabalho.	43
Tabela 4.1 - Composição química da liga de alumínio Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.	59
Tabela 4.2 - Parâmetros térmicos e microestruturais.	73
Tabela 4.3 - Condutividade elétrica das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe comparadas com Resultados da literatura.....	100

LISTA DE SIGLAS

%IACS - porcentagem da condutividade do International Annealed Copper Standard

°C - graus célsius

D - diâmetro da calota de desgaste

EDS - Espectroscopia por Dispersão de Energia

G_L - gradientes de temperatura

H - dureza do material

HCl - ácido clorídrico

HF - ácido fluorídrico

HNO₃ - ácido nítrico

HV - microdureza Hardness Vickers

IMBEL - Indústria de Material Bélico do Brasil

IMCs - compostos intermetálicos

K - fator de desgaste

L - comprimento do braço dendrítico a ser medido

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Ótica

N - Newton

P - posição do termopar/lingote

R - raio da calota desgastada

R^2 - coeficientes de determinação

RPM - rotações por minuto

SD - distancia percorrida pela esfera

T - temperatura

t - tempo

TCE - transição colunar/equiaxial

T_L - temperaturas *liquidus*

T_R - taxa de resfriamento

T_S - temperaturas *solidus*

t_{SL} - tempo local de solidificação

T_V - temperatura de vazamento

V - velocidade

V_D - volume desgastado

V_L - velocidades de evolução das isothermas de transformação *liquidus*

V_S - velocidades de evolução das isothermas de transformação *solidus*

W - velocidade de deslizamento da esfera

W_R - taxa de desgaste

wt.% - porcentagem mássica

W_V - volume de desgaste da calota/volume desgastado

λ_1 - espaçamento dendrítico primário

λ_2 - espaçamento dendrítico secundário

λ_3 - espaçamento dendrítico terciário

μm - micrômetros

σ_e - tensão de escoamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	MOTIVAÇÃO.....	19
1.2	OBJETIVOS.....	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS	20
2.2	SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL	21
2.3	MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO	24
2.4	LIGA A356.....	25
2.5	INFLUÊNCIA DO FERRO NAS LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADAS	25
2.6	MICRODUREZA E PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS	30
2.6.1	Microdureza	30
2.6.2	Ensaio de Desgaste	35
2.7	CONDUTIVIDADE E RESISTIVIDADE ELÉTRICA EM METAIS	38
3	MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	41
3.2	MATERIAIS	42
3.2.1	Liga de alumínio A356	42
3.3	MÉTODOS.....	43
3.3.1	Refusão das ligas	43
3.3.2	Obtenção da solidificação direcional	44
3.3.3	Aquisição de perfis de temperatura durante a solidificação direcional ...	45
3.3.4	Técnicas de caracterização	46
3.3.4.1	Microscópio Eletrônico de Varredura MEV/EDS	46
3.3.4.2	Caracterização Macro e Microestrutural	47
3.3.4.3	Determinação do comprimento das fases β -Al ₃ FeSi e fração em área	50
3.3.4.4	Obtenção dos perfis térmicos e parâmetros térmicos.....	51
3.3.4.5	Ensaio de microdureza Vickers (HV)	53
3.3.4.6	Ensaio de desgaste.....	53
3.3.4.7	Medidas de Condutividade elétrica.....	57
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
4.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	59
4.2	ANÁLISE QUÍMICA.....	59
4.3	SOLIDIFICAÇÃO	60
4.3.1	Parâmetros térmicos de solidificação	60
4.3.1.1	Caracterização térmica da liga	60

4.3.1.2	Análise dos parâmetros térmicos.....	62
4.4	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	68
4.4.1	Microestrutura	68
4.4.1.1	Análises dos Espaçamentos Dendríticos Secundários	68
4.4.2	Caracterização por Microestrutura eletrônica de Varredura (MEV)	74
4.4.2.1	Análises do Comprimento de fase β -Al ₅ FeSi	74
4.5	AVALIAÇÃO DA MICRODUREZA E DA PROPRIEDADE TRIBOLÓGICA DESGASTE	86
4.5.1	Microdureza Vickers (HV)	86
4.5.2	Ensaio de Desgaste	88
4.6	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	100
5	CONCLUSÃO	103
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	105
7	REFERÊNCIAS	106

1 INTRODUÇÃO

A indústria tem aplicado tecnologias para aperfeiçoar os benefícios da reciclagem de ligas de alumínio nos processos de fundição e conformação mecânica. O consumo de energia necessária para a reciclagem do alumínio é significativamente menor do que a dos processos utilizados para sua obtenção da mesma quantidade de matéria prima a partir do processo de produção primária. Dessa forma, o processo de reciclagem de ligas de alumínio tem tido destaque na comunidade científica (DAS *et al.*, 2007; GAUSTAD *et al.*, 2012). No entanto, um dos maiores desafios enfrentados pelas indústrias de reciclagem é a presença do ferro, que por sua vez é facilmente incorporado à sucata de alumínio como impureza, levando a formação de fases intermetálicas de Fe durante a transição líquido-sólido (DINNIS *et al.*, 2005; CHEN *et al.*, 2014; JI *et al.*, 2013; KIM *et al.*, 2012). Os compostos intermetálicos ricos em Fe (IMCs), como $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ou $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, $\Delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$, $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ podem nuclear e crescer durante a solidificação do alumínio reciclado, entretanto, ligas de Al não dependem apenas da composição da liga, as condições de processamento térmico devem ser consideradas (RAKHMONOV *et al.*, 2017; JI *et al.*, 2013; SAMUEL *et al.*, 2018; SAMUEL *et al.*, 1996; KHALIFA *et al.*, 2003). Portanto, o estudo de ligas de Al recicladas para uma determinada aplicação pressupõe uma compreensão detalhada do papel dessas fases ricas em Fe nas propriedades resultantes.

Entre os intermetálicos ricos em Fe mais comuns presentes na microestrutura como fundido de ligas comerciais de Al, a fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ tem sido reconhecida como uma das mais indesejáveis quando é necessário um comportamento mecânico superior que associe alta resistência à tração com boa ductilidade (JI *et al.*, 2013; CESCHINI *et al.*, 2012; LI *et al.*, 2017; MALAVAZI *et al.*, 2014). A morfologia da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ em forma de placas facetadas tipo agulhas, favorece concentrações de tensões em seus pontos pontiagudos. Além disso, como as fases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ são quebradiças e duras, sua presença na microestrutura é prejudicial à usinabilidade das peças fundidas. Assim, vários estudos têm se dedicado a entender melhor como a nucleação da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ tipo agulha e os mecanismos de mudança em sua morfologia durante a solidificação podem afetar o comportamento mecânico (CAO *et al.*, 2006; BASAK *et al.*, 2016; SHABESTARI *et al.*, 2004; MAHTA *et al.*, 2008).

Embora o Fe tenha um efeito deletério tanto na resistência à tração quanto na ductilidade, principalmente devido à presença da fase β -Al₅FeSi, adições de Fe de até 0,8% aumentaram o limite de escoamento das ligas Al₇Si₃Cu-(Mn;Fe;Sr), deduzindo um aumento na dureza (LI *et al.*, 2017). Estudando ligas Al-9%Si-x%Fe (x = 0,1, 0,4, 0,8 e 1,2% em peso) processadas por fundição a frio, Malavazi *et al.* (2014) relataram valores mais altos na resistência à tração e no limite de escoamento para teores de Fe iguais a 0,4 e 0,8% em peso de Fe, respectivamente, bem como uma quantidade maior de fase β -Al₅FeSi a 1,2% em peso de Fe (MALAVAZI *et al.*, 2014). Ceschini *et al.* (2012) afirmam que adições de Fe de até 0,5% na liga Al-10%Si-2%Cu além de promover a presença da fase β -Al₅FeSi em forma de agulha, também induzem um leve aumento na resistência à fadiga. Além disso, eles descobriram que a presença da fase α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, resultante da adição de Mn, influenciou o caminho da trinca, aumentando por sua vez a resistência à fadiga (CESCHINI *et al.*, 2012).

Apesar dos efeitos deletérios nas propriedades de tração (limite de resistência à tração e alongamento), o desempenho ao desgaste das ligas Al-Si com adição de Fe tem despertado a atenção de pesquisadores nos últimos anos (TAGHIABADI *et al.*, 2008; TAGHIABADI *et al.*, 2009; ABOUEI *et al.*, 2010; LIN *et al.*, 2016; SAGHAFIAN *et al.*, 2017; BIDMESHKI *et al.*, 2016; KAISER *et al.*, 2018). Por exemplo, Ji *et al.* (2013) relataram para ligas fundidas Al-Mg-Si-Mn e Al-Mg-Si que o aumento na concentração de Fe reduziu significativamente a ductilidade, mas elevando a tensão de escoamento (JI *et al.*, 2013). Taghiabadi *et al.* (2008) analisaram o comportamento de desgaste de ligas Al-Si devido à presença da fase β -Al₅FeSi tipo agulha. A adição de Fe até 2,5% em peso aumentou a dureza, mas diminuiu a resistência ao desgaste. Os autores (TAGHIABADI *et al.*, 2008) controlaram a influência negativa da fase β -Al₅FeSi através de efeitos combinados de alta taxa de resfriamento (T_R) e modificação química a partir da adição de Sr. Por sua vez, Taghiabadi *et al.* (2009), investigando o comportamento de desgaste por deslizamento a seco de Al- Ligas de Si-(xFe) (TAGHIABADI *et al.*, 2009).

No entanto, para teores adicionais de Fe de até 1,8% em peso, a resistência ao desgaste foi reduzida em cerca de 30, 35 e 55% sob cargas aplicadas de 20, 30 e 40 N, respectivamente. Abouei *et al.* (2010) avaliaram as condições de solidificação e a adição de Mn no comportamento ao desgaste da liga de pistão Al-Si eutética rica em Fe, e

relataram que os efeitos combinados de alta taxa de resfriamento com adição de Mn resultaram na formação de α -IMCs mais finos e, por sua vez, melhoraram o desempenho de desgaste da liga (ABOUEI *et al.*, 2010). Saghafian *et al.* (2017) investigaram os efeitos da adição de Fe e condições de solidificação na liga eutética Al-Si, e verificaram que a presença de Fe pode dar origem à formação de uma fase β -Al₅FeSi em forma de agulha, cuja natureza frágil levou a uma diminuição nas características mecânicas das ligas de pistão, incluindo a resistência ao desgaste. No entanto, a adição de Mn/Fe na proporção de 1/2 modificou a fase β -Al₅FeSi em forma de agulha em ligas contendo até 1,2% em peso (SAGHAFIAN *et al.*, 2017).

Bidmeshki *et al.* (2016) estudaram o efeito da adição de Mn em IMCs ricos em Fe e no comportamento de desgaste de ligas hipereutéticas Al-17,5% em peso de Si, e mostraram que a adição de 1,2% em peso de Fe à liga base aumentou a taxa de desgaste devido à formação de intermetálicos β -Al₅FeSi semelhantes a agulhas. Por outro lado, a introdução de 0,6% em peso de Mn na liga rica em Fe alterou a morfologia da fase β -Al₅FeSi em forma de agulha e, como consequência, reduziu o efeito negativo do Fe, entretanto a adição de Mn até 0,9% em peso não impediu a formação de fase β -Al₅FeSi (BIDMESHKI *et al.*, 2016). Mais recentemente, Kaiser *et al.* (2018), avaliando o comportamento mecânico e de desgaste em ligas hipereutéticas automotivas Al-Si-(Fe;Ni;Cr), mostraram que a adição de Fe melhorou a dureza de todas as ligas estudadas devido à formação da fase β -Al₅FeSi dura, no entanto reduziu resistência à tração, no limite de escoamento e resistência ao desgaste (KAISER *et al.*, 2018). Pouladvand *et al.* (2018) investigaram em ligas Al-xSi-1,2%Fe(Mn) (x = 5-13% em peso) e de acordo com os resultados, na faixa de Si de 5-9% em peso, a impureza de Fe promove a formação de IMCs β -Al₅FeSi finamente distribuídos na matriz, isso aumentou sua dureza e potencial para suportar a tribocamada levando às melhorias nas características de desgaste (POULADVAND *et al.*, 2018). Segundo os autores (POULADVAND *et al.*, 2018), a substituição de plaquetas finas de β -Al₅FeSi por escritas chinesas de α -Fe em ligas de Al-(5-9%)Si-1,2%FeMn reduz a resistência ao desgaste, enquanto a formação de estrelas ou compostos α -Fe poliédricos em ligas Al-(9-13%)Si-1,2%FeMn melhoram a resistência ao desgaste.

Como pode ser visto, embora a literatura apresente estudos sobre as características de desgaste de ligas multicomponentes à base de Al contendo Fe, estudos

sobre solidificação direcional com ligas de AlSiMgFe para fins de reciclagem ainda são escassos na literatura, principalmente no que diz respeito às análises térmica e microestrutural, incluindo os efeitos das taxas de crescimento e resfriamento na microestrutura dendrítica e, por sua vez, nos parâmetros de desgaste. Além disso, trabalhos de solidificação direcional que realizam análises das fases β -Al₅FeSi são raros na literatura para avaliar os efeitos de parâmetros de solidificação térmica e microestrutural no comprimento e distribuição de IMCs de plaquetas de β -Al₅FeSi na microestrutura as-cast de lingotamento de Al-Si ligas.

Um aspecto importante a ser considerado é quanto à direção de solidificação. A solidificação ascendente (com fusão no topo do sólido) é tanto termicamente quanto solutalmente estável para ligas nas quais o elemento rejeitado na frente de solidificação induz um líquido local que é mais denso que o fundido (SPINELLI *et al.*, 2006). No caso de solidificação vertical descendente, a convecção do fundido surge durante o processo (SPINELLI *et al.*, 2006). Por outro lado, quando o resfriamento é colocado na lateral do molde (na solidificação horizontal), o sólido cresce perpendicularmente à gravidade e o fluxo convectivo se torna ainda mais complexo, pois as hipóteses bidimensionais 2-D (em alguns casos 3-D) devem ser consideradas para formular os fenômenos de transporte inerentes (BARBOSA *et al.*, 2019; BARROS *et al.*, 2019). Sob condições de crescimento horizontal, tanto gradientes térmicos quanto de composição podem ocorrer no banho de fusão, resultando em movimentos bastante complexos por convecção dentro do fluido, levando a efeitos que também podem ter um impacto significativo nas variáveis térmicas de solidificação, sólido/líquido morfologia da interface, estruturas resultantes e segregação (BARBOSA *et al.*, 2019; BARROS *et al.*, 2019).

1.1 MOTIVAÇÃO

A reciclagem de ligas de alumínio tem sido objeto de estudo na comunidade científica pela economia no consumo de energia e pela questão ambiental. As indústrias de reciclagem são desafiadas pelo elemento ferro que é facilmente incorporado à sucata de alumínio e isto leva à formação de fases intermetálicas indesejáveis para algumas aplicações. Apesar da influência negativa do ferro na microestrutura e propriedades mecânicas das ligas de alumínio, há situações em que a presença do ferro é desejada.

Embora a literatura apresente estudos sobre as características mecânicas de ligas multicomponentes à base de Fe contendo Al, estudos de solidificação direcional com ligas de AlSiMgFe ainda são escassos na literatura, como análises de parâmetros térmicos e microestruturais, incluindo os efeitos das taxas de crescimento e resfriamento na microestrutura dendrítica e nas propriedades mecânicas.

1.2 OBJETIVOS

- 1) Avaliar a influência do teor de ferro na microestrutura da liga Al-7%Si-0,4%Mg e com a adição de 1,2%Fe;
- 2) Obtenção dos parâmetros térmicos e microestrutura dendrítica (representada pelo espaçamento dendrítico secundário - λ_2);
- 3) Obtenção da condutividade elétrica (%IACS) por correntes parasitas;
- 4) Caracterização da fase β -Al₅FeSi quanto ao comprimento de fase;
- 5) Obtenção da microdureza (HV); e
- 6) Resistência ao desgaste para ligas Al-7%Si-0,4%Mg e com adição de 1,2%Fe obtido através de dispositivo de solidificação horizontal.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS

A solidificação de ligas metálicas corresponde na prática a um fenômeno de não equilíbrio, que pode ser averiguado experimentalmente em relação à direção de extração de calor e ao sentido de avanço da frente de solidificação (CRUZ, 2008). Na literatura, existem trabalhos que avaliam a influência de fatores como, por exemplo, a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação. Esses processos têm permitido a obtenção de muitas informações relevantes sobre a evolução da cinética do processo de solidificação e sobre a variação de soluto ao longo das estruturas de ligas de sistemas metálicos (ROCHA *et al.*, 2003A; 2003B; 2003C; SILVA, J. N. S., 2007; MOUTINHO *et al.*, 2012; CRUZ *et al.*, 2010; CANTÉ *et al.*, 2008; NOGUEIRA *et al.*, 2012; COSTA *et al.*, 2015; ARAÚJO, 2015; GOMES *et al.*, 2015).

As características e propriedades do metal solidificado são dependentes do processo de solidificação, pois as propriedades dependem do tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, distribuição de inclusões e porosidade, presença de impurezas, características essas que são determinadas durante a solidificação (GARCIA, 2007). A qualidade e propriedades mecânicas dos metais fundidos são determinadas pelos parâmetros térmicos ainda na solidificação e, em especial, pelo arranjo estrutural da microestrutura que é caracterizada pelos espaçamentos celular, dendríticos primários, secundários e terciários, além de produtos segregados, porosidades, impurezas e contornos de grão, também dispostos nesse arranjo. (GARCIA, 2007; BOUCHARD & KIRKALDY, 1996; 1997; QUARESMA *et al.*, 2000; OSÓRIO, 2000; ROCHA *et al.*, 2003A; 2003B; 2003C; PERES *et al.*, 2004; SILVA, J. N. S., 2007; VASCONCELOS, 2013; CARVALHO, 2013; COSTA *et al.*, 2015).

O processo de solidificação consiste fundamentalmente em um método de transferência de massa e calor em regime transitório onde há mudança de estado da fase líquida para estado sólido por meio da nucleação da fase sólida e seu subsequente crescimento com o consumo do líquido. Em combinação de técnicas de caracterização

macro e microestruturais, permitem analisar a influência das variáveis de processo no desempenho dos produtos gerados. (GARCIA, 2007).

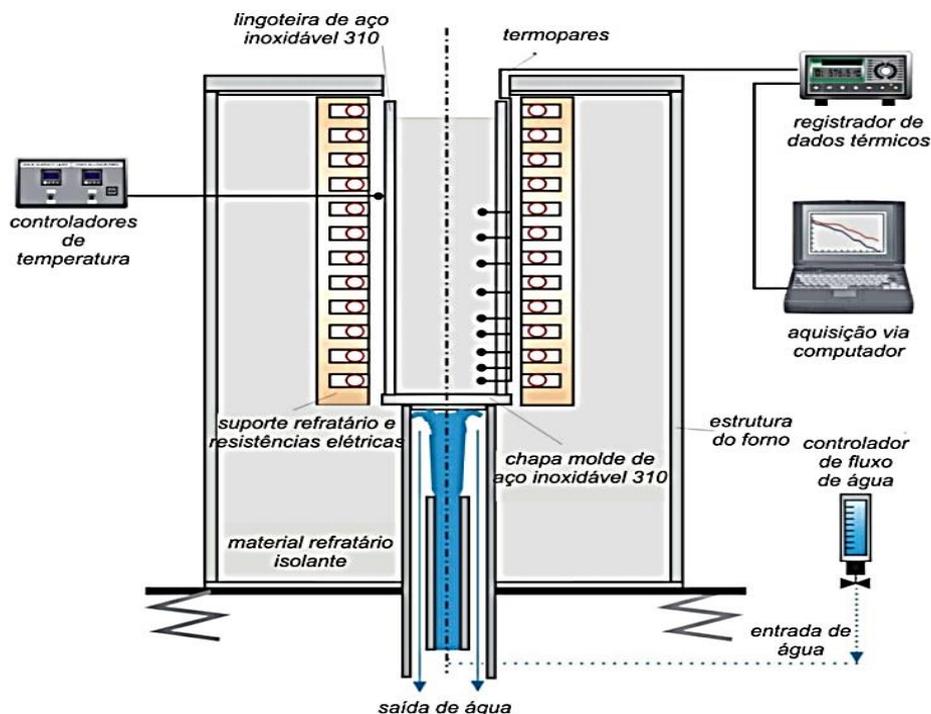
Variáveis térmicas como temperatura de vazamento (T_V), gradientes de temperatura (G_L), velocidades de evolução das isoterms de transformação *liquidus* e *solidus* (V_L e V_S) e taxas de resfriamento (T_R) estão intimamente relacionadas com a cinética do processo de solidificação e são fatores determinantes para a definição da morfologia e do nível de refino da macroestrutura e da microestrutura. As propriedades mecânicas são dependentes das estruturas de solidificação tanto em produtos fundidos como em produtos submetidos a tratamentos térmicos. Dessa forma, as variáveis térmicas possuem grande influência sobre a formação da estrutura de solidificação. (BOUCHARD & KIRKALDY, 1997; SILVA, A. P. *et al.*, 2012; CRUZ *et al.*, 2010; CARVALHO *et al.*, 2018; GOMES *et al.*, 2011; GARCIA, 2007; SILVA, C. A. P. *et al.*, 2018; BARROS *et al.*, 2019).

2.2 SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL

A utilização desta técnica é muito útil na determinação de relações quantitativas que envolvam microestrutura, como espaçamento interdendríticos e as variáveis térmicas de solidificação, a qual permite analisar a influência de cada variável de forma independente e mapear experimentalmente os parâmetros microestruturais em um espectro mais amplo da amostra solidificada (GARCIA, 2007).

A solidificação direcional vertical em condições transitórias pode ser estudada considerando a direção do fluxo de calor extraído, onde o sentido de avanço da frente de solidificação pode ser ascendente ou descendente. Nas condições de avanço ascendente (Figura 2.1), o soluto é rejeitado à frente da interface sólido/líquido, e dependendo do conjugado soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico com densidade maior se comparado ao restante do volume total do metal líquido. O arrefecimento do metal ocorre na parte inferior, produzindo um perfil de temperaturas no líquido crescente rumo ao topo da lingoteira e forçando o soluto a ser empurrado por essa fronteira de transformação sólido/líquido, aqui as correntes convectivas são poucas, seja pelas diferenças de temperatura e/ou concentração. (GARCIA, 2007).

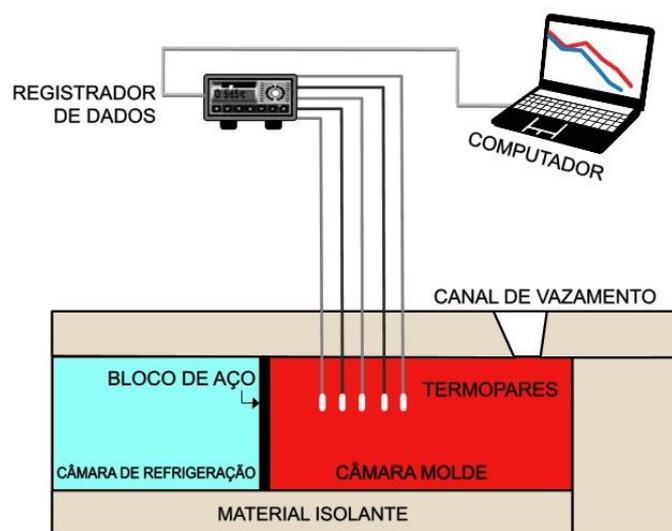
Figura 2.1 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente.



Fonte: Goulart, 2010.

No sistema de solidificação direcional horizontal o processo de transformação líquido/sólido pode ser conduzido de duas maneiras distintas. A primeira forma (Figura 2.2) consiste no vazamento do metal líquido dentro de molde isolado termicamente, havendo contato apenas por uma das paredes do molde onde, através de um bloco maciço metálico, a extração de calor ocorre apenas por esta superfície. Dessa forma a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada e levam algum tempo para se dissipar, com intensidades diferentes ao longo da seção do lingote. (QUARESMA *et al.*, 2000).

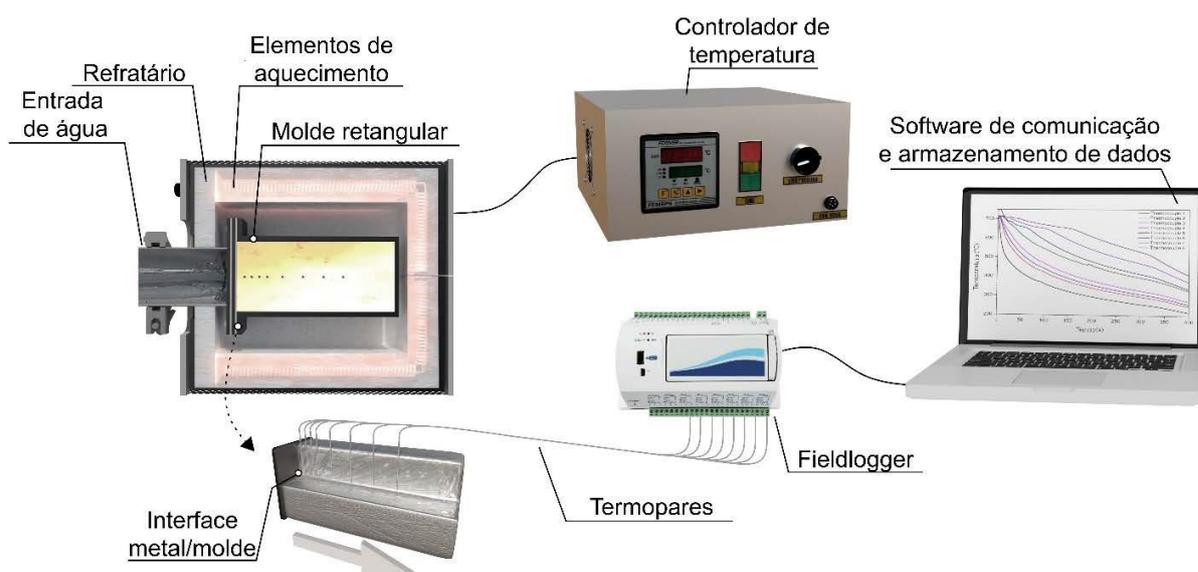
Figura 2.2 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal.



Fonte: Quaresma *et al.*, 2000.

A segunda forma consiste no sistema de solidificação direcional horizontal (Figura 2.3) que possui uma configuração mais complexa quanto à determinação das variáveis térmicas de solidificação. Neste caso, o processo de transformação líquido/sólido é semelhante ao primeiro, entretanto, a solidificação se inicia através do acionamento da água de refrigeração por uma das laterais do molde. Este sistema permite ainda, o reaquecimento da liga em seu interior até que determinada temperatura seja alcançada, garantindo a fusão total do metal e proporcionando uma maior estabilidade em relação ao movimento convectivo do metal líquido antes do início da solidificação. (QUARESMA *et al.*, 2000; GOULART, 2005; SILVA, J. N. S., 2007; MOUTINHO *et al.*, 2012).

Figura 2.3 - Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal.



Fonte: Barbosa *et al.*, 2018.

2.3 MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

Ao longo dos anos, muitas pesquisas têm sido desenvolvidas objetivando investigar os parâmetros operacionais e térmicos que influenciam o grau de refino de uma estrutura dendrítica. Assim, uma interessante forma de estudar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas é fundamentada na análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação direcional (OKAMOTO & KISHITAKE, 1975; HUNT, 1979; KURZ & FISHHER, 1984; 1986; 1989; 1992; TRIVEDI, 1984; HUNT & LU, 1996; BOUCHARD & KIRKALDY, 1997).

A literatura diz que as velocidades de evolução das isothermas de transformação *liquidus* (V_L) e a taxa de resfriamento (T_R) têm uma grande influência nos valores de espaçamento dendrítico secundário (λ_2), uma vez que λ_2 menor pode ser observado para V_L e T_R maiores. Expressões matemáticas que correlacionam λ_2 em função de V_L e T_R geradas na literatura apresentam equações gerais dadas por $\lambda_2 = \text{Constante}(V_L)^{-2/3}$ e $\lambda_2 = \text{Constante}(T_R)^{-1/3}$, respectivamente, que caracterizam a dependência de λ_2 em função dos parâmetros térmicos de solidificação, onde também é observado os

expoentes $1/3$ e $-2/3$ de acordo previsões da literatura (CHEN *et al.*, 2014; LIMA *et al.*, 2018; BOUCHARD *et al.*, 1997).

2.4 LIGA A356

As ligas de alumínio da série 3XXX são ligas que tem o silício como elemento principal e adição de pequenos percentuais de magnésio e cobre. São excelentes materiais candidatos para componentes estruturais na indústria automotiva e aeroespacial pelo seu baixo peso, o que permite uma elevada capacidade de carregamento sendo, portanto, uma das ligas mais utilizadas na indústria da fundição. O magnésio combina-se com o silício e forma a fase intermetálica Mg_2Si , elemento endurecedor que se precipita na matriz alumínio e é responsável pelo aumento da resistência mecânica destas ligas. (LIMA *et al.*, 2018; BAMBERGER *et al.*, 1987; PERES *et al.*, 2004; CARVALHO *et al.*, 2013; CARVALHO *et al.*, 2014).

Na liga A356 os teores de silício e magnésio variam entre 6,5% a 7,5% e 0,25% a 0,45%, respectivamente. Essa liga possui ótima fundibilidade e elevada relação resistência/peso, mas apresenta consideráveis quantidades de impureza e fases intermetálicas. Ora benéficas ou malélicas. Por exemplo, o cobre e o ferro são impurezas que devem ser controladas, pois formam compostos intermetálicos que fragilizam o material. (METALS HANDBOOK, 2004).

2.5 INFLUÊNCIA DO FERRO NAS LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADAS

A reciclagem de ligas de alumínio por processos de fundição tem sido relatada na comunidade científica porque a energia para reciclar é menor do que a utilizada para obter a liga primária e isso tem sido um apelo ambiental. (DAS *et al.*, 2007; GAUSTAD *et al.*, 2012). Uma vez que o ferro é facilmente incorporado na sucata de alumínio como impureza, pode levar à formação de vários compostos intermetálicos de Fe (IMCs) durante a solidificação, como Al_8Fe_2Si ou $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, $\beta-Al_5FeSi$, $\Delta-Al_4FeSi_2$,

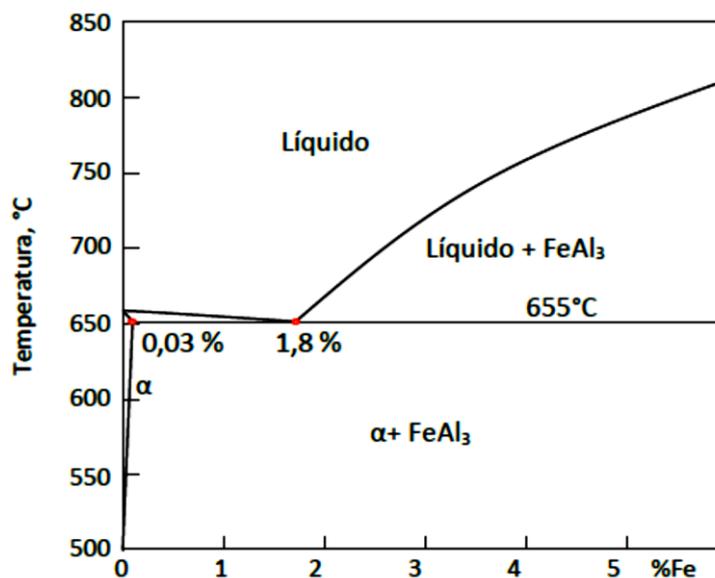
ω -Al₇Cu₂Fe e π -Al₈Mg₃FeSi₆ dependendo da taxa de resfriamento (T_R) e da composição da liga (DINNIS *et al.*, 2005; CHEN *et al.*, 2014; JI *et al.*, 2013; KIM *et al.*, 2012; RAKHMONOV *et al.*, 2017; SAMUEL *et al.*, 2018; SAMUEL *et al.*, 1996; KHALIFA *et al.*, 2003).

Os níveis frequentes de ferro variam de 0,1% a 1% para ligas primárias e secundárias, respectivamente. Nessas ligas, a presença do Fe com teor acima de 1% forma o mais comum dos intermetálicos β -Al₅FeSi. Na literatura, resultados para teores de Fe com aproximadamente 0,48%, menores valores de resistência à tração e de alongamento foram encontrados para a liga A356. (OZBAKIR, 2008; KIM *et al.*, 2006; WANG *et al.*, 2001).

Entre os Fe-IMCs, a fase β -Al₅FeSi é a mais presente na microestrutura de ligas de Al, sendo considerada a mais indesejável quando requer comportamento mecânico que associa alta resistência à tração com boa ductilidade, devido à sua morfologia em formato semelhante a agulhas, comumente observadas, que causam concentrações de tensões em suas pontas agudas (JI *et al.*, 2013; CESCHINI *et al.*, 2012; LI *et al.*, 2017; MALAVAZI *et al.*, 2014).

O limite de solubilidade do ferro no alumínio líquido é muito baixo, em torno de 0,03% em peso na temperatura de 655°C, Figura 2.4. O eutético Al-Fe se forma nesta faixa de temperatura com 1,8% de ferro, obtendo-se precipitados de AlFe₃ entre os espaçamentos interdendríticos. A formação do intermetálico β -Al₅SiFe ocorre devido à redução do limite de solubilidade do ferro no alumínio durante a solidificação e que é segregado para contornos dos eutéticos, onde pode formar fases em conjunto com o eutético principal ou mesmo com eutético secundário dependendo dos teores de ferro e silício. (TAYLOR, 2012; FUOCO *et al.*, 2009).

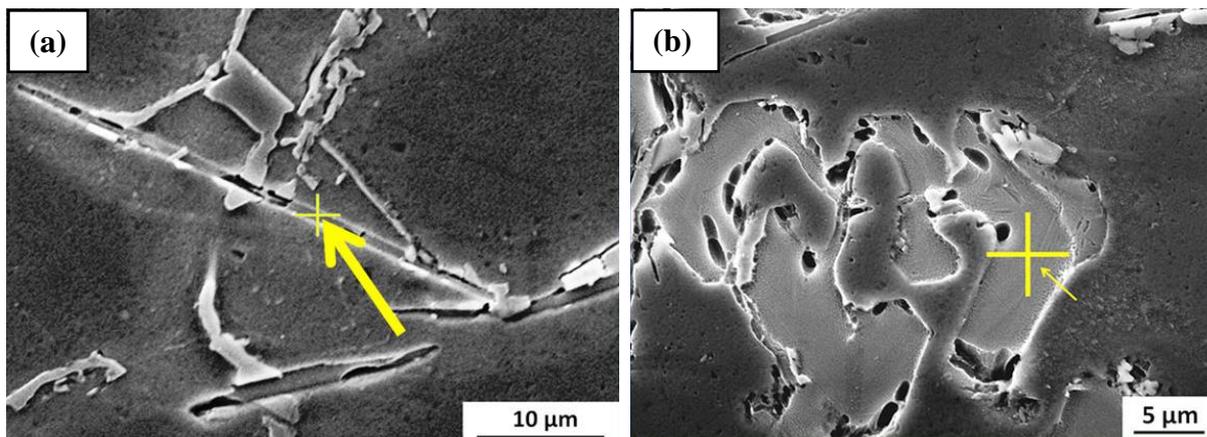
Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Al-Fe.



Fonte: Taylor, 2012.

A fase Al₈Fe₂Si (fase α) é um pré-requisito para formação da fase Al₅FeSi (fase β). A fase α-Al₈Fe₂Si passa por transformação peritética, levando à formação da fase β-Al₅FeSi, sob condições ideais de solidificação. A fase β-Al₅SiFe se solidifica formando plaquetas que se apresenta na forma de agulhas, como mostra a Figura 2.5 (a), onde fases intermetálicas de Fe podem ser observadas. Por outro lado, a literatura sugere que a formação da fase α-Al₈Fe₂Si inibe a fragilidade causada pela fase β-Al₅SiFe que, por sua vez, é sensível à taxa de resfriamento. A fase α-Al₈Fe₂Si possui uma morfologia poliédrica também conhecida como *chinese-script* ou escrita chinesa, Figura 2.5 (b). A literatura diz que, para teores elevados de Fe, as duas fases podem coexistir se as condições ideais de equilíbrio não forem atendidas durante a solidificação, pois a transformação peritética acima é bastante lenta. (BELOV *et al.*, 2002; FARKOOSH *et al.*, 2015; WESTENGEN *et al.*, 1982; ZEDAN *et al.*, 2009; AIN *et al.*, 2016).

Figura 2.5 - Micrografia Eletônica de Varredura (MEV) de sucata de alumínio reciclada (a) presença fase β - Al_5FeSi e (b) α - $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ por (MEV).



Fonte: Ain *et al.*, 2016.

Ji *et al.* (2013) relataram para ligas fundidas sob pressão como Al-Mg-Si-Mn e Al-Mg-Si que o aumento na concentração de Fe reduziu significativamente a ductilidade, mas acompanhada por uma melhoria na tensão de escoamento (JI *et al.*, 2013). Ceschini *et al.* (2012) relataram para a liga Al-10%Si-2%Cu-x%Fe a presença da fase β - Al_5FeSi semelhante a agulhas e que teores de Fe de até 0,5% induziu um ligeiro aumento na resistência à fadiga em relação à liga sem Fe ($x=0$), enquanto a presença da fase α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, com a adição de Mn, influenciou a trajetória da trinca, aumentando, por sua vez, a resistência à fadiga (CESCHINI *et al.*, 2012). Li *et al.* (2017) relataram para ligas Al-7%Si-3%Cu-(Mn, Fe, Sr) que, embora o Fe tenha um efeito deletério na resistência à tração e na ductilidade devido à presença da fase β - Al_5FeSi , a adição de Fe até 0,8% aumentou a tensão de escoamento nas ligas estudadas, deduzindo um aumento na dureza (LI *et al.*, 2017). Malavazi *et al.* (2014) estudaram o processo de fundição a frio das ligas Al-9%Si-x%Fe ($x=0,1, 0,4, 0,8$ e 1,2%) e relataram valores mais elevados na resistência à tração e tensão de escoamento para teores de Fe iguais a 0,4 e 0,8% de Fe, respectivamente, bem como uma maior quantidade de fase β - Al_5FeSi para 1,2% de Fe (MALAVAZI *et al.*, 2014).

Estudos têm se dedicado a melhor compreender a nucleação da fase β - Al_5FeSi semelhante a agulhas e os mecanismos de mudança em sua morfologia (CAO *et al.*, 2006; BASAK *et al.*, 2016; SHABESTARI *et al.*, 2004; MAHTA *et al.*, 2008). Basak *et al.* (2016) descreveram que a mudança morfológica da fase β - Al_5FeSi e do Si poderia

ajudar a recuperar a resistência e a ductilidade nas ligas de Al-Si recicladas com alto teor de Fe. (BASAK *et al.*, 2016).

Taghiabadi *et al.* (2008) analisaram o comportamento ao desgaste de ligas de Al-Si, devido à presença da fase β -Al₅FeSi em forma de agulhas, e os resultados mostraram que um aumento de 0,15% para cerca de 0,7% de Fe, aumentou a dureza e melhorou a resistência ao desgaste em cerca de 10% sob cargas aplicadas de 20 e 40N. A adição de Fe em até 2,5% aumentou a dureza, mas diminuiu a resistência ao desgaste. Taghiabadi *et al.* (2008) controlaram a influência negativa da fase β -Al₅FeSi através da combinação de altas taxas de resfriamento (T_R) e modificação química por estrôncio Sr. Por sua vez, Taghiabadi *et al.* (2009) estudaram o comportamento ao desgaste por deslizamento a seco em ligas hipoeutéticas Al-Si-(x%Fe) e mostraram que na medida em que a quantidade de Fe nas ligas aumentava para 0,7%, uma melhoria de 10% foi observada na resistência ao desgaste sob cargas aplicadas de 20, 30 e 40N, em contrapartida, diminuindo para aproximadamente 30, 35 e 55%, respectivamente, para teores adicionais de até 1,8% de Fe. (TAGHIABADI *et al.*, 2008, 2009).

Abouei *et al.* (2010) avaliaram as condições de solidificação e adição de Mn no comportamento ao desgaste de ligas eutéticas Al-Si rica em Fe, aplicadas em pistões, e relataram que os efeitos combinando alta taxas de resfriamento com adição de Mn resultaram na formação de α -IMCs mais finos e, por sua vez, melhoraram o desempenho ao desgaste da liga. Saghafian *et al.* (2017) investigaram os efeitos da adição de Fe e as condições de solidificação na liga eutética de Al-Si, e relataram que a presença de Fe pode dar origem à formação de uma fase β -Al₅FeSi semelhante a uma agulha, cuja natureza frágil levou a uma diminuição nas características mecânicas das ligas de pistão, incluindo resistência ao desgaste. No entanto, a adição de Mn/Fe em uma razão de 1/2 modificou a fase β -Al₅FeSi semelhante à agulha para ligas com até 1,2% de Fe. (ABOUEI *et al.*, 2010; SAGHAFIAN *et al.*, 2017). Apesar dos efeitos deletérios nas propriedades de mecânicas, o desempenho ao desgaste de ligas de Al-Si com adição de Fe tem atraído à atenção de pesquisadores nos últimos anos. (TAGHIABADI *et al.*, 2008; TAGHIABADI *et al.*, 2009; ABOUEI *et al.*, 2010; LIN *et al.*, 2016; SAGHAFIAN *et al.*, 2017; BIDMESHKI *et al.*, 2016; KAISER *et al.*, 2018).

Bidmeshki *et al.* (2016) estudaram o efeito da adição de Mn em IMCs ricos em Fe no comportamento ao desgaste de ligas hipereutéticas de Al-17,5%Si e mostraram

que, com a adição de 1,2% de Fe à liga base, aumentou a taxa de desgaste devido à formação de intermetálicos β -Al₅FeSi semelhantes a agulhas. Por outro lado, a introdução de 0,6% de Mn na liga rica em Fe mudou a morfologia fase β -Al₅FeSi semelhante a agulhas e, como consequência, reduziu o efeito negativo do Fe, em contrapartida, a adição de até 0,9% de Mn não impediu a formação de fase β -Al₅FeSi semelhante a agulhas. (BIDMESHKI *et al.*, 2016).

Mais recentemente, Kaiser *et al.* (2018) estudou sobre o comportamento mecânico e resistência ao desgaste em ligas automotivas hipereutéticas Al-Si-(Fe, Ni, Cr), e demonstraram que com a adição do Fe, a dureza das ligas melhorou devido à formação da fase dura β -Al₅FeSi, mas reduziu a tensão de escoamento, a resistência à tração e a resistência ao desgaste. Pouladvand *et al.* (2018) realizaram estudos com ligas de Al-x%Si-1,2%Fe(Mn) (x=5 a 13%) e de acordo com os resultados, para valores de 5 a 9% de Si, o Fe inserido como impureza promove a formação de IMCs β -Al₅FeSi finamente distribuídos na matriz aumentando sua dureza e potencial para suportar a tribocamada levando a características de desgaste aprimoradas. Segundo os autores (POULADVAND *et al.*, 2018), a substituição das plaquetas finas β -Al₅FeSi por escritas chinesas α -Fe em ligas Al-(5-9%)Si-1,2%Fe-Mn reduz a resistência ao desgaste. Entretanto a formação de compostos de α -Fe semelhantes a estrelas ou a poliédricos em ligas de Al-(9-13%)Si-1,2%Fe-Mn aumentam a resistência ao desgaste. (KAISER *et al.*, 2018; POULADVAND *et al.*, 2018).

2.6 MICRODUREZA E PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS

2.6.1 Microdureza

A forte influência de parâmetros estruturais nas propriedades mecânicas do material produzido é responsável pelos inúmeros estudos que correlacionam microestrutura e propriedades. A influência do tamanho de grão das ligas de alumínio nas suas características mecânicas está associada ao efeito da distribuição de porosidade, inclusões e produtos segregados, que se acomodam preferencialmente nos contornos de grão e são responsáveis pela qualidade mecânica inferior das estruturas

constituídas de granulação mais grosseira. Já nos anos 50, Hall e Petch (1951; 1953) propuseram um modelo que correlaciona o diâmetro do grão com a tensão de escoamento ou dureza do material (HALL, 1951; PETCH, 1953), conforme equação 2.1 e 2.2.

$$H = H_0 + k \times d^{(-1/2)} \quad (\text{Eq.2.1})$$

$$\sigma_e = \sigma_i + k \times d^{(-1/2)} \quad (\text{Eq.2.2})$$

Em que:

H é a dureza do material;

σ_e é a tensão de escoamento;

"d" é o tamanho médio dos grãos;

H_0 , σ_i e k são constantes particulares do material obtidas experimentalmente.

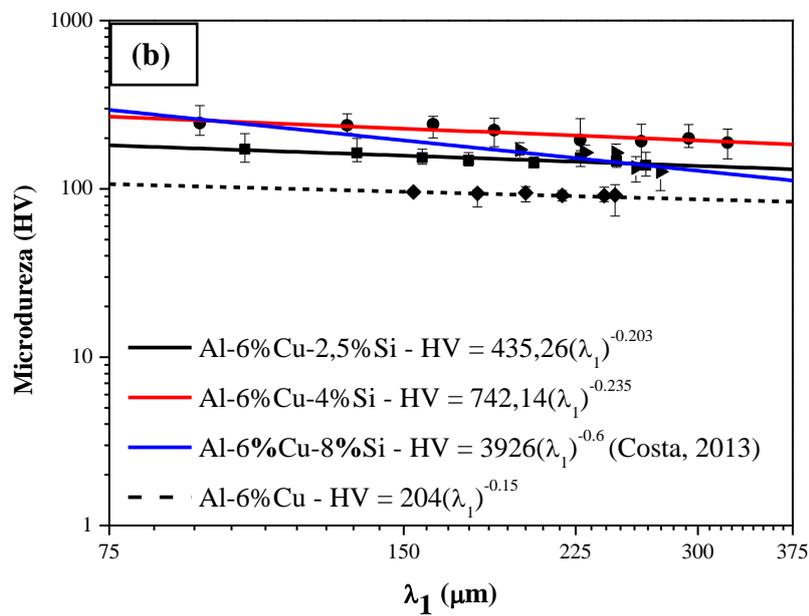
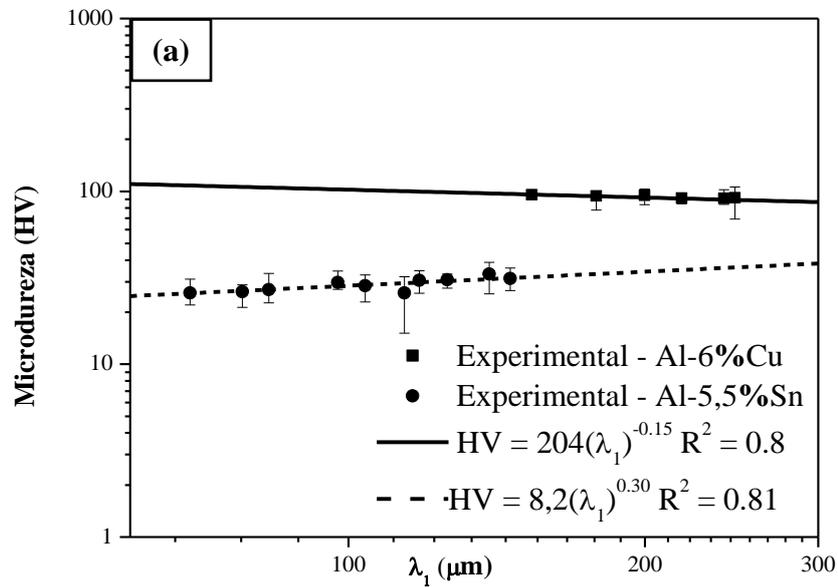
Barros *et al.* (2015b) publicaram resultados para ligas binárias Al-Cu solidificadas na direção horizontal, os quais correlacionam microdureza Vickers (HV) como uma função de V_L , T_R e λ_1 . Araújo (2015) propôs, pela primeira vez, leis experimentais de $HV=f(\lambda_1, V_L \text{ e } T_R)$ dos tipos potência para uma liga multicomponente Al-3%Cu-5,5%Si, permitindo constatar que os valores de HV aumentam com a diminuição de λ_2 e com o aumento de V_L e T_R . Araújo (2015) tem avaliado o efeito da adição do ligante Si na liga Al-3%Cu, estudada por Barros *et al.* (2015b), para a formação da liga ternária Al-3%Cu-5,5%Si. Os resultados obtidos pelo respectivo autor mostram que os valores HV aumentaram para a liga multicomponente quando comparados com a liga binária Al-3%Cu. A Tabela 2.1 apresenta os resultados alcançados por esses autores com propostas para equações do tipo potência e Hall-Petch em função desses parâmetros. (BARROS *et al.*, 2015b; ARAÚJO, 2015).

Tabela 2.1 - Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos para ligas binárias e multicomponentes à base de alumínio.

Referências	Liga	Equação Experimental
Barros <i>et al.</i> , 2015b	Al-3%Cu	$HV = 59(V_L)^{0,11}$
		$HV = 54(T_R)^{0,05}$
		$HV = 94(\lambda_2)^{-0,15}$
		$HV = 47+147(\lambda_1)^{-1/2}$
	Al-8%Cu	$HV = 86(V_L)^{0,15}$
		$HV = 74(T_R)^{0,09}$
		$HV = 151(\lambda_1)^{-0,12}$
		$HV = 60+270(\lambda_1)^{-1/2}$
Araújo, 2015	Al-3%Cu-5,5%Si	$HV = 101(V_L)^{0,14}$
		$HV = 85(T_R)^{0,06}$
		$HV = 169 (\lambda_2)^{-0,17}$
		$HV = 61+183 (\lambda_2)^{-1/2}$

Resultados de microdureza (HV) em função dos espaçamentos dendríticos primários para ligas binárias Al-Sn e Al-Si e para ligas multicomponentes foram obtidos por Vasconcelos (2016). Observam-se na Figura 2.6 (a) o efeito dos elementos de liga Sn e Cu na matriz de Al com resultados de HV distintos para as duas ligas. Na Figura 2.6 (b) se verifica o efeito do elemento Si na formação das ligas multicomponentes Al-6%Cu-x%Si (X = 2,5, 4 e 8%), na qual se evidencia maiores valores de HV para as ligas ternárias quando comparados com os níveis de HV obtidos para a liga binária Al-6%Cu. Os resultados obtidos pelo autor mostram propostas para equações do tipo potência e Hall-Petch em função desses parâmetros.

Figura 2.6 - Correlação entre microdureza (HV) e espaçamento dendrítico primário (λ_1): (a) influência dos ligantes Cu e Sn na matriz de Al; (b) influência do ligante Si em Al-6%Cu.



Fonte: Vasconcelos, 2016.

Kaya *et al.* (2008; 2013) correlacionaram os parâmetros microestruturais (λ_1 e λ_2) de ligas à base de alumínio com valores de dureza, medidos nas seções transversal e longitudinal do produto fundido em condições de solidificação em estado estacionário. Os resultados mostraram que o aumento do espaçamento dos braços dendríticos promoveu redução da dureza testada, ou seja, os estudos indicam que o grau de refinamento da estrutura rende materiais com maior dureza e, portanto, com maior resistência ao desgaste (KAYA *et al.*, 2008, 2013).

2.6.2 Ensaio de Desgaste

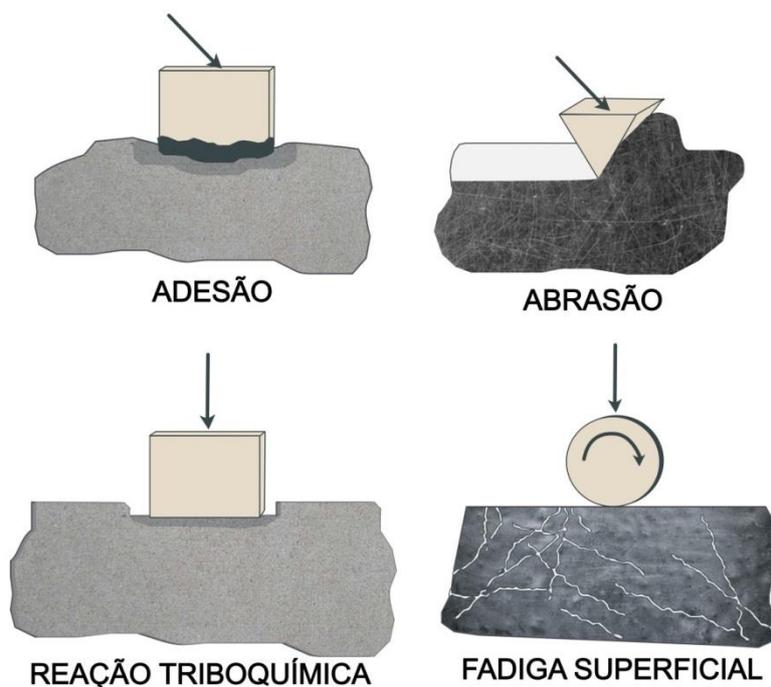
Há muito tempo já surgiram os estudos sobre desgaste. Leonardo Da Vinci (1452-1519) distinguiu atrito de escorregamento e de rolamento, que a redução do atrito era possível com a inserção de lubrificantes. Outro autor, Mikhail Lomonosov (Academia Científica de Moscou), realizou um dos primeiros ensaios de desgaste abrasivo (1745-1765) a partir de um dispositivo que possuía um rebolo de 460 mm de diâmetro deslizando sobre a superfície, a análise era feita através da marca deixada no corpo de prova. Em 1921, Brinell substituiu o rebolo por um disco de ferro de 5 cm de raio e colocou amostras de quartzo entre as amostras e o disco. Já em 1996, Rutherford e Hutchings (1996) introduziram o “ensaio de desgaste abrasivo por esfera rotativa” e embora esta metodologia de ensaio tenha sido desenvolvida para a medição de espessura de revestimentos no setor industrial, atualmente é usada na comunidade científica para analisar materiais metálicos e não metálicos (ZUM GAHR, 1987; RUTHERFORD E HUTCHINGS, 1997; KATO, 1997; HARNOY, 2003).

Mais recentemente, estudos envolvendo ensaios de desgaste foram estendidos para ligas multicomponentes (COSTA *et al.*, 2016; REYES *et al.*, 2019; COSTA *et al.*, 2015; WU *et al.*, 2013). Costa *et al.* (2016) adicionaram 1,0% em peso de Sn a ligas de Al-Bi de composições hipomonotéticas, monotéticas e hipermonotéticas, dando origem a microestruturas tipificadas por gotículas de uma mistura autolubrificante de Bi e Sn incorporadas na matriz de Al que se mostram propícias a menores volumes de desgaste. Reyes *et al.* (2019) propuseram um estudo para uma liga AlCuBi sobre a relação entre espaçamento microestrutural com características de desgaste e os resultados mostraram melhores condições de desgaste para espaçamentos menores entre partículas de Bi (COSTA *et al.*, 2016; REYES *et al.*, 2019).

A norma DIN 50320 (1979) classifica os mecanismos de desgaste como desgaste adesivo, desgaste abrasivo, fadiga superficial e reação triboquímica, esquematizados na Figura 2.7. O desgaste adesivo ocorre quando duas superfícies postas em contato são sujeitas ao atrito e, quando essas junções se rompem, geram uma transferência de material de um elemento para outro. No desgaste abrasivo ocorre a perda ou a movimentação de material devido às partículas duras que podem estar presentes em uma ou nas duas superfícies que estão em movimento, essas partículas podem ser oriundas

de irregularidades na superfície do material de maior dureza, ou pode ser uma partícula solta proveniente de desgaste por adesão, ou ainda resultante de partículas dispersas no ambiente. Desgaste por fadiga superficial pode ser considerado aquele que ocorre a partir da formação de trincas do material causadas pela ação repetida de carregamento recíproco atuante nas superfícies envolvidas. O desgaste por reação triboquímica pode ser caracterizado pela exposição do sistema tribológico a um ambiente reativo, ou seja, as superfícies em contato reagirão com o ambiente que as cercam (DIN 50320 apud CRUZ, 2008).

Figura 2.7 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste.

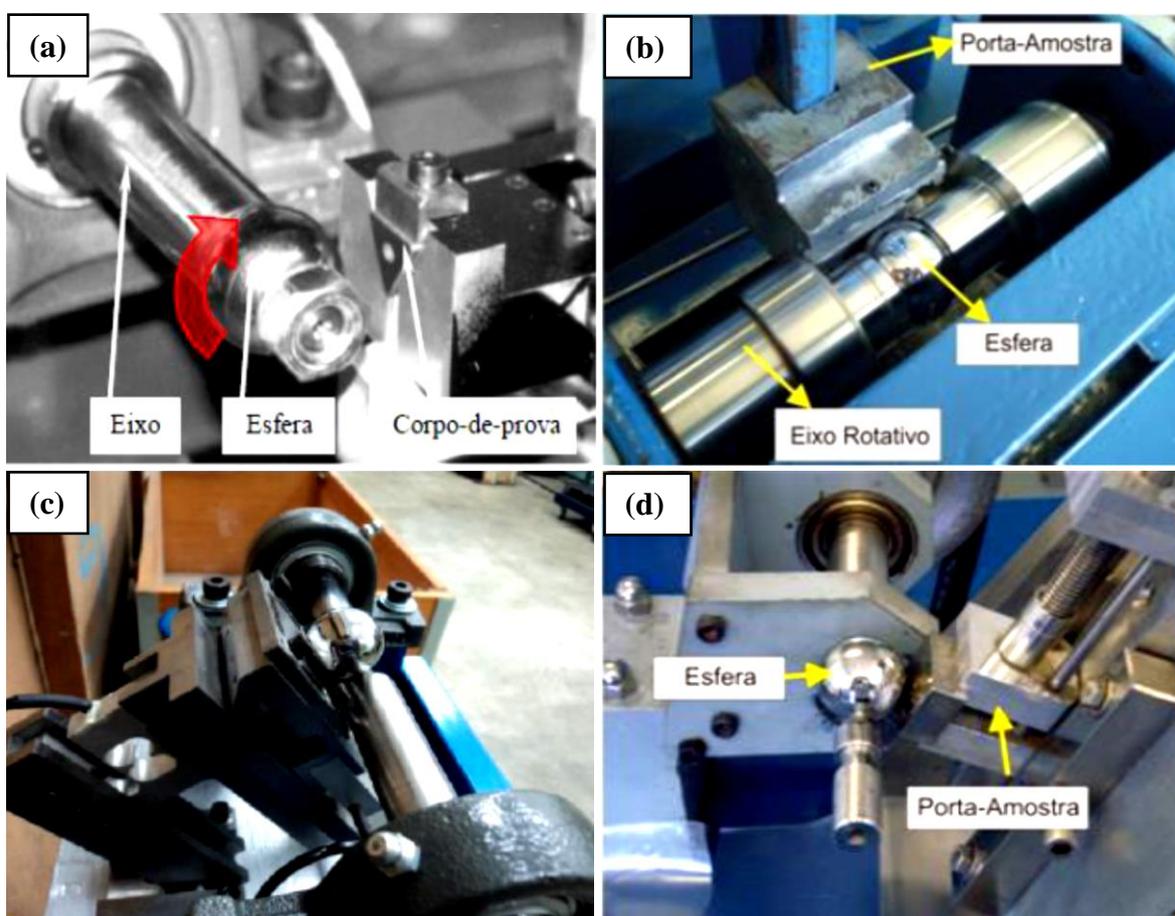


Fonte: Cruz, 2008.

O ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa consiste em posicionar o corpo de prova em contato com uma esfera rotativa através da imposição de uma força normal e então a esfera imprime sobre a amostra uma cratera de desgaste, que é avaliada para que se possa verificar a resistência ao desgaste da amostra, metodologia aplicada por vários autores. Não existe ainda, uma norma técnica que trate deste tipo de ensaio, entretanto na literatura há duas configurações de equipamentos consolidadas para

realizar esses ensaios por esfera rotativa que estão ilustrados na Figura 2.8: a máquina de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa, mostrado na Figura 2.8 (a) e (b), e a máquina de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre, mostrado na Figura 2.8 (c) e (d). (MONTEIRO JUNIOR, 2017; SANTOS *et al.*, 2015; COZZA, 2013, 2014; CAMERINI *et al.*, 2011; LUO *et al.*, 2011; CHENG *et al.*, 2011; LUO *et al.*, 2010; COZZA *et al.*, 2009; STACHOWIAK *et al.*, 2006; BOSE *et al.*, 2005).

Figura 2.8 - Equipamentos de ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa representados em (a) e (b); e, os de esfera rotativa livre em (c) e (d).



Fonte: Cozza *et al.*, 2014; e, Cruz, 2008. (Adaptado por Botelho, 2019).

2.7 CONDUTIVIDADE E RESISTIVIDADE ELÉTRICA EM METAIS

Os metais, em geral, são ótimos condutores de eletricidade, entretanto, seu interior não oferece passagem livre de elétrons, pois sua em sua microestrutura existe características que favorecem ou não a movimentação dos elétrons livres (SMALLMAN e BISHOP, 1999). Segundo Smallman e Bishop (1999) a presença de impurezas na estrutura cristalina do material provoca o espalhamento dos elétrons e conseqüentemente diminuição da condutividade elétrica do mesmo. A resistência à passagem de elétrons por seu interior resulta na dissipação destes elétrons por imperfeições da rede cristalina, incluindo vacâncias, átomos intersticiais, discordâncias, vibrações térmicas dos átomos, e mesmo a presença de átomos de impureza. Em cada ocorrência de espalhamento, faz com que o elétron perca energia cinética e mude a sua direção de movimento. A resistividade elétrica nada mais é do que o inverso da condutividade e é resultado do espalhamento dos elétrons causado pelas imperfeições da rede cristalina. (SMALLMAN e BISHOP, 1999; PADILHA e SICILIANO, 2005; HUMMEL, 2004).

Alguns autores recomendam estudos que visam à correlação das alterações durante as etapas de processamento como a condutividade elétrica em ligas de alumínio, haja vista que a formação de precipitados e elementos intermetálicos influenciam na condutividade elétrica (ROSEN, *et al.*, 1982; SALAZAR-GUAPURICHE, *et al.*, 2006; TARIQ, *et al.*, 2012; LOURDJANE, *et al.*, 2015). A resistência elétrica nos metais tem origem no espalhamento dos elétrons, dessa forma, todos os fatores que causam perturbações na rede cristalina levarão a uma diminuição da condutividade elétrica, aumento da vibração da rede (pela temperatura), átomos de impureza ou solutos, defeitos cristalinos e partículas de segunda fase etc. Esta técnica possui uma grande vantagem por se tratar de um ensaio não destrutivo (SCHMIDT, 1979).

O ensaio por correntes parasitas ou correntes de *Foucault*, tem sido uma das técnicas amplamente utilizadas na indústria para medidas de condutividade elétrica por ser um ensaio não-destrutivo, barato e de fácil execução, além de dar resultados imediatos, os equipamentos são portáteis, e fácil preparação da peça a ser analisada. Esta técnica é utilizada para detecção de fissuras/trincas superficiais, danos superficiais

e para monitoramento de tratamento térmico de ligas metálicas. (RAO, 2011; GRIMBERG, 2011).

A medida de condutividade elétrica por correntes parasitas tem sido utilizada para acompanhar os tratamentos térmicos de envelhecimento em ligas de alumínio (ROSEN *et al.*, 1982; SALAZAR-GUAPURICHE *et al.*, 2006; ABBASIAN *et al.*, 2015; PRABHU, 2016). A influência da cinética de precipitação durante o envelhecimento da liga de alumínio AA2024 na condutividade elétrica, medida por correntes de Foucault, e na dureza foi investigada por Rosen *et al.* (1982), e concluíram que um único teste, tal como dureza ou condutividade elétrica, não determina por si só o estado do material. Salazar-Guapuriche *et al.*, (2006) investigaram a resistência à tração, a dureza e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7010 em diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento com o objetivo de correlacionar a resistência com a dureza e com a condutividade elétrica de modo que a resistência da liga pudesse ser determinada de forma não destrutiva, e concluíram que não é possível que qualquer uma destas variáveis seja prevista a partir de outra sem alguma informação adicional (ROSEN *et al.*, 1982; SALAZAR-GUAPURICHE *et al.*, 2006).

Oppenheim *et al.* (2007) estudaram a influência da variação dos parâmetros de processamento térmico sobre as propriedades físicas e mecânicas das ligas de alumínio AA6061 e AA7249, e com os resultados obtidos os autores não encontraram uma correlação significativa entre a tensão de escoamento, a tensão máxima e a condutividade elétrica para as duas ligas estudadas. Tariq *et al.* (2012) caracterizaram as propriedades das ligas de alumínio da série 2xxx (AA2014, AA2024 e AA2219) pelos ensaios não destrutivos por corrente de Foucault e técnicas ultrassônicas, e nas condições estudadas os autores encontraram uma boa relação (usando ajuste polinomial) entre a dureza e a condutividade elétrica para as ligas AA2014 e AA2024. (OPPENHEIM *et al.*, 2007; TARIQ *et al.*, 2012).

Eivani *et al.* (2009b) avaliaram os efeitos da composição química e do tratamento térmico de homogeneização sobre a evolução da resistividade elétrica da liga de alumínio AA7020, e observaram que a resistividade elétrica da liga diminuiu à medida que o tempo de homogeneização aumentou, por causa da diminuição de Zr e Cr na estrutura devido à formação de pequenos dispersóides contendo Zr e Cr a baixas temperaturas. Gaosong *et al.* (2014) estudaram o efeito do tratamento térmico de

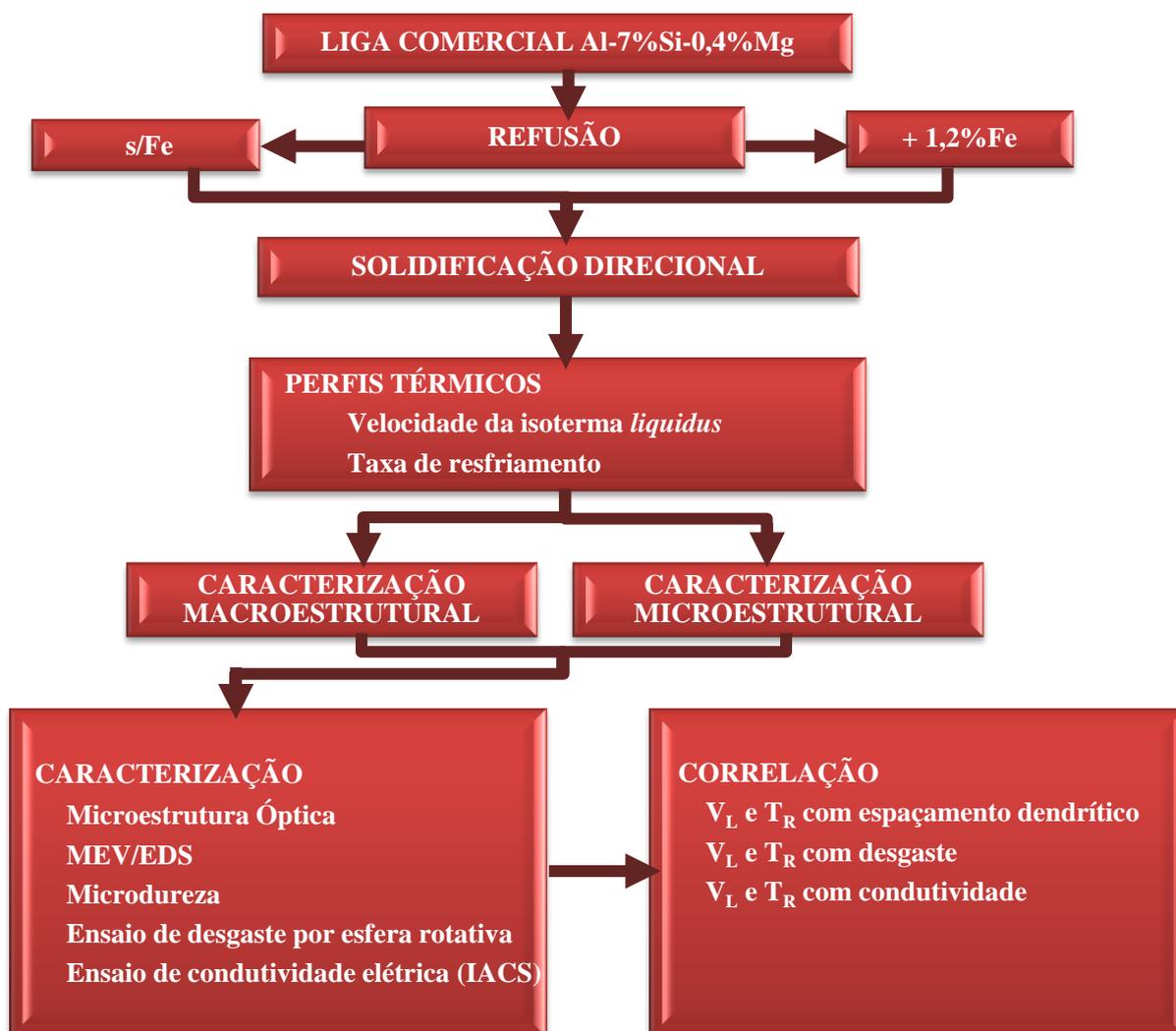
homogeneização na microestrutura e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7075 preparada por fundição eletromagnética de baixa frequência e por fundição direta convencional, e segundo o autor, durante a homogeneização, a fase eutética de não equilíbrio é dissolvida, e durante o resfriamento essa fase é precipitada na matriz, o que reduz a distorção da rede e melhora a condutividade das ligas. (EIVANI *et al.*, 2009b; GAOSONG *et al.*, 2014).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A parte experimental executada nesta tese será apresentada resumidamente, de acordo com o fluxograma da Figura 3.1. No desenvolvimento do presente trabalho será abordada uma metodologia de análise experimental e comparativo acerca da solidificação direcional horizontal da liga A356. Adotando atividades sequenciais para a preparação, determinação dos parâmetros térmicos e caracterização dessa liga.

Figura 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.



3.2 MATERIAIS

Foi utilizada a liga A356 em duas condições: a liga A356 comercial Al-7%Si-0,4%Mg e a liga A356 com acréscimo de 1,2%Fe, a Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe. O Fe foi acrescentado com o intuito de se estudar o comportamento microestrutural e mecânico em ligas de alumínio recicladas.

3.2.1 Liga de alumínio A356

As ligas investigadas foram obtidas a partir de lingotes de liga A356 comercial, cuja composição química está apresentada na Tabela 3.1. A análise química foi realizada na Indústria de Material Bélico do Brasil (IMBEL) - Unidade de Itajubá, e o equipamento utilizado foi o Espectrômetro da marca Spectro, modelo SpectroMaxx, cuja espectroscopia é de emissão ótica, Figura 3.2.

Figura 3.2 - Espectrômetro da marca Spectro, modelo SpectroMaxx.



Fonte: Indústria de Material Bélico do Brasil (IMBEL) - Unidade de Itajubá-Mg.

Tabela 3.1 - Composição química da liga de alumínio A356 deste trabalho.

Elementos (%) em peso								
Al	Si	Fe	Mg	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
Balanço	7,33	0,93	0,41	0,3	0,037	0,032	0,18	0,104

Fonte: Indústria de Material Bélico do Brasil (IMBEL) - Unidade de Itajubá.

O pó metálico de Fe com pureza de 99,5% e comprimento de partícula entre 10 a 50µm foi produzido por atomização na empresa Höganäs Brasil Ltda.

3.3 MÉTODOS

3.3.1 Refusão das ligas

Para elaboração deste estudo, os referidos lingotes foram seccionados e pesados em balança eletrônica analítica com precisão de 0,01g, na quantidade suficiente para ocupar o volume das lingoteiras. O alumínio foi introduzido em cadinho de carbetto de silício tipo AS-6 da Carbosil com capacidade de 1 litro (Figura 3.3), previamente revestido com camada de alumina para evitar a contaminação das ligas, sendo em seguida conduzido até um forno elétrico tipo mufla da marca Brasimet com capacidade de temperatura máxima de trabalho de 1250°C.

Visando simular experimentalmente uma liga reciclada, foi adicionado 1,2% de Fe (MALAVAZI *et al.*, 2014; MATHEW *et al.*, 2019; ZÁVODSKÁ *et al.*, 2018; SAMUEL *et al.*, 2017; AIN *et al.*, 2016; BASAK *et al.*, 2016; WANG *et al.*, 2016; PUNCREOBUTR, 2013; SHABESTARI, 2004).

Figura 3.3 - Cadinho.

Fonte: IFPA Campus Belém - Pa.

Visando aferição das temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S), correspondentes ao início e final da solidificação, logo após a fusão, foram retiradas amostras para a caracterização térmica através da obtenção das respectivas curvas de resfriamento. Para o mapeamento de temperatura e aquisição de dados foram utilizados termopares de Chromel-Alumel do tipo K com diâmetro de 1,5 mm com faixa de utilização até 1260°C e para o registro de temperatura foi utilizado software FieldLogger.

3.3.2 Obtenção da solidificação direcional

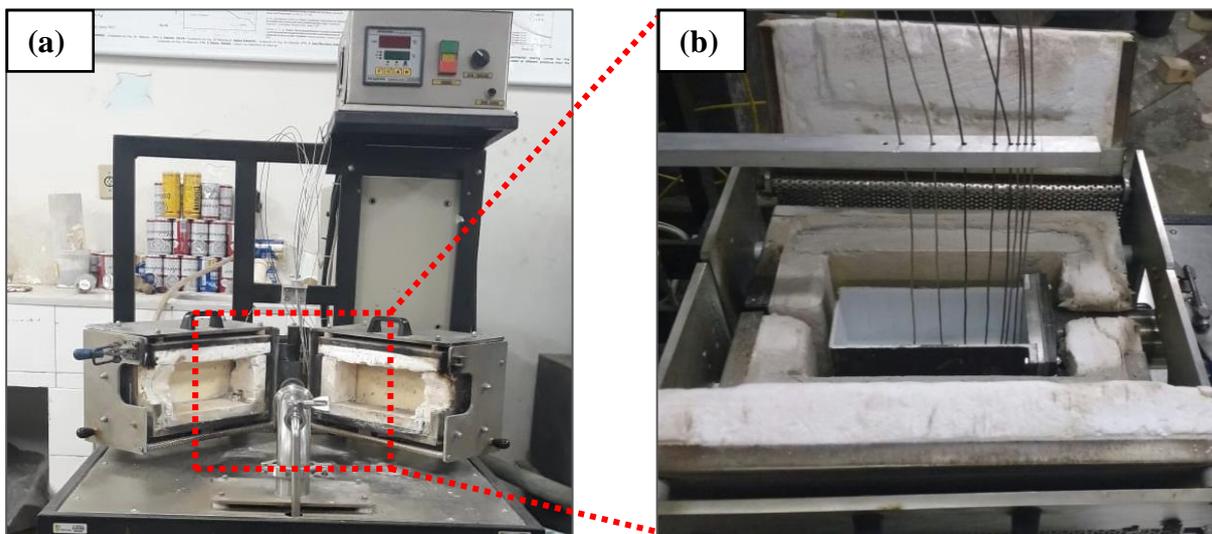
As amostras investigadas foram obtidas em um dispositivo de solidificação direcional horizontal do Instituto Federal do Pará, já mencionado no Capítulo 2 mostrado de forma esquemática na Figura 2.3. O dispositivo direcional horizontal é constituído por uma lingoteira retangular em aço inoxidável AISI 304, possui 150 mm de comprimento, 60 mm de largura, 60 mm de altura e 3 mm de espessura. As superfícies laterais internas das lingoteiras foram revestidas com camadas de alumina e a parte superior foi isolada com material refratário para evitar perdas de calor para o meio ambiente.

Dentro do dispositivo de solidificação direcional, depois de atingido o nível de superaquecimento desejado, as resistências elétricas do dispositivo de solidificação direcional foram então desligadas e, imediatamente, acionado o sistema de refrigeração a água com uma vazão de 18L/min, promovendo uma extração de calor no sentido longitudinal. (GÜNDÜZ *et al.*, 2002; ROCHA *et al.*, 2003a; 2003b).

3.3.3 Aquisição de perfis de temperatura durante a solidificação direcional

Para obtenção dos perfis de temperatura durante a solidificação em diferentes pontos da amostra, foram utilizados oito termopares de Chromel-Alumel do tipo K com diâmetro de 1,5 mm e com faixa de utilização até 1260°C para o mapeamento da temperatura durante a solidificação. Os dados obtidos foram armazenados automaticamente no dispositivo de aquisição de dados FieldLogger e então processados em software. Foram inseridos 8 termopares ao longo da lingoteira nas posições 5, 10, 15, 20, 30, 50 70 e 90 mm da superfície de extração de calor, Figura 3.4.

Figura 3.4 - (a) Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerados à água utilizado neste trabalho e (b) lingoteira com termopares posicionados do Laboratório de Fundição do Instituto Federal do Pará (IFPA), Campus Belém.



Fonte: elaborada pelo autor, 2021.

3.3.4 Técnicas de caracterização

No presente trabalho foram utilizadas técnicas de caracterização microestrutural, mecânica (microdureza e desgaste) e condutividade elétrica. Essas técnicas serão apresentadas a seguir.

3.3.4.1 Microscópio Eletrônico de Varredura MEV/EDS

Utilizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV) para obter a composição química das fases e mapeamento dos elementos da liga a fim de acompanhar a evolução microestrutural e das fases ricas em Fe.

A caracterização microestrutural qualitativa e quantitativa foi realizada através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do modelo Shimadzu VEGA3 TESCAN com espectrômetro de energia dispersiva (EDS) acoplado, da marca Oxford, instalado no Laboratório de Caracterização do IFPA, Campus Belém.

3.3.4.2 Caracterização Macro e Microestrutural

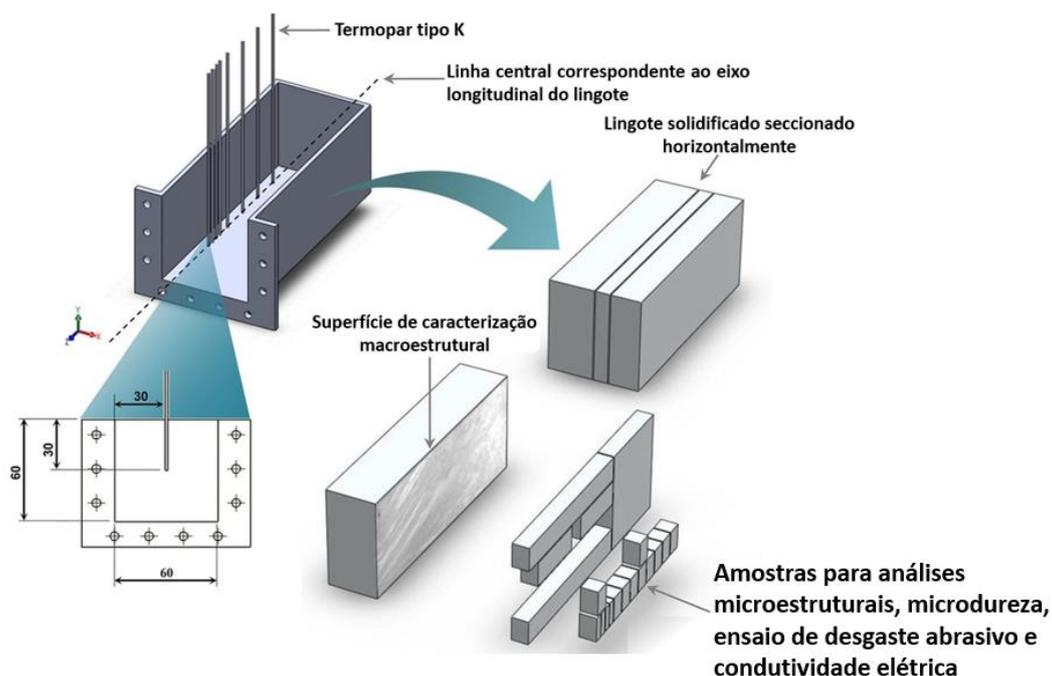
A macroestrutura de solidificação foi revelada a fim de avaliar a direcionalidade da extração de calor e identificar o limite de formação de grãos colunares. O lingote foi seccionado na longitudinal e lixado até #600 e então imerso em água régia (HNO₃+HCl) por um tempo de 30s para revelação da macroestrutura. Após esta etapa, foram retirados, da região central do lingote, corpos de prova ao longo do comprimento longitudinal de cada lingote, nas posições correspondentes a 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100, 110 e 120 mm, em relação à interface metal/molde, lixados até #1200 e então polidos em pano de polimento e pasta de diamante de 1µm, destacando que foi observado nas ligas que a transição colunar/equiaxial (TCE) ficaram entre as posições 110 e 120 mm. (HUNT *et al.*, 1996; HUNT, 1979; ROCHA, 2003; SPINELLI *et al.*, 2004; CANTÉ *et al.*, 2007).

Após preparação metalográfica, as amostras foram observadas no MEV primeiramente sem ataque químico para observar as fases ricas em Fe. As imagens das microestruturas foram feitas no modo de elétrons retroespalhados. A partir das imagens obtidas no MEV foram feitas as medidas de fração volumétrica das fases e análise do comprimento das fases ao longo das posições analisadas. A técnica de espectroscopia por dispersão de energia EDS, acoplada ao MEV, foi utilizada para a determinação qualitativa das composições químicas das fases presentes na amostra.

Visando obter a correlação entre espaçamentos dendríticos e taxa de resfriamento, os corpos foram seccionados na direção longitudinal central do lingote, seccionado em diferentes posições, lixados, polidos em pano de polimento com pasta de diamante de 3µm, e então atacados quimicamente com Keller (10 ml de HF, 15 ml de HCl, 25 ml de HNO₃ e 50 ml de água destilada).

A Figura 3.5 mostra esquematicamente a superfície de caracterização macroestrutural e a região de retirada dos corpos de provas para caracterização e quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2).

Figura 3.5 - região de retirada dos corpos de provas para caracterização.

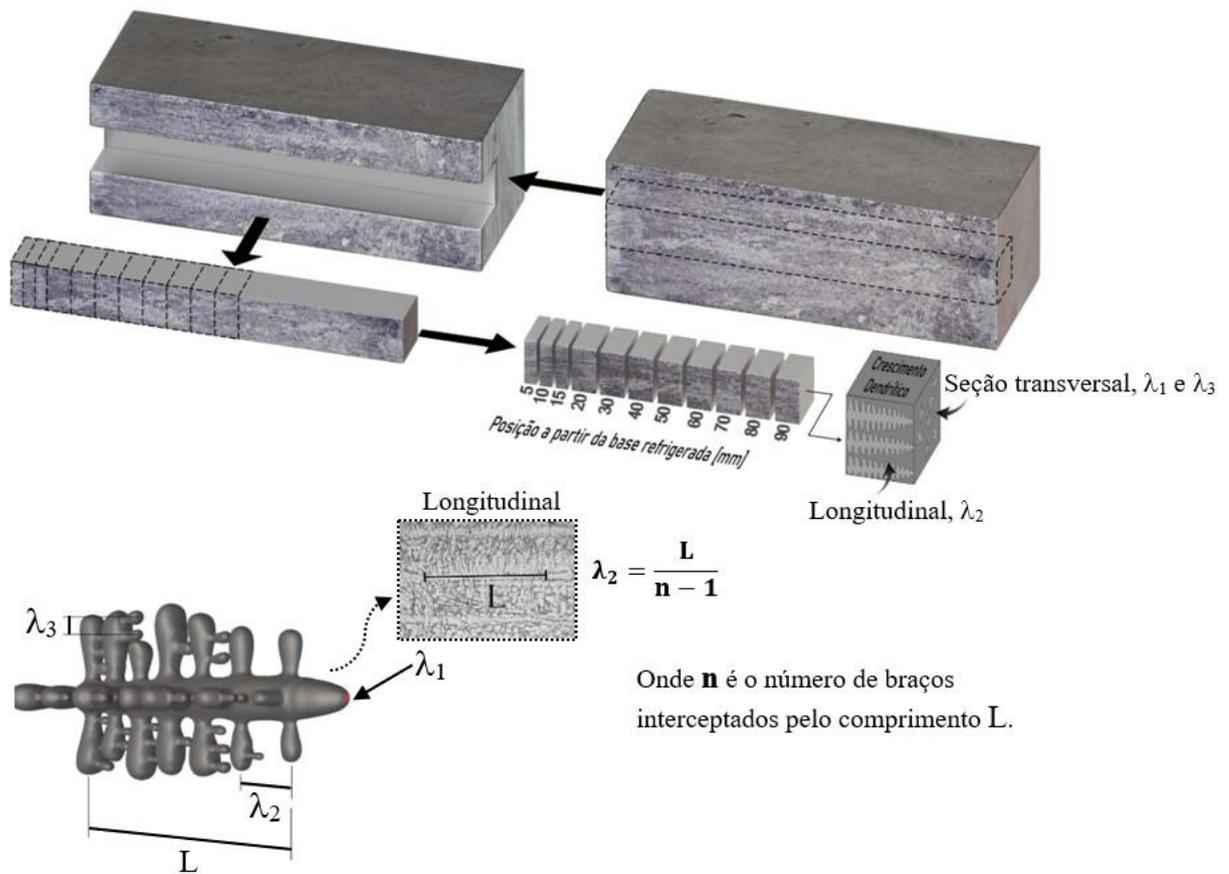


Fonte: Barros, 2018.

As micrografias foram obtidas a partir de Microscópio Óptico Olympus, modelo UC30 no IFPA Campus Belém, acoplado ao software de captura de imagem Analise Sys, utilizado para obter as imagens das microestruturas de solidificação.

Para obtenção dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foi utilizado o software ImageJ. Os valores de λ_2 foram medidos sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor) do corpo de prova. O procedimento utilizado foi o proposto por McCartney e Hunt (1981), e se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entres os braços secundários adjacentes. Foram realizadas 12 medidas para cada posição consideradas. O método para quantificar os valores de λ_2 está esquematizado na figura 3.6.

Figura 3.6 - Medição dos espaçamentos dendríticos secundários com esquema de crescimento de dendritas colunares.



Fonte: elaborada pelo autor, 2020.

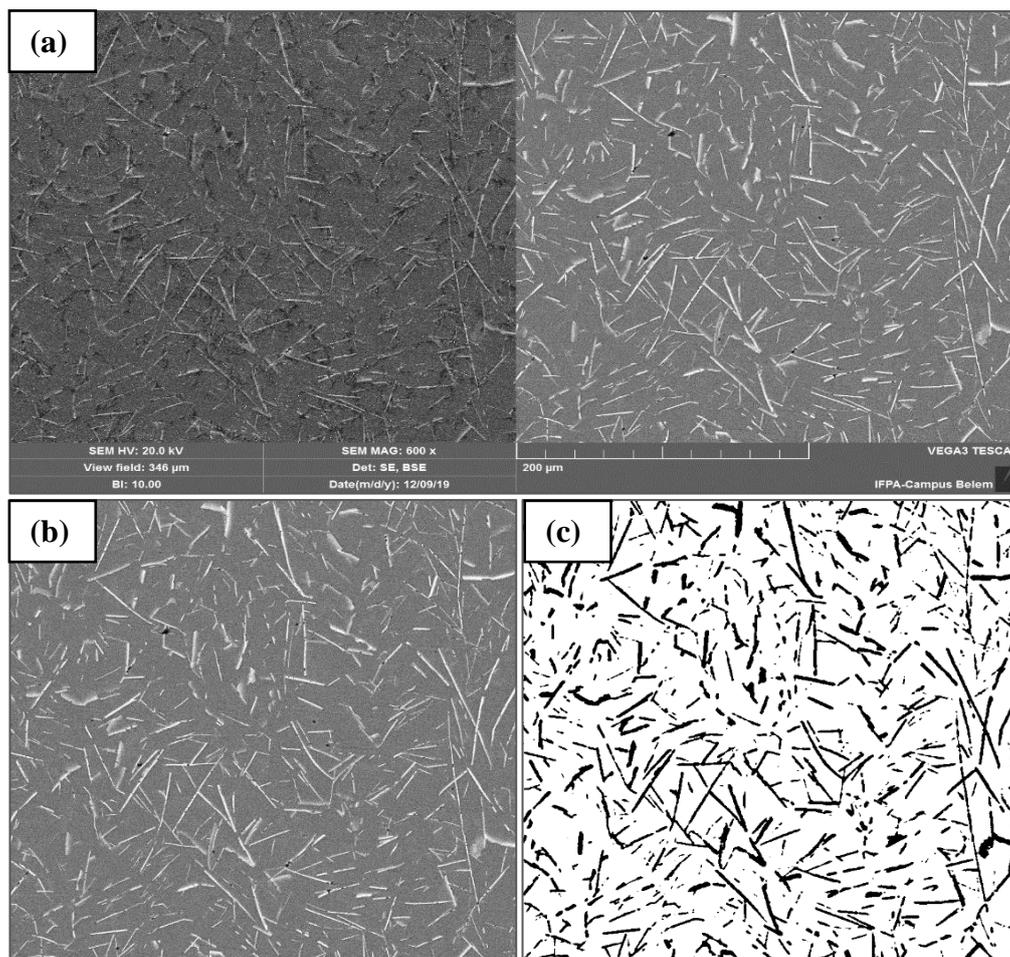
3.3.4.3 Determinação do comprimento das fases β -Al₅FeSi e fração em área

Com o intuito de acompanhar a evolução do comprimento das fases para diferentes taxas de resfriamento ao longo da solidificação, foi realizada análise do comprimento de fase e análise da fração em área através do software *ImageJ*. As medidas do comprimento de fase foram realizadas manualmente com o software e as medidas de fração em área foram realizadas de maneira automatizada, ambas com auxílio do programa de imagens *ImageJ*.

Para a análise da porcentagem em área ocupada pelas fases de β -Al₅FeSi, as imagens utilizadas foram obtidas no MEV, no modo de elétrons retroespalhados, para se conseguir o contraste necessário entre as fases (precipitados) e a matriz. Foram realizadas medidas para cada posição dos termopares.

As imagens obtidas no MEV, como a mostrada na Figura 3.7(a) foram então processadas no software *ImageJ*. Primeiro foi selecionada a área a ser analisada (Figura 3.7(b)), em seguida as imagens foram binarizadas utilizando a ferramenta *threshold* disponível no software *ImageJ* (Figura 3.7(c)). Com a imagem binária obtida foi possível executar a medida da fração em área das fases β -Al₅FeSi.

Figura 3.7 - Liga Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe: (a) Imagem original obtida no MEV; (b) Área selecionada para análise; (c) Imagem binária obtida através do *threshold*.



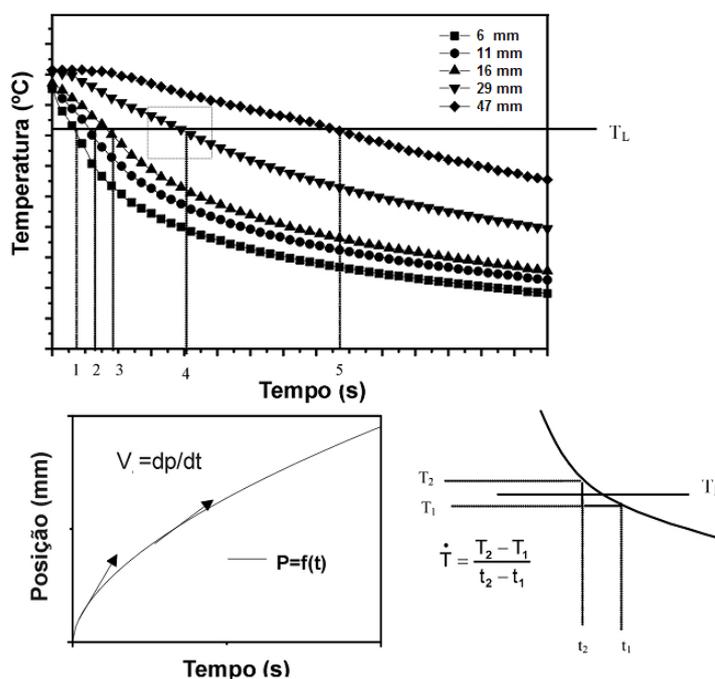
Fonte: elaborada pelo autor, 2020.

3.3.4.4 Obtenção dos perfis térmicos e parâmetros térmicos

A partir das curvas experimentais obtidas para diferentes posições de termopares, curva temperatura com tempo (T_{xt}), foi possível o processamento desses dados no software Origin 8.0 para a determinação dos parâmetros térmicos como taxa de resfriamento (T_R) e velocidade da frente de solidificação (V_L).

Para tanto, foi desenvolvido perfis de temperatura para cada posição dos termopares, (ROCHA, 2003) curva posição com o tempo (P_{xt}), conforme esquema mostrado na Figura 3.8. A Figura 3.8 representa também a metodologia esquemática do procedimento utilizado para os cálculos de V_L e T_R .

Figura 3.8 - Tratamento de dados experimentais para obtenção das variáveis térmicas (Rocha, 2003).



Fonte: Rocha, 2003.

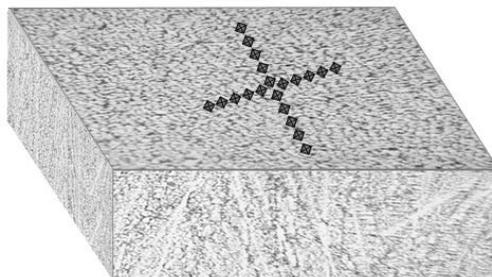
De posse das curvas, foram determinadas as variáveis térmicas de solidificação (V_L , T_R). As velocidades experimentais para a isoterma *liquidus* (V_L) são determinadas a partir da derivação da função $P = f(t)$, resultando na função $V_L = dP / dt$. A função $P = f(t)$ foi obtida experimentalmente pela interseção da reta de cada temperatura *liquidus* (T_L) dos perfis térmicos de cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L das ligas traça-se uma reta paralela ao eixo do tempo indicado no gráfico que representa o perfil térmico (Figura 3.8). A partir das interseções dessa reta com os perfis térmicos, obtém-se o tempo correspondente. O tempo correspondente pode ser definido como sendo o tempo, t , de passagem da isoterma *liquidus*, T_L , para cada posição do termopar. Então, os resultados dos pares ordenados posições, P , e os tempos, t , (P , t) obtidos a partir do procedimento, permitem que seja traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo. As taxas de resfriamento (T_R) foram obtidas experimentalmente para cada posição dos termopares, através das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, e a partir do resultado da leitura do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes, isto é, $dT_R = dT/dt$.

3.3.4.5 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

Com o intuito de avaliar propriedades mecânicas da liga, os resultados experimentais de microdureza (HV) obtidos para as ligas estudadas proporcionou o levantamento de perfis de microdureza (HV) os quais foram correlacionados com as posições (P), as variáveis térmicas como velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) e taxa de resfriamento (T_R), e espaçamento dendrítico secundário (λ_2).

No ensaio de microdureza Vickers (HV) foi aplicado uma carga de 100gf por um tempo de 10 segundos. Foi utilizado um microdurômetro marca Time modelo TH 712 do Laboratório de Metalurgia e Materiais da UNIFEI. A posição de obtenção das medidas foi feita de acordo com o método proposto por Dias Filho (2013), as endentações estão apresentadas esquematicamente na Figura 3.9. Para cada corpo de prova utilizado na microscopia óptica, foram realizadas 20 medições sendo 10 endentações na longitudinal e 10 na transversal, tomando como referência o centro do corpo de prova (DIAS FILHO, 2013).

Figura 3.9 - Esquema representativo do método para realização do ensaio de Microdureza Vickers (HV).



Fonte: elaborada pelo autor, 2020.

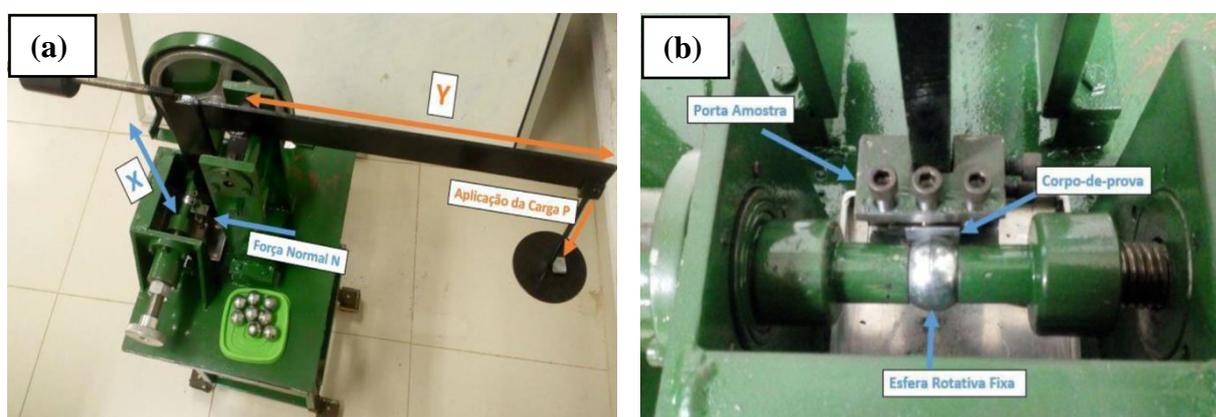
3.3.4.6 Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados em uma máquina desenvolvida por Monteiro Junior (2017) em parceria com o Grupo de Solidificação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará (GPSOL-UFPA), conforme representado na Figura 3.10. A máquina permite executar ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa.

O equipamento utilizado consiste em um sistema pendular, onde em uma das extremidades é firmada uma carga pré-estabelecida e na outra extremidade, o suporte, é fixada a amostra a ser ensaiada por meio de parafuso. Nos ensaios de desgaste realizados em cada amostra, a carga foi primeiramente posicionada em uma das extremidades e a amostra colocada em contato com a esfera ainda parada na outra extremidade, para que então a máquina fosse acionada.

A esfera abrasiva utilizada é composta de aço microligado AISI52100, dureza de 850 HV e diâmetro de 25,4 mm, a mesma fica em contato com a superfície do corpo de prova durante o ensaio, rotacionando sobre a superfície do corpo de prova. A velocidade de deslizamento empregada (W) foi de 0,49 m/s (ou $W = 370$ RPM) e a carga de contato normal aplicada à peça ensaiada foi de 0,2 N. Os corpos de provas foram ensaiados sob deslizamento a seco, isto é, sem solução abrasiva para evitar a presença de qualquer elemento interfacial externo à liga.

Figura 3.10 - Equipamento utilizado no ensaio de desgaste (a); corpo de prova sendo ensaiado (b).

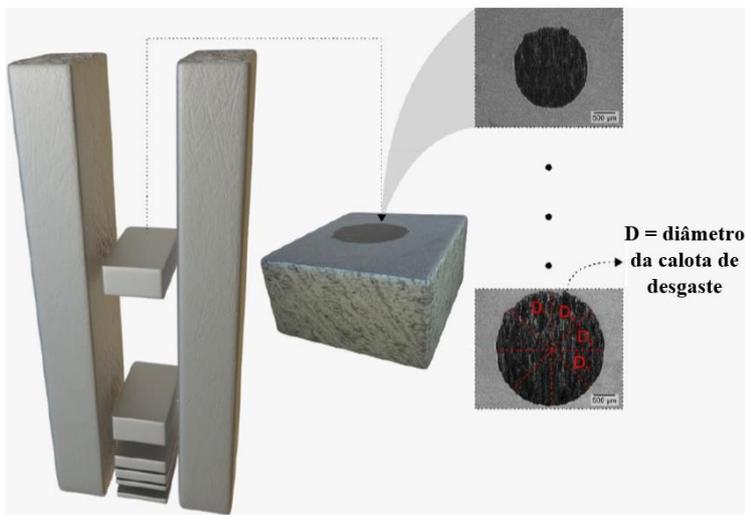


Fonte: Botelho, 2019.

Os ensaios de desgaste foram realizados nas posições 5, 10, 15, 20, 30, 50, 70, e 90 mm, retiradas da seção transversal da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, o que possibilita a determinação da resistência ao desgaste para uma ampla gama de variação de espaçamentos interdendrítico e diâmetros da calota de desgaste. Foram adotados quatro tempos de ensaio: 7, 14, 21 e 28 minutos. Botelho (2019), sugere que para cada grupo de testes o uso de apenas uma esfera deve ser padronizado com o intuito de se

evitar possíveis influências na trilha de desgaste gerada pelo movimento rotativo da própria esfera. Na Figura 3.11 está esquematizado o método realizado para obtenção dos corpos de prova.

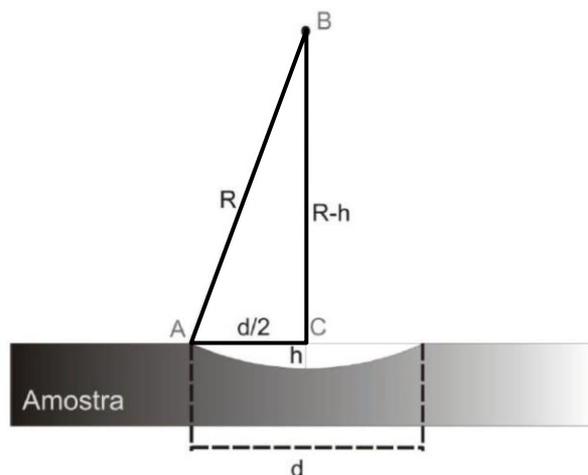
Figura 3.11 - Obtenção dos corpos de prova para ensaio de desgaste.



Fonte: Botelho, 2019 (Adaptado).

Como resultado da ação rotativa que a esfera deixa impressa na amostra e, dependendo das condições de ensaio, da presença de partículas abrasivas, da solução sobre a superfície da amostra ensaiada, tem-se a produção de uma calota esférica, devido à perda de material. A partir do diâmetro da calota, é possível calcular o volume de desgaste (W_V), o fator de desgaste (K) ou a taxa de desgaste (W_R), que são os parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste. Na Figura 3.12, tem-se a representação esquemática da calota impressa pelo contra-corpo esférico do ensaio.

Figura 3.12 - Representação esquemática para o cálculo do volume da calota esférica.



Fonte: Cruz, 2008.

O volume da calota de desgaste (W_V) foi calculado de acordo com a Equação 3.1:

$$W_V = \pi \cdot \frac{D^4}{64R} \quad (\text{Eq.3.1})$$

Em que:

"D" é o diâmetros da calota.

A Taxa de desgaste (W_R) foi calculada de acordo com a Equação 3.2:

$$W_R = \frac{W_V}{SD} \quad (3.2)$$

Em que:

W_V é o volume desgastado;

SD é a distância percorrida pela esfera.

O diâmetro foi medido quatro vezes para cada calota desgastada ao longo de diferentes posições radiais, conforme indicado na Figura 3.11. A distância percorrida pela esfera (SD) foi calculada segunda equação 3.3 para os quatro tempos de teste assumidos 7s, 14 s, 21 s e 28 s. As distâncias resultantes foram de: 207m, 413m, 620m e 827m.

$$SD = W. t. 2\pi. R \quad (3.3)$$

3.3.4.7 Medidas de Condutividade elétrica

Esta técnica foi utilizada com a finalidade de estudar a relação entre a condutividade elétrica e as alterações microestruturais ocorridas na liga de alumínio A356 diante da presença de 1,2%Fe e a evolução da condutividade elétrica ao longo da solidificação direcional.

As medidas de condutividade elétrica foram realizadas em conformidade com a norma ASTM E1004–09 utilizando um condutivímetro portátil digital de contato da marca Zappi modelo DC-11M (Figura 3.13), do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. O condutivímetro utiliza como princípio as correntes parasitas geradas por campos magnéticos “eddy current techniques” e é como uma porcentagem da condutividade do International Annealed Copper Standard (%IACS).

O condutivímetro foi calibrado com padrão de alumínio de 34,6 %IACS para fornecer valores de condutividade a 20°C. Foram realizadas 5 medições para cada posição de ambas as ligas, onde o corpo de prova ensaiado possui seção de 15mm x 20mm e profundidade de 10mm. As superfícies a serem analisadas dos corpos de prova foram devidamente lixadas e polidas, garantindo uma superfície plana e limpa para maior confiabilidade de resultados. O sensor localizado na extremidade do cabo do Condutivímetro foi então posicionado com a face voltada para a superfície plana do corpo de prova, e então a condutividade é gerada automaticamente no display de LCD do equipamento. Ao final obteve-se a média dos valores.

Figura 3.13 - Condutivímetro digital de contato da marca Zappi, modelo DC-11M e padrões de calibração.



Fonte: Laboratório Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Com o objetivo de avaliar a influência das fases ricas em Fe na evolução microestrutural, nas propriedades tribológicas e microdureza, e propriedades elétricas na liga A356, foi realizado o experimento de solidificação direcional horizontal sob condições transitórias de extração de calor. A liga A356 com composição Al-7%Si-0,4%Mg conforme recebida e a partir desta, foi obtida a liga com a composição Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

A caracterização microestrutural foi realizada através das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS). As propriedades mecânicas foram avaliadas por microdureza Vickers (HV) e ensaio de desgaste por esfera rotativa fixa. E a propriedade elétrica por medidas de condutividade (%IACS). Os resultados serão apresentados e comparados com os parâmetros térmicos obtidos no processo de solidificação visando à correlação com o processamento da liga.

4.2. ANÁLISE QUÍMICA

A análise química da liga refundida está no capítulo 3. A Tabela 4.1 apresenta o resultado da análise de composição química da liga A356 após a adição de pó metálico de Fe em 1,2%, para a então obtenção da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Tabela 4.1 - Composição química da liga de alumínio Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Elementos (%)								
Al	Si	Fe	Mg	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
Balanço	7.82	1.23	0.60	0.271	0.042	0.028	0.232	0.106

Fonte: Indústria de Material Bélico do Brasil (IMBEL) - Unidade de Itajubá.

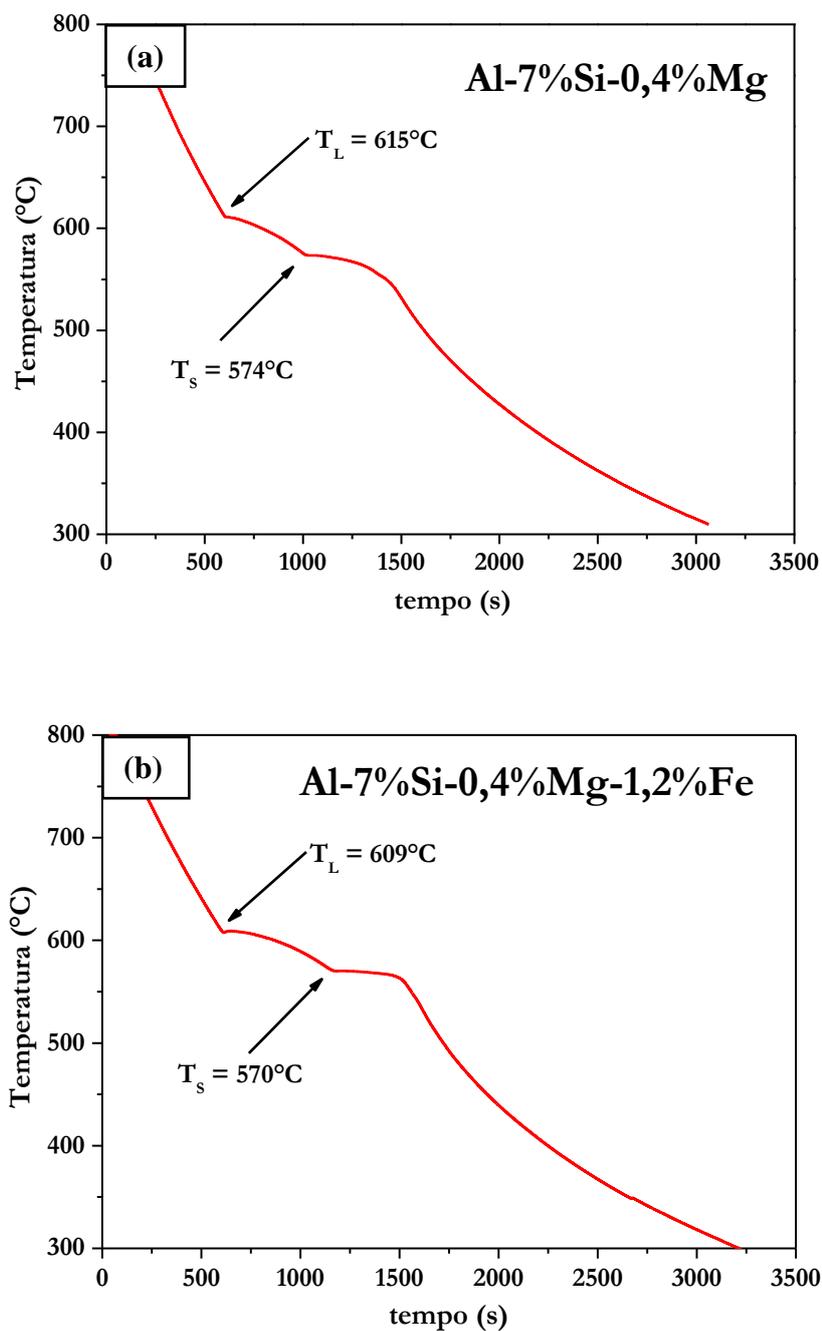
4.3 SOLIDIFICAÇÃO

4.3.1 Parâmetros térmicos de solidificação

4.3.1.1 Caracterização térmica da liga

A liga Al-7%Si-0,4%Mg foi inserida em cadinho de carbetto de silício previamente protegido e então colocado em um forno tipo mufla para refusão, após a retirada do forno o cadinho foi envolvido por material refratário e, com um termopar tipo K inserido no mesmo para aquisição de dados, a liga foi então solidificada para obtenção da curva de resfriamento e caracterização térmica (Figura 4.1(a)).

Para a produção da outra liga, a mesma liga Al-7%Si-0,4%Mg foi inserida em outro cadinho e refundida da mesma maneira. Após a refusão da liga, uma quantidade equivalente a 1,2% em pó metálico de Fe envolto em uma camada fina de papel alumínio foi inserida junto à liga ainda em estado líquido, feito isto a nova liga obtida com Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe foi homogeneizada e solidificada naturalmente para caracterização térmica através da curva de resfriamento desta liga apresentada na Figura 4.1(b). De posse dessas curvas de resfriamento, foi possível a determinação das temperaturas T_L e T_S .

Figura 4.1 - Curvas de resfriamento liga (a) Al-7%Si-0,4%Mg e (b) Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

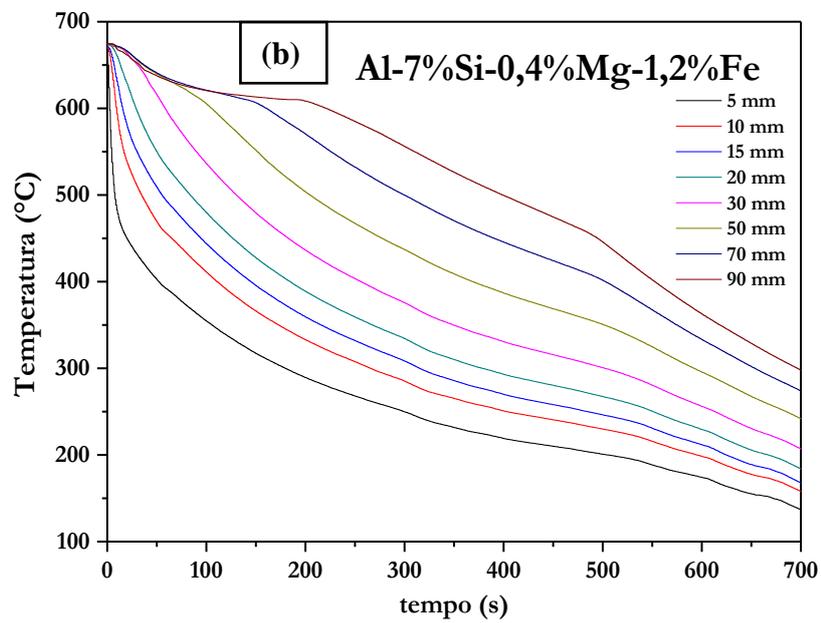
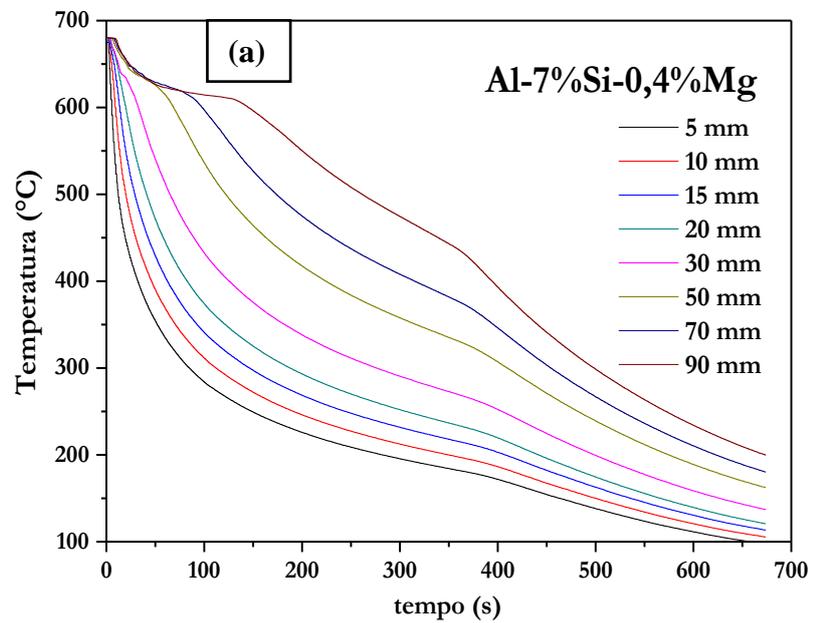
A partir da análise das Figuras 4.1(a) e 4.1.(b) foi possível observar que, com a adição do elemento Fe, as temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S) diminuíram. Isto é, o ponto observado nas curvas para a temperatura T_L caiu de 615°C para 609°C , por volta de 600s a partir do início da solidificação. A temperatura T_S por sua vez, diminuiu pouco, caiu de 574°C para 570°C , à 1020s e 1170s após o início da solidificação,

respectivamente. Com a adição do Fe à liga, o surgimento de precipitados ricos em Fe aumenta e, dessa forma, pode ter sido um dos motivos pela diminuição da T_L .

4.3.1.2 Análise dos parâmetros térmicos

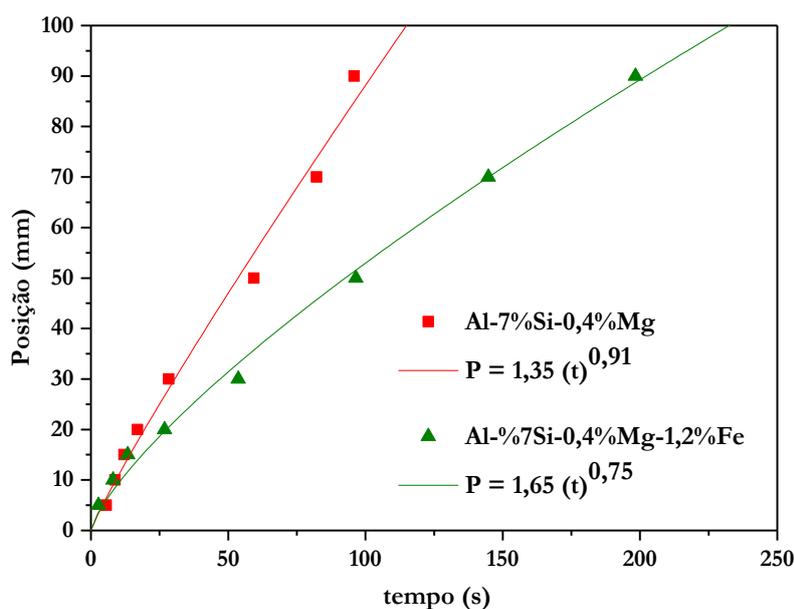
As Figuras 4.2(a) e 4.2(b) apresentam as curvas correspondentes às respostas dos termopares inseridos no metal em diferentes posições da superfície resfriada para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, respectivamente.

Figura 4.2 - Curvas experimentais de resfriamento das ligas: (a) Al-7%Si-0,4%Mg e (b) Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Para a determinação dos valores dos parâmetros térmicos de solidificação V_L , T_R e t_{SL} (tempo local), que variam tanto em função do tempo como da posição durante a solidificação, foi utilizada uma técnica de ajuste por curva desses pontos experimentais gerando uma expressão algébrica da posição em função do tempo (Pxt) para as ligas estudadas, conforme apresentado na Figura 4.3.

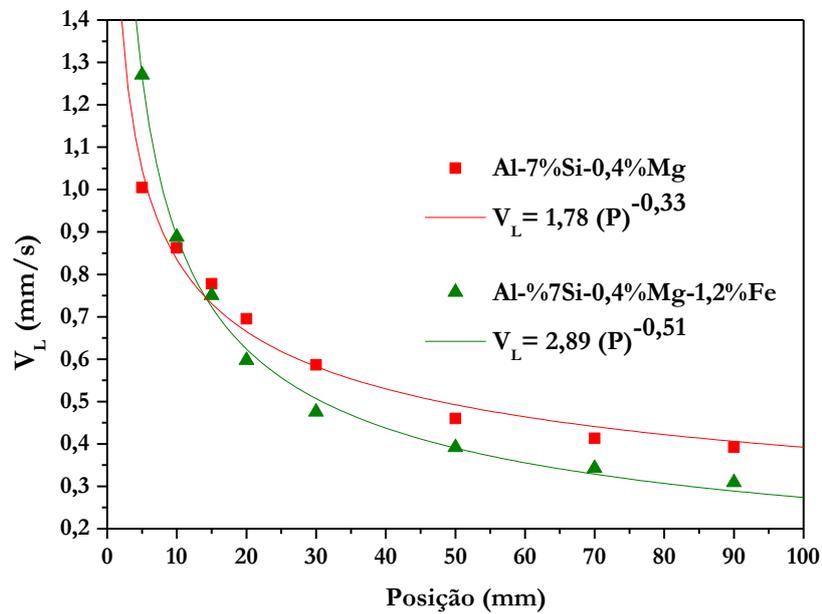
Figura 4.3 - Posição das isothermas *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Observa-se pela Figura 4.3 que a isothermas *liquidus* da liga Al-7%Si-0,4%Mg se deslocam mais rapidamente que a isoterma *liquidus* da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

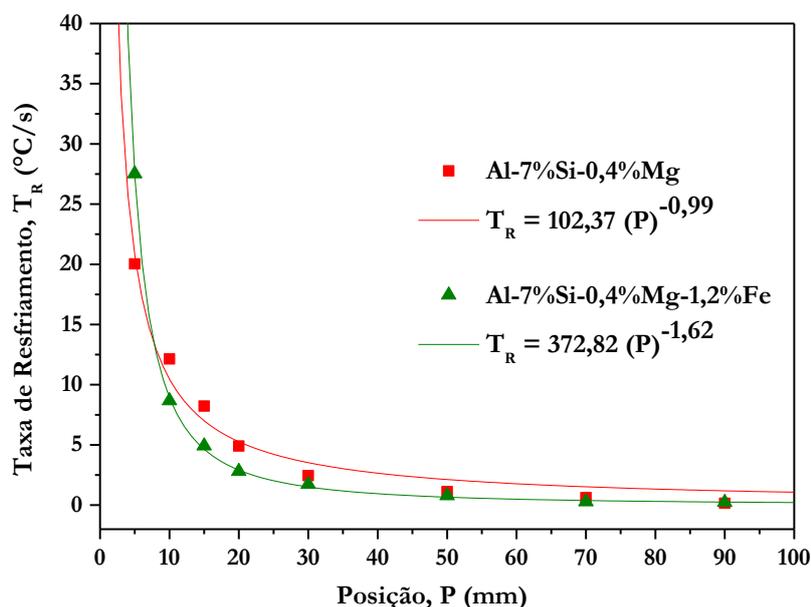
A derivada da função potência da posição com relação ao tempo (Pxt), ou seja, $V_L = dP/dt$, permitiu a obtenção dos respectivos valores experimentais para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo. Os resultados gerados são mostrados na Figura 4.4.

Figura 4.4 - Correlação entre velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* com a posição para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Os valores das taxas de resfriamento (T_R) foram determinados considerando os perfis experimentais de temperatura (Figura 4.2(a) e 4.2(b)), conforme metodologia apresentada no capítulo 3. Observa-se que o dispositivo de solidificação resfriado a água impõe altas velocidades e taxas de resfriamento para posições próximas à interface metal / molde (interface resfriada). Os resultados estão indicados na Figura 4.5.

Figura 4.5 - Taxa de resfriamento a partir da interface metal/molde em função da posição das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

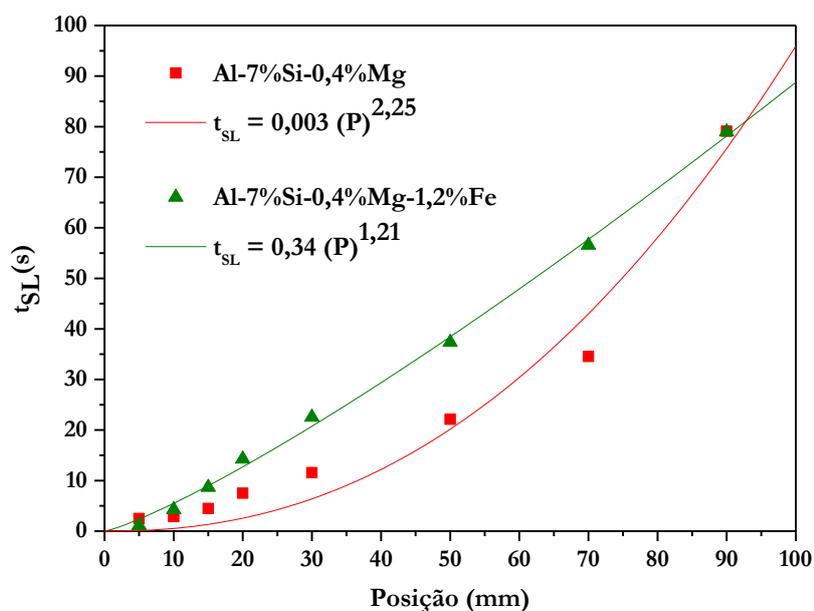


Devido ao respectivo aumento da resistência térmica da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação, os valores de V_L e T_R diminuíram para posições mais afastadas da interface de extração de calor, conforme pode ser observado nos gráficos das Figuras 4.4 e 4.5. Essas figuras apresentam também a comparação das velocidades e taxas de resfriamento experimentais, obtidas para ambas as ligas estudadas no presente trabalho. Assim, inter-relacionando os resultados apresentados pelas Figuras 4.3, 4.4 e 4.5, observa-se que as velocidades e taxas de resfriamento experimentais refletem no comportamento das cinéticas de solidificação para as duas ligas, ou seja, maiores valores de V_L e T_R são notados para avanços mais rápidos de posições da isoterma *liquidus*.

A forte influência do resfriamento à água impôs elevados valores de V_L e T_R próximos à superfície de transferência de calor, que diminuem ao longo do comprimento do lingote devido à formação da camada sólida durante a solidificação horizontal. Pôde ser observado também que a presença do Fe na liga faz com que os valores de V_L e T_R diminuam, esse comportamento experimental é coerente com a

Figura 4.6, onde é apresentado o tempo local de solidificação (t_{SL}), tempo em que o metal se mantém pastoso entre as zonas de T_L e T_S .

Figura 4.6 - Tempo local de solidificação a partir da interface metal/molde em função da posição das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Observa-se pela Figura 4.6 que o tempo local de solidificação (t_{SL}) se mostrou maior para a liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, isto quer dizer o tempo que a liga permanece dentro da zona pastosa é maior para a liga Al-7%Si-0,4%Mg. E isto pode ser explicado pela liga Al-7%Si-0,4%Mg possui uma cinética de solidificação maior, como comprovado na Figura 4.3. Nota-se também que a curva teórica obtida para as duas ligas se aproximam a partir da posição 90mm, quando o crescimento dendrítico passa a perder direcionalidade na solidificação e então o tempo local passa a não sofrer mais influências devido a baixas taxas de resfriamento ao final do processo.

4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.4.1 Microestrutura

4.4.1.1 Análises dos Espaçamentos Dendríticos Secundários

As micrografias obtidas por microscopia óptica da liga Al-7%Si-0,4%Mg são mostradas nas Figuras 4.7(a), 4.7(b) e 4.7(c). A microestrutura observada consiste em dendritas secundárias de uma matriz rica em alumínio com uma rede interdendrítica de compostos intermetálicos nos contornos de grãos. A parte clara do centro dos grãos consiste de uma fase primária rica em alumínio, adjacente à esses grãos estão os contornos de grão enriquecidos de soluto, fases ricas em silício.

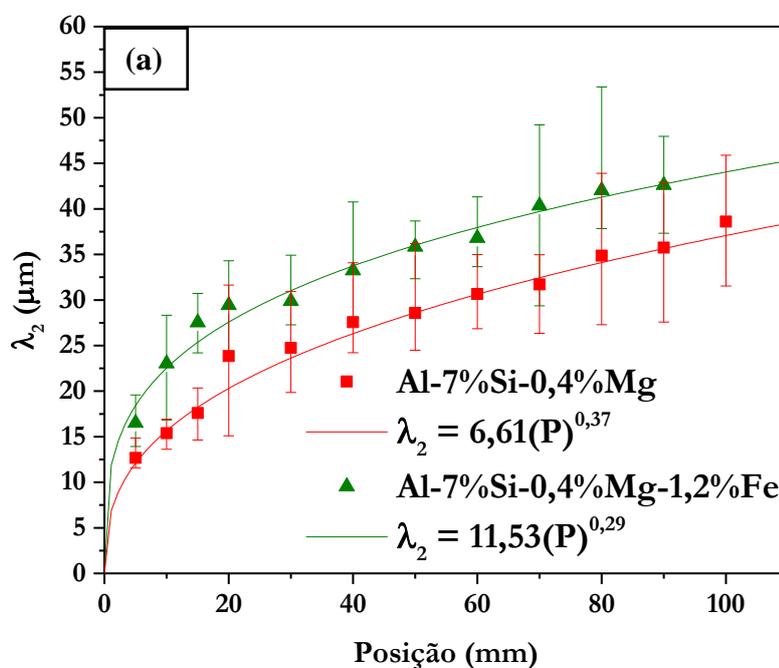
Observa-se que para posições mais afastadas da interface de resfriamento o tamanho de grão vai aumentando, isto é, para menores taxas de resfriamento a estrutura passa a ser mais grosseira e logo com espaçamento secundário (λ_2) maiores. As maiores taxas de resfriamento proporcionaram uma microestrutura mais refinada e braços dendríticos mais homogêneos, com menor tamanho de precipitados e região interdendrítica mais evidente.

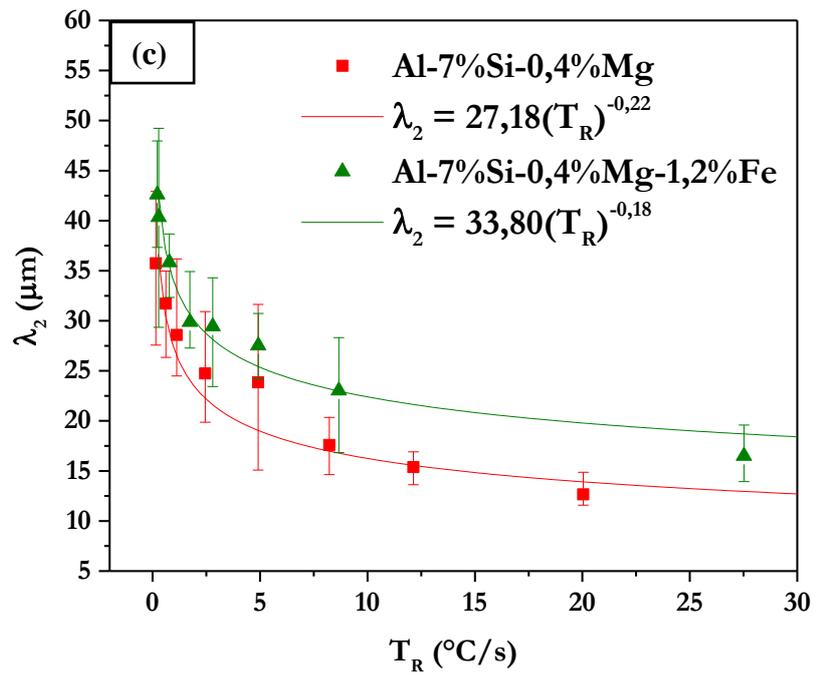
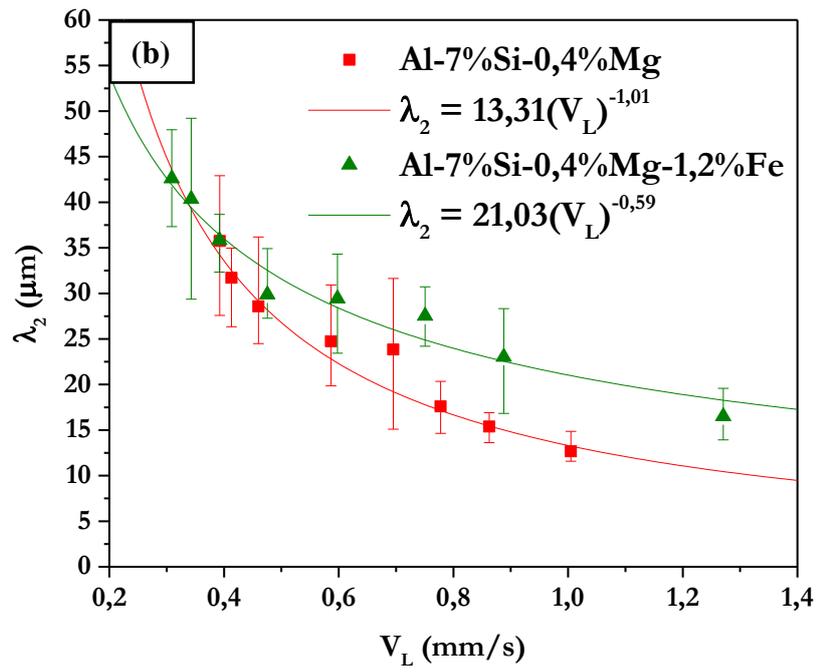
Com a presença do elevado teor de Fe na liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, a microestrutura observada na Figura 4.7(d), Figura 4.7(e) e, principalmente, a Figura 4.7(f) evidencia o surgimento de fases β -Al₅FeSi que ultrapassam regiões interdendrítica e demais compostos intermetálicos dos contornos de grãos.

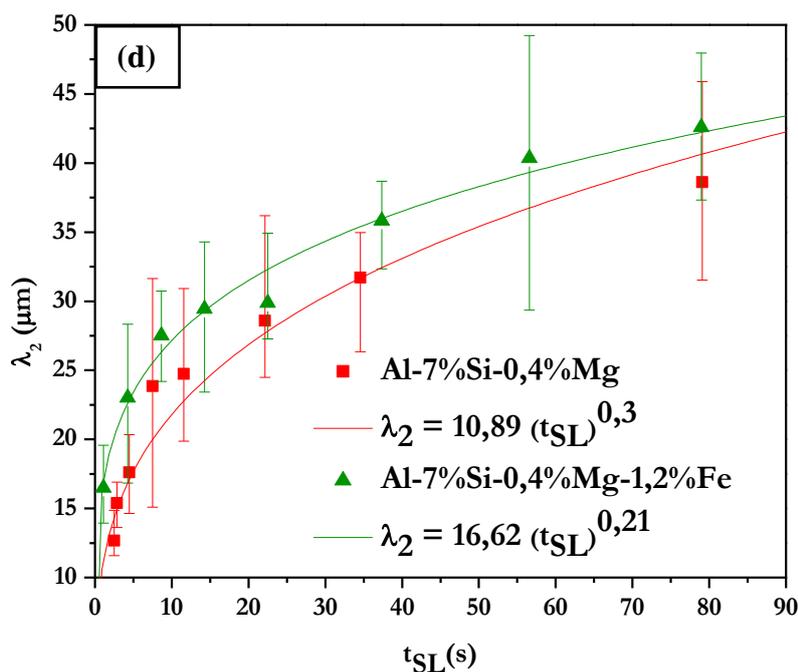
Mahta *et al.*, 2007) que a presença de intermetálicos em forma de agulhas, funciona como um bloqueio nas regiões interdendríticas, dificultando assim o fluxo de metal líquido ao longo da solidificação e para a liga estudada atrapalha o fenômeno de nucleação e crescimento do silício eutético.

As medidas dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) ao longo do corpo de prova foi possível estabelecer uma correlação entre os referidos espaçamentos e os parâmetros térmicos levantados, mostrados na Figura 4.8.

Figura 4.8 - Correlação entre espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e a Posição (a), Velocidade V_L (b), Taxa de Resfriamento T_R (c) e tempo local (t_{SL}) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.







A análise concomitante dos parâmetros térmicos permite observar que a ação do fluido de refrigeração impõe valores de velocidades e taxas de resfriamento bastante elevadas próximo à interface metal/molde e que estes diminuem gradativamente durante a solidificação em função do aumento da resistência térmica promovida pela progressiva formação do metal sólido. Tal efeito influencia diretamente as ramificações secundárias, aumentando, portanto os valores de λ_2 para posições mais afastadas da interface refrigerada, como pôde ser observado nas Figuras 4.8(a), 4.8(b), 4.8(c) e 4.8(d), nesta última pode-se notar que com o aumento do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) tem-se também o aumento do tempo local (t_{SL}).

A Tabela 4.2 apresenta resultados obtidos para as posições 10mm, 40mm e 90mm das duas ligas, o resultado do espaçamento dendrítico secundário também é mostrado assim como análise do comprimento de fase para a liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Tabela 4.2 - Parâmetros térmicos e microestruturais.

Ligas	Al-7%Si-0,4%Mg			Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe		
	10	40	90	10	40	90
Posição, P (mm)	10	40	90	10	40	90
V_L (mm/s)	0,86	0,53	0,39	0,89	0,44	0,36
T_R (°C/s)	12,14	2,65	0,15	8,67	0,95	0,22
t_{SL} (s)	2,89	12,21	79,10	4,25	29,36	78,96
λ_2 (μm)	15,39	27,56	35,75	23,03	33,24	42,61
β_{Fe} (μm)	-	-	-	19,78	57,08	92,43

Foi observado que, mesmo para parâmetros térmicos próximos entre as duas ligas, os valores de espaçamento secundário da liga Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe se mostrou menor que a liga Al-7%Si-0,4%Mg com o avanço da isoterma *liquidus*. A análise das microestruturas sugere que a presença do Fe na liga suprime ou reduz ou altera o crescimento dendrítico pela sua tendência à formação de intermetálicos. Também foram propostas equações experimentais do tipo potência para correlação entre os espaçamentos dendríticos investigados nas duas ligas.

4.4.2 Caracterização por Microestrutura eletrônica de Varredura (MEV)

4.4.2.1 Análises do Comprimento de fase β -Al₅FeSi

A presença de Fe na liga estudada forma a fase β -Al₅FeSi em uma morfologia tipo placa, que se apresenta em formato de agulhas em análises de imagens 2D. A Figura 4.9 mostra a micrografia da liga ainda sem adição de ferro, já na Figura 4.10 é possível observar a presença de lamelas devido à presença do ferro, essas micrografias foram obtidas sem o uso de reagente químico.

A Figura 4.9 apresenta as micrografias obtidas por MEV e o mapeamento dos elementos Al, Si, Mg e Fe na liga. A Figura 4.10 mostra a microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida para a liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Figura 4.9 - Liga Al-7%Si-0,4%Mg para as posições: (a) 10mm, (b) 40mm e (c) 90mm, por MEV.

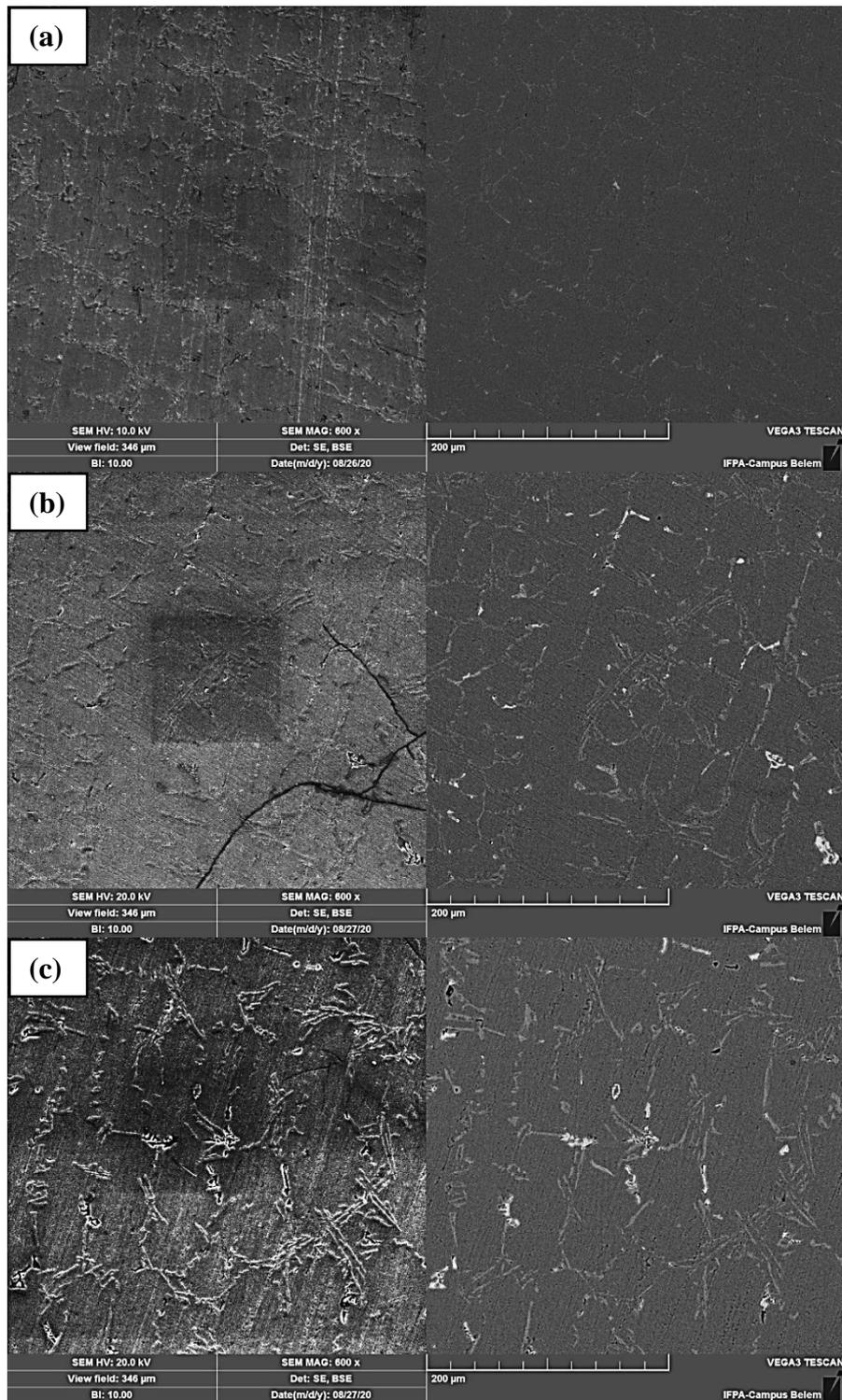
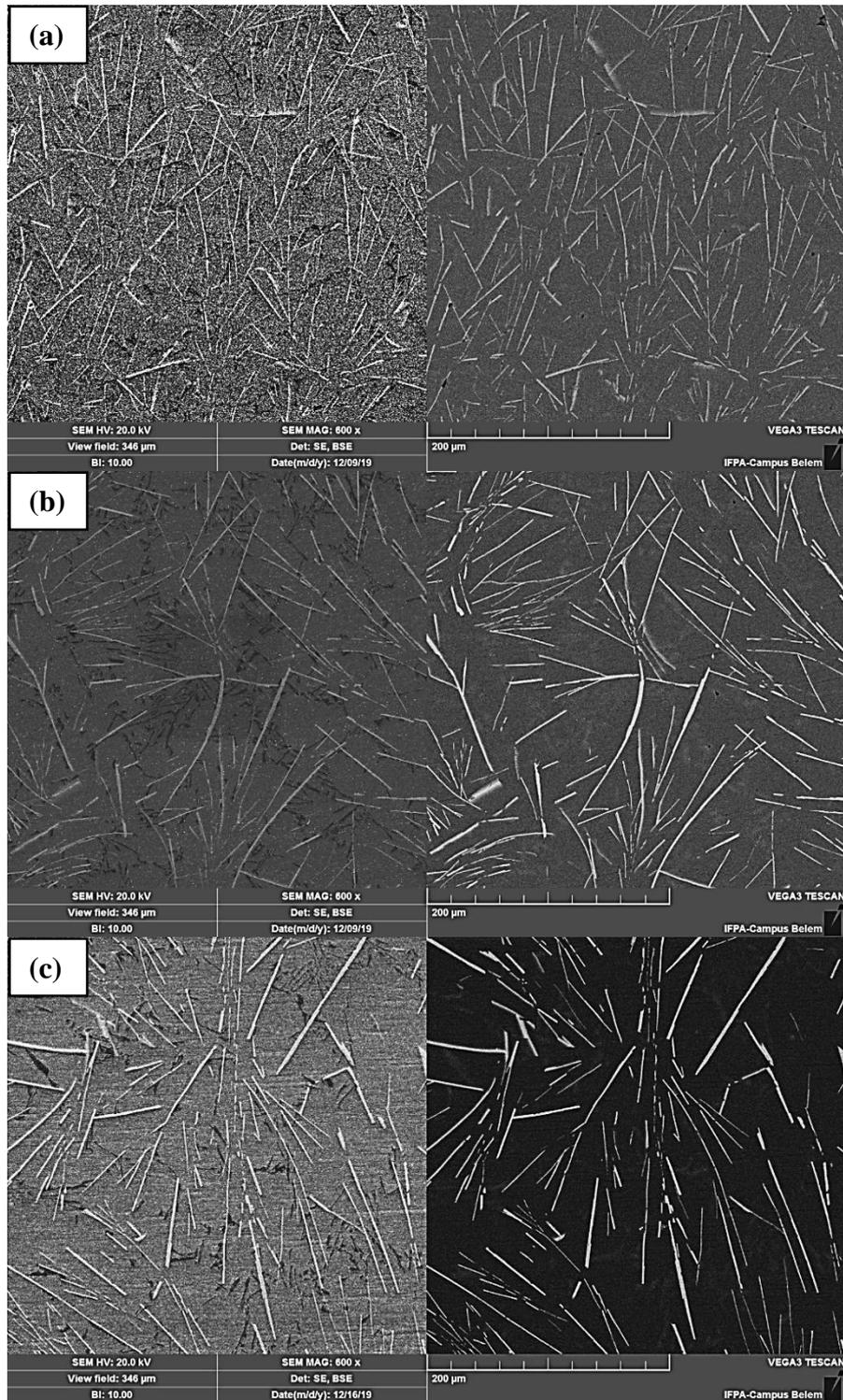
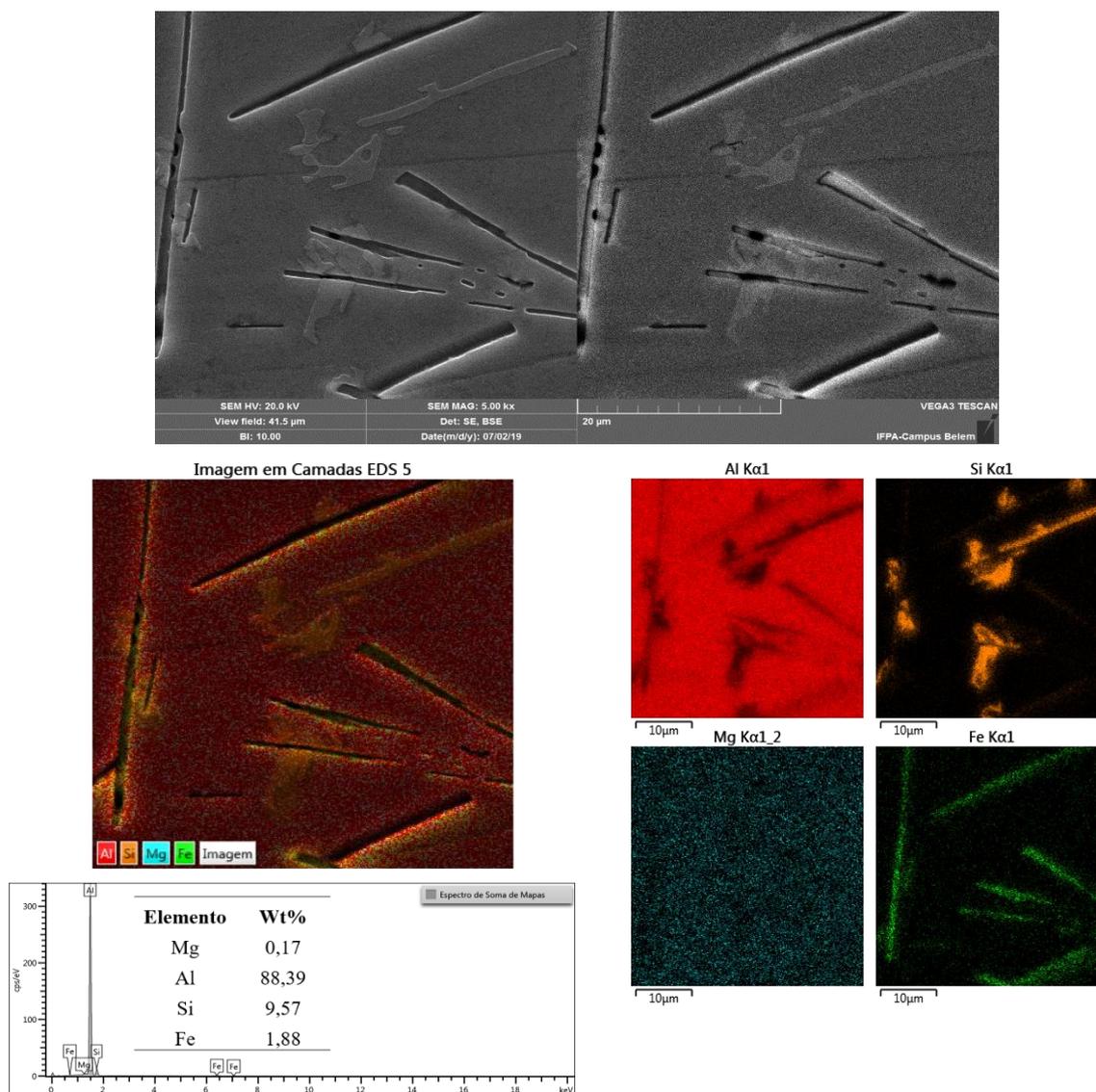


Figura 4.10 – Liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe para as posições: (a) 10mm, (b) 40mm e (c) 90mm, por MEV.



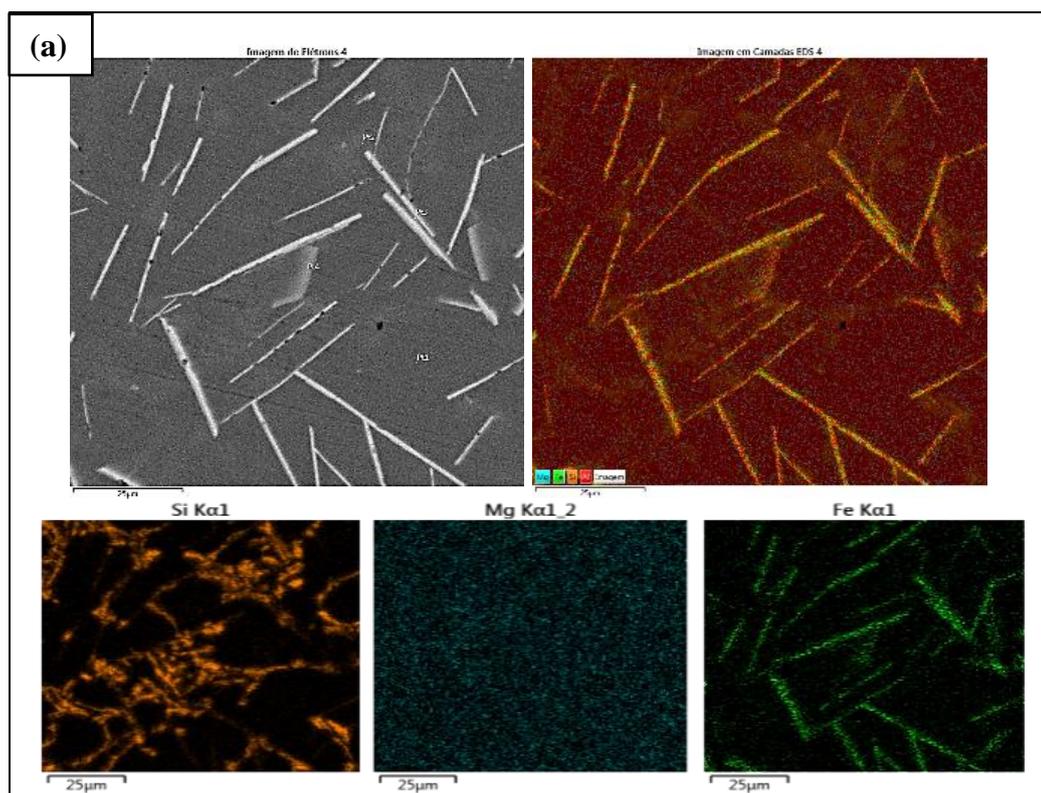
A Figura 4.11 mostra micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura com mapeamento de elemento por EDS, para a posição 40mm para a liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe com evidências da presença da fase formada pelo intermetálico rico em Fe após ataque químico.

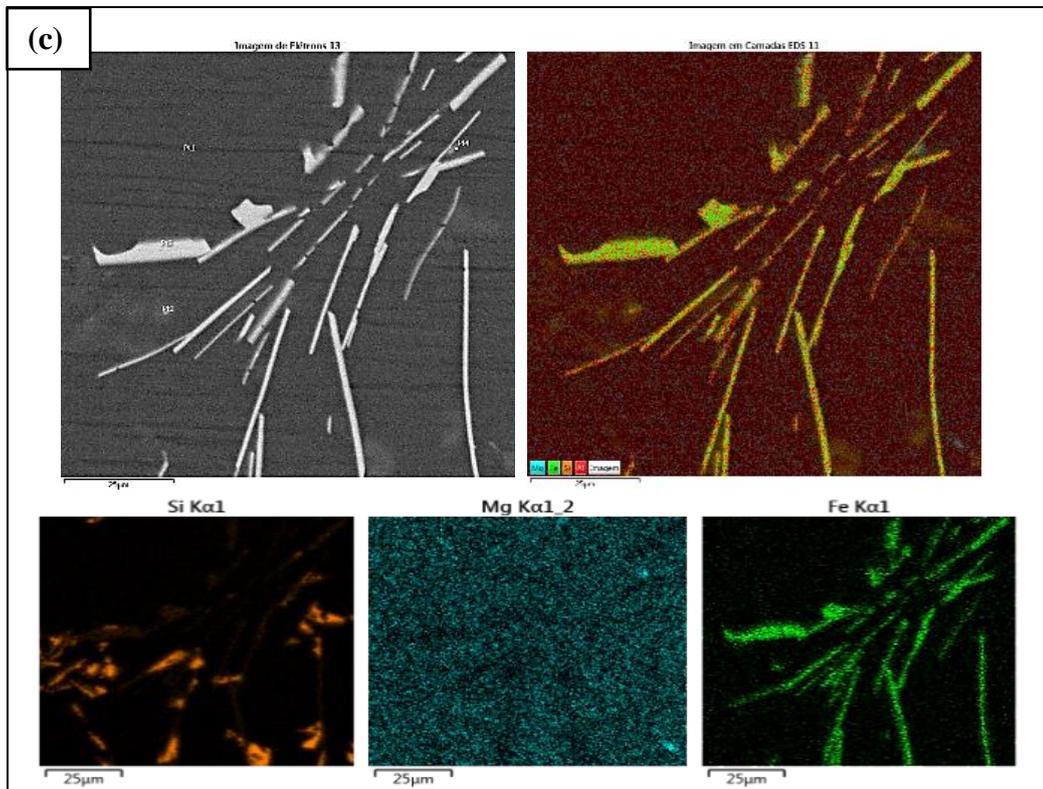
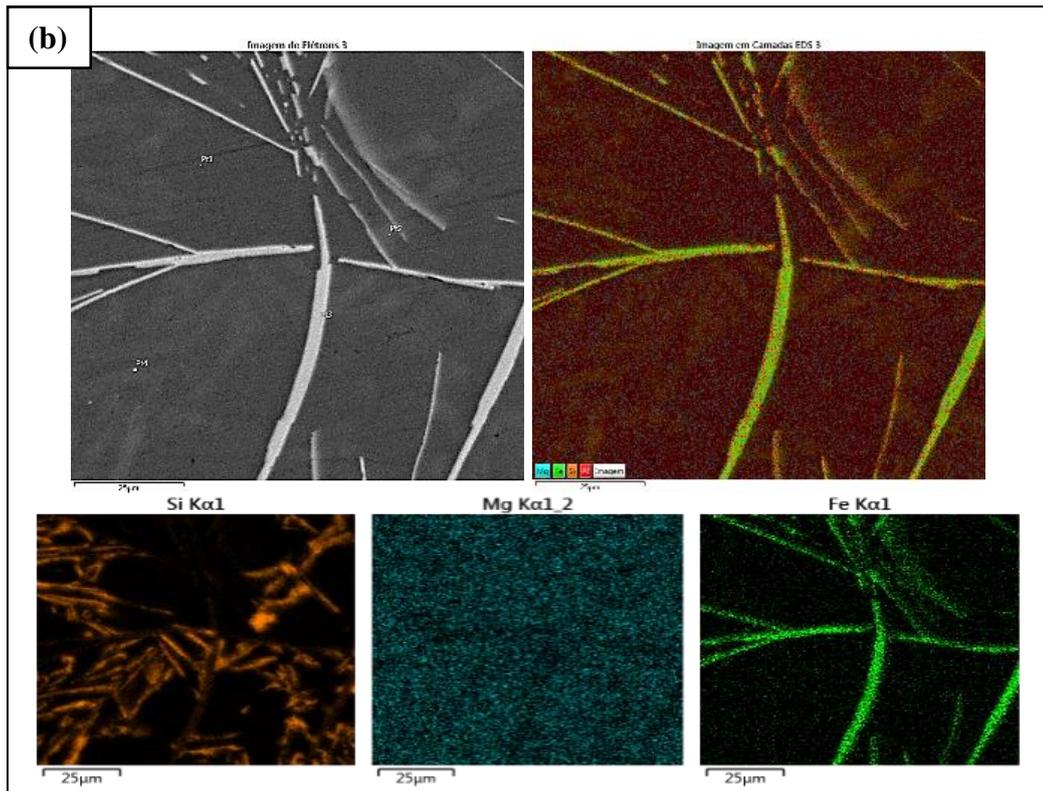
Figura 4.11 - Amostra 40mm da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, por MEV com EDS.



O ataque químico evidencia a presença de intermetálicos ricos em Si e Mg, entretanto reage com as fases ricas em Fe. Dessa forma para melhor analisar a fase β -Al₅FeSi presente, o mais adequado é obter as micrografias sem ataque químico, como mostra a Figura 4.12, sem ataque químico.

Figura 4.12 - Microscopia eletrônica de varredura com mapeamento de elemento EDS para três amostras da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe nas seguintes posições: (a) 10 mm, (b) 40 mm e (c) 60mm.

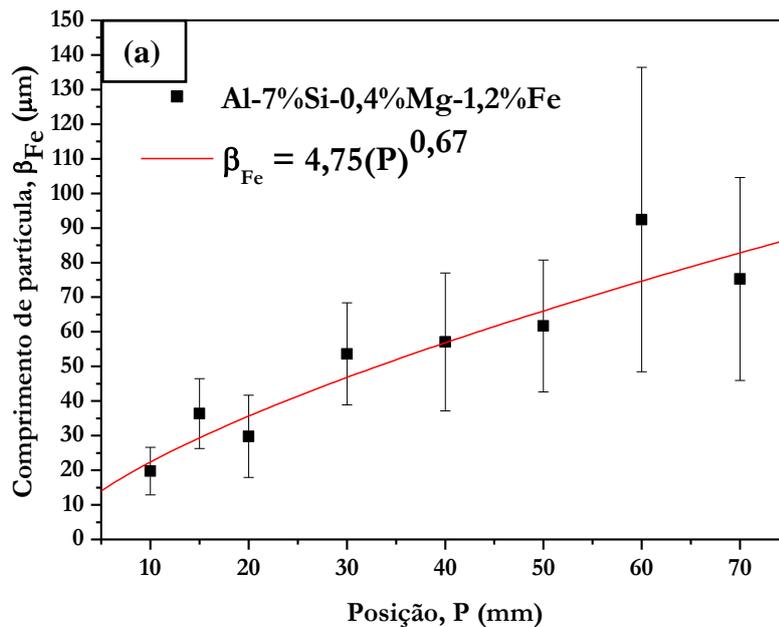


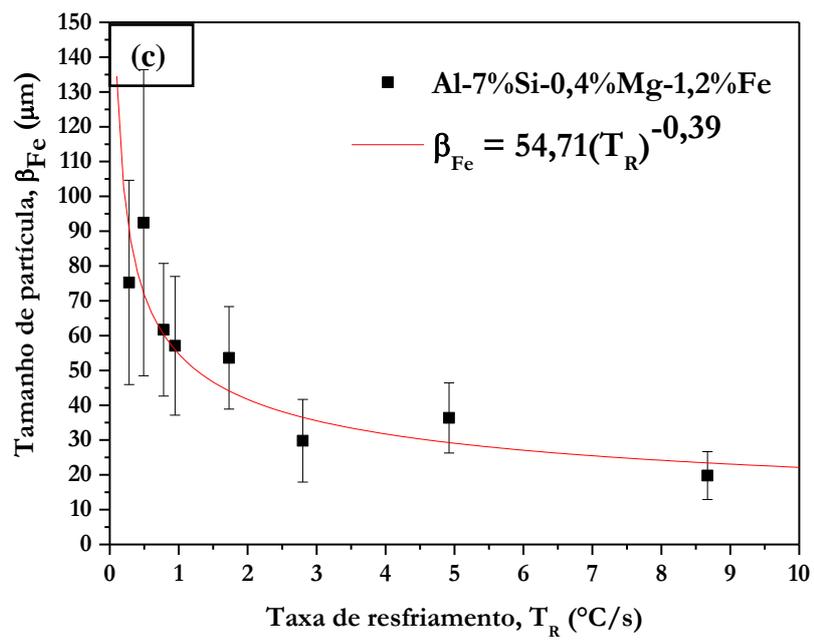
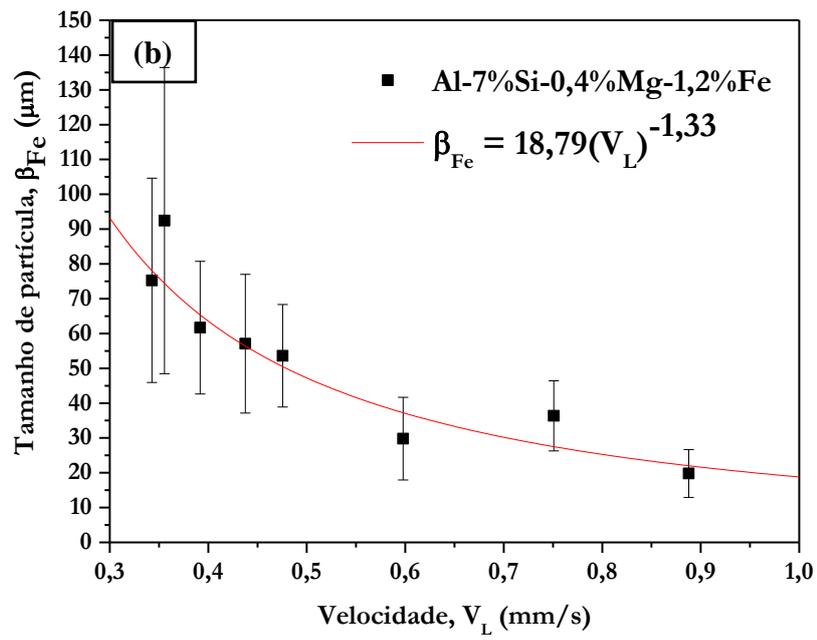


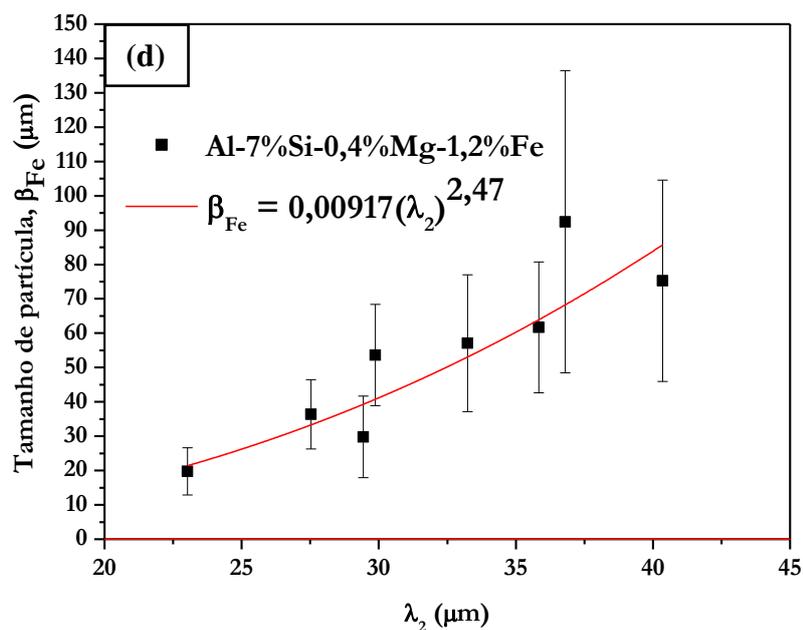
No conjunto desses resultados observa-se a presença de fases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ dentro das regiões interdendríticas circundadas por fases compostas por Si eutético para valores elevados de V_L e T_R e valores menores de λ_2 . Por outro lado, para V_L e T_R mais baixos e λ_2 mais alto, a fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ sofre um aumento de seu comprimento em forma de uma agulha causando precipitação também em regiões que ultrapassam as regiões interdendríticas, como pode ser visto nas Figuras 4.12(b) e 4.12 (c).

Foram propostas expressões matemáticas que caracterizam a dependência da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ com V_L , T_R e λ_2 , como pode ser visto nas Figuras 4.13(a) e 4.13(b).

Figura 4.13 - Correlação entre comprimento da fase $\beta\text{-Fe}$ ($\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$) em função da posição P (a), dos parâmetros térmicos V_L e T_R em (b) e (c), respectivamente. E em (d) em função do espaçamento dendrítico secundário (λ_2).



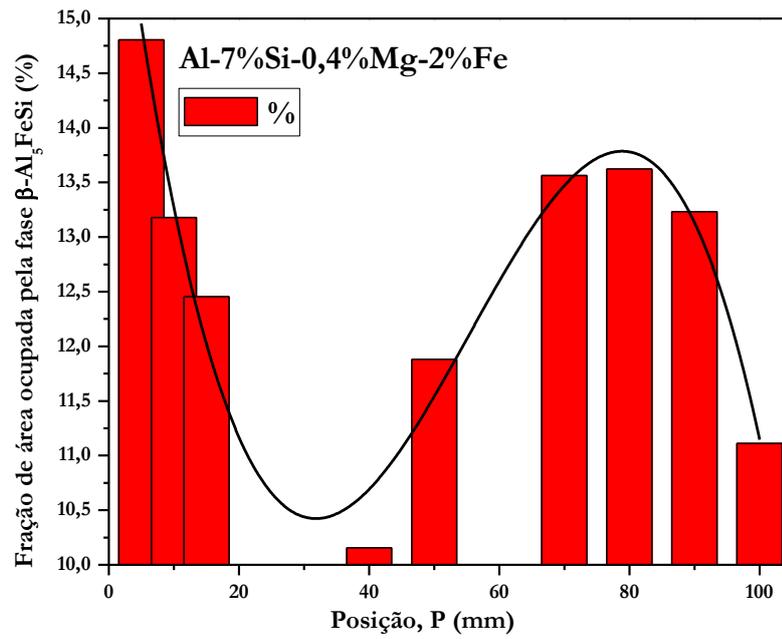




A partir da Figura 4.13 é possível observar o aumento do comprimento de fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ em posições mais distantes da interface de extração de calor. Da mesma maneira, o comprimento das fases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ aumentam com o crescimento dendrítico, isto é, quando maior o espaçamento secundário (λ_2), maiores serão os tamanhos de fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Por outro lado, com a diminuição da velocidade (V_L) e da taxa de resfriamento (T_R) ao longo do processo de solidificação, pode-se constatar um aumento acentuado na formação das da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ na liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe. Resultados semelhantes também foram encontrados por Malavazi *et al.* (2014), que descrevem que tanto o aumento do teor de Fe quanto à diminuição da taxa de resfriamento estimulam o crescimento da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ no formato de placas ou agulhas 2D.

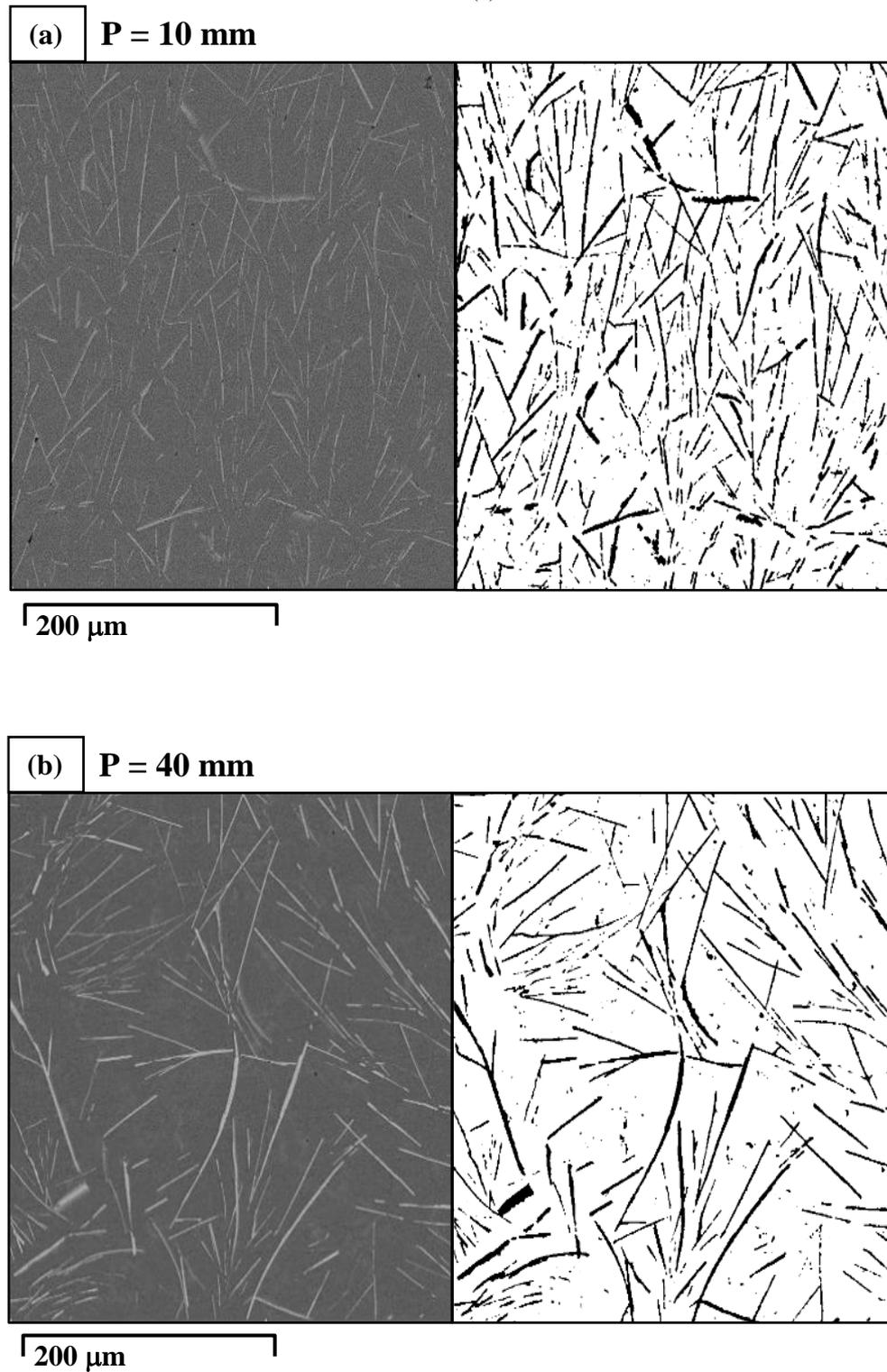
A Figura 4.14 apresenta a fração de área ocupada (%) pela fase β -Al₅FeSi para diferentes posições. Os valores da fração da área ocupada foram obtidos por binarização das microestruturas usando o software ImageJ.

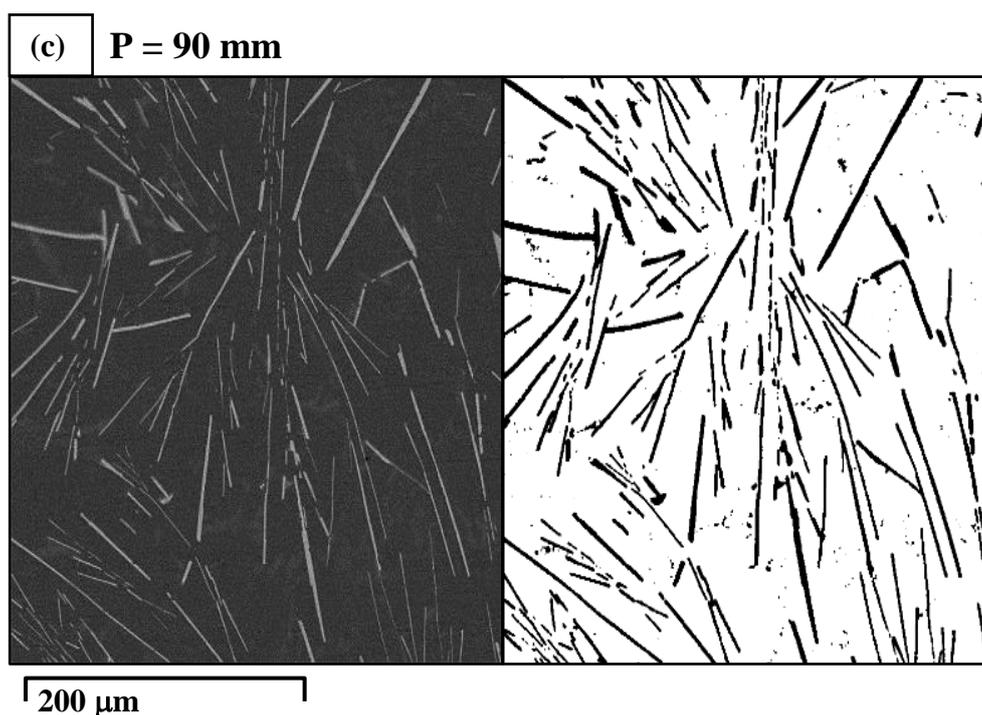
Figura 4.14 - Fração de área ocupada pela fase β -Al₅FeSi.



As imagens mostradas na Figura 4.15 referem-se às microestruturas originais e binarizadas para as três posições da interface de transferência de calor.

Figura 4.15 - Microestruturas MEV originais e binarizadas para as posições 10mm (a), 40mm (b) e 90mm (c).





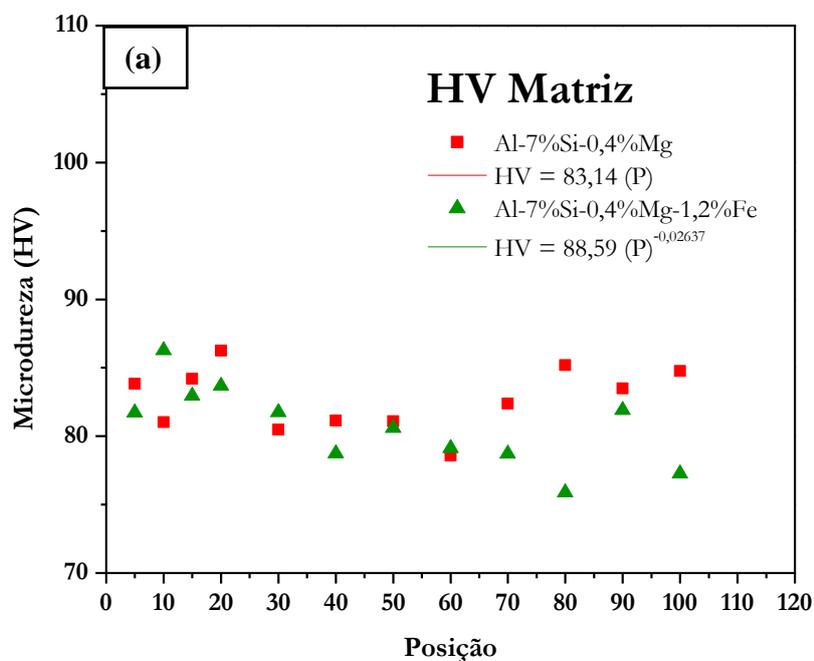
Verifica-se que não há comportamento linear na fração de área ocupada dos compostos intermetálicos da fase β - Al_5FeSi na microestrutura, visto que a fração ocupada apresenta variação inversa até a posição de 40 mm, assumindo valores mínimo e máximo nas posições 10 e 40 mm, respectivamente. A partir da posição de 40 mm, a fração da fase β - Al_5FeSi semelhante a agulhas cresce novamente, como pode ser observado na Figura 4.14. Rakhmonov *et al.* (2017) e Narayanan *et al.* (1994) mostraram que altas taxas de resfriamento também causam aumento na densidade numérica da fase β - Al_5FeSi . Isso foi atribuído ao deslocamento da temperatura de nucleação da fase β - Al_5FeSi para temperaturas mais baixas com o aumento da taxa de resfriamento, reduzindo assim o tempo disponível para o crescimento da fase β - Al_5FeSi .

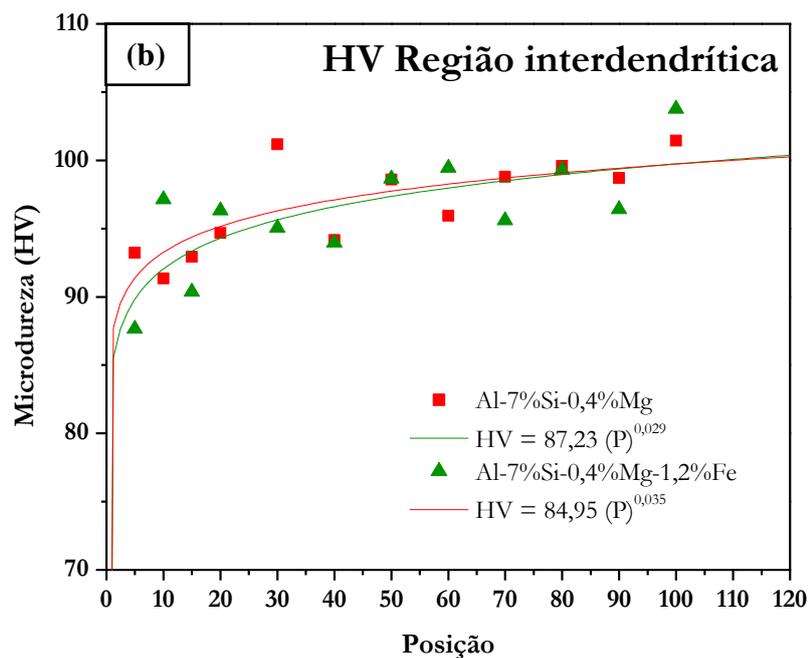
4.5 AVALIAÇÃO DA MICRODUREZA E DA PROPRIEDADE TRIBOLÓGICA DESGASTE

4.5.1 Microdureza Vickers (HV)

Na Figura 4.16 estão apresentados os valores de microdureza Vickers (HV) da ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe. Os valores de microdureza observados não tiveram variações significativas.

Figura 4.16 - Correlação entre Microdureza Vickers (HV) e a Posição para a região da matriz (a) e a região interdendrítica (b) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.





Observa-se na Figura 4.16(a) que a microdureza (HV) obtida nas regiões centrais das dendritas diminui ao longo do processo de solidificação. Já a microdureza (HV) obtida na região interdendrítica, por sua vez, aumenta a partir da interface de extração de calor.

A liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe possui uma grande quantidade de fases com Fe em sua microestrutura, logo se esperava que essa liga nessa condição apresentasse uma microdureza mais elevadas. No entanto, não foi observada variação significativa entre os valores de microdureza com a adição do Fe.

4.5.2 Ensaio de Desgaste

A formação de compostos intermetálicos de Fe tem forte influência no desempenho mecânico de ligas fundidas à base de Al-Si. Portanto, conhecer a formação de suas características microestruturais, como comprimento e distribuição na microestrutura fundida, é de fundamental importância para estabelecer o melhor processo e controle morfológico. Neste sentido, foram feitas análise da fase β -Al₅FeSi semelhante a uma agulha da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Os ensaios de desgaste foram realizados conforme metodologia apresentada no capítulo 3. A Figura 4.17 mostra uma amostra da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe com duas calotas impressas pelo contra-corpo esférico do ensaio, a menor calota para os tempos de 5 minutos e a maior calota para o tempo de 28 minutos. E a Figura 4.18 mostra o diâmetro da calota desgastada pela posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

Figura 4.17 - Corpo de prova fixado no porta amostras para ensaio de desgaste da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

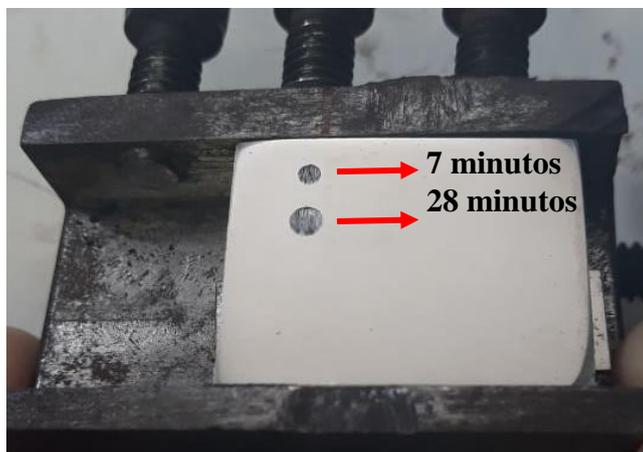
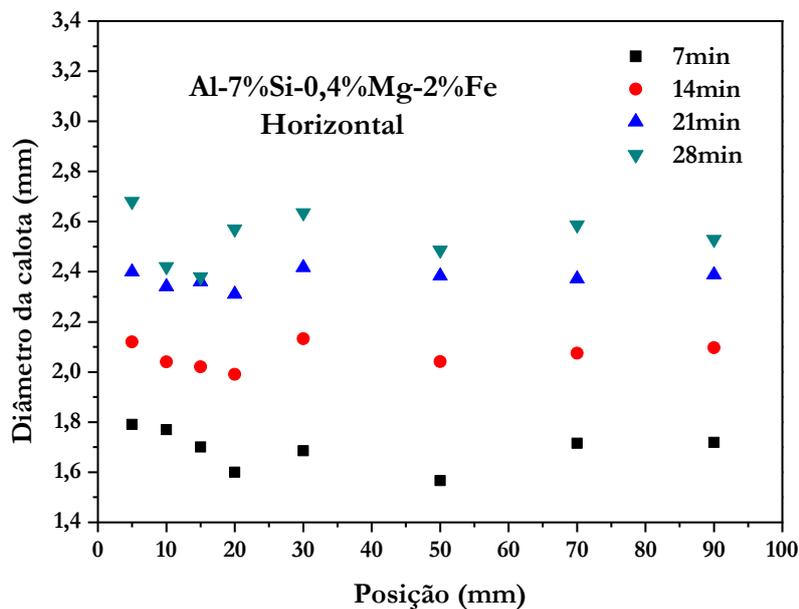
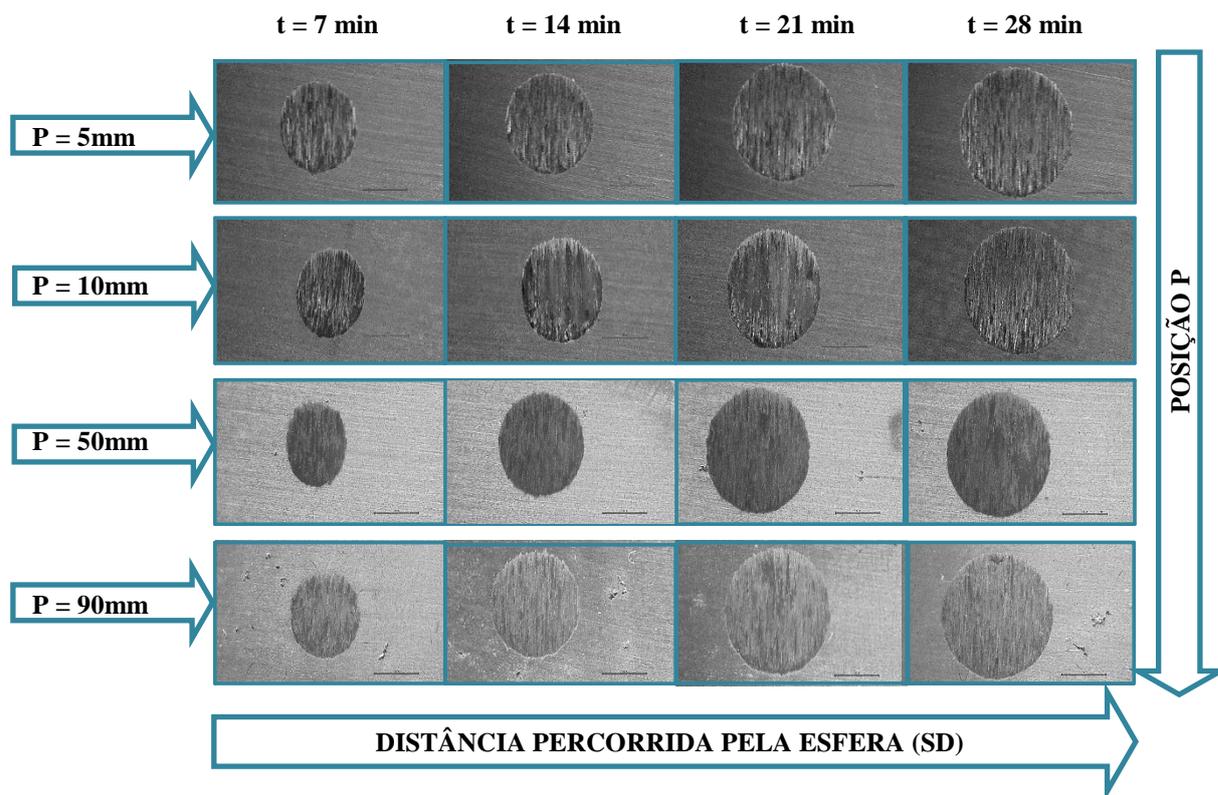


Figura 4.18 - Diâmetro da calota desgastada para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Como consequência, as dimensões das impressões de desgaste são maiores com o aumento da distância percorrida pela esfera (SD). A Figura 4.19 mostra as respectivas calotas esféricas de desgaste para quatro amostras da liga Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe a partir da interface metal/molde, isto é, as posições 5, 10, 50 e 90 mm. Ainda não foram obtidos resultados de ensaios de desgaste para a liga Al-7%Si-0,4%Mg.

Figura 4.19 - Diâmetro da calota desgastada para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



Na Figura 4.19 é possível observar as duas condições de desgaste, abrasivo e adesivo. Quanto maior a distância percorrida (SD) pela esfera na superfície do corpo de prova, maior será a calota formada na amostra desgastada. Esta calota ou cratera é avaliada qualitativa e quantitativamente, gerando dados que identificam a resistência ao desgaste da amostra testada. É importante ressaltar que diversas pesquisas científicas (CRUZ *et al.*, 2010; FREITAS *et al.*, 2013; BOTELHO *et al.*, 2020; AZEVEDO *et al.*, 2020; CHENG *et al.*, 2011; COZZA *et al.*, 2009; CAMERINI *et al.*, 2011) têm utilizado o desgaste abrasivo por esfera rotativa por sua praticidade assim como a possibilidade de analisar os mecanismos de desgaste atuantes.

A Figura 4.20 mostra, para todas as amostras testadas nas condições assumidas, os resultados do volume desgastado (W_V) com a variação da distância de deslizamento (SD). Assim como visto anteriormente que os diâmetros das crateras desgastadas são maiores com o aumento da distância percorrida, os volumes de desgaste têm sido maiores em tempos de teste mais longos também. A Figura 4.21 apresenta a taxa de desgaste para cada posição da liga.

Figura 4.20 - Volume da calota desgastada para distância percorrida da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.

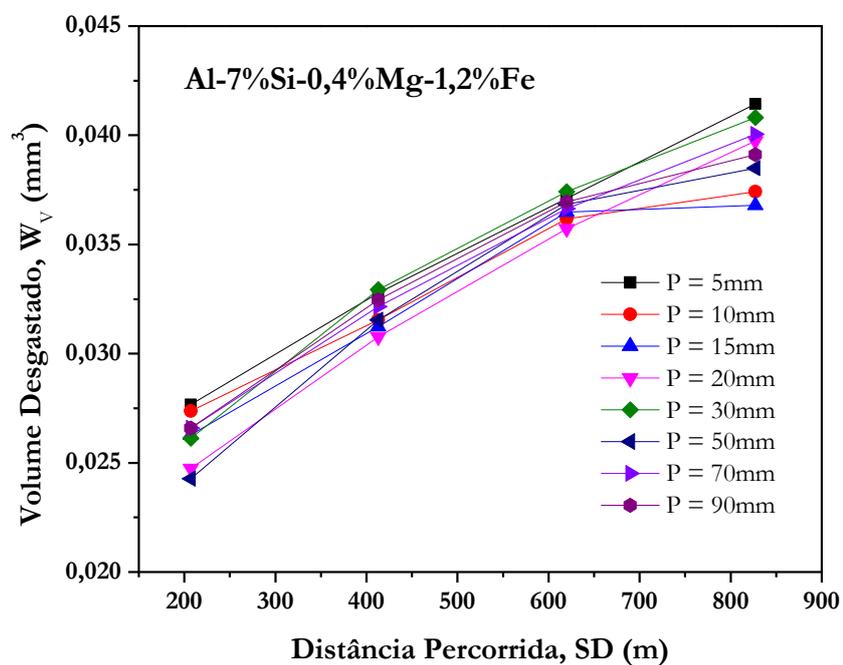
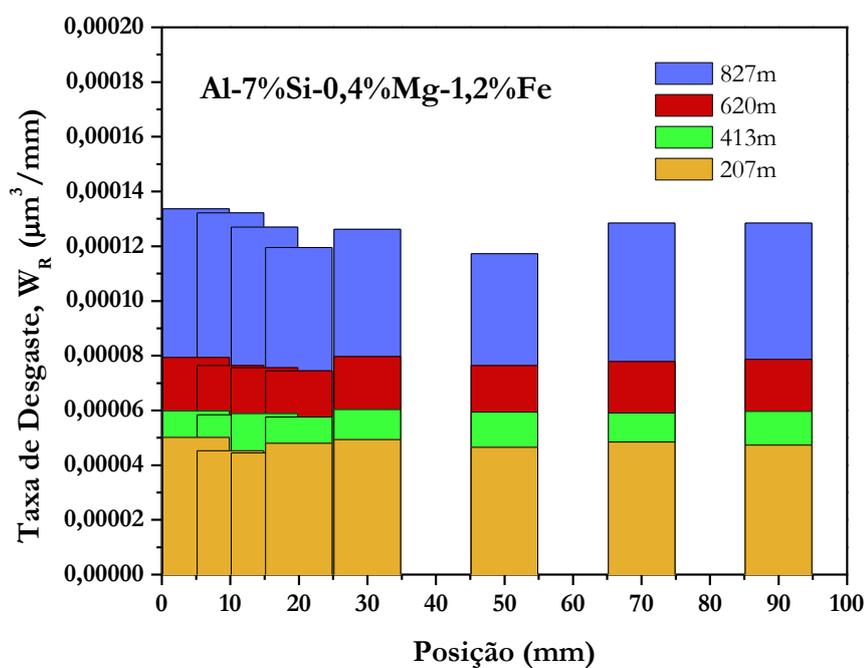
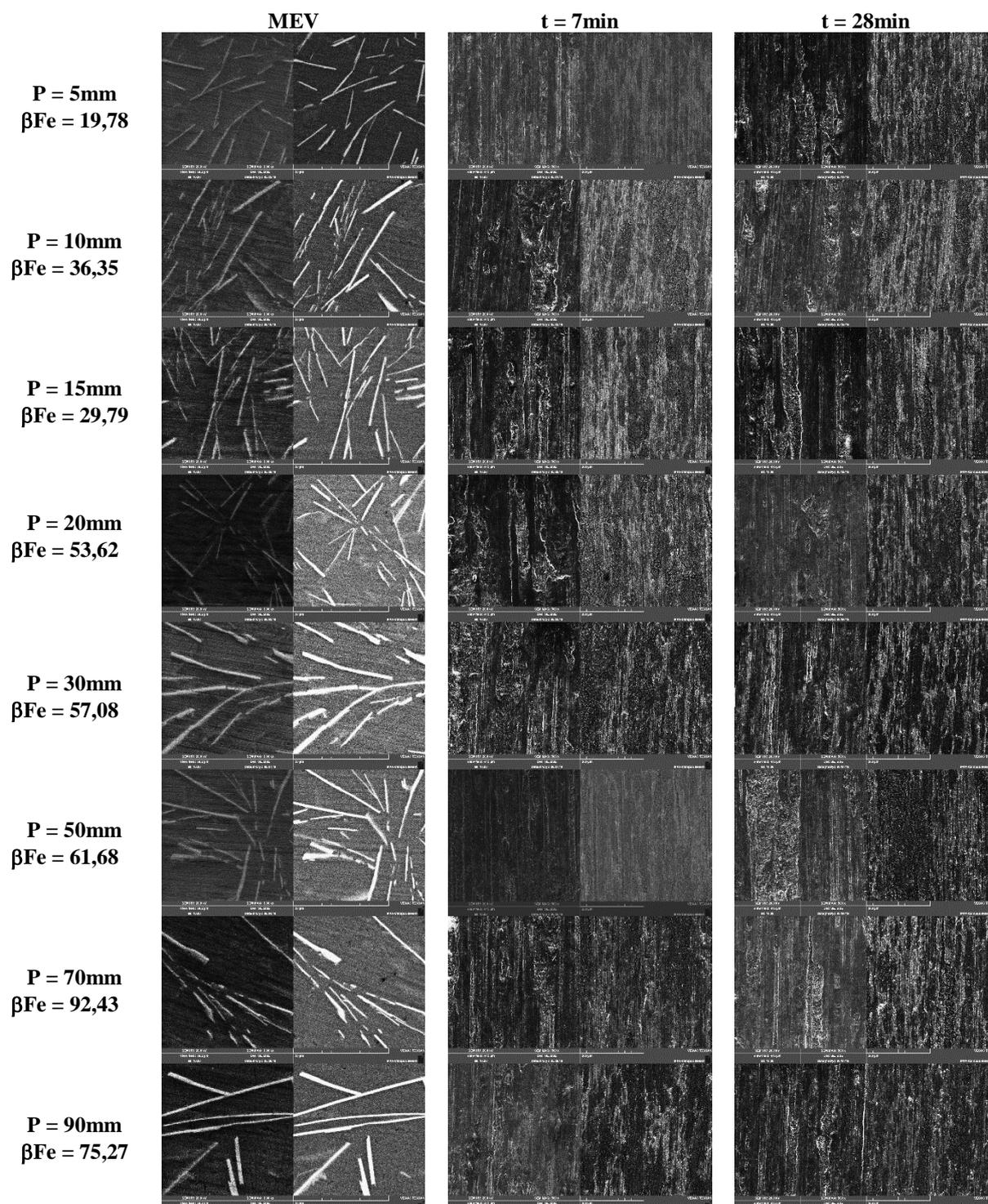


Figura 4.21 - Taxa de desgaste para cada posição da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe.



A fim de determinar os mecanismos de desgaste predominantes durante os ensaios de desgaste microabrasivo, foram examinadas após o ensaio através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microanálise de mapeamento, e os resultados das amostras testadas são mostrados nas figuras 4.22 e 4.23.

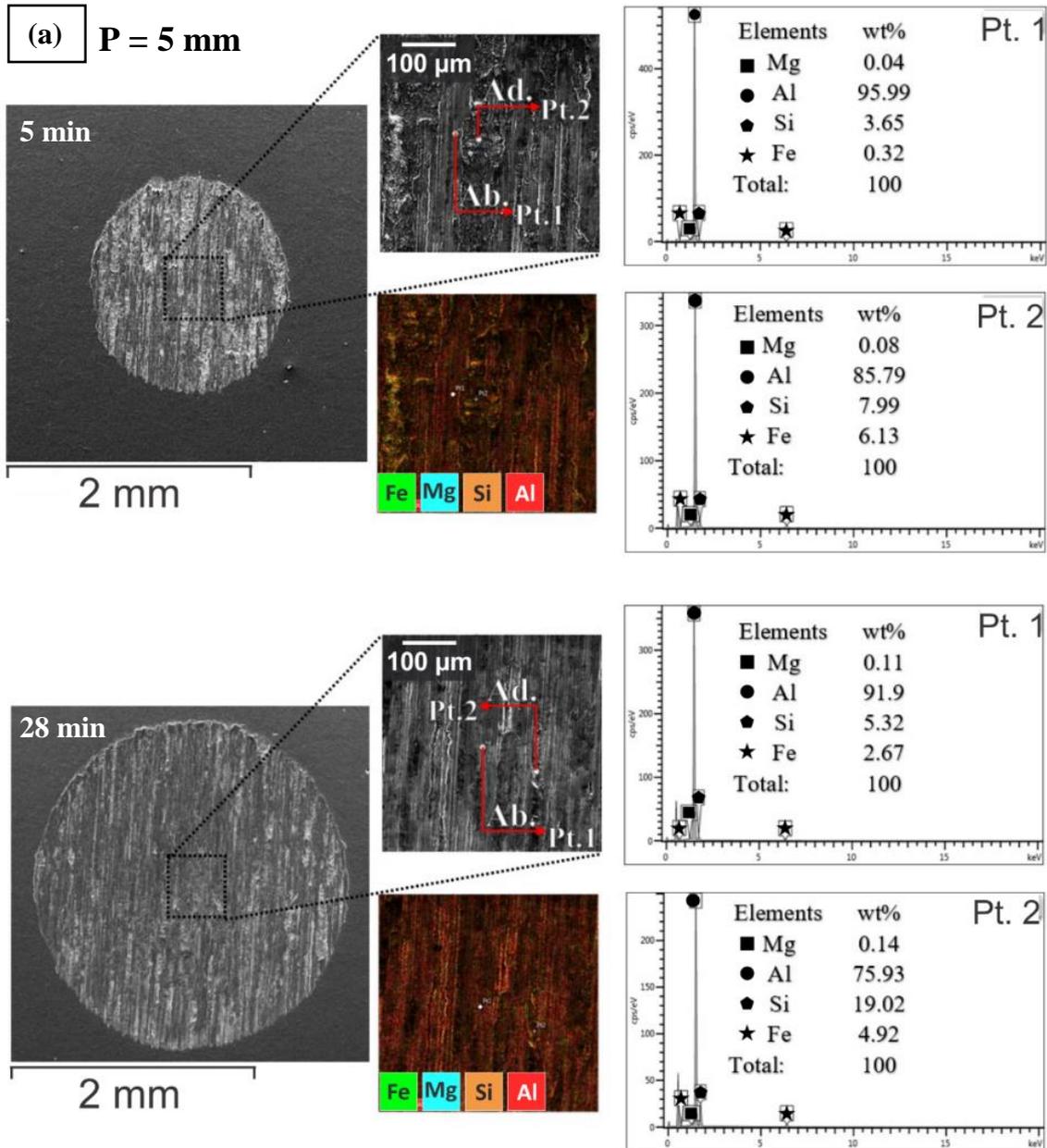
Figura 4.22 - Características da calota de desgaste: composição localizada nas regiões típicas dos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo.

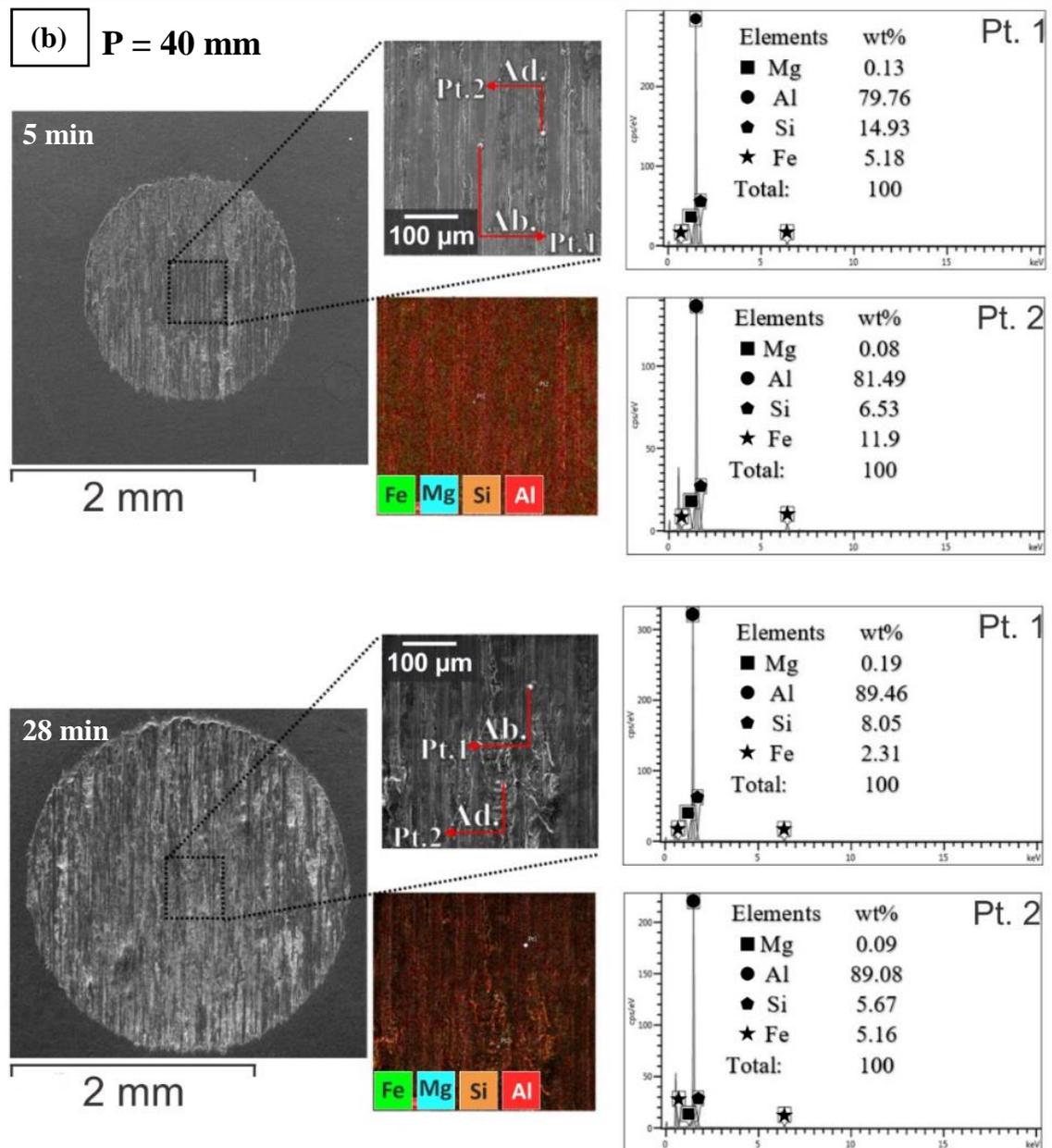


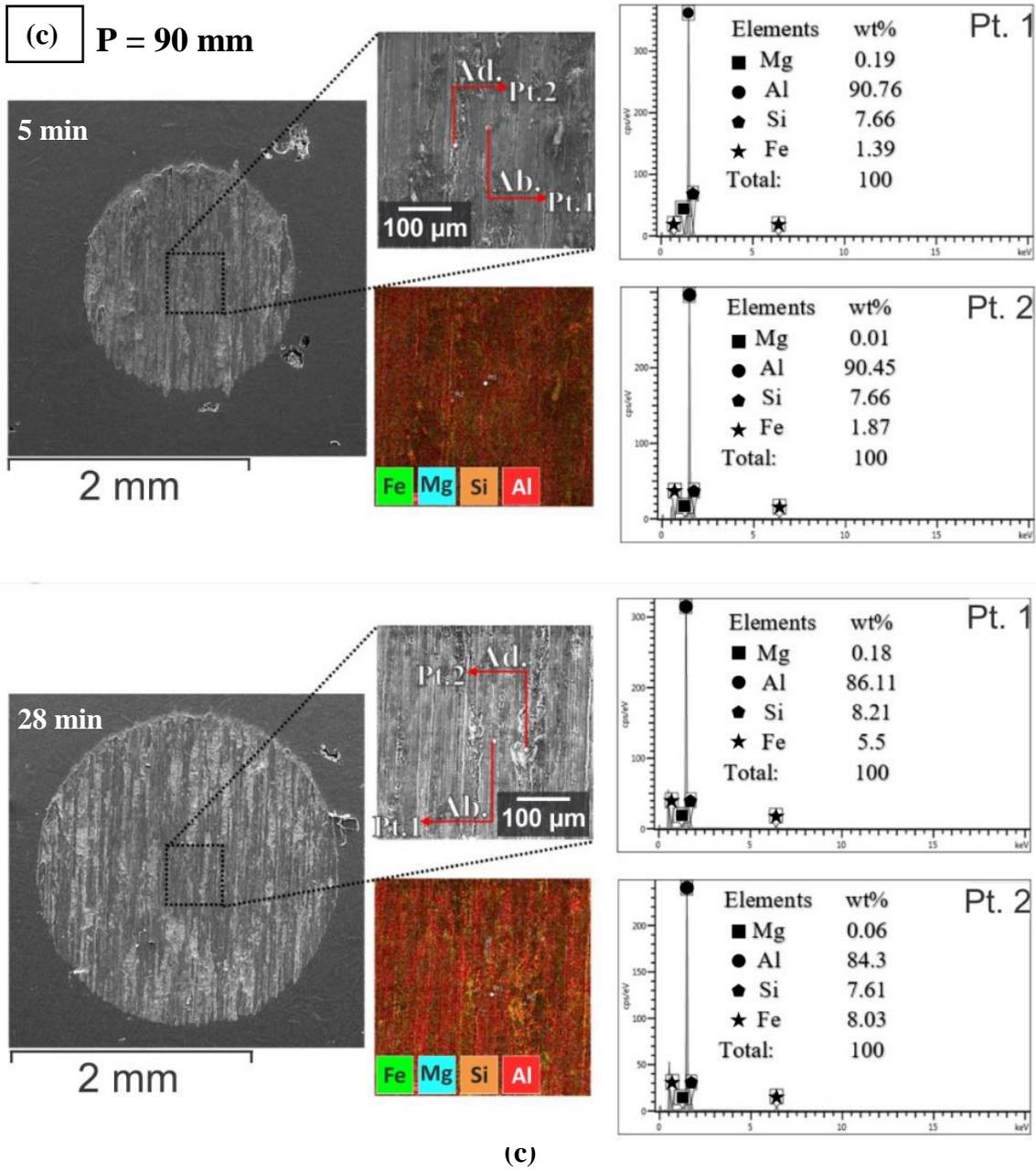
Segundo a literatura (COZZA *et al.*, 2007) dependendo das condições de ensaio, podem acontecer os dois tipos de desgaste: Desgaste abrasivo a dois corpos e Desgaste abrasivo a três-corpos. As impressões características do desgaste a dois corpos ocorrerão principalmente no centro da cratera de desgaste e as impressões características do desgaste a três corpos predominarão nas bordas da cratera, pois no centro desta ocorrem maiores pressões, dificultando o rolamento das partículas. É observado o modo de desgaste abrasivo a três corpos compostos pela esfera de aço inox, matriz de alumínio e fase β -Al₅FeSi.

Inicialmente, fases mais duras em maior quantidade, presentes na microestrutura, como as fases β -Al₅FeSi em forma de agulha, são arrancadas (ou quebradas), causando desgaste severo na superfície ensaiada e ao mesmo tempo transferindo essas partículas para a esfera de ensaio. Neste caso, o desgaste adesivo tem sido caracterizado por altas taxas de desgaste. É importante observar nas tabelas de elementos, para todos os casos analisados, altos teores de Fe nas regiões representadas por desgaste severo (pontos 2). Por sua vez, as partículas duras que se soldaram à superfície da esfera e, com seu movimento de rotação, produziram arranhões ou sucros paralelos nas superfícies das crateras desgastadas, caracterizando assim o desgaste abrasivo. Azevedo *et al.* (2020) sugeriram para as amostras fundidas da liga Al-7%Si-0,3%Mg-0,15%Fe solidificada horizontalmente a ocorrência de uma transição de mecanismos de desgaste de adesivo para abrasivo, e indicaram que o modo de desgaste abrasivo prevalece para altas taxas de resfriamento (T_R) e menor λ_2 , ou seja, para microestruturas mais finas. Uma transição do mecanismo de desgaste de adesivo para abrasivo também foi encontrada por Botelho *et al.* (2020) para liga Al-3%Ni-1%Bi solidificada horizontalmente.

Figura 4.23 - Características da calota de desgaste obtidas através de MEV e EDS: composição localizada nas regiões típicas dos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo das calotas com 5min e 28min para as posições (a) P = 5mm, (b) P=40mm e (c) P=90mm.







As Figuras 4.24 e 4.25 mostram a dependência do volume desgastado (W_V) e da taxa de desgaste (W_R) nos espaçamentos dendríticos secundários e no comprimento da fase β -Al₅FeSi. Foi obtida uma relação matemática inversa entre volume e taxa de desgaste (W_V ; W_R) pelo espaçamento dendrítico secundário e comprimento da fase (λ_2 ; β -Al₅FeSi), isto para amostras desgastadas mais próximas da base refrigerada, onde os valores de λ_2 variam de 12 a 20 μm e os valores de β -Al₅FeSi variam de 13,8 a 35,8 μm . Isso permitiu propor expressões matemáticas que caracterizam as variações do volume desgastado (W_V) e da taxa de desgaste (W_R) em função de λ_2 e β -Al₅FeSi, conforme mostrado nas Figuras 4.24 e 4.25. É importante observar que excelentes coeficientes de determinação ($R^2 > 0,7$) foram alcançados para as equações matemáticas obtidas nos ensaios de desgaste com tempos iguais de 7 a 21 minutos, o que sugere que as expressões propostas para esses tempos representam bem a tendência dos dados experimentais dispersos. Por sua vez, ambos W_V e W_R estabilizam assumindo um único valor médio para λ_2 e β -Al₅FeSi variando de 14 a 35,8 μm e 46,8 a 98 μm , respectivamente.

Figura 4.24 - Correlação entre volume desgastado (W_V) e parâmetros microestruturais: (a) espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e (b) comprimento da fase ($\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$).

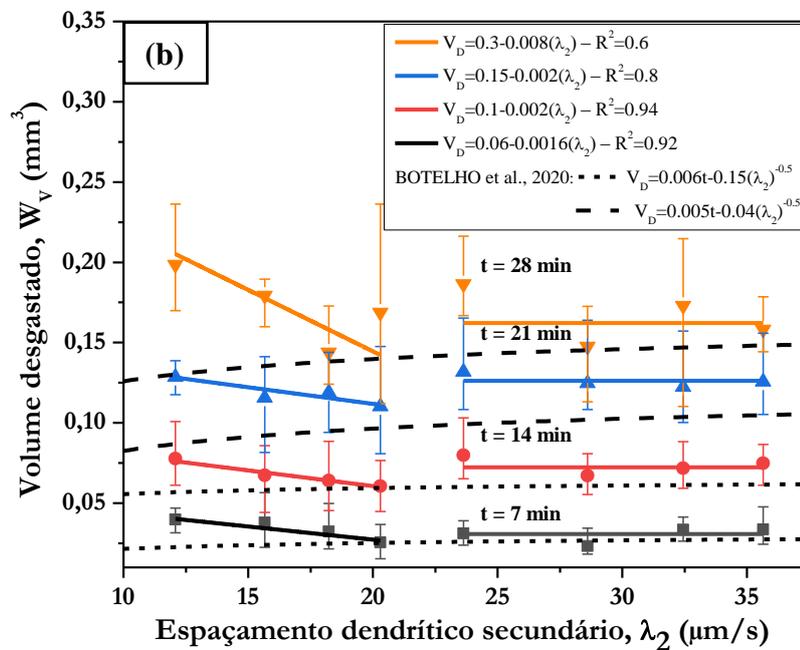
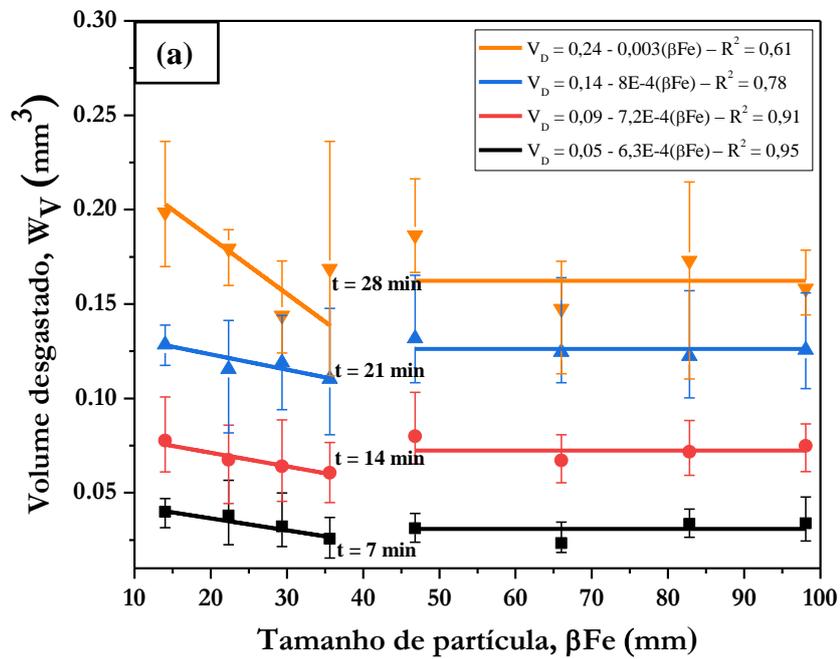
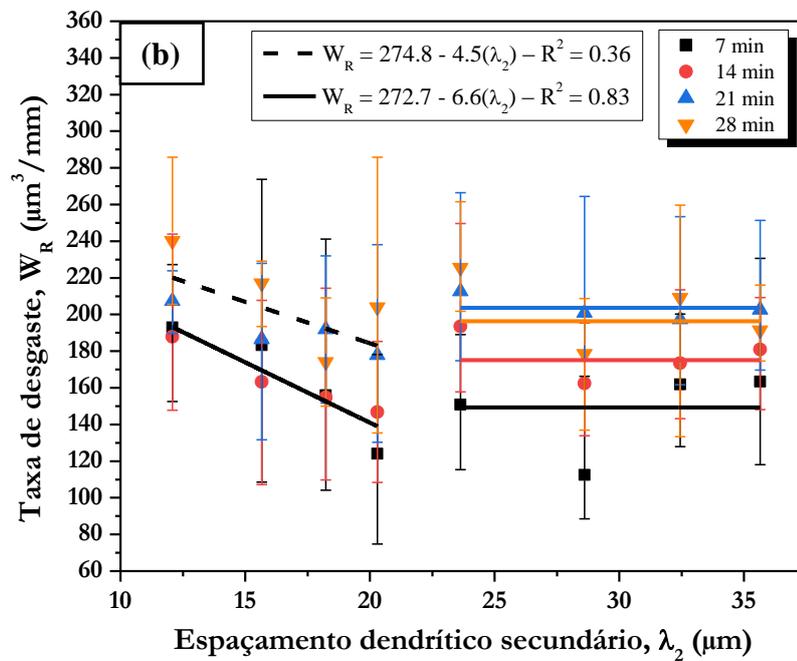
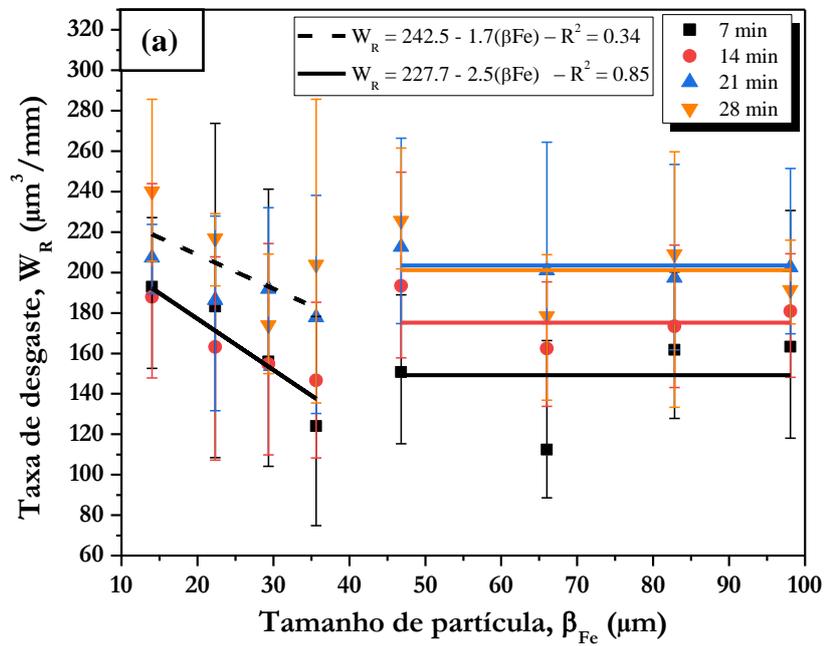


Figura 4.25 - Correlação entre taxa de desgaste (W_R) e parâmetros microestruturais: (a) espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e (b) comprimento da fase ($\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$).



4.6 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

A condutividade elétrica foi feita com o propósito de se avaliar alterações elétricas para as ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe para diferentes posições do lingote. Na Tabela 4.3 estão apresentados os resultados das medidas de condutividade elétrica para as duas ligas estudadas neste trabalho e para o alumínio comercialmente puro obtida por BEJANARO, 2016.

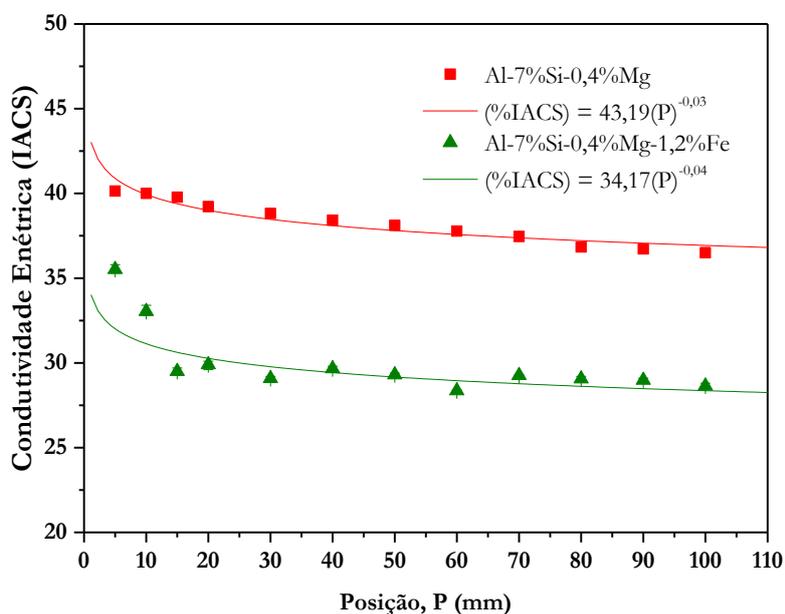
Tabela 4.3 - Condutividade elétrica das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe comparadas com Resultados da literatura.

Posição, P (mm)	Al comercialmente puro (BEJANARO, 2016)	Al-7%Si-0,4%Mg	Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe
	%IACS	%IACS	%IACS
--	56,6 %IACS	--	--
10	--	40	33,04
40	--	38,42	29,66
90	--	36,72	28,98

A partir da Tabela 4.3, pode-se observar a que a condutividade das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-2%Fe são menores do que a condutividade do Alumínio comercialmente puro. A diminuição da condutividade elétrica é causada pela presença dos elementos de liga Si, Mg e Fe, que para algumas análises podem ser considerados como impurezas. Segundo Smallman e Bishop (1999) a presença de impurezas na estrutura cristalina do material provoca o espalhamento dos elétrons e consequentemente diminuição da condutividade elétrica do mesmo.

A Figura 4.26 apresenta os resultados das medidas de condutividade elétrica para cada posição do corpo de prova.

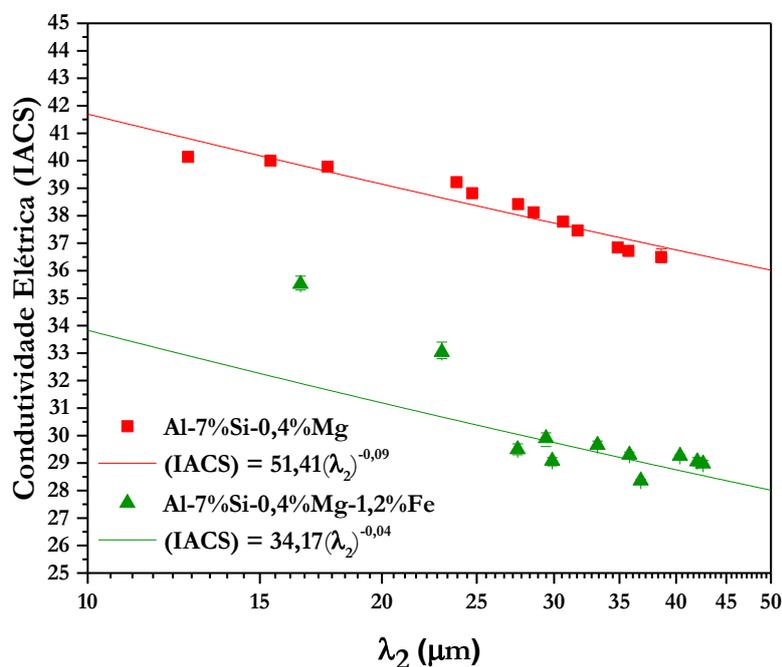
Figura 4.26 - Condutividade elétrica (% IACS) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe para diferentes posições.



No caso da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe, pode-se notar que a presença da elevada quantidade de fase β -Al₃FeSi também alteram a condutividade, pois estes influenciaram na morfologia, no tamanho e na distribuição dos precipitados presentes na liga Al-7%Si-0,4%Mg, diminuindo os valores de condutividade com o elevado teor de Fe.

Na Figura 4.27 estão apresentados os valores da condutividade elétrica da liga Al-7%Si-0,4%Mg e da liga Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe pelos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2).

Figura 4.27 - Condutividade elétrica (% IACS) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e Al-7%Si-0,4%Mg-1,2%Fe pelo espaçamento dendrítico secundários (λ_2).



De acordo com a Figura 4.27, é possível observar que a presença das fases β -Al₅FeSi influencia consideravelmente na condutividade elétrica, pois além inibir o crescimento dendrítico e diminuir o espaçamento dendrítico secundário, a presença das fases β -Al₅FeSi funciona como um obstáculo para a condução elétrica na liga.

Pode-se observar também que para menores valores de espaçamento dendrítico secundário (λ_2) a condutividade elétrica é maior, isto ocorre devido a pequenas quantidades de soluto retido e baixas quantidades de contornos de grãos, por ser uma região onde a taxa de resfriamento é maior. As maiores medições de espaçamento dendrítico secundários foram solidificadas com menores taxas de resfriamento, e assim apresentam menor condutividade elétrica.

5 CONCLUSÃO

Baseado nos resultados dos estudos teóricos e experimentais conduzidos ao longo deste trabalho e às comparações realizadas com os demais estudos da literatura no tema, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

- A microestrutura de solidificação típica foi formada por uma fase primária rica em Al, consistindo de uma rede dendrítica, e por uma mistura de fases eutéticas interdendríticas formadas por compostos intermetálicos IMCs Al α -eutético + Si + (Mg_2Si + $\beta-Al_5FeSi$). Foram observadas fases eutéticas finas de $\beta-Al_5FeSi$ dentro das regiões interdendríticas cercadas por fases eutéticas fibrosas e esferoidais de Si para altas taxas de resfriamento e baixo espaçamento dendrítico secundário (λ_2).
- O comprimento das fases (βFe) dos intermetálicos IMCs de $\beta-Al_5FeSi$ em forma de agulha foi caracterizado por expressões matemáticas correlacionando com V_L e T_R , e foi identificado que o aumento nos valores do comprimento de $\beta-Al_5FeSi$ com o aumento de λ_2 mostrou ser diretamente proporcional, ou seja, menores valores de comprimento da fase $\beta-Al_5FeSi$ foram encontrados para maiores V_L e T_R , e menores λ_2 .
- Foram obtidas relações matemáticas entre volume desgastado (W_V) e taxa de desgaste (W_R) x λ_2 e ($W_V;W_R$) x $\beta-Al_5FeSi$ para amostras desgastadas mais próximas da superfície do metal/molde, para valores de λ_2 e $\beta-Al_5FeSi$ variando de 12 a 20 μm e 13,8 a 35,8 μm , respectivamente. Por outro lado, valores constantes de W_V e W_R foram observados para valores de λ_2 e $\beta-Al_5FeSi$ variando de 14 a 35,8 μm e 46,8 a 98 μm , respectivamente.
- A partir da análise das crateras formadas na superfície desgastada, notou-se a presença do desgaste adesivo e desgaste abrasivos atuando simultaneamente, com predominância do desgaste adesivo.
- Microestruturas mais finas mostraram menor resistência ao desgaste devido à presença da maior fração de área ocupada por IMCs $\beta-Al_5FeSi$ tipo agulha, para valores mais altos de V_L e T_R e $\beta-Al_5FeSi$ mais baixos. Por outro lado, com a diminuição de V_L e T_R ao longo do processo de solidificação horizontal, bem como para valores maiores de λ_2

e β -Al₅FeSi, a resistência ao desgaste diminui e se estabiliza à medida que os valores de volume e taxa de desgaste ($W_V; W_R$) atingem valores constantes.

- A condutividade elétrica (%IACS) das ligas Al-7%Si-0,4%Mg e com +1,2%Fe são menores do que a condutividade do Alumínio comercialmente puro. A diminuição da condutividade elétrica é causada pela presença dos elementos de liga Si, Mg e Fe. Com o aumento da quantidade de ferro à liga a presença de fases β -Al₅FeSi funciona como um obstáculo para a condução elétrica na liga.

- Para menores valores de espaçamento dendrítico secundário (λ_2) a condutividade elétrica é maior, isto ocorre devido a pequenas quantidades de soluto retido e baixas quantidades de contornos de grãos, por ser uma região onde a taxa de resfriamento é mais elevada. As maiores medições de espaçamento dendrítico secundários (λ_2) foram solidificadas com menores taxas de resfriamento, e assim apresentam menor condutividade elétrica.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar experimentos para outros percentuais de Fe à liga estudada.
- Avaliar o comportamento químico da liga investigada neste trabalho, identificando o efeito da escala microestrutural sobre a resistência à corrosão.
- Realizar tratamento térmico T6 na liga estudada, avaliando e comparando a resistência ao desgaste e seu comportamento na microdureza (HV).
- Realizar um estudo que correlacione a condutividade elétrica e a condutividade térmica na liga estudada.
- Realizar análises de usinabilidade.

7 REFERÊNCIAS

1. DAS, K.; YIN, W. **The worldwide aluminum economy: The current state of the industry.** J. Miner. Met. Mater. Soc., v. 59, p. 57-63, 2007.
2. GAUSTAD, G.; OLIVETTI, E.; KIRCHAIN, R. **Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies.** Resour. Conserv. Recy., v. 58, p. 79-87, 2012.
3. DINNIS, C. M.; TAYLOR, J. A.; DAHLE, A. K. **As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry Alloys,** Scr. Mater., v. 53, p. 955-958, 2005.
4. 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,** Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 24, p. 1645-1652, 2014.
5. JI, S.; YANG, W.; GAO, F.; WATSON, D.; FAN, Z. **Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast Alloys,** Mat. Sci. Eng. A, v. 564, p. 130-139, 2013.
6. KIM, B.; LEE, S.; LEE, S.; YASUDA, H. **Real-Time Radiographic Observation of Solidification Behavior of Al-Si-Cu Casting Alloys with the Variation of Iron Content,** Mater. Trans., v. 53, p. 374-379, 2012.
7. RAKHMONOV, J.; TIMELLI, G.; BONOLLO, F. **Influence of grain refiner addition on the precipitation of Fe-rich phases in secondary AlSi7Cu3Mg alloys,** Int. J. Metalcast., v. 11, p. 294-304, 2017.
8. SAMUEL, A. M.; DOTY, H. W.; VALTIERRA, S.; SAMUEL, F. H. **Beta Al₅FeSi phase platelet porosity formation relationship in A319.2 type alloys,** Int. J. Metalcast., v. 12, p. 55-70, 2018.
9. SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. **Observations on the Formation of β -Al₅FeSi phase in 319 type Al-Si alloys,** J. Mater. Sci., v. 31, p. 5529-5539, 1996.
10. KHALIFA, W.; SAMUEL, F. H.; GRUZLESKI, J. E. **Iron Intermetallic Phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system,** Metall. Mater. Trans. A, v. 34, p. 807-825, 2003.
11. CESCHINI, L.; BOROMEI, I.; MORRI, A.; SEIFEDDINE, S.; SVENSSON, I. L. **Effect of Fe content and microstructural features on the tensile and fatigue properties of the Al-Si10-Cu2 alloy,** Mater. Des., v. 36, p. 522-528, 2012.
12. LI, Z.; LIMODIN, N.; TANDJAOUI, A.; QUAEGEBEUR, P.; OSMOND, P.; BALLOY, D. **Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi7Cu3 alloy,** Mat. Sci. Eng. A, v. 689, p. 286-297, 2017.

13. MALAVAZI, J.; BALDAN, R.; COUTO, A. A. **Microstructure and mechanical behaviour of Al9Si alloy with different Fe contents**, Mater. Sci. Technol., p. 1743-2847, 2014.
14. CAO, X.; CAMPBELL, J. **Morphology of β -Al5FeSi Phase in Al-Si Cast Alloys**, Mater. Trans., v. 47, p. 1303-1312, 2006.
15. BASAK, C. B.; BABU, N. H. **Morphological changes and segregation of β -Al9Fe2Si2 phase: A perspective from better recyclability of cast Al-Si Alloys**, Mater. Des., v. 108, p. 277-288, 2016.
16. SHABESTARI, S. G. **The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon Alloys**, Mat. Sci. Eng. A, v. 383, p. 289-298, 2004.
17. MAHTA, M.; EMAMY, M.; CAO, X.; CAMPBELL, J. **Overview of β -Al5FeSi phase in Al-Si Alloys**, Mat. Sci. Res. Trends, p. 251-271, 2008.
18. TAGHIABADI, R.; GHASEMI, H.M.; SHABESTARI, S.G. **Effect of iron-rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al-Si alloys**, Mat. Sci. Eng. A, v. 490, p. 162-170, 2008.
19. TAGHIABADI, R.; GHASEMI, H. M. **Dry sliding wear behaviour of hypoeutectic Al-Si alloys containing excess iron**, Mater. Sci. Technol., v. 25, p. 1017-1022, 2009.
20. ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S. G.; ZARGHAMI, M. **Effect of Fe-rich intermetallics on the wear behavior of eutectic Al-Si piston alloy (LM13)**, Mater. Des., v. 31, p. 3518-3524, 2010.
21. LIN, C.; WU, S.; LÜ, S.; ZENG, J.; AN, P. **Dry sliding wear behavior of rheocast hypereutectic Al-Si alloys with different Fe contents**, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 26, p. 665-675, 2016.
22. SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S. G.; GHADAMI, S.; GHONCHEH, M. H. **Effects of Iron, Manganese, and Cooling Rate on Microstructure and Dry Sliding Wear Behavior of LM13 Aluminum Alloy**, Tribol. Trans., v. 60, p. 888-890, 2017.
23. BIDMESHKI, C.; ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S. G.; NOGHANI, M. T. **Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5%Si alloys**, J. Mater. Res. Technol, v. 5, p. 250-258, 2016.
24. KAISER, M. S.; SABBIR, S. H.; KABIR, M. S.; SOUMMO, M. R.; NUR, M. A. **Study of Mechanical and Wear Behaviour of Hyper-Eutectic Al-Si Automotive Alloy Through Fe, Ni and Cr Addition**, Mater. Res., v. 21, p. 1-9, 2018.

25. POULADVAND, S.; TAGHIABADI, R.; SHAHRIYARI, F. **Investigation of the Tribological Properties of Al_xSi-1.2Fe(Mn) (x = 5-13 wt.%) Alloys**, J. Mater. Eng. Perform., v. 27, p. 3323-3334, 2018.
26. SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Evaluation of Heat Transfer Coefficients During Upward and Downward Transient Directional Solidification of Al-Si Alloys**. Struct Multidisc Optim, v. 31, p. 241-248, 2006.
27. 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**, Mater. Res., v. 22, p. 1-12, 2019.
28. 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 Metall. Sin., v. 32, p. 695-709, 2019.
29. CRUZ, K. A. S. **Microestrutura de Solidificação, Resistência Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si**. 2008. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas - SP. (2008).
30. ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C.; GARCIA, A. **Cellular Spacings In Unsteady-State Directionally Solidified Sn-Pb Alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 361, p. 111-118, 2003A.
31. ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Cellular/Dendritic Transition During Unsteady-State Unidirectional Solidification of Sn-Pb Alloys**, Materials Science Engineering A, v. 347, n. 1-2, p. 59-69, 2003B.
32. ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Heat Flow Parameters Affecting Dendrite Spacings During Unsteady State Solidification of Sn-Pb And Al-Cu Alloys**, Metallurgical And Materials Transactions A, v. 34a, p. 995-1006, 2003C.
33. SILVA, J. N. S. **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.
34. MOUTINHO, D. J.; GOMES, L. G.; ROCHA, O. L.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Thermal Parameters, Microstructure and Porosity During Transient Solidification of Ternary Al-Cu-Si Alloys**. Materials Science Forum, v. 730-732, 883-888, 2012.
35. 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, v. 41, p. 972-984, 2010.
36. CANTÉ, M. V.; SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Microstructural Development in Al-Ni Alloys Directionally Solidified under Unsteady-State Conditions.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 39^a, p. 1712-1726, 2008.
 37. 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.** Matéria (UFRJ), v. 17, p. 1009-1023, 2012.
 38. 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, n. 9, p.1103-112, 2015.
 39. ARAÚJO, R. L. M. **Interrelação entre Variáveis Térmicas, Espaçamentos Dendríticos Primários e Microdureza Durante a Solidificação Direcional de uma Liga Multicomponente Al-Cu-Si.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Industrial – Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.
 40. GOMES, L. G.; MOUTINHO, D. J. C.; 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. 719-720, p. 102-105, 2015.
 41. GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** São Paulo: Ed. Unicamp, 2007.
 42. BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. **Scaling of Intragranular Dendritic Microstructure in Ingot Solidification.** Metallurgical Materials Transactions B, v. 27B, p. 101-113, 1996.
 43. 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. 28B, p. 651-663, 1997.
 44. QUARESMA, J.M.V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. **Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties of Al-Cu alloys.** Metallurgical and materials transactions A, v. 31A, pp. 3167-3178, 2000.
 45. OSÓRIO, W. R. R. **Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al.** Campinas: 2000. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2000.

46. 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, pp. 168-181, 2004.
47. VASCONCELOS, A. J. **Variáveis Térmicas e Microestrutura da Liga Al-5,5%Sn Solidificada Direcionalmente.** Belém: 2013. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém. (2013).
48. CARVALHO, D. L. B. **Correlação entre parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários de ligas Al-Si durante a solidificação direcional horizontal.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.
49. 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 Materials Science, v. 47, p. 5581-5589, 2012.
50. 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.** Materials Science-Medziagotyra, v. 24, p. 18-23, 2018.
51. GOMES, L. G.; JÁCOME, P. D.; FERREIRA, I. L.; MOUTINHO, D. J.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Macrosegregation and Porosity during Directional Solidification of a Ternary Al-9wt%Si-3wt%Cu Alloy.** Defect and Diffusion Forum, v. 312-315, p. 405-410, 2011.
52. SILVA, C. A. P.; LEAL, L. R. M.; GUIMARÃES, E. C.; JÚNIOR, P. M.; MOREIRA, A. L.; ROCHA, O. L.; SILVA, A. P. **Influence of Thermal Parameters, Microstructure, and Morphology of Si on Machinability of an Al-7.0 wt.% Si Alloy Directionally Solidified.** Advances in Materials Science and Engineering, v. 2018, 12 p., 2018.
53. GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas.** 2010. Tese (Dourado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas. (2010).
54. GOULART, P. R. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si.** 2005. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas. (2005).
55. OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys.** Journal of Crystal Growth, v. 29, p. 137-146, 1975.

56. 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.
57. KURZ, W.; FISHER, D. J. **Fundamentals of Solidification.** Switzerland: Trans Tech Public., p.85-90, 1984 / 1986 / 1989 /1992.
58. TRIVEDI, R.; **Interdendritic Spacings. A comparison of theory and experiment.** Metallurgical and Materials Transactions A. v. 15A, n. 6, p. 977-982, 1984.
59. 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.
60. 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,** Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 28, p. 1073-1083, 2018.
61. BAMBERGER, M.; WEISS, B. Z.; STUPEL, M. M. **Heat flow and dendritic arm spacing in chill-cast Al-Si alloys [J].** Materials Science and Technology, v. 3, p. 49-56, 1987.
62. PERES, M. D.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions [J].** Journal of Alloys and Compounds, v. 381, p. 168-181, 2004.
63. 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 [J].** Materials Research, v. 16, p. 874-883, 2013.
64. CARVALHO, D. L. B.; COSTA, T. A.; MOREIRA, A. L. S.; SILVA, M. A. P. S.; DIAS, M.; MOUTINHO, D. J. C.; ROCHA, O. L. **Solidification thermal parameters and dendritic growth during the horizontal directional solidification of Al-7wt.%Si alloy [J].** Magazine Minas School, v. 67, p. 265-270, 2014.
65. OZBAKIR, E. **Development of Aluminum Alloys for Diesel-Engine Applications.** Thesis. Department of Mining and Materials Engineering McGill University, Montréal, Québec, Canada, 2008.
66. 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(15), p. 1880-1883, 2006.

67. 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(1), p. 85-97, 2001.
68. TAYLOR, J. A. **Iron containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys.** Procedia Materials Science, p. 19-33, 2012.
69. FUOCO, R.; CORRÊA, E. R. **Evolução da microestrutura das ligas Al-Si durante a solidificação.** in CONAF 2009, São Paulo, 2009.
70. BELOV, N. A.; AKSENOV, A. A.; ESKIN, D.G. **Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element,** CRC Press, London, 2002.
71. A.R. FARKOOSH, X. GRANT CHEN, AND M. PEKGULERYUZ, **Dispersoid Strengthening of a High Temperature Al-Si-Cu-Mg Alloy via Mo Addition,** Mater. Sci. Eng. A, v. 620, p 181-189, 2015.
72. WESTENGEN, H. **Formation of Intermetallic Compounds During DC Casting of a Commercial Purity Al-Fe-Si Alloy,** Zeitschrift fur Metallkunde, v. 73, p 360-368, 1982.
73. 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,** J. Mater. Proc. Tech., v. 210, p 245-257, 2010.
74. AIN, W. Q.; FAISAL, M. K.; TALARI, M. K.; DARHAM, W.; RATNAM, M. M.; KWON, Y.; KIM, N. J.; PRASADA RAO, A.K. **Effect of Mo on the High-Temperature Creep Resistance and Machinability of a Recycled Al-Alloy with High Iron Impurity.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 25, p. 4310-4316, 2016.
75. BARROS, A.S.; MAGNO, I. A. B.; SOUZA, F. A.; MOTA, C. A. M.; SILVA, M. A. P. S.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. L. **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.** Met. Mater. Int, v. 21, n. 3, p. 429-439, 2015B.
76. HALL, E. O.; **Proc. Phys. Soc. B** 64, 742, 1951.
77. PETCH, N. J. **J. Iron Steel Inst.** Lond. 174, 25, 1953.
78. VASCONCELOS, A. J. **Crescimento Dendrítico e Microdureza na Solidificação de Ligas Binárias e Multicomponentes à Base de Alumínio.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Universidade Federal do Pará, Belém, 2016.
79. KAYA, H.; ÇARDILI, E.; BOYUK, E.; MARASLI, N. **Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure**

- parameters in the Al based alloys.** Applied Surface Science, v. 255, p. 3071-3078, 2008.
80. KAYA, H.; BOYUK, E.; ÇARDILI, E.; MARASLI, N. **Influence of Growth Rate on Microstructure, Microhardness, and Electrical Resistivity of Directionally Solidified Al-7 wt% Ni Hypo-Eutectic Alloy.** Met. Mater, v. 19, p. 39-44, 2013.
 81. ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials.** Tribology Series, v.10 Elsevier Science Publishers, Amsterdam, Netherlands, 1987.
 82. RUTHERFORD, K. L., HUTCHINGS, I. M. **Theory and application of a micro-scale abrasive wear test.** Journal of Testing and Evaluation , JTEVA, v. 25, n. 2, p. 250-260, 1997.
 83. KATO, K., **'Wear Mechanisms'**, in New Direction in Tribology (ed I. Hutchings), Mechanical Engineering Publications, London, p. 39-56, 1997.
 84. HARNOY. Avraham. **Bearing Design in Machinery: Engineering Tribology And Lubrication**, 2003.
 85. COSTA, T. A.; DIAS, M.; FREITAS, E. S.; CASTELETTI, L. C.; GARCIA, A. **The effect of microstructure length scale on dry sliding wear behaviour of monotectic Al-Bi-Sn alloys,** J. Alloys Compd., v. 689, p. 767-776, 2016.
 86. REYES, R. V.; PINOTTI, V. E.; AFONSO, C. R.; CASTELETTI, L. C.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. **Processing, As-Cast Microstructure and Wear Characteristics of a Monotectic Al-Bi-Cu Alloy,** J. Mater. Eng. Performance, v. 28, p. 1201-1212, 2019.
 87. WU, X. F.; ZHANG, G. A.; WU, F. F. **Influence of Bi addition on microstructure and dry sliding wear behaviors of cast Al-Mg₂Si metal matrix composite** J. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 23, p. 1532-1542, 2013.
 88. MONTEIRO JUNIOR, P.L. **Construção e aferição de um equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará. Faculdade de Engenharia mecânica, 2017.
 89. SANTOS, W. C.; NETO, J. O. P.; SILVA, R. O.; RODRIGUÊS, G.; MORETO, A. M.; MANFRINATO, M. D.; ROSSINO, L. S. **Desenvolvimento de dispositivo e estudo do comportamento ao microdesgaste abrasivo do aço AISI 420 temperado e revenido.** Revista Matéria. ISSN 1517-7076 artigo 11598, p.304-315, 2015.
 90. COZZA, R. C. **Influence of the normal force, abrasive slurry concentration and abrasive wear modes on the coefficient of friction in ball-cratering wear tests.** Tribology International 70, p.52-62, 2014.

91. COZZA, R. C. **A study on friction coefficient and wear coefficient of coated systems submitted to micro-scale abrasion tests.** Surface & Coatings Technology, v. 215, p. 224-233, 2013.
92. CAMERINI, R. V.; SOUZA, B. S.; CARLI, F.; PEREIRA, A. S.; BALZARETTI, N. M. **Ball Cratering Tests On Ductile Materials.** Wear, v. 271, p. 770-774, 2011.
93. LUO, D. B.; FRIDRICI, V.; KAPSA, P. H. **A systematic approach for the selection of tribological coatings.** Wear 271, p. 2132– 2143, 2011.
94. CHENG, Y.H.; BROWNE, T.; HECKERMAN, B. **Mechanical and tribological properties of CrN coatings deposited by large area filtered cathodic arc.** Wear 271, p. 775-782, 2011.
95. LUO D. B.; FRIDRICI, V.; KAPSA, P. H. **Relationships between the fretting wear behavior and the ball cratering resistance of solid lubricant coatings.** Surface & Coatings Technology 204, p. 1259-1269, 2010.
96. COZZA, R. C. **Friction coefficient and abrasive wear modes in ball-cratering tests conducted at constant normal force and constant pressure - Preliminary results.** Wear 267, p. 61-70, 2009.
97. STACHOWIAK G.B.; STACHOWIAK, G.W.; BRANDT, J.M. **Ball-cratering abrasion tests with large abrasive particles.** Tribology International 39, p. 1-11, 2006.
98. BOSE, K.; WOOD, R. J. K. **Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings.** Wear 258, p. 322-332, 2005.
99. BOTELHO, T. I. M. **Influência dos Parâmetros Térmicos e Microestruturais a Resistência ao Desgaste Micro-Abrasivo da Liga Al-3%Ni-1%Bi.** Belém: 2019. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém. (2019).
100. SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern physical metallurgy and materials engineering.** Butterworth-Heinemann, 1999.
101. PADILHA, A. F.; SICILIANO, Jr. F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura.** 3rd ed. São Paulo, ABM. 232p. 2005.
102. HUMMEL, R. E. **Understanding materials science: history, properties, applications.** Springer Science & Business Media, 2004.
103. ROSEN, M.; HOROWITZ, E.; SWARTZENDRYBER. L.; FICK, S.; MEHRABIAN, R. **The aging process in aluminum alloy 2024 studied by means of eddy currents.** Materials Science and Engineering, v. 53, n. 2, p. 191-198, 1982.

104. SALAZAR-GUAPURICHE, M. A.; ZHAO, Y. Y.; PITMAN, A.; GREENE, A. **Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminium alloy 7010.** In: Materials science forum. Trans Tech Publications, v. 519-521, p. 853-858, 2006.
105. F. TARIQ; NAUSHEEN NAZ; BALOCH, R. A.; FAISAL. **Characterization of material properties of 2xxx series al-alloys by non destructive testing techniques.** Journal of Nondestructive Evaluation, v. 31, n. 1, p. 17-33, 2012.
106. LOURDJANE, F.; RAHO. A. A. **Contribution of the GP Zones to the Hardening and to the Electrical Resistivity in Al10wt.% Ag Alloy.** American Journal of Materials Science and Engineering, v. 3(1), p. 7-10, 2015.
107. SCHMIDT, WALFREDO. **Materiais Elétricos: Condutores e Semicondutores - Vol. 1 - 2ª .:** São Paulo: Edgard Blucher, 1979.
108. RAO, B. P. C. **Eddy Current Testing: Basics.** Journal of Non Destructive Testing & Evaluation, v. 10, n. 3, p. 7-16, 2011.
109. GRIMBERG, R. **Electromagnetic nondestructive evaluation: present and future.** Strojniški vestnik-Journal of Mechanical Engineering, v. 57, n. 3, p. 204-217, 2011.
110. ABBASIAN, A.; KASHEFI, M.; AHMADZADE-BEIRAKI, E. **Quality control of precipitation hardened aluminium alloy parts evaluation.** Iranian Journal of Materials Science & Engineering, v. 12, n. 3, 2015.
111. PRABHU, T. R. **Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of AA 2219 Al alloy.** Engineering Science and Technology, an International Journal, 2016.
112. OPPENHEIM, T.; TEWFIC, S.; SCHECK, T.; KLEE, V. **On the correlation of mechanical and physical properties of 6061-T6 and 7249-T76 aluminum alloys.** Engineering Failure Analysis, v. 14, n. 1, p. 218-225, 2007.
113. EIVANI, A. R.; AHMED, H.; ZHOU, J.; DUSZCZYK, J. **Correlation between electrical resistivity, particle dissolution, precipitation of dispersoids, and recrystallization behavior of AA7020 aluminum alloy.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 40, n. 10, p. 2435-2446, 2009b.
114. GAOSONG, W.; ZHIHAO, Z.; QIANG, G.; JIANZHONG, C. **Effect of homogenizing treatment on microstructure and conductivity of 7075 aluminum alloy prepared by low frequency electromagnetic casting.** Research & Development, v. 11, n. 1, 2014.
115. MATHEW, J.; REMY, G.; WILLIAMS, M. A.; TANG, F.; SRIRANGAM, P. **Effect of Fe Intermetallics on Microstructure and**

- Properties of Al-7Si Alloys.** JOM The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, v. 71, 4362-4369, 2019.
116. ZÁVODSKÁ, D.; TILLOVÁ, E.; ŠVECOVÁ, I.; CHALUPOVÁ, M.; KUCHARIKOVÁ, L.; BELAN, J. **The Effect of Iron Content on Microstructure and Porosity of Secondary AlSi7Mg0.3 Cast Alloy.** Periodica Polytechnica Transportation Engineering, v. 47(4), p. 283-289, 2019.
 117. SAMUEL, A. M.; DOTY, H. W.; VALTIERRA, S.; SAMUEL, F. **Beta Al₅FeSi phase platelets-porosity formation relationship in A319.2 type alloys.** Inter Metalcast, v. 12, p. 55-70, 2018.
 118. QINGLEI, W.; HAORAN, G.; FULAN, W.; XIANGZE, L.; CHONGYANG, W. **Effect of Parameters of Thermal-Rate Treatment of Melt on Iron-Containing Phases in Alloy Al - 15% Si - 2.7% Fe.** Metal Science and Heat Treatment, v. 58, n. 7-8, p. 405-410, 2016.
 119. PUNCREOBUTR, C.; LEE, P. D.; KAREH, K. M.; CONNOLLEY, T.; FIFE, J. L.; PHILLION, A. B. **Influence of Fe-rich intermetallics on solidification defects in Al-Si-Cu alloys.** Acta Materialia, v. 68, p. 42-51, 2014.
 120. S. G. SHABESTARI, **The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon Alloys,** Mat. Sci. Eng. A, v. 383, p. 289-298, 2004.
 121. GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. **Directional solidification of aluminium-copper alloys,** Materials Science and Engineering A327, p. 167-185, 2002.
 122. CANTÉ, M. V.; KLEBER S. CRUZ; SPINELLI, J. E.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Ni and Al-Sn alloys.** Materials Letters, v. 61, p. 2135-2138, 2007.
 123. 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 (English Letters), v. 32, p. 695-709, 2018.
 124. DIAS FILHO, J. M. S. **Análises Térmica e Microestrutural na Solidificação de Ligas Monofásica e Peritéticas do Sistema Zn-Ag.** Campinas: 2013. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas. (2013).
 125. NARAYANAN, L. A.; SAMUEL, F. H.; GRUZLESKI, J. E. **Crystallization behavior of ironcontaining intermetallic compounds in 319 aluminum-alloy,** Metall. Mater. Trans. A, v. 25, p. 1761-1773, 1994.

126. FREITAS, E. S.; SPINELLI, J. E.; CASTELETTI, L. C.; GARCIA, A. **Microstructure– wear behavior correlation on a directionally solidified Al–In monotectic alloy**, Tribol. Int., v. 66, p. 182-186, 2013.
127. BOTELHO, T. M.; AZEVEDO, H. M.; MACHADO, G. H.; BARBOSA, C. R.; ROCHA, F. S.; COSTA, T. A.; ROCHA, O. L. **Effect of solidification process parameters on dry sliding wear behavior of AlNiBi alloy**, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 30, p. 582-594, 2020.
128. AZEVEDO, H. M.; BOTELHO, T. M.; BARBOSA, C. R.; SOUSA, A. P.; COSTA, T. A.; ROCHA, O. L. **Study of Dry Wear Behavior and Resistance in Samples of a Horizontally Solidified and T6/Heat-Treated Automotive AlSiMg Alloy**, Tribology Letters, v. 68, p. 60, 2020.
129. BEJARANO, E. G. M. **Influência da Estrutura Bruta de Solidificação e do Tempo de Encharque Durante a Solubilização nas Propriedades Mecânicas e na Condutibilidade Elétrica da Liga Al 7075**. Itajubá: 2016. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá. (2016).