

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS
LIGAS Al-10%Si-0,45%Mg E Al-10%Si-1,0%Mg.

Maressa Gandolfi

São Carlos-SP
2021

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS
LIGAS Al-10%Si-0,45%Mg E Al-10%Si-1,0%Mg.

Maressa Gandolfi

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito parcial
à obtenção do título de MESTRA EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Orientador: Dr. José Eduardo Spinelli

São Carlos-SP

2021

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha amada Avó Abigail Aparecida Toledo da Rocha (*in memoriam*), que me amou de maneira incondicional durante o tempo que estivemos juntas.

VITAE

Bacharel em Engenharia de Materiais pela Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR) Câmpus Londrina (2017).



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado da candidata Maressa Gandolfi, realizada em 28/07/2021.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli (UFSCar)

Prof. Dr. Piter Gargarella (UFSCar)

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres (UTFPR)

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

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

“Porque sou Eu que conheço os planos que tenho para vocês, diz o Senhor, planos de fazê-los prosperar e não de causar dano, planos de dar a vocês a esperança e um futuro.”

(Jeremias 29:11)

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar gostaria de agradecer a Deus, que me sustentou em todos os momentos e me protegeu durante as viagens rotineiras para São Carlos.

Agradeço ao meu professor e orientador José Eduardo Spinelli cuja paciência e sabedoria fizeram com que eu pudesse não só aprender, mas também descobrir o fascínio pela pesquisa e metalurgia.

O meu muito obrigado aos companheiros de laboratório – grupo de Microestrutura e Propriedades em Processos de Solidificação (M2PS) do DEMa-UFSCar, em especial à Marcella Gautê Cavalcante Xavier, Rodrigo André Valenzuela Reyes e ao Leonardo Fernandes Gomes, pelo auxílio no preparo das ligas metálicas e análises realizadas para conclusão deste trabalho.

Agradeço à minha avó Abigail (*in memoriam*), cujo amor e bondade ajudaram a construir a pessoa que sou hoje.

Ao meu companheiro de vida Jonathan, pelo incentivo ao meu estudo e por toda paciência, cuidado e amor que ele me dá todos os dias.

A minha avó Neuza e meu avô Pedro, por serem sinônimo de carinho e pela ternura comigo.

Aos meus pais, Marcos e Maisa, que desde minha infância me incentivaram a estudar, nunca mediram esforços para que eu pudesse alcançar meus objetivos. Obrigada por sempre terem sido tão amorosos comigo e por serem um exemplo de vida.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – FAPESP pelos Auxílios à Pesquisa 2017/12741-6 e 2019/23673-7, coordenados pelo Orientador.

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

RESUMO

Ligas Al-Si com alto teor de silício (Si) são amplamente utilizadas nas indústrias aeroespacial, automotiva, microeletrônica, entre outras. Neste contexto, as ligas Al-10%Si com adição de Magnésio (Mg) são alternativas que despertam interesse para processamento em moldes permanentes, por cera perdida, por fundição sob pressão e por manufatura aditiva. Em função deste interesse crescente, são necessários estudos mais aprofundados das inter-relações entre parâmetros térmicos de solidificação, parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas das ligas Al-10%Si-Mg, tanto devido à escassez desses dados na literatura quanto devido à importância deste conhecimento na pré-programação dos referidos processos de fundição. Neste sentido, um estudo para condições de solidificação lenta e moderada foi realizado. Por meio de experimentos de solidificação direcional transiente foi obtida uma ampla faixa de variação de escala dendrítica para amostras de ambas as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg, com espaçamentos dendríticos primários e secundários, λ_1 e λ_2 variando de 76 μm a 360 μm e de 17 μm a 38 μm , respectivamente. As fases interdendríticas detectadas foram Mg_2Si com morfologia tipo Escrita Chinesa e Si com morfologia lamelar, sendo maior fração de Mg_2Si para a liga contendo 1,0%Mg. Devido à maior fração de Mg_2Si refinado, além de maior refino e complexidade da rede dendrítica (menor λ_2), a liga Al-10%Si-1,0%Mg alcançou maior resistência mecânica e ductilidade se comparada com a liga Al-10%Si-0,45%Mg. Amostras da liga Al-10%Si-1,0%Mg com λ_2 de 16 μm evidenciaram o melhor balanço de propriedades de tração com limite de resistência à tração de 220 MPa, limite de escoamento de 142 MPa e alongamento específico de 5%.

Palavras-chave: Ligas Al-Si-Mg; Solidificação; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al-10%Si-0.45%Mg AND Al-10%Si-1.0%Mg ALLOYS

Al-Si alloys with high silicon (Si) content are widely used in aerospace, automotive, microelectronics, among others. In this context, the Al-10 wt.% Si alloys with the addition of Magnesium (Mg) are alternatives that arouse interest for processing in permanent molds, by lost wax, by high pressure die-casting and by additive manufacturing. Due to growing interest, there are necessary more in-depth studies of the interrelationships between solidification thermal parameters, microstructural parameters and mechanical properties of the Al-10 wt. % Si-Mg alloys, both due to the scarcity of these data in the literature and due to the importance of this knowledge in the pre-programming related to foundry processes. In this sense, a study for the conditions of slow and moderate solidification was carried out through this Master's proposal. Through transient directional solidification experiments a wide range of dendritic scale variation was obtained for both Al-10 wt.% Si-0.45 wt.% Mg and Al-10 wt.% Si-1.0 wt.% Mg alloys, with primary and secondary dendritic spacings, λ_1 and λ_2 ranging from 76 μm to 360 μm and from 17 μm to 38 μm , respectively. The interdendritic phases detected were Mg_2Si with Chinese Script morphology and Si with lamellar morphology, with a higher fraction of Mg_2Si for the alloy containing 1.0 wt.% Mg. Thanks to the higher fraction of refined Mg_2Si particles, in addition to greater refining and complexity of the dendritic network (smaller λ_2), the Al-10 wt.% Si-1.0 wt.% Mg alloy achieved greater mechanical strength and ductility compared to the Al-10 wt.% Si-0.45 wt.% Mg alloys. The samples of the Al-10 wt.% Si-1.0 wt.% Mg alloy with λ_2 of 16 μm show the best balance of tensile properties with ultimate tensile strength limit of 220 MPa, yield tensile strength of 142 MPa and elongation-to-fracture of 5%.

Keywords: Al-Si-Mg alloys; Solidification; Microstructure; Tensile Properties.

PUBLICAÇÕES ORIGINADAS DESTA DISSERTAÇÃO

Maressa Gandolfi, Marcella Gautê Cavalcante Xavier, Leonardo Fernandes Gomes, Rodrigo André Valenzuela Reyes, Amauri Garcia, José Eduardo Spinelli. Relationship between microstructure evolution and tensile properties of AlSi10Mg alloys with varying Mg content and solidification cooling rates. METALS 2021, Volume 11, Issue 7, 1019.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES ORIGINADAS DESTA DISSERTAÇÃO	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xix
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos	5
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Conceitos de Solidificação	7
2.2 Microestrutura de Solidificação	9
2.3 Solidificação em Condições de Equilíbrio e Fora de Equilíbrio	11
2.4 Crescimento Eutético	14
2.5 Ligas Al-Si e Al-Si-Mg.....	17
2.5.1 Características e microestruturas.....	17
2.5.2 Ligas Al-Si-Mg x processos de fundição.....	23
2.5.3 Efeitos do Mg em ligas Al-Si.....	33
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
3.1 Equipamentos e Materiais para Obtenção dos Lingotes	44
3.2 Preparação das Ligas.....	46
3.3 Determinação dos Parâmetros Térmicos de Solidificação	47
3.4 Caracterização da Macroestrutura e da Microestrutura	48
3.5 Caracterização das Estruturas de Solidificação por MEV/EDS	51
3.6 Ensaio de Tração	51
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	53
4.1 Parâmetros Térmicos de Solidificação	53
4.2 Caracterização da Macroestrutura e da Microestrutura	60

4.3 Relações de Crescimento Dendrítico	65
4.4 Correlações entre Parâmetros Microestruturais e Propriedades Mecânicas de Tração	66
5 CONCLUSÕES	71
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	73
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	75

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1. Composição Química (% em peso) obtida para a liga Al-10%Si-Mg [5].	21
Tabela 2.2. Resultados de propriedades mecânicas de tração de amostras da liga Al-10%Si-Mg na condição fundida e processadas por FSL [Adaptado de 1].	31
Tabela 2.3. Composições Químicas (% em peso) das ligas Al-Si-Mg [6].....	34

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1 - Diagrama de fases ternário de equilíbrio Al-Si-Mg [5].	2
Figura 2.1. Modos de transferência de calor representados por resistências térmicas para cada trecho do sistema metal/molde durante a solidificação [12].	8
Figura 2.2. Representação esquemática da microestrutura bruta de fusão de uma liga metálica solidificada [12,15].	10
Figura 2.3. Perfis de concentração de solutos nos transientes final e inicial durante a solidificação de uma liga metálica [Adaptado de 13].	13
Figura 2.4. Representações esquemáticas de morfologias eutéticas: (a) regular lamelar, (b) regular fibrosa, (c) regular globular e (d) irregular [18].	15
Figura 2.5. Microestruturas representativas das ligas hipereutéticas Al-Si obtidas por solidificação direcional, considerando três diferentes taxas de resfriamento e dois superaquecimentos (ΔT) para cada composição: (a) Al-15%Si com $\Delta T_V=6\%$; (b) Al-15%Si com $\Delta T_V=23\%$; (c) Al-18%Si com $\Delta T_V=6\%$ e (d) Al-18%Si com $\Delta T_V=23\%$ [18]. \dot{T}_E é a taxa de resfriamento associada à frente eutética.	16
Figura 2.6. Microestruturas da liga Al-11%Si solidificada direcionalmente [12].	19
Figura 2.7. Imagem de microscopia óptica da liga Al-8%Si-0,36%Mg demonstrando as fases presentes na microestrutura [Adaptado de 5].	20
Figura 2.8. Microestrutura da liga Al-10%Si [5] evidenciando a morfologia da fase intermetálica frágil e rica em Fe.	21
Figura 2.9. Micrografias ópticas da liga Al-10%Si-0,3%Mg, vertida à 750°C em um molde de cobre pré-aquecido à 250°C (molde permanente). As dimensões das amostras fundidas foram de 100 mm x 80 mm, com uma espessura de 4 mm [Adaptado de 5].	22
Figura 2.10. (a) Imagem de MEV da liga Al-10%Si-0,3%Mg e (b) espectro EDS referente à fase contendo ferro. [Adaptado de 5].	22
Figura 2.11. Microestruturas da liga Al-10%Si-Mg fundida sob alta pressão à vácuo: (a) imagens ópticas próximas à superfície e (b) na região central; imagens de MEV (c) próximas à superfície e (d) na região central [23].	24

Figura 2.12. Microestruturas da liga Al-10%Si-Mg fundida em molde permanente: (a) imagens ópticas próximas à superfície e (b) na região central; imagens de MEV (c) próximas à superfície e (d) na região central [23].	25
Figura 2.13. Propriedades mecânicas de tração das amostras Al-10%Si-Mg fundidas em molde permanente (MP) e à vácuo sob alta pressão [Adaptado de 23].	26
Figura 2.14. Imagens de MEV das amostras AlSi10Mg obtida via: FMC na superfície (a) e no centro (b), MS em baixa (c) e em alta ampliação (d), FSL em baixa (e) e em alta ampliação (f) (condição fundida) e FSL em baixa (g) e em alta ampliação (h) após tratamento de alívio de tensões. As setas brancas indicam a direção de processamento por FSL [19] [Adaptado de 21].	28
Figura 2.15. Espectros de difração de raios-X das amostras do grupo A e do grupo B da liga Al-10%Si-Mg produzida pelo processo de FSL [Adaptado de 4].	29
Figura 2.16. Valores de dureza Vickers da superfície superior ao interior da poça de fusão produzida por FSL da liga Al-10%Si-Mg. [Adaptado de 4].	30
Figura 2.17. Micrografias ópticas da liga Al-7%Si-0,6%Mg: a) amostra FSL na direção do eixo Y (ataque, HF 1%), b) amostra FSL na direção do eixo Z (ataque, HF 1%) e c) Amostra fundida por cera perdida (polida) [Adaptado de 20].	32
Figura 2.18. Microestrutura óptica de ligas Al-10%Si com seis adições de diferentes teores de Mg: (a1-a3) 0%; (b1-b3) 0,4%; (c1-c3) 0,8%; (d1-d3) 1,2%; (e1-e3) 2,0% e (f1-f3) 3,0% [6].	35
Figura 2.19. Micrografias de MEV (modo BSE) mostrando estruturas de Si eutético da liga fundida Al-10%Si para seis adições de diferentes teores de Mg: (a) 0%; (b) 0,4%; (c) 0,8%; (d) 1,2%; (e) 2,0%; (f) 3,0%. (g), (h) e (i) mostram micrografias ampliadas de (d), (e) e (f) [6].	37
Figura 2.20. (a) Curvas tensão-deformação de engenharia das ligas Al-10%Si-xMg com vários níveis de adição de Mg. (b) Propriedades mecânicas homologadas de ligas Al-Si-Mg tratadas termicamente em comparação com as propriedades das ligas estudadas por Li et al. [modificado de 6].	38

Figura 2.21. Micrografias MEV (BSE) e análises EDS que mostram a distribuição da fase intermetálica Mg_2Si em ligas Al-10%Si com vários níveis de adição de Mg: (a) 0,4%; (b) 0,8% e (c) 2,0% [6].	39
Figura 2.22. Efeitos do (a) Mg e (b) Si nas propriedades mecânicas de tração de ligas injetadas sob pressão Al-xMg-2,4%Si e Al-7,5%Mg-ySi [Adaptado de 24].	41
Figura 3.1. Esquema ilustrativo do sistema de solidificação unidirecional para regime de fluxo transiente acoplado com os dispositivos necessários [14].	46
Figura 3.2. Representação esquemática da rota de preparo de amostras a partir dos lingotes das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg [18].	49
Figura 3.3. Medição de λ_1 pelo método do triângulo [12].	50
Figura 3.4. Medição de λ_2 pelo método do intercepto, sendo 'L' o comprimento da linha [12].	50
Figura 4.1. Perfis de temperatura x tempo registrados em diferentes pontos ao longo do comprimento do lingote durante a solidificação direcional das ligas Al-10%Si-Mg.	54
Figura 4.2. Curvas de resfriamento durante solidificação lenta das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.	54
Figura 4.3. Diagramas de Scheil mostrando as sequências de solidificação relacionadas às ligas de Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.	55
Figura 4.4. Evolução experimental da Posição da Isoterma Liquidus (mm) x Tempo (s) durante a solidificação direcional das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.	57
Figura 4.5. Representações em mapas de cores da evolução das velocidades de solidificação e taxas de resfriamento ao longo do comprimento dos lingotes solidificados Al-Si-Mg.	58
Figura 4.6. Evoluções experimentais associadas ao deslocamento da frente eutética para as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg: (a) $P \times t$; (b) $V_E \times P$ e (c) $\dot{T}_E \times P$.	59
Figura 4.7. Morfologia dos grãos do tipo colunar revelada ao longo da seção longitudinal dos lingotes Al-Si-Mg.	60

Figura 4.8. Microestruturas ópticas mostrando arranjos dendríticos e suas dependências com as taxas de resfriamento e velocidades de solidificação para a liga Al-10%Si-0,45%Mg.....	62
Figura 4.9. Microestruturas ópticas mostrando arranjos dendríticos e suas dependências com as taxas de resfriamento e velocidades de solidificação para a liga Al-10%Si-1,0%Mg.....	63
Figura 4.10. Imagens de MEV mostrando as fases formadas, detalhes com maior ampliação e mapeamento de cores dos elementos Al, Si e Mg: (a) Al-10%Si-1,0%Mg e (b) Al-10%Si-0,45%Mg.	64
Figura 4.11. Variações experimentais de λ_1 e λ_2 contra a posição ao longo do comprimento dos lingotes das ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg.	65
Figura 4.12. Relações experimentais de espaçamentos microestruturais com parâmetros térmicos de solidificação, como taxa de resfriamento e velocidade de solidificação para ligas Al-Si-Mg.....	66
Figura 4.13. Curvas tensão-deformação obtidas para as ligas Al-Si-Mg.....	67
Figura 4.14. Propriedades de tração das ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg plotadas em função de λ_1	69

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AL – Alongamento

ASTM – American Society for Testing and Materials

Co – Composição Nominal de Solute

EDS – Espectroscopia de Raios-X por Energia Dispersiva

G ou G_L – Gradiente térmico no Líquido

K_s – Condutividade térmica do material do substrato

k – Coeficiente de Redistribuição de Solute

LE – Limite de Escoamento

LRT – Limite de Resistência à tração

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica

SAE – Society of Automotive Engineers

SE – Detector de Elétrons Secundários

\dot{T} – Taxa de Resfriamento

t – tempo

T – Temperatura

TL – Temperatura liquidus

T_E – Temperatura Eutética

T_v – Temperatura de Vazamento

T_f – Temperatura de Fusão

V ou V_L – Velocidade de solidificação

V_{Cr} – Velocidade Crítica

V_E – Velocidade crescimento ou velocidade de avanço da frente eutética

δ – Alongamento Específico

λ_1 – Espaçamento Dendrítico Primário

λ_2 – Espaçamento Dendrítico Secundário

λ_E – Espaçamento Eutético

σ_u – Limite de Resistência à tração

σ_y – Limite de Escoamento

1 INTRODUÇÃO

As ligas base de alumínio (Al) são utilizadas em diversos processos de manufatura devido as suas atrativas propriedades mecânicas, além de baixa densidade, alta condutividade térmica e elétrica e excelente resistência à oxidação e corrosão [1]. Devido às excelentes propriedades mecânicas atreladas à excelente fundibilidade, ligas da série 3XX são de grande interesse comercial e perfazem aproximadamente 90% de todos os produtos fundidos de alumínio [2]. Essas ligas possuem o silício como principal elemento de liga, além de outros elementos de liga como cobre e magnésio (Mg) [3].

A otimização e controle da microestrutura de ligas base Al-Si é uma estratégia amplamente conhecida para alcançar propriedades mecânicas satisfatórias em aplicações industriais [4]. Neste contexto, alguns elementos podem ser adicionados nas ligas Al-Si, como, por exemplo, Mg, Cu e Mn a fim de melhorar as propriedades mecânicas. A adição do Mg forma intermetálicos Mg_2Si que melhoram o limite de escoamento e resistência à tração final da liga, porém quando adicionado excessivamente, pode propiciar uma redução da ductilidade e da tenacidade à fratura [5]. Outra possibilidade de melhoria das propriedades por meio da adição de Mg refere-se ao endurecimento por solução sólida. O diagrama de fases Al-Si-Mg, conforme mostrado na Figura 1.1, traz informações importantes para compreender a formação das fases em ligas comerciais.

As Ligas Al-Si-Mg da série 3XX são normalmente fundidas e tratadas termicamente (solubilização seguida de precipitação), com resultados excelentes em relação às propriedades mecânicas alcançadas. No entanto, em muitas práticas industriais, o maior desafio tem sido que o pré-requisito para o tratamento de solubilização (a temperaturas relativamente altas e imediatamente abaixo da temperatura de formação eutética) normalmente dá origem a severas distorções térmicas dos produtos fundidos de parede fina, o que é quase impossível de corrigir de forma satisfatória por meio dos processamentos subsequentes da rota de fabricação. Este gargalo restringe severamente a ampla aplicação de tratamentos térmicos nessas ligas. Para resolver essa limitação de aplicação, a estratégia mais eficaz é desenvolver novas ligas fundidas Al-Si que possam atender às condições de serviço no que tange às propriedades mecânicas [6]. É

razoável supor que esta estratégia pode abrir oportunidades tremendas para economia de energia e a fabricação de componentes tridimensionais altamente complexos. Uma abordagem interessante envolve explorar novas composições e adições que podem ser projetadas especificamente para ligas fundidas da série Al-10%Si [7]. Uma dessas alternativas envolve adições de Mg acima de 0,6% em peso.

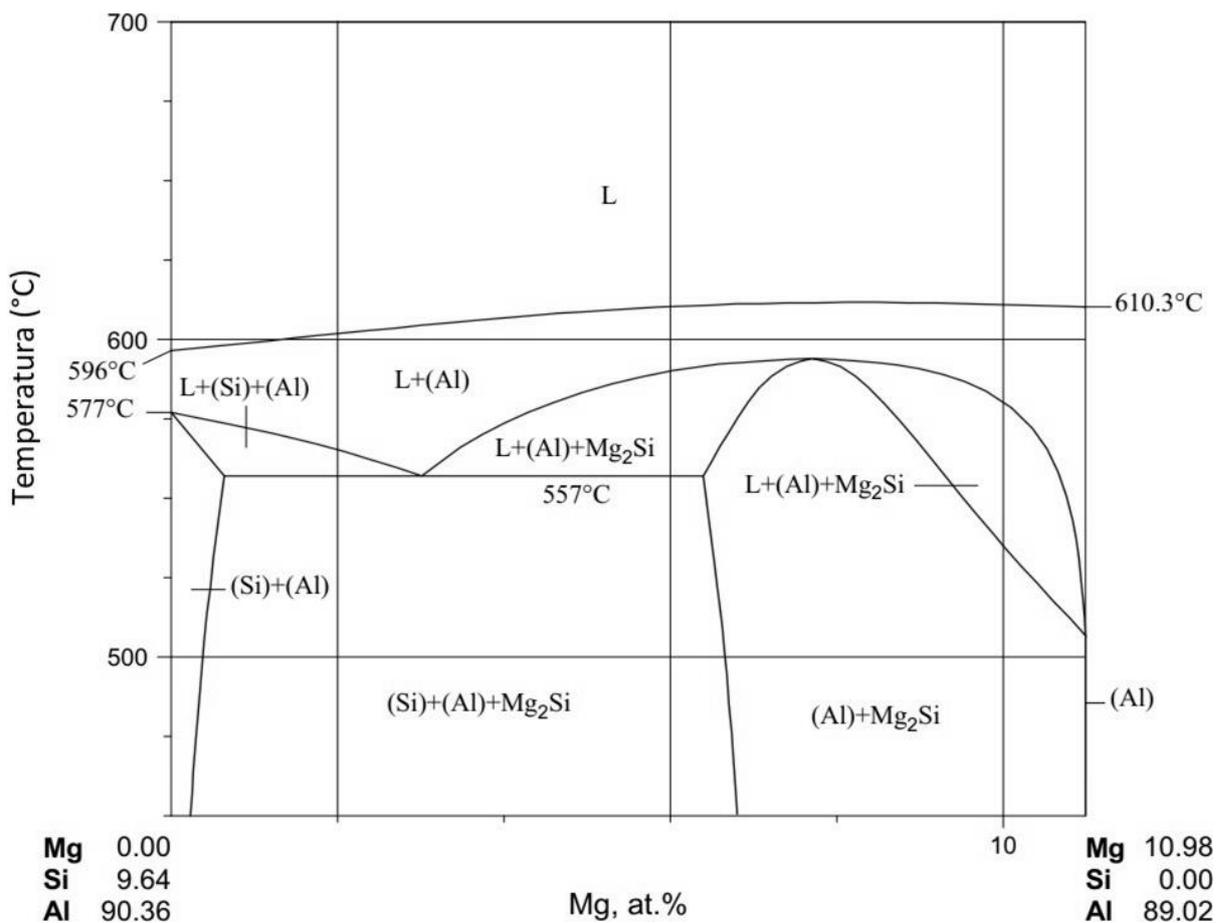


Figura 1.1 - Diagrama de fases ternário de equilíbrio Al-Si-Mg [5].

Ligas fundidas alto Si com adição de Mg tem despertado interesse em função da grande variedade de rotas de fabricação em que estas podem ser usadas como matérias-primas. As ligas Al-10%Si-Mg, por exemplo, são amplamente utilizadas nas indústrias aeroespacial, automotiva, microeletrônica, entre outras. Isso devido à relativa baixa densidade, excelentes propriedades

mecânicas, resistência à corrosão adequada e relativo baixo custo de aplicação [8,9].

Um exemplo de ligas Al-Si-Mg de interesse são as ligas Aural desenvolvidas e patenteadas pela ALCAN, as quais contêm em torno de 10%Si, 0,3-0,6%Mg e 0,4%Mn, sendo este último elemento adicionado para reduzir a tendência de soldagem da liga no molde metálico. Essas ligas contendo baixos níveis de ferro (<0,2% em peso) e são tipicamente empregadas em fundição por moldes permanentes. Foram projetadas especificamente para componentes de matriz estrutural de alta integridade. Essas ligas oferecem uma ampla variedade de níveis de propriedades para atender durabilidade, altas propriedades mecânicas e requisitos de desempenho em condições de colisões [10]. Além da excelente resistência à corrosão, as ligas Aural podem ser usadas para moldar estruturas finas e grandes componentes devido à sua alta fluidez.

Dois aspectos da estrutura de ligas metálicas devem ser considerados no projeto de componentes fundidos, quais sejam: macroestrutura e microestrutura. A macroestrutura pode apresentar-se na forma de grãos equiaxiais ou colunares, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação, por exemplo, aquelas que influenciam a taxa de resfriamento [11]. Já a microestrutura está relacionada com a interface sólido e líquido (S/L) que devido à concentração de soluto e condições de solidificação, pode passar da forma plana típica dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas, tipicamente formada em ligas monofásicas. Devido ao fenômeno de segregação de soluto ou de solvente, o teor de soluto a frente da interface de solidificação é aumentado ou esgotado o que gera uma distribuição não uniforme no líquido e favorece a instabilidade da interface plana. O acúmulo do teor de soluto à frente da interface S/L e condições térmicas favoráveis propiciam a instabilidade da interface planar, conhecido como super-resfriamento constitucional. A velocidade de solidificação (V_L), o gradiente de temperaturas (G_L) no líquido e o teor de soluto da liga são extremamente importantes para as transições microestruturais que ocorrem a partir da interface de solidificação [2]. Os parâmetros térmicos de solidificação, G_L , V_L e taxa de resfriamento ($\dot{T}_L = G_L \times V_L$) controlam tanto a macroestrutura dendrítica quanto a morfologia e escala microestrutural de produtos metálicos. Avaliações mais

aprofundadas dos efeitos das condições de solidificação nos arranjos dendríticos de ligas da série Al-10%Si contendo Mg ainda precisam ser realizadas.

Com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento, os espaçamentos celulares e dendríticos tendem a diminuir, portanto os sistemas que favoreçam essas condições de solidificação podem resultar em produtos com melhores propriedades mecânicas. O teor de soluto é outro fator que interfere diretamente nesse parâmetro microestrutural, pois com o aumento do teor de soluto há uma tendência de diminuição do espaçamento dendrítico e celular [2].

Os espaçamentos dendríticos primários e secundários estão diretamente relacionados às propriedades mecânicas das ligas metálicas. Os limites de escoamento e de resistências à tração aumentam quando esses parâmetros microestruturais diminuem. Em um estudo realizado por Kakitani [12], verificou-se que a solidificação direcional da liga hipoeutética Al-11%Si resultou em variações do espaçamento dendrítico primário expressas em duas equações experimentais para λ_1 : $\lambda_1 = 405\dot{T}_L^{-0,55}$ e $\lambda_1 = 112V_L^{-1,1}$ e mais duas relacionadas a λ_2 : $\lambda_2 = 19,2\dot{T}_L^{-1,3}$ e $\lambda_2 = 9V_L^{-2/3}$. Além disso, os valores médios de alongamento específico (δ) variaram entre 7 e 13%, os valores de limite de resistência à tração (σ_u) entre 130 e 160 MPa e os valores de limite de escoamento ($\sigma_{y=0,2}$) mantiveram-se inalterados em torno de 72,8 MPa.

O processo de fundição, como mostrado anteriormente, é determinante nas propriedades mecânicas das ligas produzidas devido à influência dos parâmetros de processo nas características microestruturais. As ligas Al-Si-Mg são amplamente utilizadas na produção de componentes pelo processo de moldes permanentes (MP), cujo metal fundido é vertido em uma cavidade de molde metálico, solidificando sob um resfriamento relativamente lento ou intermediário, cujas taxas de resfriamento predominantes são inferiores a 10°C/s. A microestrutura dos componentes produzidos por molde permanente pode apresentar uma configuração de grãos cristalinos e rede dendrítica favoráveis a fornecer propriedades mecânicas relativamente elevadas [5]. Este mesmo nível de resfriamento pode ser conseguido em experimentos instrumentados em laboratório, como, por exemplo, a solidificação direcional em condições transientes de extração de calor.

Embora as ligas alto silício Al-10%Si-Mg despertem interesse nos mais diversos tipos de processamento, como moldes permanentes, cera perdida e fundição sob pressão, até o momento não foi realizado um estudo sistemático, a fim de compreender os efeitos dos parâmetros térmicos de solidificação, tais como velocidade de resfriamento (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G_L) na evolução da microestrutura resultante da solidificação, além da influência da variação de Mg nestes mesmos quesitos. Sabe-se que os parâmetros térmicos de solidificação controlam o arranjo microestrutural final de ligas metálicas. Por este motivo, torna-se de essencial o estudo aprofundado de ligas Al-10%Si-Mg e o entendimento das suas características microestruturais. Amostras produzidas a partir de variadas taxas de resfriamento podem caracterizar várias rotas de processamento de interesse, as quais experimentam várias faixas de taxas de resfriamento em condições de processo. As variações microestruturais se correlacionam diretamente com as propriedades mecânicas da liga de interesse.

1.1 OBJETIVOS

O presente trabalho visa caracterizar as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg, solidificadas direcionalmente contra um substrato de aço 1020. O intuito é realizar um estudo minucioso correlacionando microestrutura de solidificação e parâmetros térmicos de solidificação e microestrutura com propriedades mecânicas de tração. Os efeitos do Mg foram estudados tanto na microestrutura de solidificação quanto nas propriedades mecânicas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conceitos de Solidificação

A grande maioria dos processos de manufatura de materiais metálicos envolve a solidificação em pelo menos uma etapa do processamento. A solidificação começa quando o líquido é resfriado abaixo da temperatura *liquidus* (T_L) de uma liga metálica e termina quando atinge a temperatura *solidus* (T_S). O calor latente não é liberado a uma única temperatura, mas ao longo desse intervalo de solidificação que se inicia em T_L e termina em T_S , [13]. A taxa com que ele é extraído e transferido ao sistema liga/molde tem relação direta com os parâmetros térmicos de solidificação [velocidade da fronteira sólido/líquido (V_L), gradiente térmico (G_L) e taxa de resfriamento (\dot{T}_L)] [12]. Partículas de sólido se formam no líquido e as condições que favorecem essa nucleação dependem dos aspectos termodinâmicos e das condições cinéticas de transformação. Após a consolidação do núcleo sólido, segue-se uma fase de crescimento que depende da maior ou menor facilidade que os átomos encontrem para se ligar à interface de crescimento [13].

O material não diminui sua energia de forma espontânea, sendo necessário um fluxo de energia térmica, na forma de calor, do líquido para o meio ambiente, e dessa forma permitir a nucleação e o crescimento dos embriões sólidos. Resfriando o material, há uma diminuição de entalpia do líquido e outra equivalente ao calor latente de fusão, devido à transformação do líquido em sólido, implicando na redução de energia do sistema. A extração de calor se dá pelas paredes do molde e a eficiência dessa transferência de energia depende das propriedades térmicas do metal, geometria do molde, contato térmico na interface entre metal e molde e das características do meio do qual vai absorver calor [12].

Considerando uma extração de calor unidirecional, o calor é transferido a partir do metal líquido, percorrendo o metal solidificado e o molde, e sendo liberado para o ambiente. Para cada trecho, o modo de transferência de calor (condução, convecção e radiação) será diferente e haverá resistência térmica associada. A Figura 2.1 ilustra os modos de transferência de calor e representa as resistências para cada trecho. Pode-se destacar a transferência newtoniana na

interface metal/molde, já que, por conta da rugosidade do molde, molhabilidade parcial do líquido no molde e contração do metal quando solidificado, o contato entre o metal sólido e a parede do molde não é perfeito. Onde não há contato físico, há gases aprisionados. Portanto, na interface metal/molde, a transferência de calor acontece por condução, convecção e radiação, e a combinação desses três modelos de transferência é denominada transferência newtoniana [12].

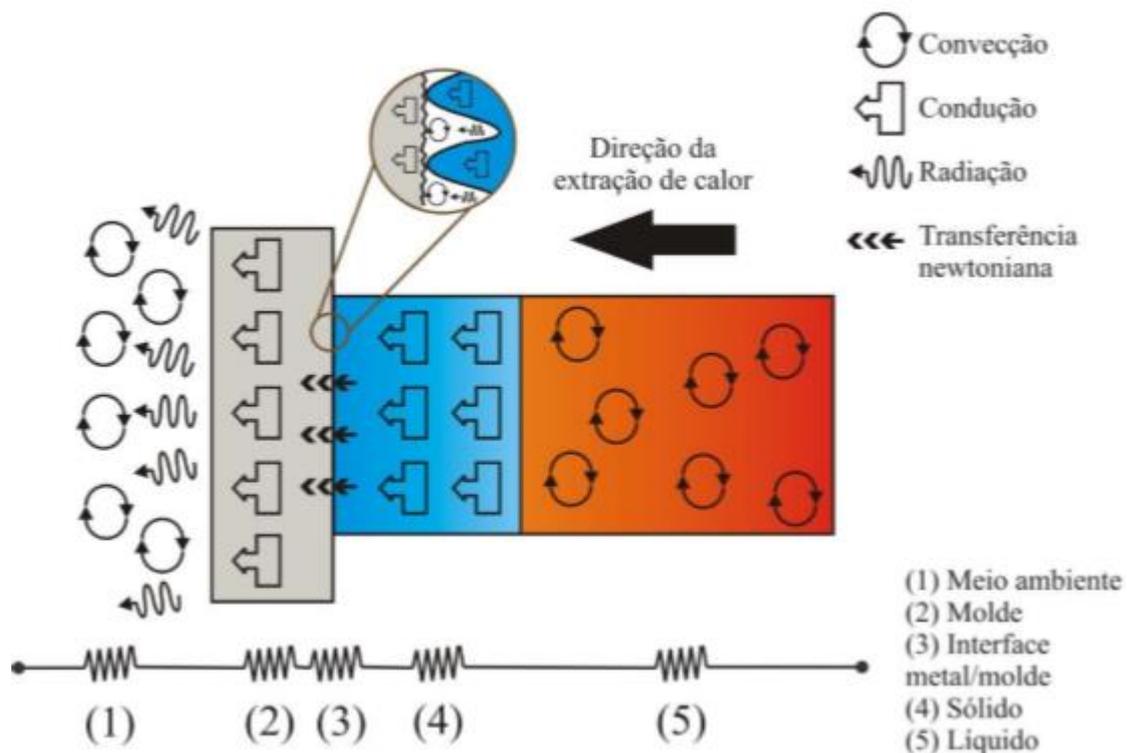


Figura 2.1. Modos de transferência de calor representados por resistências térmicas para cada trecho do sistema metal/molde durante a solidificação [12].

A maneira como o calor é extraído interfere diretamente na formação dos grãos do material. Quando o metal líquido é vazado, o contato com as paredes do molde pode levar à nucleação intensa de pequenos grãos cristalinos, sem uma orientação definida, formando a zona coquilhada. Quando a extração de calor pelo molde é rápida, promovendo um alto super-resfriamento, a zona coquilhada pode ser extensa, quando a extração de calor for lenta, essa região é mínima ou inexistente [12].

Por conta da liberação de calor latente de solidificação, o super-resfriamento no líquido tende a zero, impedindo a nucleação de novos grãos. Dessa forma, os grãos existentes irão crescer, e aqueles com direções de crescimento paralelas à direção de extração de calor apresentarão um crescimento preferencial, bloqueando outros grãos. Os grãos alongados compõem a zona colunar e próximos à superfície de extração de calor são mais refinados. Apesar do crescimento preferencial, os grãos colunares podem ser bloqueados, originando uma zona com grãos equiaxiais, onde os grãos conseguem crescer de forma aleatória devido às condições termodinâmicas favoráveis [12,13].

As propriedades mecânicas das ligas metálicas estão vinculadas às características morfológicas dos grãos e da microestrutura de solidificação. Por exemplo, um material com grãos equiaxiais apresentará comportamento praticamente isotrópico, devido à aleatoriedade dos grãos, enquanto materiais com grãos colunares apresentarão melhores propriedades mecânicas na direção de orientação dos grãos, característica de um comportamento anisotrópico [12].

2.2 Microestrutura de Solidificação

O metal líquido é geralmente vazado a uma temperatura acima da temperatura de transformação líquido/sólido para que o líquido possa acomodar-se à geometria do molde antes do início da solidificação [14]. Ao longo do processo, o soluto no líquido se acumula junto à interface formando um perfil de soluto que tem seu máximo teor localizado exatamente na interface e que diminui progressivamente até a concentração uniforme do líquido. A forma da interface irá depender da magnitude da velocidade (V_L) e dos gradientes de temperatura (G_L) no líquido e no sólido junto a essa interface. Abaixo de uma velocidade crítica (V_{Cr}), estabelece-se uma interface plana que começa a se instabilizar a partir de valores maiores que V_{Cr} para cada sistema de ligas [13].

Se o gradiente de temperaturas no líquido é reduzido e a velocidade aumentada, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e a célula regular começa a mudar suas características. A direção cristalográfica

preferencial passa a exercer um efeito mandatório e o crescimento passa a ser desviado para essa direção. Simultaneamente a seção transversal da célula, começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração tipo cruz de malta [13].

À medida que se aumenta a velocidade de crescimento, ocorre o surgimento de perturbações laterais que são denominadas de ramificações ou braços secundários e definem a estrutura como dendrítica. As ramificações crescem na direção dos eixos principais e de acordo com a direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina [13]. A Figura 2.2 esquematiza a formação de uma microestrutura bruta de fusão com morfologia dendrítica [14].

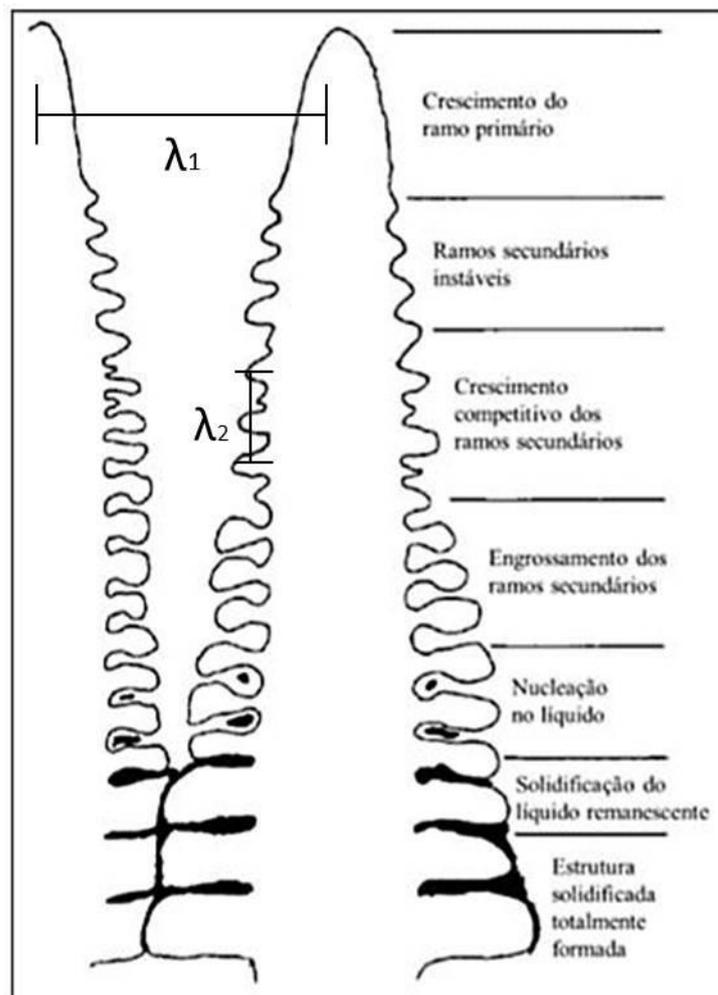


Figura 2.2. Representação esquemática da microestrutura bruta de fusão de uma liga metálica solidificada [12,15].

A taxa de resfriamento e a velocidade de solidificação influenciam na distância entre duas ramificações adjacentes, que, por sua vez, interfere nas propriedades mecânicas do material. A distância entre dois ramos primários é nomeada espaçamento dendrítico primário (λ_1), e de forma análoga para ramos secundários e terciários, espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e espaçamento dendrítico terciário (λ_3). Para obter espaçamentos reduzidos, e conseqüentemente, uma melhor resistência mecânica, é necessário impor altas taxas de resfriamento durante a solidificação [12,16].

Por fim, o líquido remanescente entre os ramos dendríticos estará enriquecido de soluto, com a concentração igual à composição do ponto eutético, solidificando-se na temperatura eutética e originando a estrutura eutética, compondo uma dada fração da microestrutura [5,14].

2.3 Solidificação em Condições de Equilíbrio e Fora de Equilíbrio

O equilíbrio em processos de solidificação está associado ao avanço da interface sólido/líquido de forma suficientemente lento permitindo que o soluto rejeitado seja uniformemente misturado ao volume de líquido por difusão e por movimentação do fluido. Além disso, o movimento de soluto na fase sólida formada deve ser suficiente para manter sua composição uniforme e em equilíbrio com a composição do líquido. Nas situações práticas da indústria este equilíbrio é possível somente se a cinética de avanço da interface sólido/líquido for de menor intensidade quando comparada à cinética de difusão de soluto no sólido além de distância de difusão pequena [13]. A solidificação nestes casos evolui exatamente como o previsto pelo diagrama de equilíbrio de fases.

Quando a redistribuição de soluto na interface sólido/líquido é mais lenta que a velocidade de deslocamento da interface, v , uma camada enriquecida de soluto é criada localmente, já que a difusão no sólido e no líquido não são rápidas o suficiente para manter a concentração uniforme, caracterizando uma solidificação fora do equilíbrio termodinâmico. A concentração do soluto é máxima na interface e decai progressivamente até atingir a concentração uniforme do líquido. [12,13].

A solidificação fora do equilíbrio pode ocorrer de três diferentes formas: (i) mistura de soluto no líquido apenas por difusão, (ii) mistura completa de soluto no líquido sem difusão no sólido e (iii) mistura completa de soluto no líquido com difusão do sólido.

Na mistura de soluto no líquido apenas por difusão (i) haverá a formação de uma camada enriquecida de soluto na interface, pois a velocidade de deslocamento da interface sólido/líquido (v) não é suficientemente baixa para permitir a solidificação em equilíbrio. Durante a solidificação o primeiro sólido a se formar terá composição kC_0 , e até que o sólido atinja a composição C_0 , o processo passa por um transiente inicial, onde k é o coeficiente de redistribuição e C_0 é a composição nominal. Quando admitida uma espessura da camada limite à frente da interface sólido/líquido menor que o comprimento da amostra solidificada, o processo atinge um estado estacionário que perdura até que o comprimento da região líquida final atinja um valor próximo à espessura da camada limite. A partir deste ponto, a extremidade final da barra passa a constituir uma barreira ao fluxo do soluto. Dessa forma, a concentração do líquido na interface assume valores maiores do que C_0/k , com o correspondente sólido formado atingindo concentrações maiores do que C_0 , caracterizando esta região por um transiente final. A Figura 2.3 apresenta uma representação esquemática contendo “fotografias” do sólido formado nas três regiões distintas [13,17].

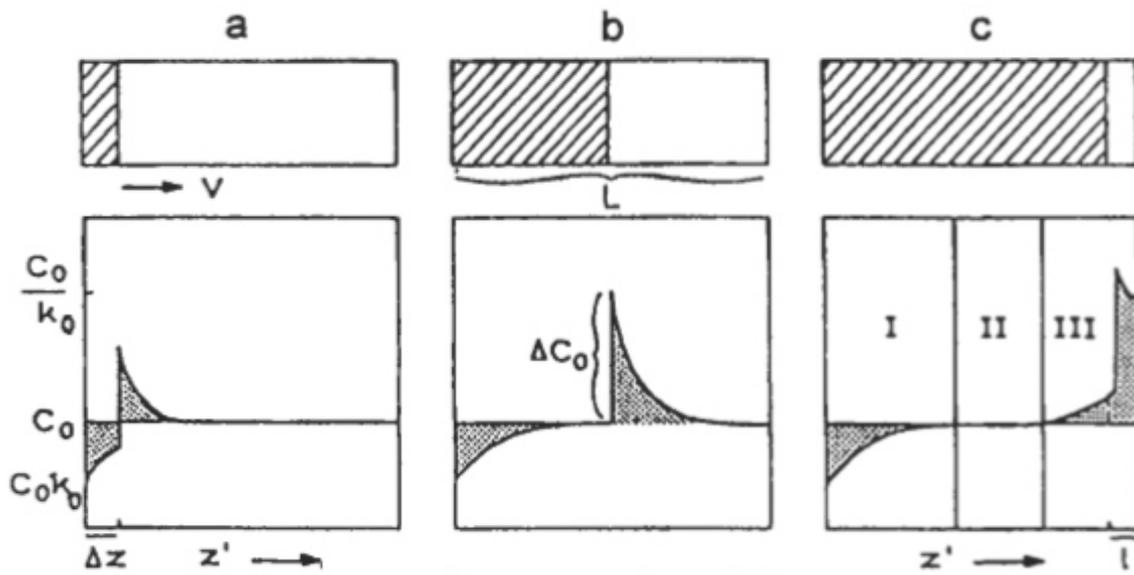


Figura 2.3. Perfis de concentração de solutos nos transientes final e inicial durante a solidificação de uma liga metálica [Adaptado de 13].

Outro caso de análise da variação de soluto ao longo da solidificação é a mistura completa de soluto no líquido sem difusão no sólido (ii). Neste caso, assume-se que o soluto se encontra homogeneamente distribuído no líquido durante todo o processo, e que o movimento de soluto por difusão no sólido formado seja mínimo a ponto de poder ser ignorado. Uma segunda hipótese cumpre-se na medida em que a mobilidade de soluto na rede do solvente seja dificultada. Neste caso, evidencia-se a movimentação de um soluto de raio atômico próximo ao do solvente em uma rede densamente compactada, como as estruturas cúbicas de faces centradas, o que conduz a um fluxo mínimo de soluto durante o tempo de solidificação do sistema considerado [13]. Para quantificar o perfil de concentração de soluto no sólido, C_s , a equação de Scheil é representativa, $C_s = KC_0(1-f_s)^{(k-1)}$, onde f_s é a fração de sólido.

Por fim, a mistura completa de soluto no líquido com difusão no sólido (iii), leva em consideração a concentração de soluto no sólido que ocorre à medida que a solidificação progride na quantificação final. A difusão no sólido é conhecida como difusão de retorno em função de ocorrer em sentido contrário ao da solidificação [13].

2.4 Crescimento Eutético

Ligas eutéticas são aquelas que possuem mais de uma fase, ou seja, são polifásicas. A transformação eutética é uma reação invariante, na qual o líquido irá se transformar em duas ou mais fases sólidas. Ligas de composição eutética apresentam crescimento plano da interface sólido/líquido, permitindo uma grande variedade de morfologias durante a solidificação. [12,18]

A liga eutética possui um ponto de fusão menor do que os apresentados pelos dois elementos que compõem a liga. Os dois principais aspectos que caracterizam um diagrama eutético são a completa solubilidade no estado líquido e solubilidade parcial no estado sólido [13].

O potencial de diversificação de microestruturas dos eutéticos é enorme, uma vez que diversas morfologias podem ser reunidas por meio da seleção de determinadas características, sendo classificadas em três categorias: estruturas regulares, estruturas complexas e estruturas irregulares. [13,18]

As estruturas regulares resultam basicamente em dois tipos de microestruturas: lamelares ou fibrosas. A estrutura lamelar é constituída de placas paralelas e alternadas das duas fases sólidas que compõem o eutético, conforme mostra esquematicamente a Figura 2.4a). A microestrutura fibrosa é constituída de barras finas de uma das fases, envolvida pela fase matriz, conforme esquema da Figura 2.4 b). Uma terceira forma de eutéticos regulares são os eutéticos globulares, conforme formato apresentado no esquema da Figura 2.4 c). Nos eutéticos regulares complexos observam-se duas regiões de aspecto distinto, uma delas com um padrão regular repetitivo e outra com orientação ao acaso. Já nos eutéticos irregulares a estrutura consiste essencialmente de orientações ao acaso das duas fases que constituem o eutético, conforme mostra o esquema da Figura 2.4 d) para uma microestrutura acicular. [13,18]

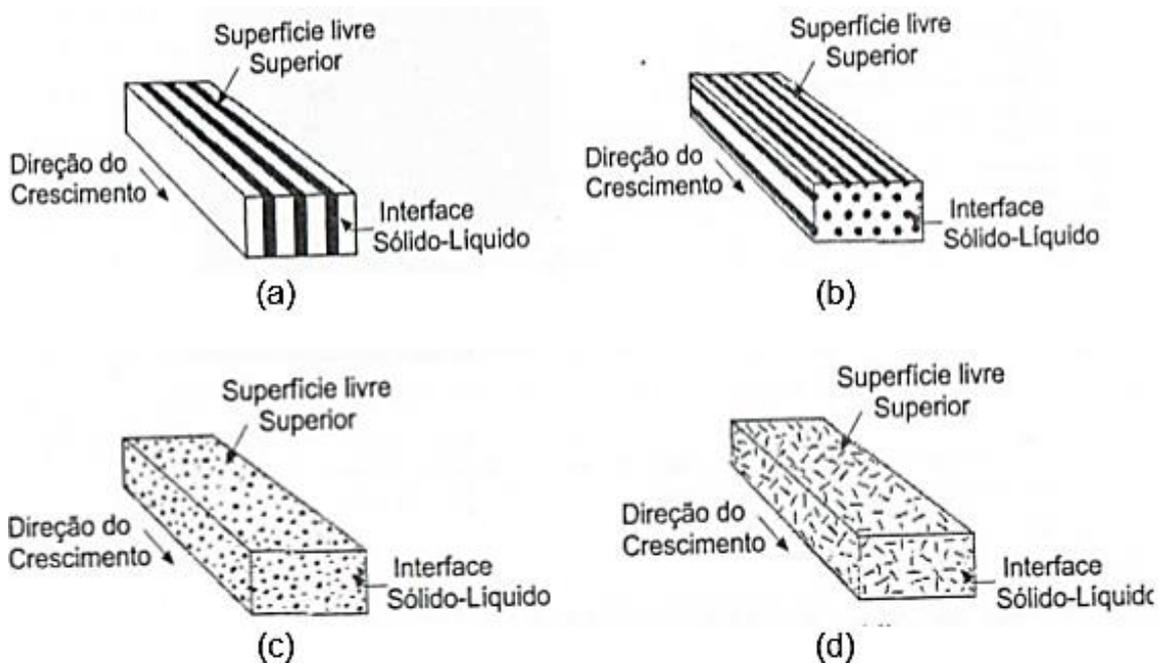


Figura 2.4. Representações esquemáticas de morfologias eutéticas: (a) regular lamelar, (b) regular fibrosa, (c) regular globular e (d) irregular [18].

O eutético irregular é típico das ligas Al-Si, caracterizadas pelo silício acicular, sem orientação definida, embebido em uma matriz α -alumínio. Para alguns sistemas de ligas Al-Si, o crescimento entre uma fase difusa e outra facetada pode originar uma estrutura regular complexa, composta por uma região com um padrão repetitivo e outra sem orientação. Para uma liga ternária eutética Al-Si-x, as três fases podem se manifestar como lamelas alternadas de cada fase ou em configurações mais complexas [12].

Os parâmetros da microestrutura eutética podem ser controlados experimentalmente por meio da variação de parâmetros térmicos de solidificação, tais como: velocidade de solidificação eutética (V) e taxa de crescimento eutética (\dot{T}) [17]. Segundo o estudo realizado por Kaygısiz e Maraslı [19], o comportamento de solidificação e as características microestruturais da liga eutética ternária Al-Si-Mg interferem diretamente nas propriedades e no desempenho em serviço desses materiais.

Segundo Reyes [18], em seu estudo, microestruturas mais finas foram observadas quando associadas a maiores taxas de resfriamento, isto é, relacionadas com posições (P) mais próximas da superfície resfriada do lingote

fundido. Os valores de espaçamento eutético (λ_E) inseridos acompanhando as microestruturas da Figura 2.5 permitem que comparações sejam feitas com base em três taxas de resfriamento escolhidas para cada condição examinada durante solidificação das ligas Al-15% e 18%Si [18].

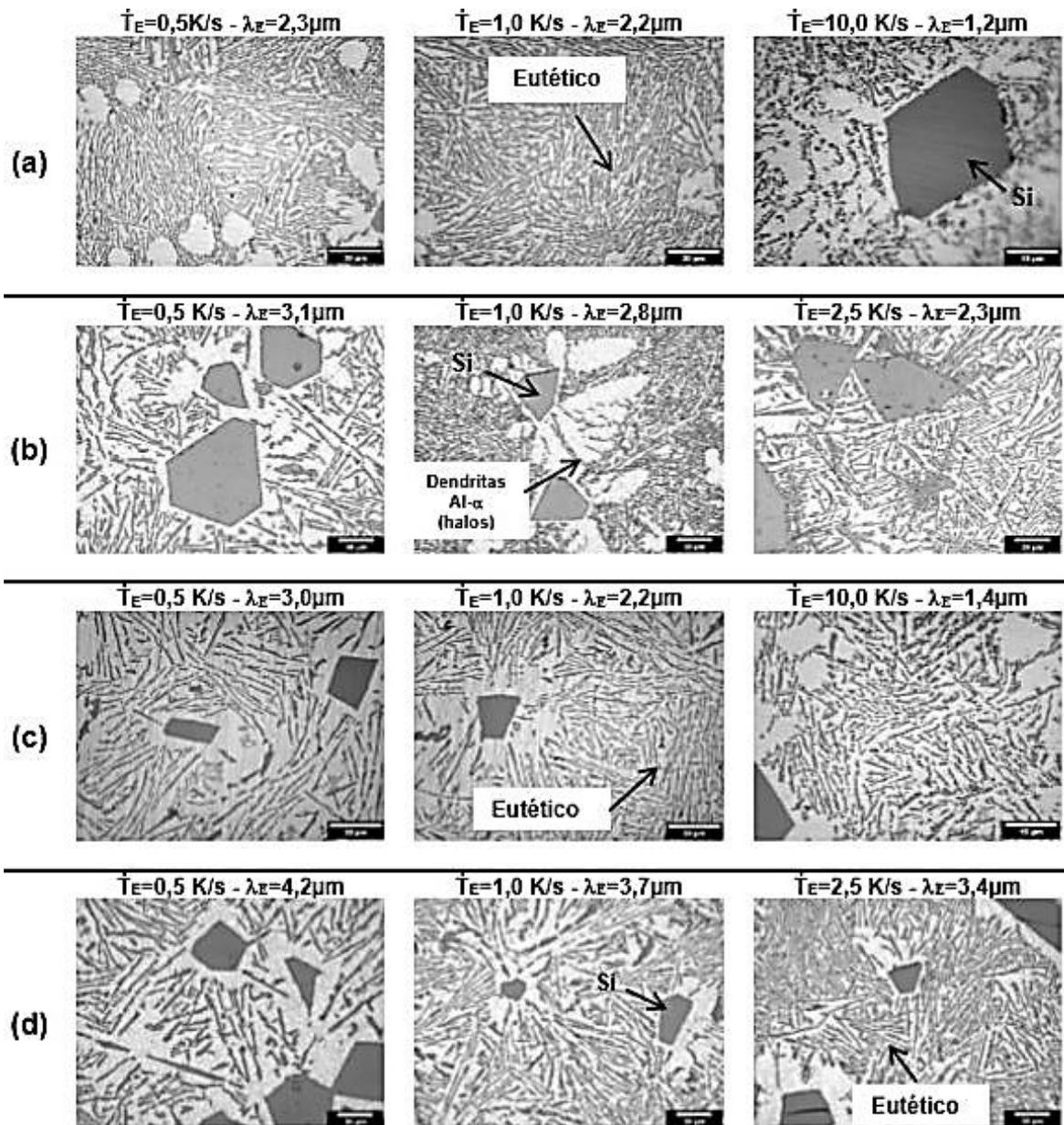


Figura 2.5. Microestruturas representativas das ligas hipereutéticas Al-Si obtidas por solidificação direcional, considerando três diferentes taxas de resfriamento e dois superaquecimentos (ΔT) para cada composição: (a) Al-15%Si com $\Delta T_V = 6\%$;

(b) Al-15%Si com $\Delta T_V=23\%$; (c) Al-18%Si com $\Delta T_V=6\%$ e (d) Al-18%Si com $\Delta T_V=23\%$ [18]. \dot{T}_E é a taxa de resfriamento associada à frente eutética.

Foram observadas diferenças significativas nos espaçamentos eutéticos (λ_E) das amostras obtidas com uma dada taxa de resfriamento ($\dot{T}_E=0,5$ K/s ou $\dot{T}_E=1,0$ K/s), que foram atribuídas aos diferentes valores de superaquecimento (ΔT_V) e/ou ao teor de Si da liga. As microestruturas mostradas na Figura 2.5 também apresentam partículas primárias de Si e a formação de dendritas ricas em Al denominadas “halos”.

2.5 Ligas Al-Si e Al-Si-Mg

2.5.1 Características e microestruturas

As ligas Al-Si com alto teor de silício são as mais utilizadas nas indústrias automotivas, aeroespacial e eletrônica. Devido ao seu baixo peso, baixo coeficiente de expansão térmica, alta resistência à corrosão e características otimizadas de fundição, as ligas Al-Si são alternativas na produção de componentes substituindo o ferro fundido [5].

O alto teor de silício confere a liga uma excelente fluidez, que faz com que o metal possa preencher toda a geometria do molde antes de solidificar [20]. Embora uma quantidade maior de Si aumente a fluidez, a formação de partículas primárias e/ou grosseiras de silício no fundido pode bloquear o fluxo de metal líquido, quando o teor exceder 18-20%. Com o aumento do teor de Si, as propriedades da liga como resistência mecânica e rigidez são aumentadas, enquanto a ductilidade é reduzida. De acordo com o teor de silício na microestrutura, as ligas de alumínio podem ser classificadas em três grupos: Ligas de alumínio hipoeutéticas contendo 5%-10% de Si (em peso), ligas eutéticas contendo 11% - 13% de Si e, ligas hipereutéticas contendo 14% - 20% de Si [1,5].

As ligas eutéticas oferecem alta resistência à corrosão e boa soldabilidade. Além disso, uma pequena quantidade de Mg pode ser adicionada para melhorar

as propriedades mecânicas. Estas ligas são geralmente tratadas termicamente a fim de se obter um melhor balanço combinando alta resistência mecânica e suficiente ductilidade [5,21]. A morfologia do Si primário e do Si eutético dependem das condições de solidificação, expressas pela taxa de resfriamento e velocidade de crescimento do sólido em relação ao líquido, além da presença de modificadores [17].

As ligas hipoeutéticas Al-Si apresentam microestruturas com predomínio de arranjo dendrítico envolto pelo eutético Al+Si. O grau de complexidade e tamanho do arranjo dendrítico são traduzidos pelos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. A Figura 2.6 mostra micrografias da liga Al-11%Si para amostras solidificadas em diferentes taxas de resfriamento (\dot{T}_L).

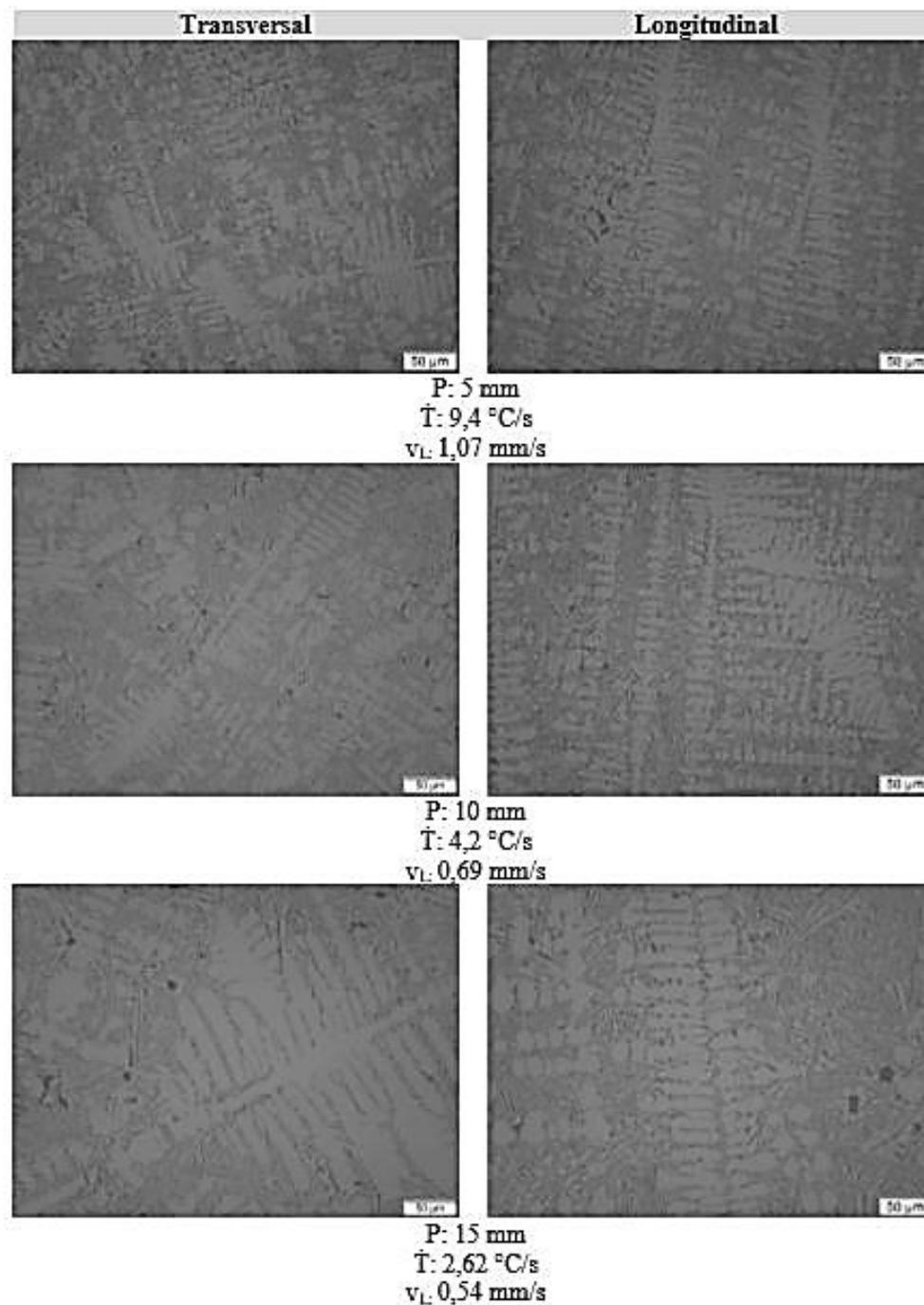


Figura 2.6. Microestruturas da liga Al-11%Si solidificada direcionalmente [12].

A adição de terceiros elementos nas ligas Al-Si pode proporcionar a nucleação e o crescimento de partículas intermetálicas. Esses intermetálicos interferem diretamente nas propriedades mecânicas das ligas. Geralmente, o aumento da fração volumétrica e do tamanho dessas fases intermetálicas causa diminuição de propriedades mecânicas. Além disso, a porosidade formada devido

às lacunas de gás provenientes do processo de fundição prejudica as propriedades mecânicas em solitação de tração.

O Mg é um dos elementos mais comuns adicionados em ligas Al-Si. A presença desse elemento pode melhorar a resistência à corrosão, a soldabilidade e a resistência mecânica. Para aplicações industriais, o magnésio é combinado com o silício a fim de formar a fase Mg_2Si , conforme Figura 2.7, que pode melhorar o limite de escoamento e limite de resistência à tração da liga, resultando em uma certa diminuição na ductilidade [5,20].

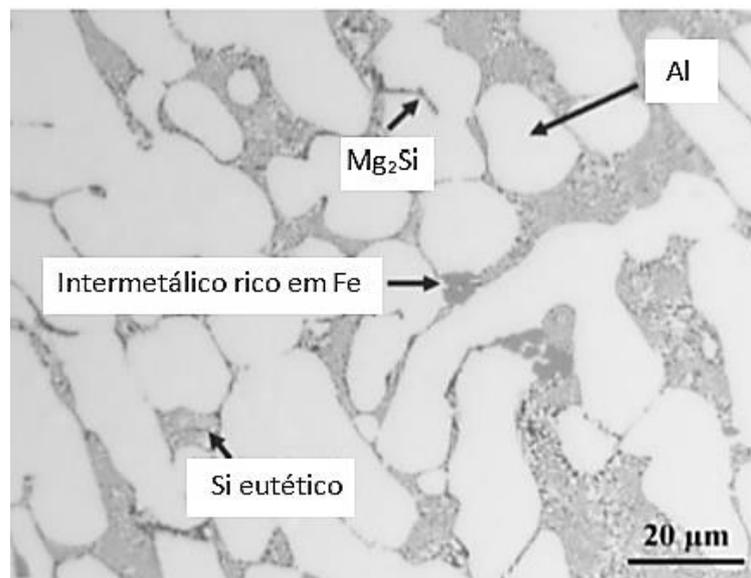


Figura 2.7. Imagem de microscopia óptica da liga Al-8%Si-0,36%Mg demonstrando as fases presentes na microestrutura [Adaptado de 5].

O ferro é uma impureza comumente encontrada no alumínio comercial, que leva à formação de fases intermetálicas contendo ferro em ligas Al-Si. Teores de ferro superiores a 0,2% levam a uma melhora no limite de escoamento, enquanto que o limite de resistência à tração e alongamento específico tem seus valores reduzidos devido às características frágeis da fase contendo ferro e sua morfologia de agulha. A Figura 2.8 mostra uma fase intermetálica rica em Fe em formato de agulha compondo a microestrutura de uma liga Al-Si [5].

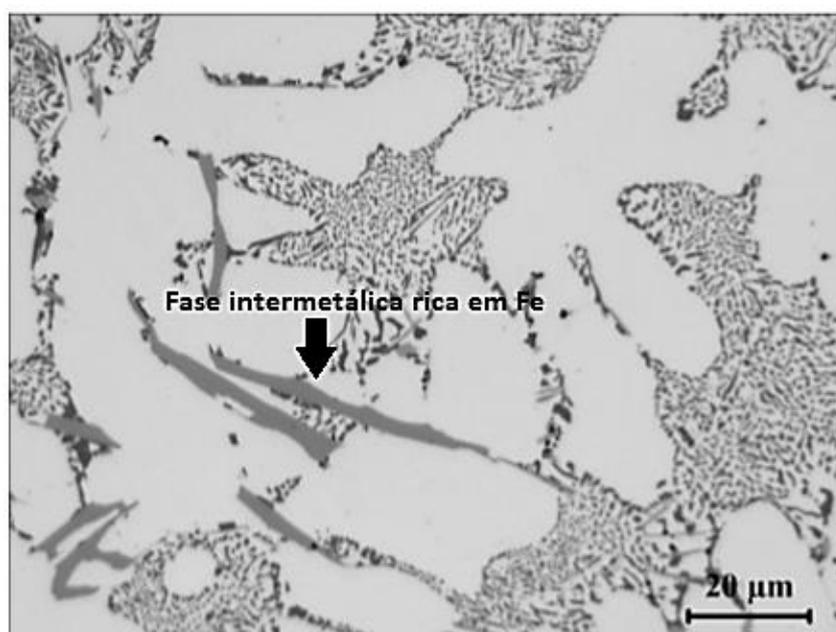


Figura 2.8. Microestrutura da liga Al-10%Si [5] evidenciando a morfologia da fase intermetálica frágil e rica em Fe.

Estudos recentes [5] avaliaram tanto a microestrutura quanto as propriedades mecânicas de ligas contendo silício e magnésio em sua composição. A liga Al-10%Si-0,3%Mg foi uma das estudadas por Arici [5] para fusão em moldes permanentes, cuja composição pode ser mostrada na Tabela 2.1. Note que o Mn foi adicionado para reduzir a tendência de reação da liga com o molde. Titânio (Ti) e estrôncio (Sr) são elementos refinador e modificador de eutético, respectivamente.

Tabela 2.1. Composição Química (% em peso) obtida para a liga Al-10%Si-Mg [5].

Si	Mn	Mg	Fe	Ti	Sr	Zr	V	Mo	Al
10,20	0,52	0,31	0,16	0,08	0,011	0,00	0,02	0,01	Bal.

De acordo com o procedimento adotado por Arici [5], a liga Al-10%Si-0,3%Mg foi mantida a 750°C por 30 minutos e desgaseificada por 15 minutos antes de ser vazada em um molde permanente de cobre preaquecido a 250°C. As microestruturas resultantes apresentaram crescimento dendrítico e formação de eutético Al+Si. Também podem ser observadas longas agulhas de fases

intermetálicas e presença da fase Mg_2Si , conforme Figura 2.9. Vale lembrar que neste estudo não houve controle e determinação de parâmetros térmicos de solidificação, o que torna o entendimento das características microestruturais menos evidente.

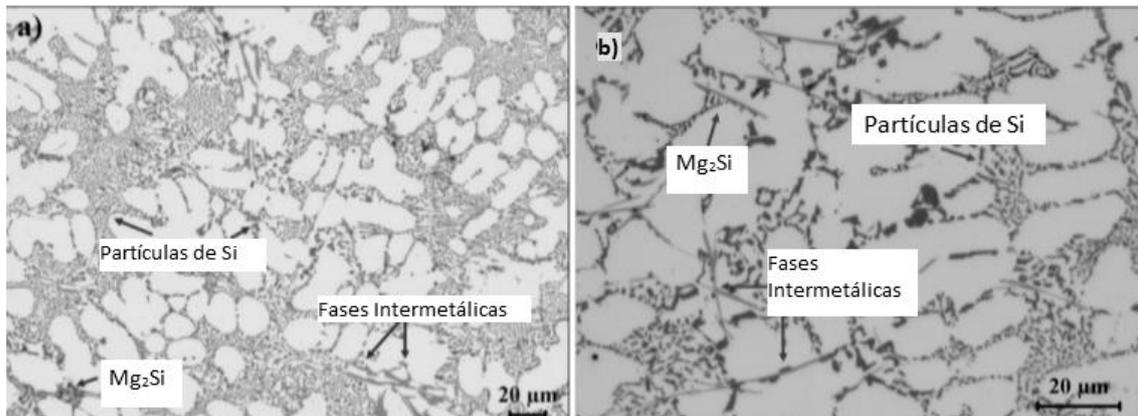


Figura 2.9. Micrografias ópticas da liga Al-10%Si-0,3%Mg, vertida à 750°C em um molde de cobre pré-aquecido à 250°C (molde permanente). As dimensões das amostras fundidas foram de 100 mm x 80 mm, com uma espessura de 4 mm [Adaptado de 5].

A imagem de MEV e os espectros EDS observados na Figura 2.10 indicam a natureza das fases intermetálicas da liga Al-10%Si-Mg, a qual é composta pelos elementos Al, Fe, Si e Mn e faz referência, portanto, à fase $Al_{16}(FeMn)_4Si_3$.

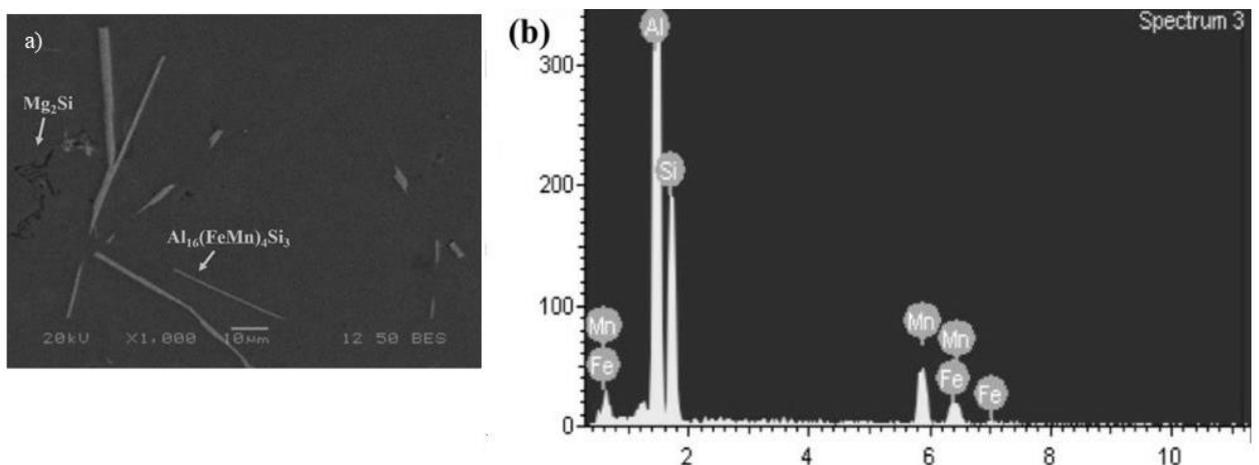


Figura 2.10. (a) Imagem de MEV da liga Al-10%Si-0,3%Mg e (b) espectro EDS referente à fase contendo ferro. [Adaptado de 5].

O valor obtido de dureza para a liga Al-10%Si-0,3%Mg foi de 74,6 HV. As propriedades mecânicas de tração foram medidas após a amostra passar pelos tratamentos térmicos de solubilização + precipitação (a amostra foi aquecida a 540°C por 2 horas, seguido por um resfriamento rápido e posteriormente exposta a 170°C por 4 horas). O limite de escoamento determinado foi de 250,1 MPa, limite de resistência à tração de 286,5 MPa e o alongamento específico 1,16%.

Brito e colaboradores [22] associaram a microestrutura formada às taxas de resfriamento da liga Al-1%Si-3%Mg solidificada unidirecionalmente em regime transiente de extração de calor. Os resultados apontaram uma região celular associada a altas taxas de resfriamento (2,0 a 45,0 °C/s), regida pela relação experimental $\lambda_c = 44 \cdot \dot{T}^{-0,55}$, seguida por uma região dendrítica associada com taxas de resfriamento menores (< 0,8 °C/s) regida pela lei experimental $\lambda_1 = 126 \cdot \dot{T}^{-0,55}$, revelando uma transição reversa de estrutura dendrítica para celular. A rejeição de soluto pela interface de solidificação favoreceu a formação de fases nas regiões interdendríticas dispostas em estruturas eutética binária (α -Al + Mg₂Si) e eutética ternária (α -Al + Mg₂Si + AlFeSi). Ainda demonstraram que a presença dos intermetálicos dentro da região interdendrítica foi mais significativa para a propriedade de dureza do que o grau de refinamento da microestrutura. Embora seja uma liga com baixo teor de Si demonstra a complexidade tanto da morfologia da fase α -Al quanto dos intermetálicos formados nas regiões interdendríticas.

2.5.2 Ligas Al-Si-Mg x processos de fundição

Zhang e coautores [23] estudaram as microestruturas e propriedades mecânicas de tração da uma liga Al-10%Si-Mg solidificada em molde permanente (MP) e por fundição à vácuo sob alta pressão. Para a fusão, o metal foi mantido em um forno de resistência elétrica à temperatura de 720°C-750°C por 30 minutos, posteriormente desgaseificado por 15 minutos antes das operações de vazamento [23].

A Figura 2.11 mostra imagens ópticas e imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da microestrutura da liga Al-10%Si-Mg fundida sob alta pressão. Na microscopia óptica, os grãos de alumínio do tipo roseta apresentam uma cor clara, o Al-Si eutético é de cor cinza e as partículas primárias de Mg_2Si se mostram de cor escura (Figuras 2.11 (a) e (b)). A fase intermetálica rica em Fe pode ser observada nas imagens de MEV (Figuras 2.11 (c) e (d)), sendo as partículas de cor branca nestas imagens.

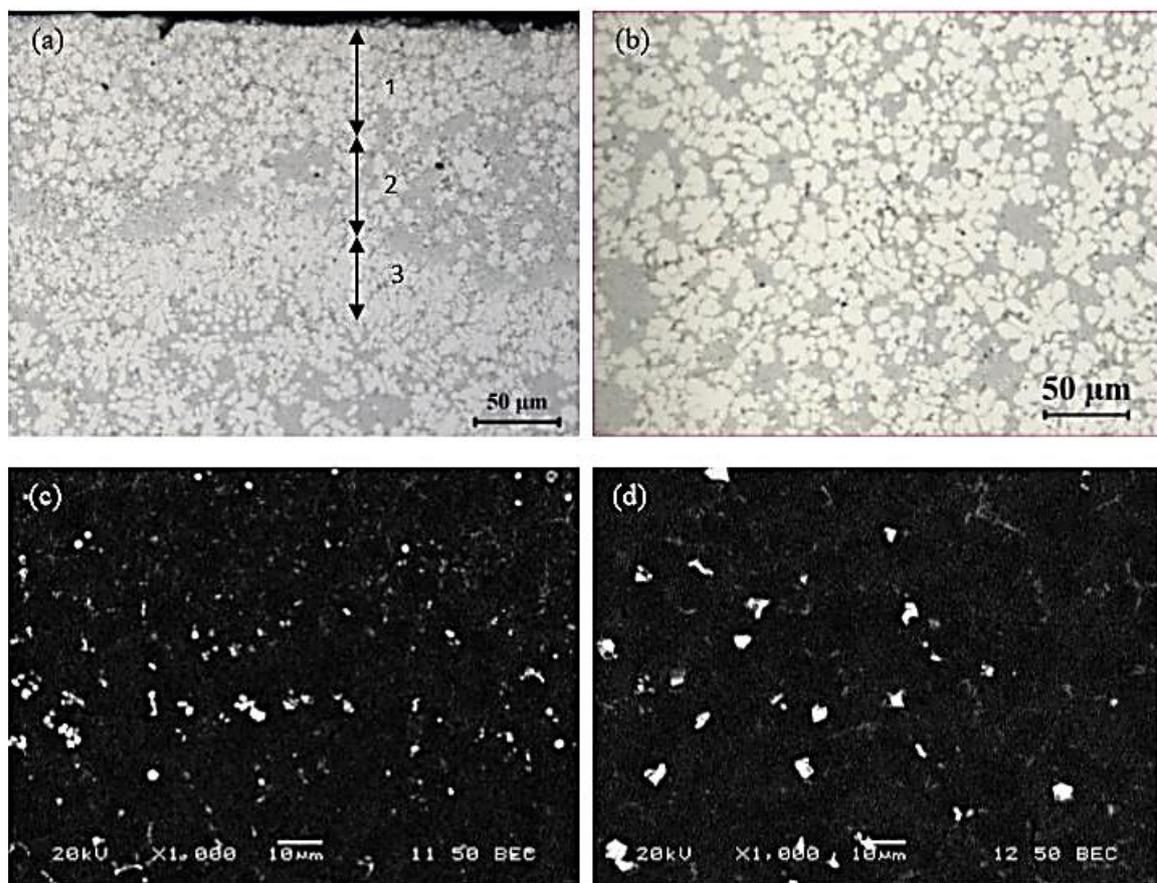


Figura 2.11. Microestruturas da liga Al-10%Si-Mg fundida sob alta pressão à vácuo: (a) imagens ópticas próximas à superfície e (b) na região central; imagens de MEV (c) próximas à superfície e (d) na região central [23].

O espaçamento dendrítico secundário (λ_2) médio na subcamada da superfície é de $2,5\mu m$, um valor muito menor do que o λ_2 caracterizando a região central de $6\mu m$. As microestruturas da superfície e do centro das amostras fundidas em molde permanente podem ser observadas na Figura 2.12, as quais

são compostas por dendritas ricas em alumínio, eutético Al-Si, partículas Mg_2Si e fase intermetálica rica em Fe. As partículas intermetálicas ricas em Fe tem forma de bloco em regiões próximas da superfície das amostras (Figura 2.12 (c)) e morfologia alongada de agulha no centro. As fases compoendo as microestruturas nas amostras de MP são as mesmas encontradas para o caso da fundição sob pressão, no entanto, a morfologia e o tamanho dessas fases são muito diferentes quando comparadas as duas peças fundidas. No caso da fusão em molde permanente, o espaçamento dendrítico secundário médio (λ_2) na superfície é $8,2\mu m$, enquanto que no centro o λ_2 é $10,5\mu m$.

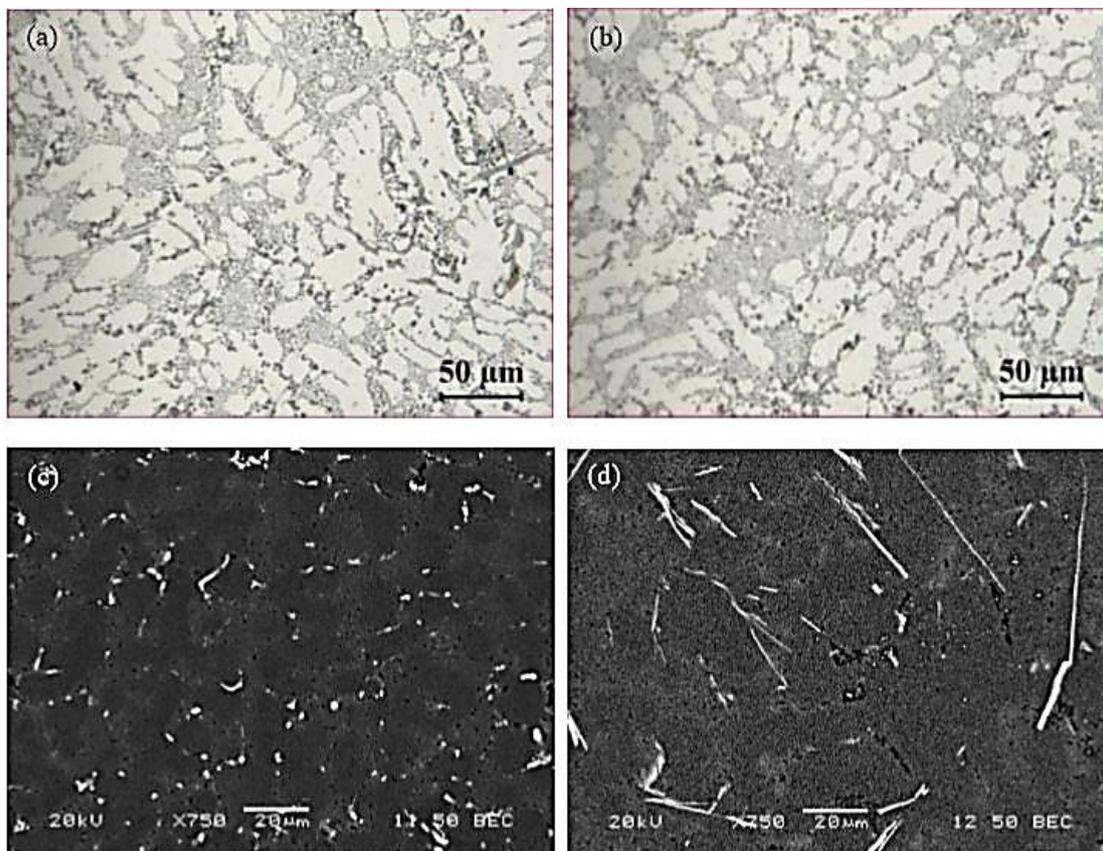


Figura 2.12. Microestruturas da liga Al-10%Si-Mg fundida em molde permanente: (a) imagens ópticas próximas à superfície e (b) na região central; imagens de MEV (c) próximas à superfície e (d) na região central [23].

As propriedades mecânicas das ligas Al-10%Si-Mg fundidas em molde permanente e à vácuo sob alta pressão estão demonstradas na Figura 2.13. Fica

evidente as melhores propriedades mecânicas das amostras fundidas sob alta pressão. O limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento específico (AL) das amostras fundidas em MP são respectivamente, 68%, 57% e 21% dos valores obtidos para as amostras fundidas sob alta pressão à vácuo [23].

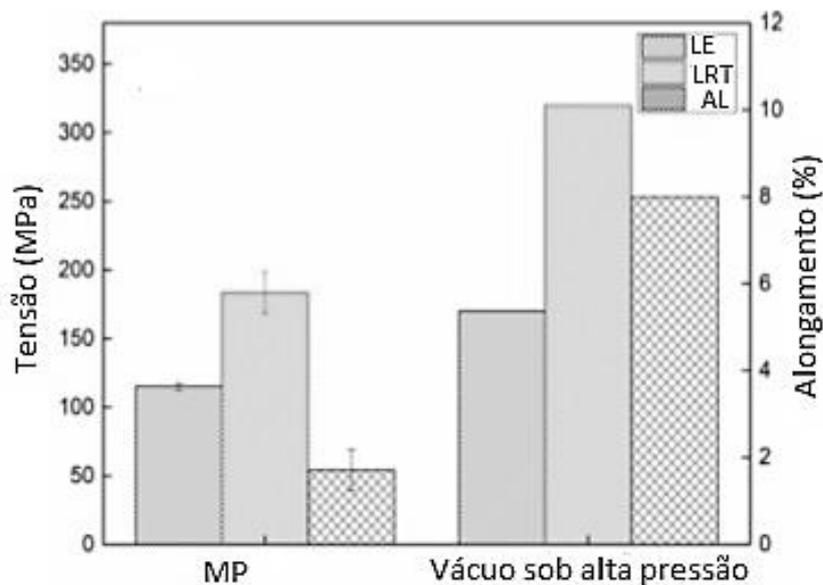


Figura 2.13. Propriedades mecânicas de tração das amostras Al-10%Si-Mg fundidas em molde permanente (MP) e à vácuo sob alta pressão [Adaptado de 23].

Marola e coautores [21] compararam os resultados dos diferentes processamentos da liga Al-10%Si-0,3%Mg via fusão seletiva a laser (FSL), *melt spinning* (MS) e fundição em molde de cobre (FMC), com o intuito de tentar explicar a origem das microestruturas observadas nas amostras produzidas por FSL. As microestruturas associadas às técnicas de solidificação rápida foram reveladas, conforme mostra a Figura 2.14. Foi encontrada uma camada mais refinada (<1mm) próxima à superfície da amostra solidificada em coquilha de cobre (FMC), devido à solidificação mais rápida que ocorre em contato com o molde. Células alongadas envoltas por um eutético fibroso podem ser observadas na Figura 2.14(a).

A amostra MS mostrou um gradiente microestrutural contendo solução sólida homogênea em um lado da fita e uma estrutura dendrítica envolvida por Si

eutético do lado oposto, comportamento característico de uma solidificação ocorrida com elevado super-resfriamento térmico. Esta transição gradual de fases (homogênea para eutético) dá claras evidências da diminuição na velocidade de solidificação ao longo da espessura da amostra, que acompanha a diminuição das taxas de resfriamento, mesmo que ainda bastante elevadas em ambos os lados da fita solidificada. Na amostra fabricada por FSL, a microestrutura é composta de células primárias finas de Al cercadas de eutético fibroso (ver figura 2.14(f)).

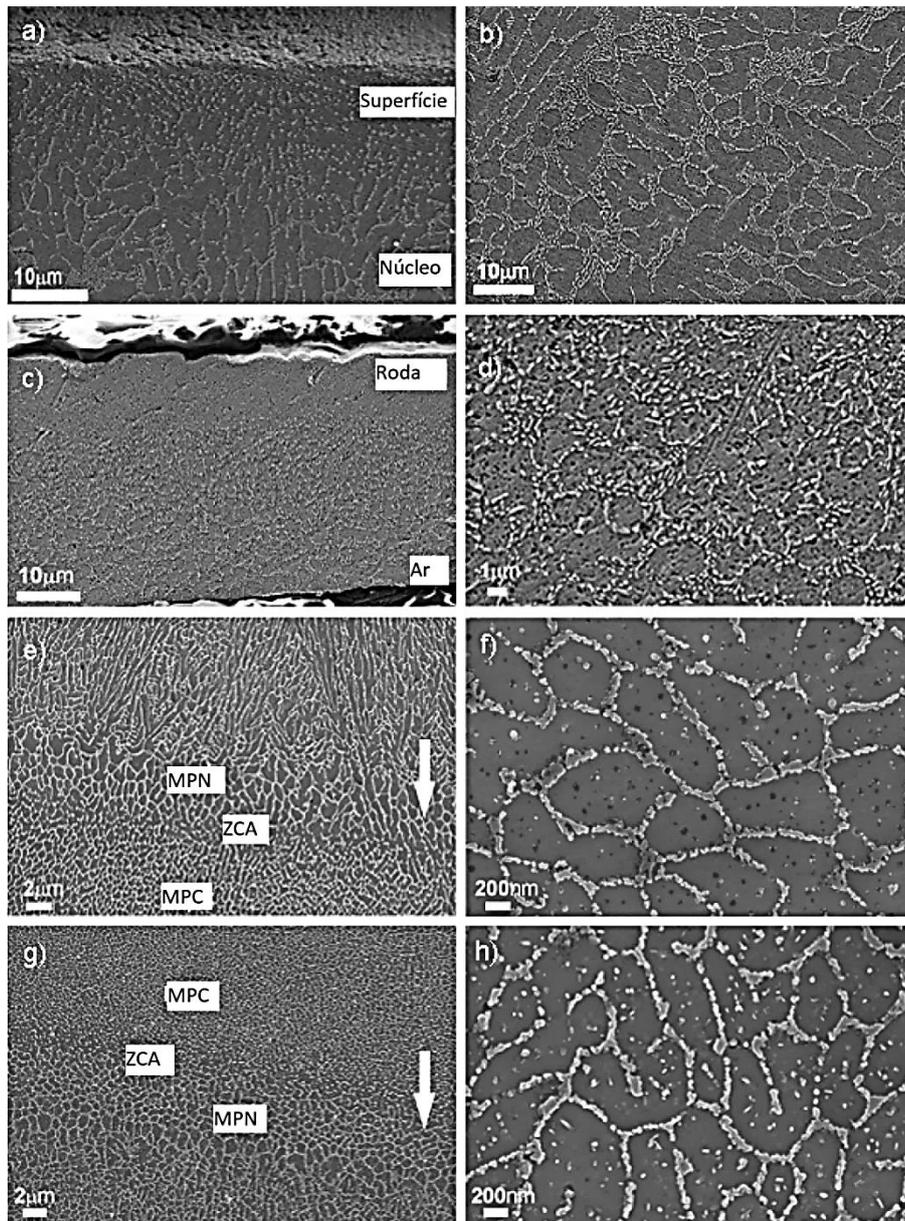


Figura 2.14. Imagens de MEV das amostras AISi10Mg obtida via: FMC na superfície (a) e no centro (b), MS em baixa (c) e em alta ampliação (d), FSL em baixa (e) e em alta ampliação (f) (condição fundida) e FSL em baixa (g) e em alta ampliação (h) após tratamento de alívio de tensões. As setas brancas indicam a direção de processamento por FSL [19] [Adaptado de 21].

As correlações entre a microestrutura, a constituição de fases e o comportamento térmico das amostras AISi10Mg produzidas por diferentes métodos de solidificação moderada e rápida foram estabelecidas. Observou-se

que as taxas de resfriamento determinam a morfologia e tamanho das fases compondo as microestruturas das amostras.

No estudo realizado por Liu et al. [4] foi avaliado o gradiente microestrutural e as propriedades mecânicas da liga Al-10%Si-0,3%Mg produzida por fusão seletiva a laser (FSL). A fusão a laser ocorreu a uma velocidade de 1500 mm/s e uma potência do laser de 500 W. Amostras foram cortadas em duas regiões, a 50 μ m de profundidade a partir da superfície da poça de fusão, denominadas de grupo A e à 200 μ m, denominadas como grupo B. Padrões de difração de raios-x para essas amostras foram obtidos, conforme Figura 2.15, sendo verificada a presença de partículas de Si, Mg₂Si e da fase α -Al.

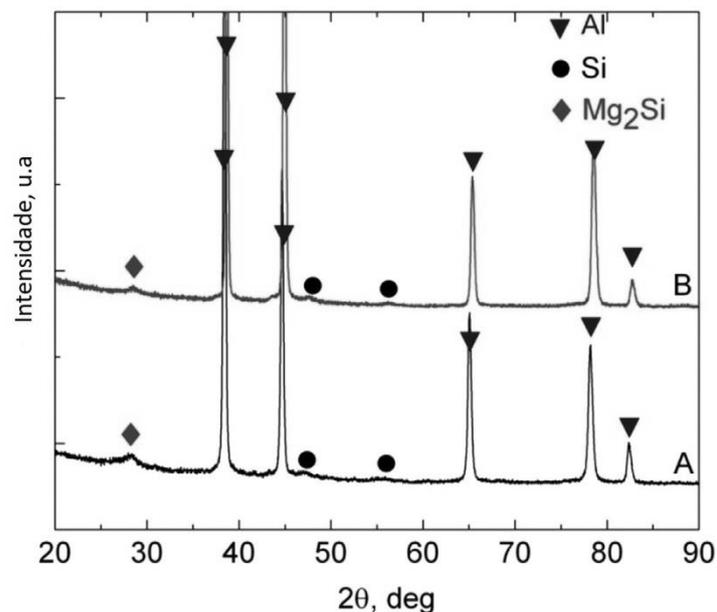


Figura 2.15. Espectros de difração de raios-X das amostras do grupo A e do grupo B da liga Al-10%Si-Mg produzida pelo processo de FSL [Adaptado de 4].

Liu et al. [4] observaram que as morfologias das dendritas da fase α -Al e do Si são semelhantes em ambas as amostras. A Amostra A, próximo à superfície, exibiu dendritas quase equiaxiais menores do que 500nm e partículas de Si menores do que 50nm, enquanto que a amostra B apresentou dendritas alongadas e grosseiras com tamanhos excedendo 2 μ m. A maneira como o Si se distribuiu foi praticamente uniforme na amostra A sem segregação perceptível. Na

amostra B, as partículas de Si apresentaram uma tendência à segregação interdendrítica.

A variação obtida dos valores de dureza Vickers em função da distância da superfície tratada foi demonstrada na Figura 2.16.

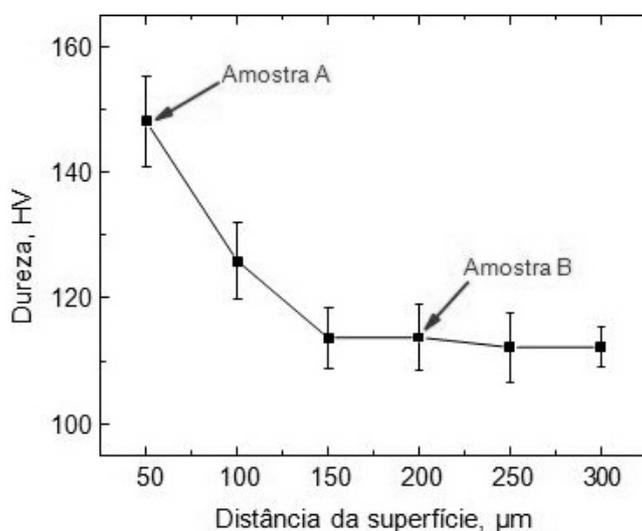


Figura 2.16. Valores de dureza Vickers da superfície superior ao interior da poça de fusão produzida por FSL da liga Al-10%Si-Mg. [Adaptado de 4].

Concluiu-se que a variação de taxas de resfriamento apresentada influencia significativamente a microestrutura, o que implica em uma grande influência nas propriedades mecânicas da liga AlSi10Mg.

Em um estudo comparando ligas Al-10%Si-Mg na condição fundida com amostras geradas pelo processo por fusão seletiva à laser (FSL), Yan et al. [1], utilizaram um laser de potência de 300 W e, velocidade de deslocamento de 1200 mm/s sob uma atmosfera protetiva de argônio (Ar). A espessura de camadas de pós foi de 30μm e o espaçamento foi de 140μm. O substrato foi pré-aquecido a 100°C para reduzir a tensão interna e deformação durante o processo de resfriamento rápido, inerente ao processo FSL.

Análises de difração de raios-X foram realizadas, sendo observadas as fases típicas α -Al e Si eutético nas amostras processadas por FSL. O Si foi supersaturado e precipitou na matriz rica em Al devido à solidificação rápida. Para a liga Al-10%Si-Mg na condição fundida, partículas da fase β -Al₅FeSi foram

formadas e a intensidade fraca do pico de Si indica uma parcela de Si dissolvido na matriz de Al. O composto intermetálico de Fe é propenso a se formar na solidificação em equilíbrio sob baixas taxas de resfriamento. Precipitados lamelares (fase β -Al₅FeSi) com aproximadamente 100nm foram encontrados distribuídos em toda a matriz rica em Al na liga Al-10%Si-Mg processada por FSL.

As propriedades mecânicas de tração obtidas por Yan e coautores [1] podem ser observadas na Tabela 2.2. Os ensaios ocorreram tanto em temperatura ambiente (25°C) quanto a 230°C.

Tabela 2.2. Resultados de propriedades mecânicas de tração de amostras da liga Al-10%Si-Mg na condição fundida e processadas por FSL [Adaptado de 1].

Método de Processamento	Direção de construção	Temperatura	Limite de Resistência à tração (Mpa)	Alongamento Especifico (%)
Fundição	XY	25°C	312,6	12,6
	YZ		315,1	14,2
FSL	XY		445,3	8,6
	YZ		430,0	8,7
Fundição	XY	230°C	237,1	20,4
	YZ		225,3	18,6
FSL	XY		266,5	20,5
	YZ		270,1	21,7

Em um estudo recente conduzido por Pereira et al. [20] foi realizado um comparativo microestrutural e de propriedades mecânicas de amostras da liga Al-7%Si-0,6%Mg obtidas por fusão seletiva a laser (FSL) e fundição por cera perdida.

Foram avaliadas microestruturas ópticas tanto de amostras fundidas por cera perdida quanto por FSL (vertical – direção Y e horizontal – direção Z). De acordo com a Figura 2.17a, pode-se observar os limites verticais das poças de fusão e faixas sobrepostas refundidas do eixo Z, além de uma microestrutura celular muito fina, típica do processo FSL devido à rápida solidificação após a fusão a laser (taxas entre 10³ e 10⁶ °C/s). Nas zonas afetadas pelo calor, os grãos crescem de forma grosseira como faixas sobrepostas. Redes de partículas de Si eutético formam a região intercelular conforme observado na Figura 2.17b. Nas amostras obtidas através da fundição por cera perdida (Figura 2.17c) pode-se

observar uma microestrutura típica de velocidade relativamente baixa de solidificação, que gera uma estrutura dendrítica, conforme Figura 2.17c. A microestrutura é composta por uma matriz rica em alumínio (α -Al), Si eutético e compostos intermetálicos (fase β) ricos em Fe-Mg-Si.

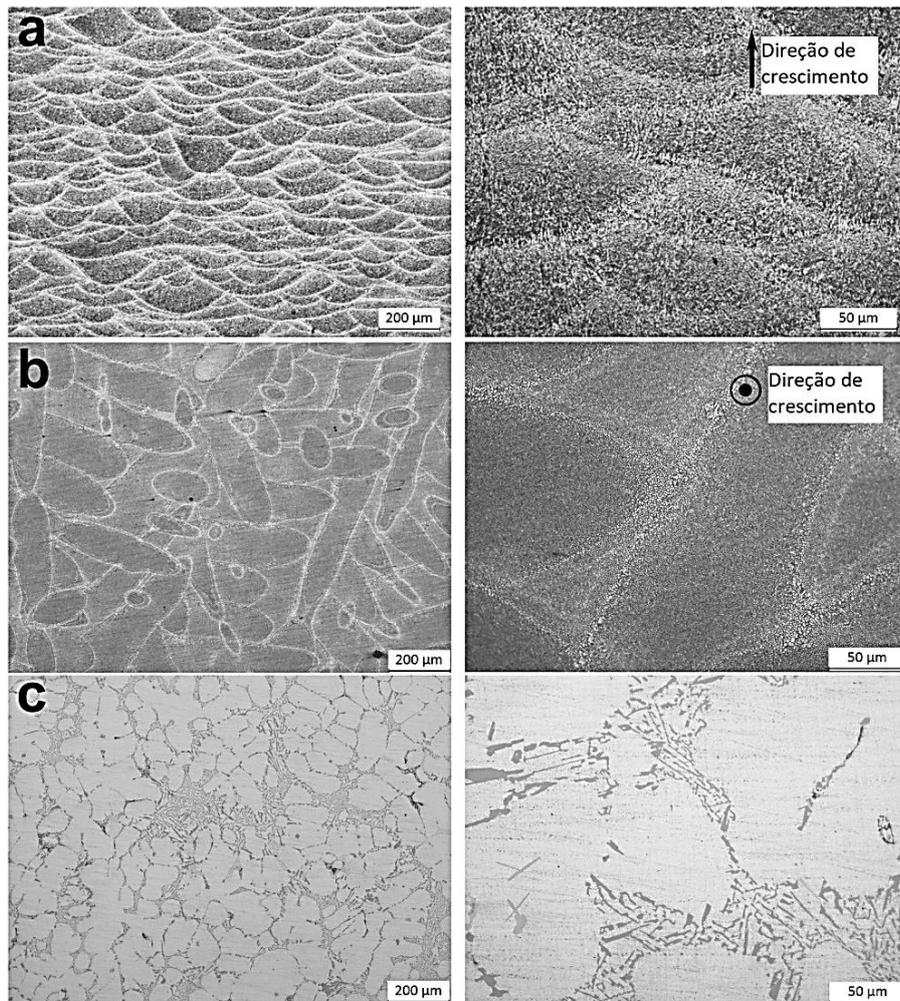


Figura 2.17. Micrografias ópticas da liga Al-7%Si-0,6%Mg: a) amostra FSL na direção do eixo Y (ataque, HF 1%), b) amostra FSL na direção do eixo Z (ataque, HF 1%) e c) Amostra fundida por cera perdida (polida) [Adaptado de 20].

Ensaio de tração à temperatura ambiente foram realizados nas amostras da liga Al-7%Si-0,6%Mg. Uma leve anisotropia foi observada nas amostras processadas por FSL. Os limites de resistência à tração no eixo Z e no eixo Y foram, respectivamente, 434,8 MPa e 445,5 MPa. A ductilidade em termos de alongamento específico é muito menor para amostras manufaturadas ao longo do

eixo Z (3%) do que para amostras manufaturadas ao longo do eixo Y (6%). Para as amostras da liga Al-7%Si-0,6%Mg fundidas por cera perdida os valores aproximados de limite de resistência à tração e alongamento específico foram, respectivamente, 180 MPa e 2,5%. Os valores de tração das amostras processadas por FSL são superiores fundamentalmente devido à microestrutura mais refinada.

2.5.3 Efeitos do Mg em ligas Al-Si

No trabalho realizado por Li et al. [6] foi investigado a influência da adição de Mg na microestrutura de solidificação nas propriedades mecânicas de ligas fundidas Al-10%Si (em peso). Para se obter melhores propriedades mecânicas, geralmente faz-se um tratamento térmico T6, por exemplo, tratamento de solução sólida combinado com envelhecimento artificial em ligas Al-Si para realizar um balanço de propriedades tração-ductilidade. Em muitos processos industriais, o maior desafio tem sido o tratamento de solução sólida que normalmente da origem a distorções térmicas em produtos fundidos de paredes finas. Para resolver esse dilema, a estratégia mais eficiente seria desenvolver uma liga fundida Al-Si que poderia atender as condições de serviço em vista das propriedades mecânicas. Esta proposta fornecida pelos autores gera uma economia de energia e oportunidades para manufatura de componentes de alta complexidade.

Ligas Al-10%Si com diversos teores de Mg foram preparadas a partir de uma liga Al-12%Si. As composições químicas das ligas Al-Si-Mg estão listadas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3. Composições Químicas (% em peso) das ligas Al-Si-Mg [6]

Liga	Si	Mg	Fe	Ti	Mn	Zn	Al
Al-10%Si	9,8	0,01	0,11	0,02	0,010	0,010	Bal.
Al-10%Si-0,4%Mg	9,5	0,38	0,10	0,007	0,010	0,020	Bal.
Al-10%Si-0,8%Mg	9,7	0,79	0,09	0,01	0,002	0,008	Bal.
Al-10%Si-1,2%Mg	9,4	1,21	0,12	0,02	0,030	0,020	Bal.
Al-10%Si-2,0Mg	9,8	2,02	0,11	0,02	0,006	0,009	Bal.
Al-10%Si-3,0%Mg	9,6	2,97	0,09	0,02	0,010	0,020	Bal.

As microestruturas ópticas das ligas Al-10%Si com seis níveis de adição de Mg: 0%, 0,4%, 0,8%, 1,2%, 2,0% e 3,0% podem ser observadas na Figura 2.18. Como mostrado na Figura 2.18 (a), a microestrutura típica da liga binária Al-10%Si consiste em dendritas grosseiras de α -Al primário e Si eutético em formato de agulhas nas regiões eutéticas interdendríticas. Para amostras contendo cerca de 3,0% de adição de Mg, o tamanho de grão estimado resultou em uma redução de 35% em relação as ligas Al-10%Si sem Mg. De acordo com os dados estatísticos coletados neste estudo, com adição de 2,0% de Mg, o λ_2 diminuiu de 40,8 μm para 14,5 μm , o que corresponde uma redução de 64,5%. A adição de até 3,0% de Mg produz refino adicional insignificante comparado àquele proporcionado pela adição de 2% de Mg.

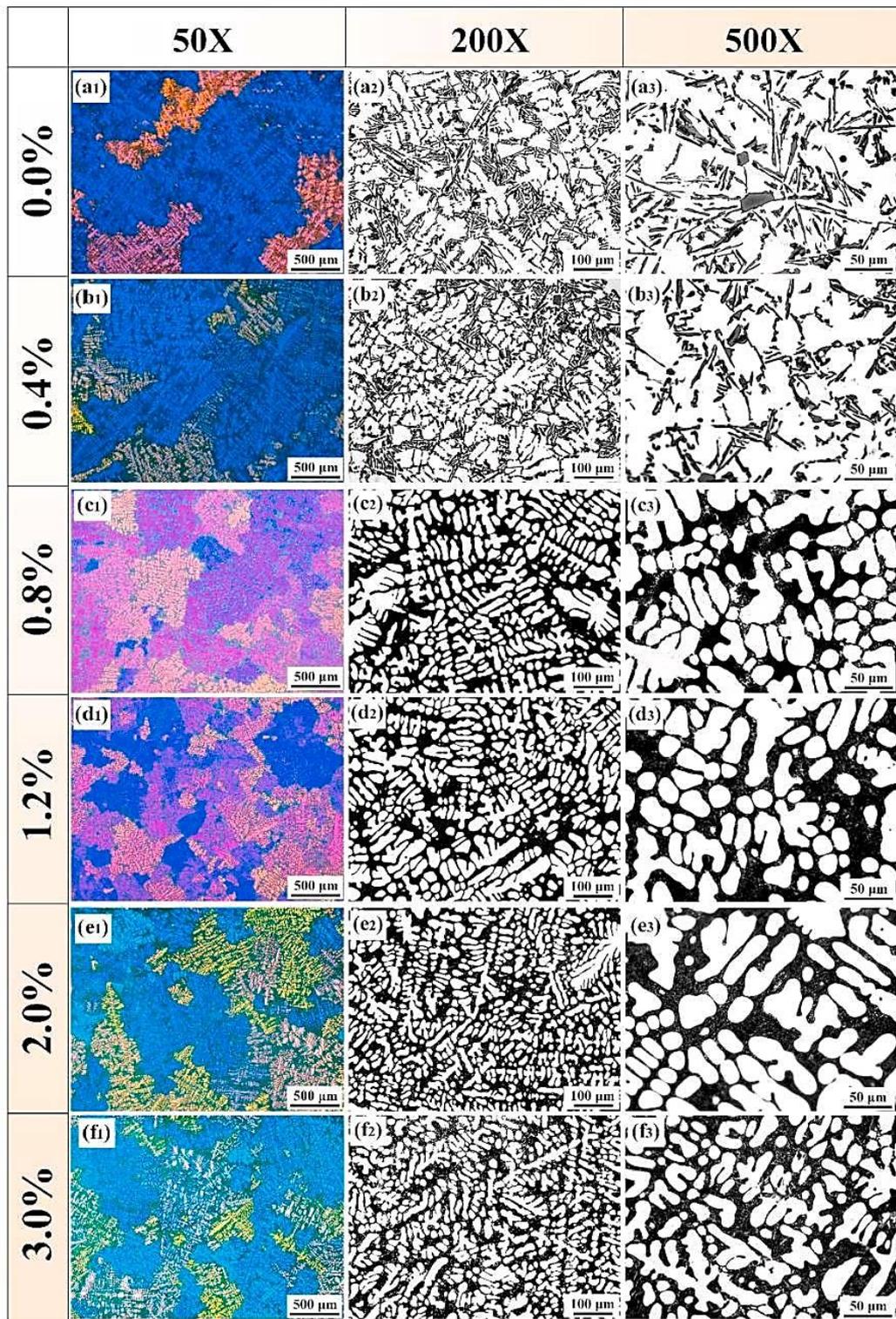


Figura 2.18. Microestrutura óptica de ligas Al-10%Si com seis adições de diferentes teores de Mg: (a1-a3) 0%; (b1-b3) 0,4%; (c1-c3) 0,8%; (d1-d3) 1,2%; (e1-e3) 2,0% e (f1-f3) 3,0% [6].

Observando a Figura 2.19 pode-se verificar a evolução do tamanho e da morfologia das partículas eutéticas de Si em função do aumento da adição de Mg. Como mostrado na Figura 2.19 (a) uma estrutura longa e acicular de Si eutético é exibido pela liga binária Al-10%Si. Além disso, partículas grosseiras de Si com morfologia poliédrica estão presentes devido ao não equilíbrio de solidificação. Entretanto, conforme as Figuras 2.19 (b-f), a adição de Mg substancialmente influencia ambos o tamanho e morfologia da estrutura eutética do Si. Modificações significantes e contínuas do Si eutético são observadas com o aumento do teor de Mg. Com adição de 0,4% de Mg, o Si eutético poliédrico é suprimido, mas o Si eutético em formato de agulha ainda pode ser observado. Quando 0,8% de Mg é adicionado, uma transição notável ocorre, e o Si eutético é significativamente refinado, altamente ramificado e agrupado em regiões eutéticas interdendríticas. Quando o teor de Mg está em 2,0%, uma estrutura eutética de Si totalmente modificada e com estruturada tipo “coral” é formada, como mostra a Figura 2.19 (e-h). Contudo, quando o teor de Mg é aumentado ainda mais, nenhuma diferença microestrutural significativa é observada.

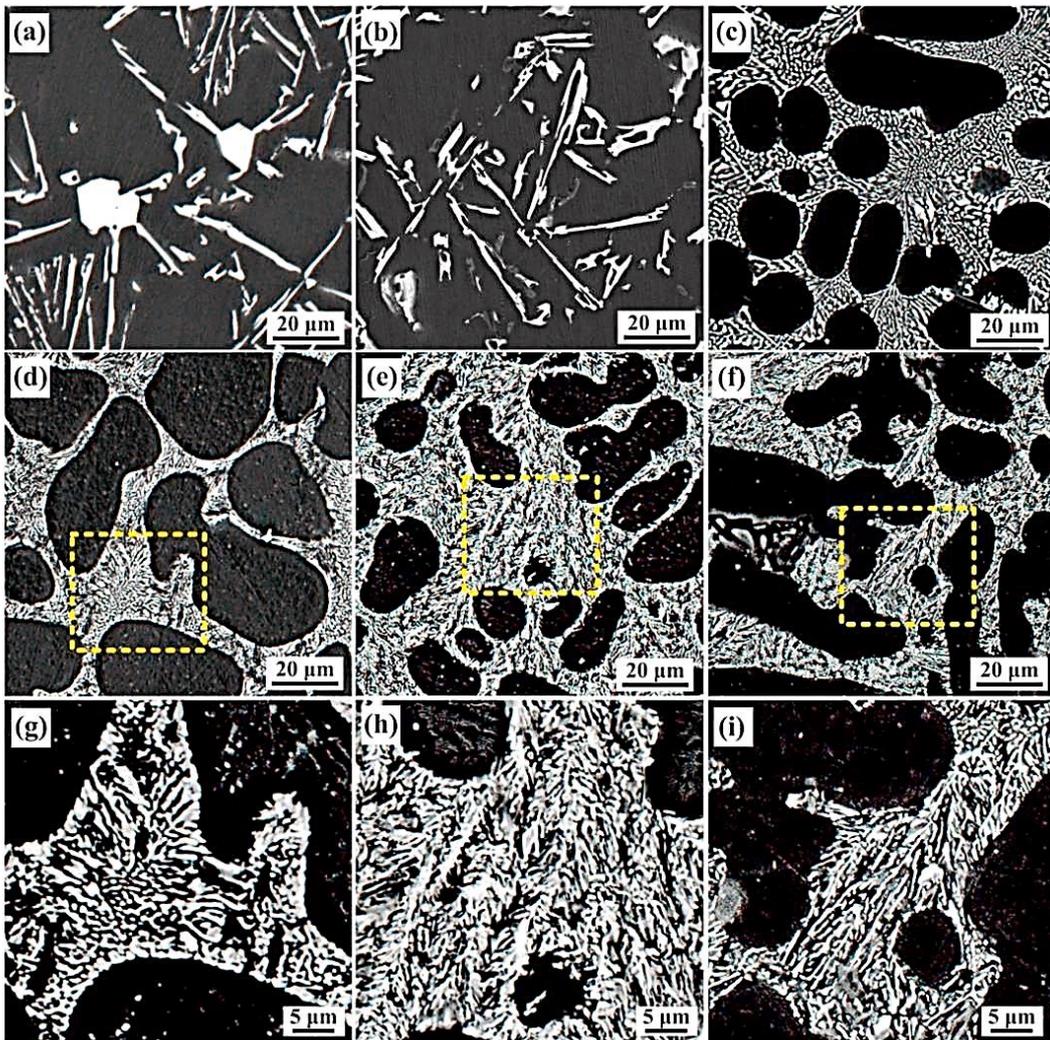


Figura 2.19. Micrografias de MEV (modo BSE) mostrando estruturas de Si eutético da liga fundida Al-10%Si para seis adições de diferentes teores de Mg: (a) 0%; (b) 0,4%; (c) 0,8%; (d) 1,2%; (e) 2,0%; (f) 3,0%. (g), (h) e (i) mostram micrografias ampliadas de (d), (e) e (f) [6].

A Figura 2.20 (a) apresenta curvas típicas de engenharia tensão-deformação das ligas Al-10%Si em função do aumento do teor de Mg. O Limite de escoamento (σ_y), limite de resistência à tração (σ_u) e alongamento (δ) da liga binária Al-10%Si são, respectivamente, 69 MPa, 161,6 MPa e 11,1%. Com adição de 0,4% de Mg, σ_y e σ_u aumentaram 34,1% e 23,2%, e δ teve uma leve redução devido à fase intermetálica Mg_2Si . Ao contrário do tratamento térmico de ligas Al-Si-Mg, mais adição de Mg melhora simultaneamente o limite de escoamento e ductilidade. Quando o nível de adição aumentou para 2,0% de Mg, σ_y , σ_u e δ

aumentaram para 159,4 MPa, 275,3 MPa e 12,4%, respectivamente, o que corresponde a um aumento de 131%, 70,4% e 27% em relação à liga binária. A Figura 2.20 (b) compara propriedades mecânicas de tração de ligas Al-Si-Mg tratadas termicamente e comumente utilizadas na indústria com propriedades das ligas estudadas pelos autores. Foi observado que a liga Al-10%Si-2,0%Mg fundida exibe uma combinação superior de resistência à tração e ductilidade comparada com ligas tratadas termicamente homologadas.

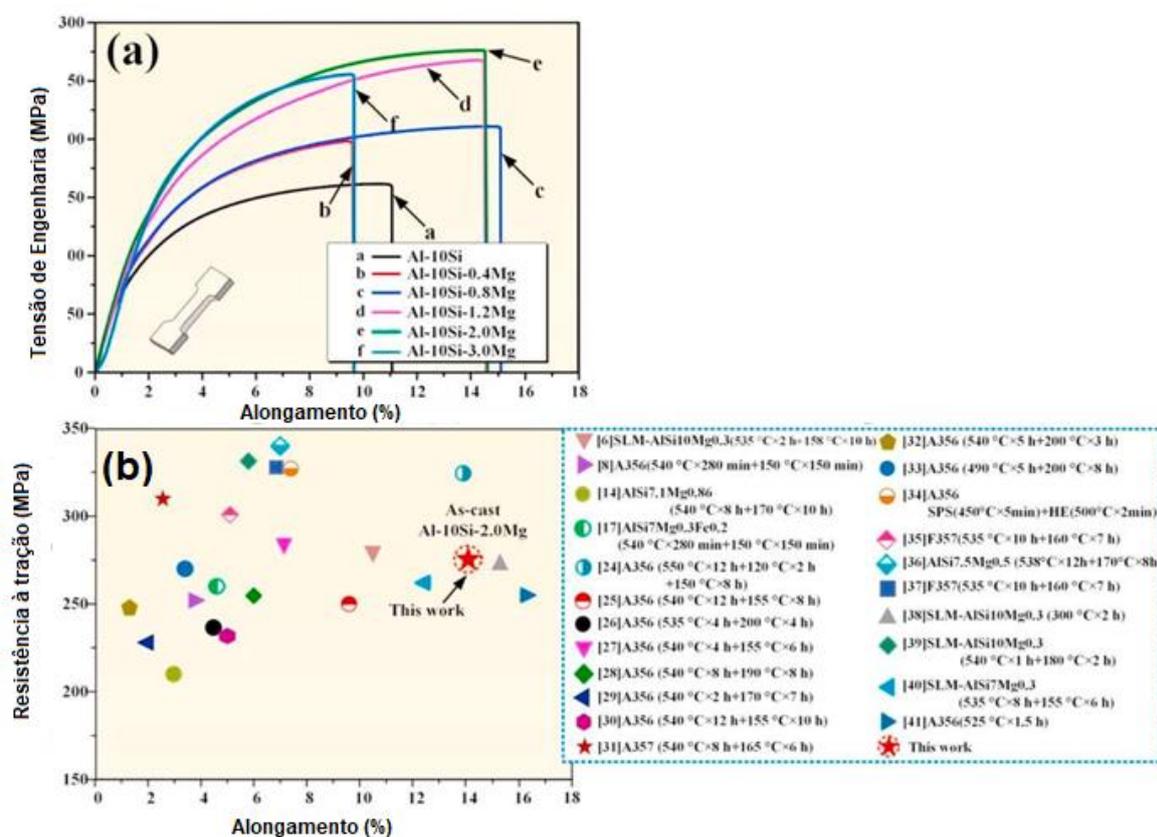


Figura 2.20. (a) Curvas tensão-deformação de engenharia das ligas Al-10%Si-xMg com vários níveis de adição de Mg. (b) Propriedades mecânicas homologadas de ligas Al-Si-Mg tratadas termicamente em comparação com as propriedades das ligas estudadas por Li et al. [modificado de 6].

Maiores teores de adição até 3,0% afetam adversamente ambos σ_u e δ , que são severamente reduzidos quando comparado com o teor de 2,0% de Mg; entretanto, ainda foram melhorados em 136,1% e 58% respectivamente, em

relação a liga Al-10%Si livre de Mg. De acordo com a micrografia MEV e correspondente mapeamento por EDS apresentados na Figura 2.21, defeitos de contração foram evidenciados quando adicionado 3,0% de Mg, o que prejudicou fortemente as propriedades mecânicas, especialmente ductilidade, devido a redução na área útil da seção transversal do corpo-de-prova de tração durante carregamento.

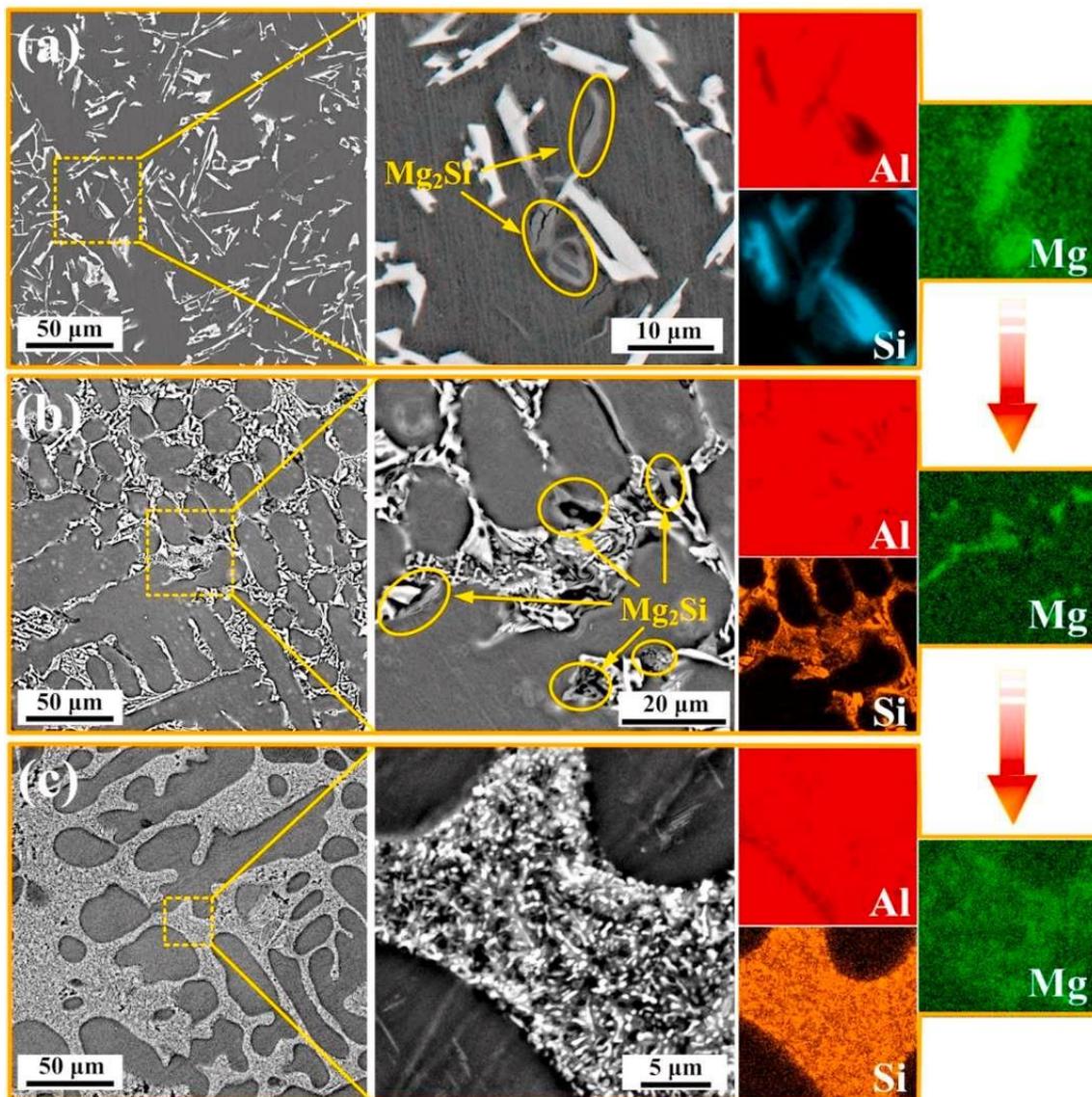


Figura 2.21. Micrografias MEV (BSE) e análises EDS que mostram a distribuição da fase intermetálica Mg_2Si em ligas Al-10%Si com vários níveis de adição de Mg: (a) 0,4%; (b) 0,8% e (c) 2,0% [6].

Zhu e coautores [24] estudaram os efeitos da variação dos teores de Mg e Si na microestrutura e na morfologia da fase Mg_2Si em ligas Al-Si-Mg produzidas por fundição sob pressão. Produziram amostras para dois grupos de ligas: um deles com ligas Al-2,4%Si-xMg ($x=5,2, 6,8, 7,5, 9,6$ e $12,3$) e outro com ligas Al-ySi-7,5%Mg ($y=2,0, 2,2, 2,4, 2,6$ e $2,8$). A falta de homogeneidade microestrutural das ligas Al-Mg-Si foi melhorada aumentando os níveis de Mg ou Si. O aumento dos teores de Mg ou Si diminuiu a fração de grãos grosseiros α -Al primários aglomerados na zona central do lingote, reduzindo ainda o tamanho do grão α -Al, tornando a microestrutura mais uniforme.

Maiores teores de Mg e Si têm efeitos contrários na morfologia eutética do Mg_2Si . Enquanto Mg aumenta a irregularidade da morfologia do Mg_2Si , o Si promove crescimento regular do Mg_2Si eutético, na forma de bastonetes com espaçamento interfásico inferior.

Para essas ligas experimentais Al-Mg-Si fundidas sob pressão, ambos Mg e Si melhoraram a resistência mecânica com decréscimo da ductilidade. No entanto, a redução de alongamento específico para cada 1 MPa de melhoria do limite de escoamento foi de 2,60% adicionando Mg, mas de apenas 1,67% em função da adição de Si.

As variações dos teores de Si e Mg induziram evoluções notáveis de microestrutura não homogênea e morfologias da fase Mg_2Si nos lingotes produzidos, as quais demonstraram influências importantes nas propriedades mecânicas de tração. A Figura 2.22 mostra as variações das propriedades de tração das ligas Al-xMg-2,4%Si ($x= 5,2, 6,8, 7,5, 9,6$ e $12,3$) e Al-7,5%Mg-ySi ($y=2,0, 2,2, 2,4, 2,6$ e $2,8$) preparadas por fundição sob pressão em câmara fria. Nota-se que aumentando o teor de Mg de 5,2 para 12,3%, uma melhora no limite de escoamento (de 159 MPa para 192 MPa) e uma considerável diminuição no alongamento (de 16,9% para 4,2%) foram observadas. O limite de resistência à tração inicialmente aumentou para 346 MPa quando o teor de Mg aumentou para 7,5%, mas diminuiu para 306 MPa quando o teor de Mg foi aumentado para 12,3%. A Figura 2.22(b) indica que o aumento no teor de Si (de 2,0 para 2,8%) pode aumentar ligeiramente o limite de escoamento (de 162 MPa para 171 MPa)

e o limite de resistência à tração (de 327 MPa para 348 MPa), mas diminuiu significativamente o alongamento específico (de 14,3% para 8,9%).

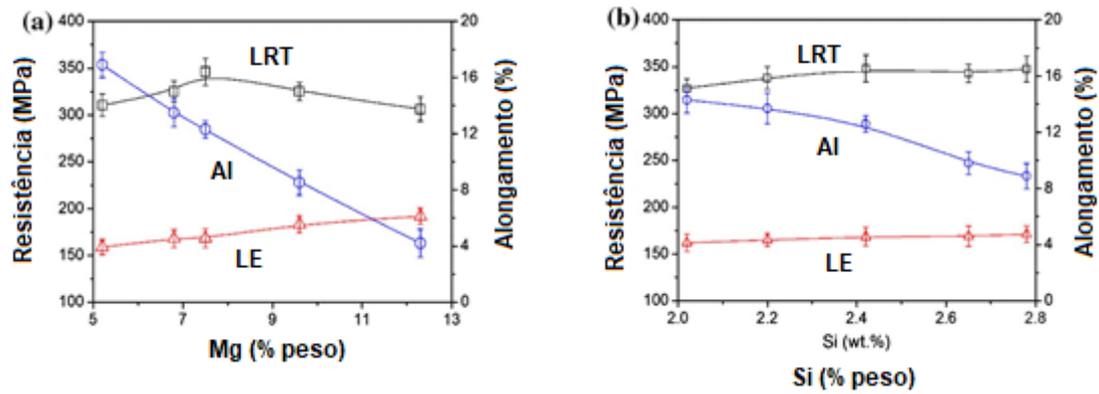


Figura 2.22. Efeitos do (a) Mg e (b) Si nas propriedades mecânicas de tração de ligas injetadas sob pressão Al-xMg-2,4%Si e Al-7,5%Mg-ySi [Adaptado de 24].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste Mestrado foi utilizada uma sequência metodológica, conforme as seguintes etapas:

a. Preparação e obtenção das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg a partir da solidificação direcional em condições transientes de extração de calor

i. Corte dos metais puros (Al, Si e Mg), cálculo das massas e pesagem dos metais;

ii. Preparação da lingoteira com termopares K posicionados em pontos específicos ao longo do comprimento dos lingotes (Posições (P)= 5mm, 10 mm, 15mm, 20mm, 25mm, 45mm, 60mm e 75mm) e lixamento da chapa molde de aço 1020 (#1200) para posterior acoplamento ao dispositivo de solidificação direcional;

iii. Fusão das ligas em forno de indução, vazamento do metal líquido em um cadinho e em um molde de grafite (solidificação natural). O metal solidificado do cadinho foi levado ao forno de indução junto a um termopar para ser refundido e posteriormente determinada as temperaturas *liquidus* e eutética por meio de análise térmica durante o resfriamento lento;

iv. O metal solidificado no molde de grafite foi refundido no forno de indução, desgaseificado durante 3 minutos com gás argônio e posteriormente vertido na lingoteira acoplada ao forno de solidificação direcional. Um superaquecimento de 5% acima da temperatura *liquidus* foi utilizado.

b. Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação

v. Através dos registros dos dados térmicos (computador e software de aquisição) ao longo do comprimento do lingote, foram obtidos os perfis térmicos de resfriamento permitindo posterior determinação experimental das velocidades das isothermas *liquidus* (V_L) eutética (V_E) e das taxas de resfriamento *liquidus* (\dot{T}_L) e eutética (\dot{T}_E);, considerando uma dada posição ao longo do comprimento do lingote;

c. Preparação e Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

vi. Foram feitos cortes longitudinais e transversais nos lingotes solidificados direcionalmente para retirada das amostras e a posterior análise metalográfica (macroestrutura e microestrutura);

vii. Aquisição das micrografias das amostras através do microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV) e quantificação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2), utilizando o programa ImageJ;

viii. Análises micrográficas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS);

d. Propriedades Mecânicas de Tração

ix. Corte e usinagem dos corpos de prova tipo chapa para os ensaios de tração;

x. Realização dos ensaios de tração à temperatura ambiente.

3.1 Equipamentos e Materiais para Obtenção dos Lingotes

- Serra de Fita: Equipamento para cortes dos metais puros e dos lingotes solidificados, marca Franho, modelo FM-50.
- Balança Digital: Foi utilizada para pesagem dos metais puros. A balança eletrônica deve ter uma precisão de 0,01g (marca Toledo, modelo AB-204 Mettler).
- Lingoteira: Para obtenção dos lingotes solidificados e fabricada em aço inoxidável AISI 316. Possui oito furos nas laterais para inserção dos termopares, os quais monitoram as temperaturas do metal durante a solidificação;
- Termopares: Os termopares utilizados neste experimento foram da marca ECIL do tipo K, isto é, constituído de termoelementos Chromel/Alumel, faixa de utilização de 0°C a 1260°C e limite de erro de $\pm 2,2^\circ\text{C}$. Todos os termopares foram conectados ao sistema de aquisição de dados e este a um computador.

- Chapa-molde: Substrato fabricado em aço baixo carbono SAE 1020, possuindo 100 mm de diâmetro e 3mm de espessura. Foi polida com lixas até acabamento de 1200 *mesh*.
- Cadinho: O cadinho de carbetto de silício foi revestido internamente com camada de suspensão à base de alumina, na especificação *Carborundum* modelo *QF-180*, para evitar contaminação das ligas e facilitar a desmoldagem do fundido;
- Forno de indução: Foi utilizado para fusão das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg, marca *Inductotherm VIP*, modelo *Power-trak 50-30R*.
- Dispositivo de Solidificação Direcional Transitória: Este forno consistiu em um tubo mecânico de aço carbono sem costura com uma camada interna de massa refratária e suportes para as resistências elétricas. O sistema de controle de potência do dispositivo permitiu controlar os diferentes níveis de superaquecimento para o metal líquido. Acoplado à base do equipamento encontra-se o sistema de refrigeração, que utiliza água como fluido refrigerante e também o sistema de conexão (fixação) com a lingoteira. O fluido refrigerado ao atingir a base inferior da lingoteira promoveu a extração de calor unidirecional vertical e consequentemente a solidificação ascendente da liga. A Figura 3.1 mostra uma representação esquemática do aparato experimental utilizado [12];
- Equipamento de aquisição de dados: O sistema de aquisição de dados para registro dos perfis térmicos é da marca *ALMEMO*, modelo *2890-8* com resolução de leitura de um ponto por segundo e apresenta uma configuração que permite a aquisição direta de temperatura em até nove canais de entrada e dois canais de saída. Este equipamento possui um software que realiza as medições de temperatura em tempo real dos termopares e permitiu que esses dados fossem armazenados e monitorados via computador.

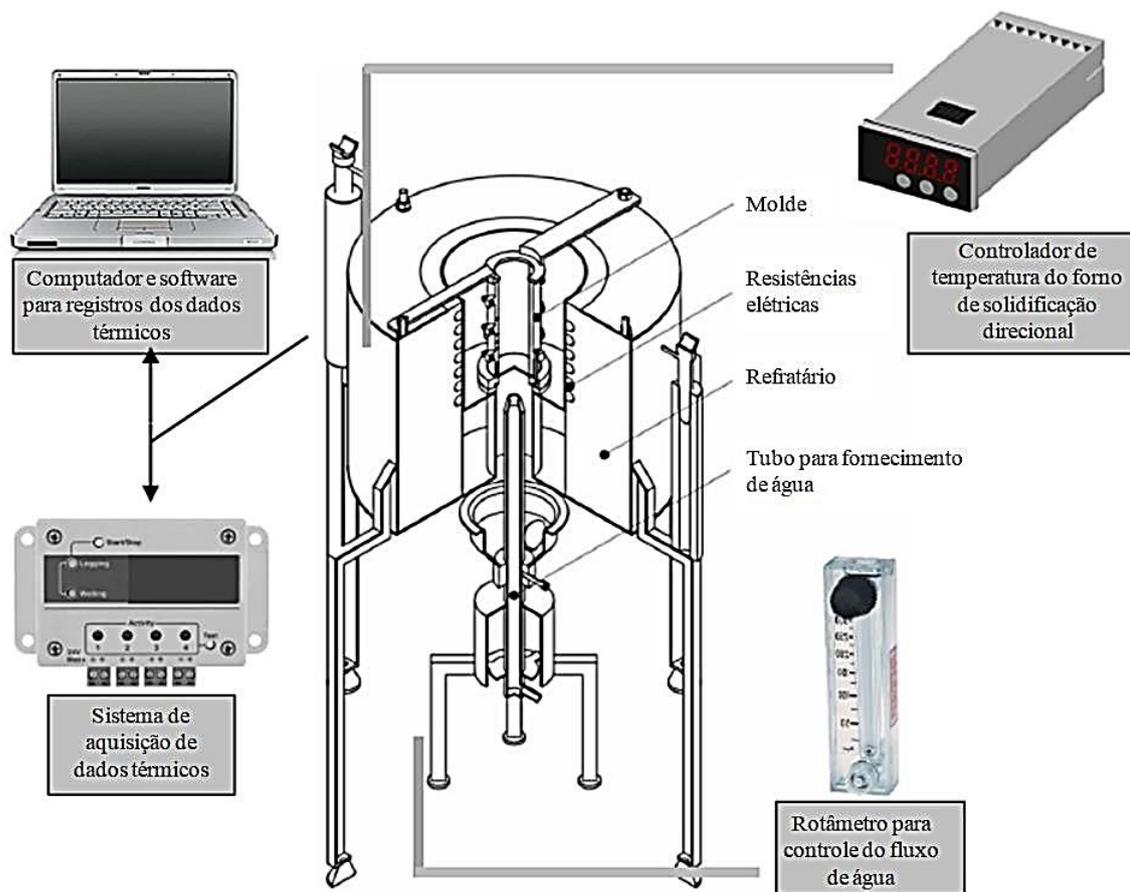


Figura 3.1. Esquema ilustrativo do sistema de solidificação unidirecional para regime de fluxo transiente acoplado com os dispositivos necessários [14].

3.2 Preparação das Ligas

A quantidade de metal a ser fundida foi calculada em função da capacidade volumétrica da lingoteira e do cadinho de carbetto de silício. Utilizando a balança eletrônica de precisão, os metais comercialmente puros alumínio, silício e magnésio foram pesados para garantir o exato balanço estequiométrico de massas na fusão das ligas. A quantidade de magnésio utilizada foi de aproximadamente 25% em peso maior do que a calculada devido a ser um metal volátil. Tal previsão baseia-se em evidências experimentais colhidas nos testes prévios realizados para fabricação destas ligas.

Os metais foram levados ao forno de indução para fusão das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg. Após a completa homogeneização das

ligas, uma pequena quantidade de metal fundido foi vertida no cadinho de carvão de silício revestido com uma camada interna refratária de alumina e com um termopar tipo K em seu interior, para obtenção das temperaturas *liquidus* e eutética das ligas de interesse. O cadinho foi envolto por um feltro de lã de rocha para aumentar o isolamento térmico. O restante do material fundido foi vertido em um molde de grafite para ser posteriormente refundido.

Após a determinação da temperatura *liquidus* e eutética, o material já solidificado no molde de grafite foi refundido no forno de indução e vertido na lingoteira bipartida acoplada ao forno de solidificação direcional. Quando o metal fundido atingiu uma temperatura de superaquecimento de 5% acima temperatura *liquidus*, o sistema de refrigeração foi acionado.

3.3 Determinação dos Parâmetros Térmicos de Solidificação

Perfis térmicos experimentais foram obtidos pelos termopares ao longo dos lingotes, o que possibilitou identificar os tempos correspondentes às passagens da frente eutética e da isoterma *liquidus* em cada posição monitorada. Para o cálculo da velocidade da frente eutética ou isoterma *liquidus* em função da posição, foi necessário derivar uma função de posição expressando a posição em função do tempo de passagem $P=f(t)$, resultando em: $V= dP/dt$. A função $P=f(t)$ foi obtida experimentalmente através de interpolações para os tempos de passagem da frente eutética e da isoterma *liquidus* em cada posição com inserção de termopares.

As taxas de resfriamento (\dot{T}) para cada posição foram obtidas através do resultado do quociente das temperaturas registradas imediatamente antes e depois da temperatura eutética e da temperatura *liquidus*, e dos tempos correspondentes, ou seja, $\dot{T}=\Delta T/\Delta t$. Este parâmetro representa a inclinação da curva de resfriamento associada à passagem da frente de solidificação.

3.4 Caracterização da Macroestrutura e da Microestrutura

Os lingotes das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg foram cortados em seções longitudinais cujas direções foram paralelas ao sentido de extração de calor. A fim de verificar a macroestrutura resultante do processo de solidificação, a amostra foi lixada com lixas de granulometria de 80, 180, 320, 400 e 600 *mesh* e, posteriormente, atacada com uma solução para revelar a macrografia (Reagente Keller) composta por 1 mL HF + 1,5 mL HCl + 2,5 mL HNO₃ + 50 mL H₂O destilada.

Para verificar a microestrutura, mapear as morfologias e distribuição de fases presentes nas ligas, foram realizados cortes nas seções transversais e longitudinais, a partir da base refrigerada, nas posições dos termopares 5mm, 10mm, 15mm, 20mm, 25mm, 45mm, 60mm, 75mm (Figura 3.2).

As amostras longitudinais e transversais foram embutidas a frio em resina de poliéster e posteriormente lixadas e polidas com pasta de alumina utilizando uma politriz rotativa. O ataque químico foi feito utilizando uma solução de 0,5% (vol.) HF + 99,5% (vol.) H₂O destilada.

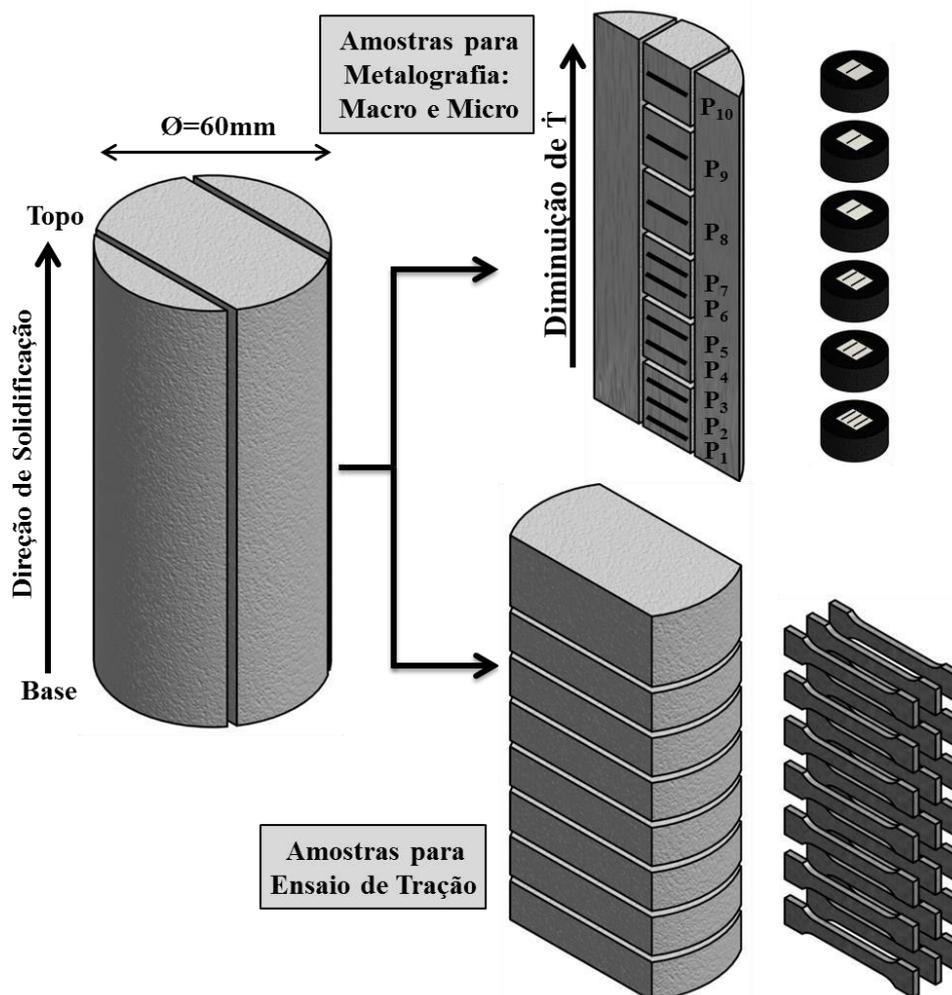
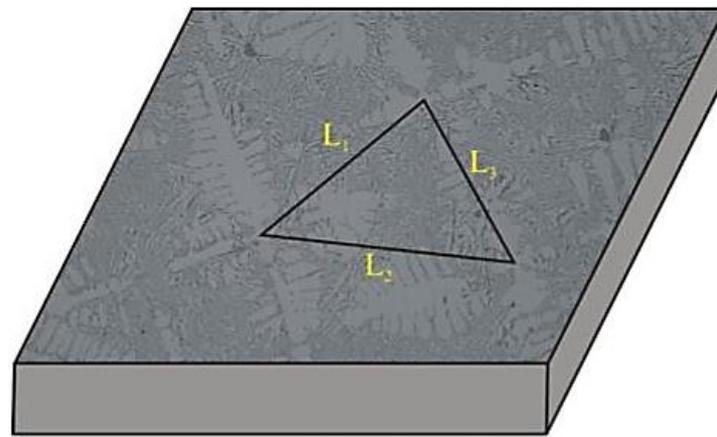


Figura 3.2. Representação esquemática da rota de preparo de amostras a partir dos lingotes das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg [18].

As micrografias foram registradas utilizando um microscópio óptico (marca *Union* modelo *MC* série 85782) com um sistema de processamento de imagens. Para quantificar os parâmetros microestruturais o método do triângulo foi utilizado a fim de determinar os valores dos espaçamentos dendríticos primário (λ_1) em seções transversais das ligas solidificadas, conforme Figura 3.3. Nas amostras longitudinais, foram determinados os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) pelo método do intercepto, conforme ilustra a Figura 3.4. A expressão $\lambda_2 = L/(n-1)$ foi considerada, onde λ_2 representa a distância dendrítica secundária, 'L' representa o comprimento pré-definido da reta de referência adotada e 'n' o número de interseções ao longo da distância L. Dessa maneira foi possível obter

uma média dos valores para cada posição analisada e um intervalo de dispersão [18].



$$\lambda_1 = \frac{L_1 + L_2 + L_3}{3}$$

Figura 3.3. Medição de λ_1 pelo método do triângulo [12].

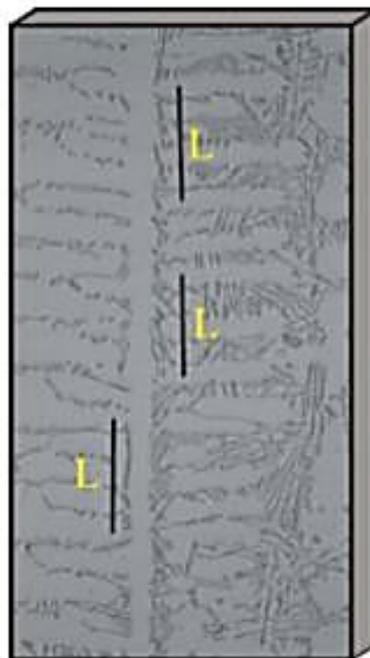


Figura 3.4. Medição de λ_2 pelo método do intercepto, sendo 'L' o comprimento da linha [12].

3.5 Caracterização das Estruturas de Solidificação por MEV/EDS

Para avaliar a morfologia tridimensional dos compostos intermetálicos e do Si formados para as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg foi realizada análise em MEV com reagente adequado. O equipamento Philips SEM (XL-30 FEG) foi acoplado a um espectrômetro de raios-x dispersivo em energia (EDS) e forneceu também as análises químicas semi-quantitativas e mapeamentos elementais das regiões de interesse.

Algumas posições ao longo dos lingotes foram selecionadas e as microestruturas foram obtidas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

3.6 Ensaios de Tração

Corpos de prova tipo chapa foram extraídos dos lingotes solidificados direcionalmente, conforme mostrado anteriormente na Figura 3.2. Os mesmos foram preparados de acordo com a norma ASTM Standard E8-E8M-16a [34] e testados em uma máquina de tração Instron 5500R a uma taxa de deformação de $3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Para cada posição dos lingotes, foram retirados quatro corpos de prova a fim de determinar o limite de resistência à tração (σ_u), limite de escoamento (σ_y) e alongamento específico (δ).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Parâmetros Térmicos de Solidificação

Os perfis térmicos registrados das duas ligas Al-Si-Mg estão demonstrados na Figura 4.1. Cada linha mostra a evolução temporal da temperatura do metal líquido em um determinado ponto ao longo do comprimento do lingote solidificado direcionalmente. As posições (P) 5 mm e 10 mm referem-se às distâncias menores em relação à base resfriada do lingote, enquanto altos valores de “P” significam posições com uma distância maior, com perfis de resfriamento mais brandos. Os perfis de resfriamento registrados foram muito úteis para determinar as taxas de resfriamento e velocidades de solidificação, como será visto a seguir. As temperaturas *liquidus* (T_L) são demonstradas através de linhas tracejadas horizontais nos gráficos da Figura 4.1. Essas temperaturas foram obtidas a partir do exame dos resultados observados nas curvas de resfriamento registradas por meio de um resfriamento muito lento, conforme Figura 4.2.

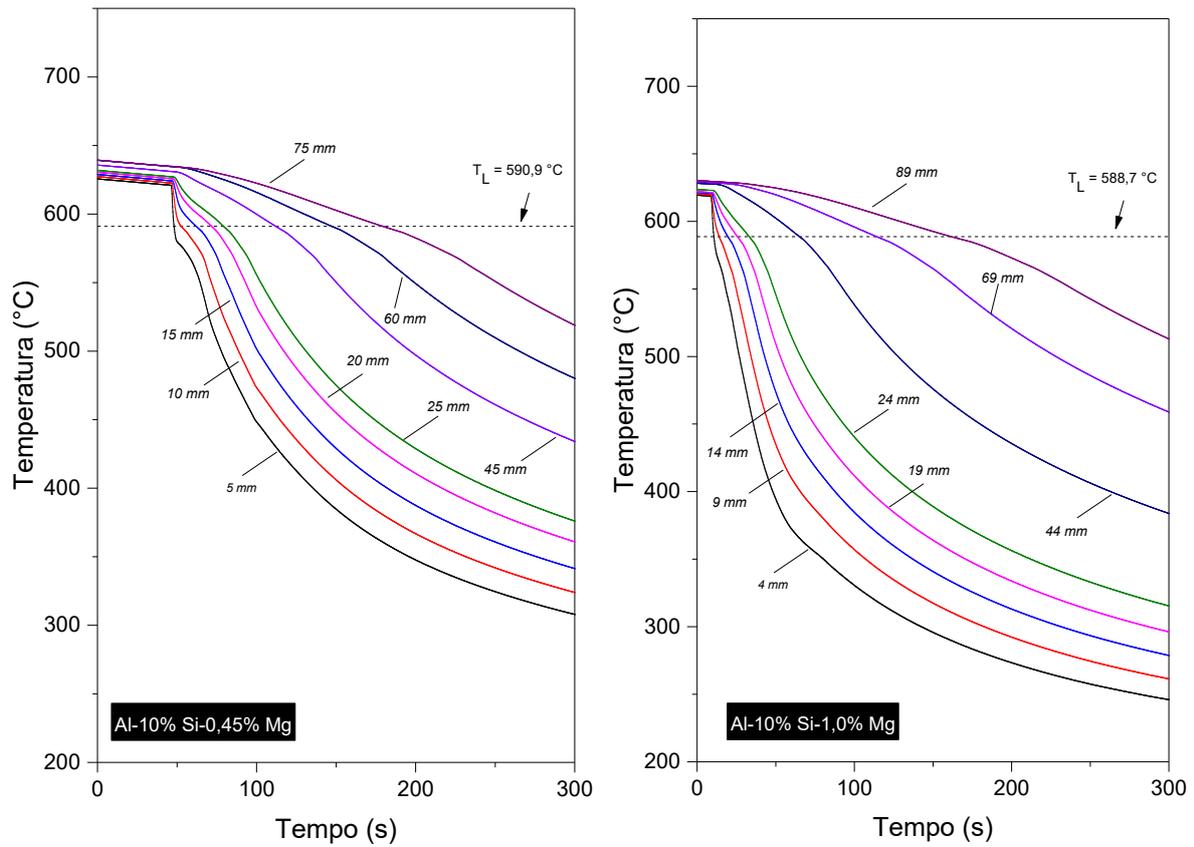


Figura 4.1. Perfis de temperatura x tempo registrados em diferentes pontos ao longo do comprimento do lingote durante a solidificação direcional das ligas Al-10%Si-Mg.

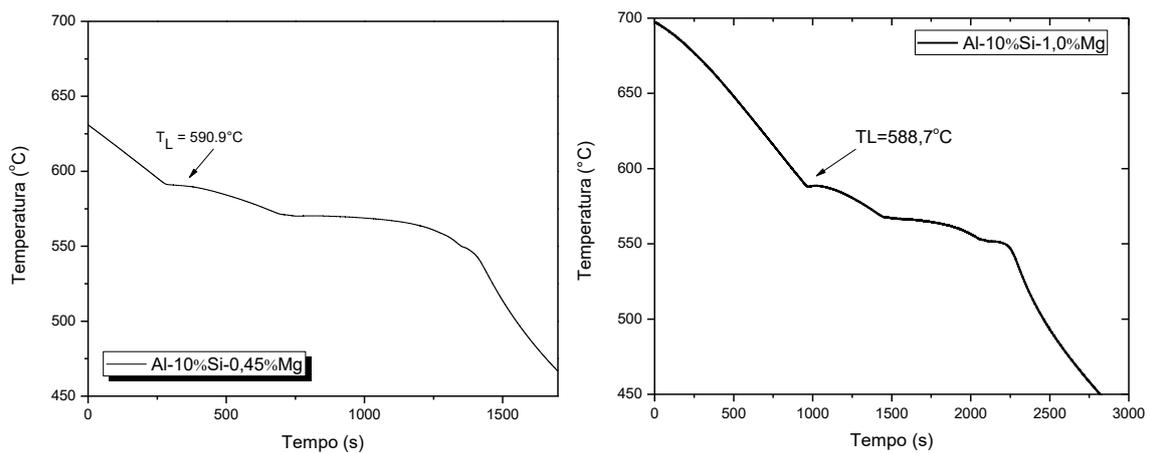


Figura 4.2. Curvas de resfriamento durante solidificação lenta das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.

Os perfis térmicos das posições associadas em cada liga examinada são muito semelhantes, o que indica em certa medida pouca influência do aumento do Mg na queda da temperatura durante a solidificação direcional. Observando os diagramas de solidificação de Scheil na Figura 4.3, pode-se verificar que os intervalos de solidificação das duas ligas são muito próximos, o que justifica as pequenas variações comparativas nos perfis térmicos das mesmas posições entre as duas ligas em torno da temperatura *liquidus*. Embora Timelli e Bonollo [25] afirmaram que o teor de magnésio tem algum impacto na fluidez das ligas Al-Si, diminuindo com o aumento do teor de Mg, parece que teores tão baixos quanto aqueles aplicados às ligas estudadas podem não ser suficientes para alterar significativamente a fluidez da liga.

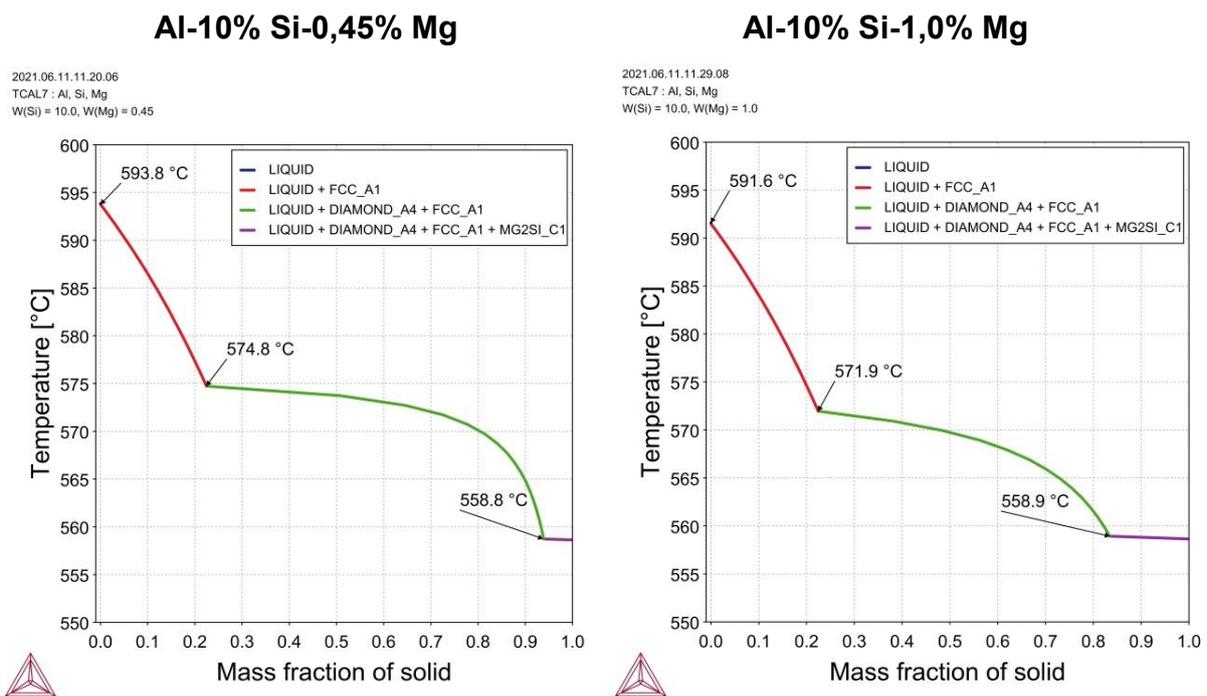


Figura 4.3. Diagramas de Scheil mostrando as sequências de solidificação relacionadas às ligas de Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.

O intervalo de solidificação e a fluidez do metal fundido são considerados fatores chave na alteração da condução térmica na interface metal/molde [26,27]. Esses fatores influenciam os parâmetros térmicos durante a solidificação. No caso

presente, tais fatores parecem não ser suficientes para causar mudanças significativas, como pôde ser observado na Figura 4.1.

As fases formadas e suas proporções são críticas para controlar a solidificação de ligas multicomponentes. A adição de Mg pode alterar a sequência de precipitação de fases, tornando-a mais complexa em ligas Al-Si. Nesse contexto, a abordagem CALPHAD torna-se uma ferramenta importante para modelar ligas multicomponentes [28].

A Figura 4.3 mostra as evoluções de Scheil das frações das fases produzidas para cada liga em função da temperatura. Nota-se que a fase primária α -Al corresponde a 22% da fração mássica, crescendo a partir de altas temperaturas. Em temperaturas mais baixas, a fase Si precipita até que a temperatura atinja o patamar eutético. As proporções mássicas previstas de eutético ternário são de 6% e 17% para as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg, respectivamente. Isso significa que os cálculos de Scheil preveem uma fração eutética ternária três vezes maior para a liga com maior teor de Mg.

Os dados da Figura 4.1 permitem o entendimento da evolução da isoterma *liquidus* durante o processo de resfriamento. Podem ser gerados gráficos da posição (P) nos lingotes em função do tempo (t) da isoterma correspondente a cada liga, conforme Figura 4.4. As velocidades de solidificação (V_L) foram obtidas através da derivada de tempo dessas funções P x t, e a derivada em função do tempo de cada curva de resfriamento (dT/dt) foi calculada logo após a passagem das isotermas *liquidus* por cada termopar, permitindo assim que a taxa de resfriamento *liquidus*, \dot{T} , pudesse ser determinada em função de P. Os mapas de cores de taxa de resfriamento e velocidade de solidificação para ambas as ligas são plotados como forma de mostrar as mudanças nesses parâmetros térmicos de solidificação ao longo do comprimento do lingote, conforme observado na Figura 4.5. O parâmetro de gradação é mostrado pela escala de cores no lado direito de cada mapa térmico.

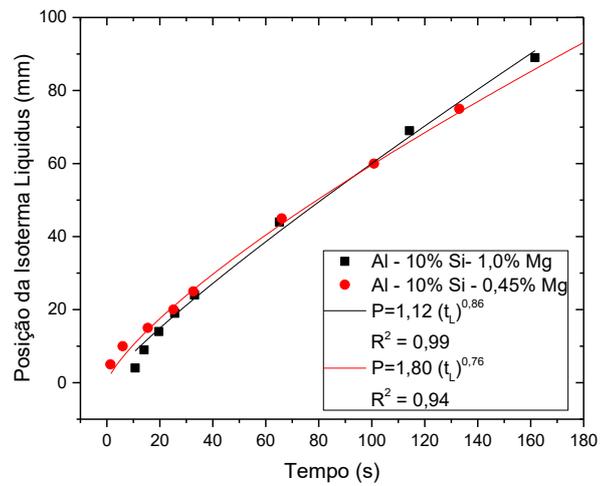


Figura 4.4. Evolução experimental da Posição da Isotherma Liquidus (mm) x Tempo (s) durante a solidificação direcional das ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg.

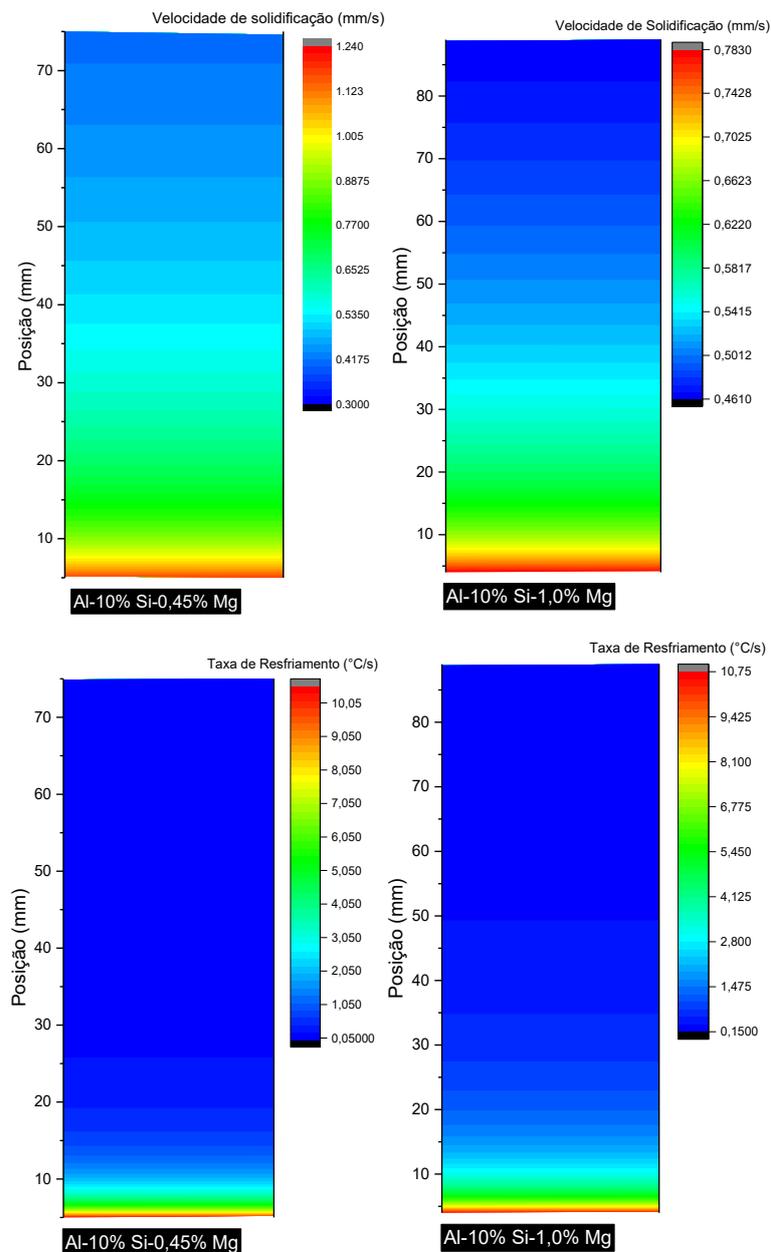


Figura 4.5. Representações em mapas de cores da evolução das velocidades de solidificação e taxas de resfriamento ao longo do comprimento dos lingotes solidificados Al-Si-Mg.

A Figura 4.6 exibe as evoluções experimentais das curvas posição x tempo (eutética), velocidade de avanço da frente eutética (V_E) e da taxa de resfriamento eutética (\dot{T}_E) com a posição a partir da base refrigerada para os lingotes Al-Si-Mg. Em geral, os valores destes parâmetros (V_E e \dot{T}_E) diminuem à medida que há o afastamento da interface metal/molde. Essa diminuição é decorrente de

resistências térmicas que são gradualmente incorporadas ao longo do processo (camadas sólidas que se formam continuamente durante a evolução da solidificação a partir da base do lingote) de solidificação [12]. Considerando as ligas Al-10%Si-Mg, verifica-se que a liga Al-10%Si-1,0%Mg apresenta maiores valores de V_E e \dot{T}_E , possivelmente atribuídos à maior eficiência térmica.

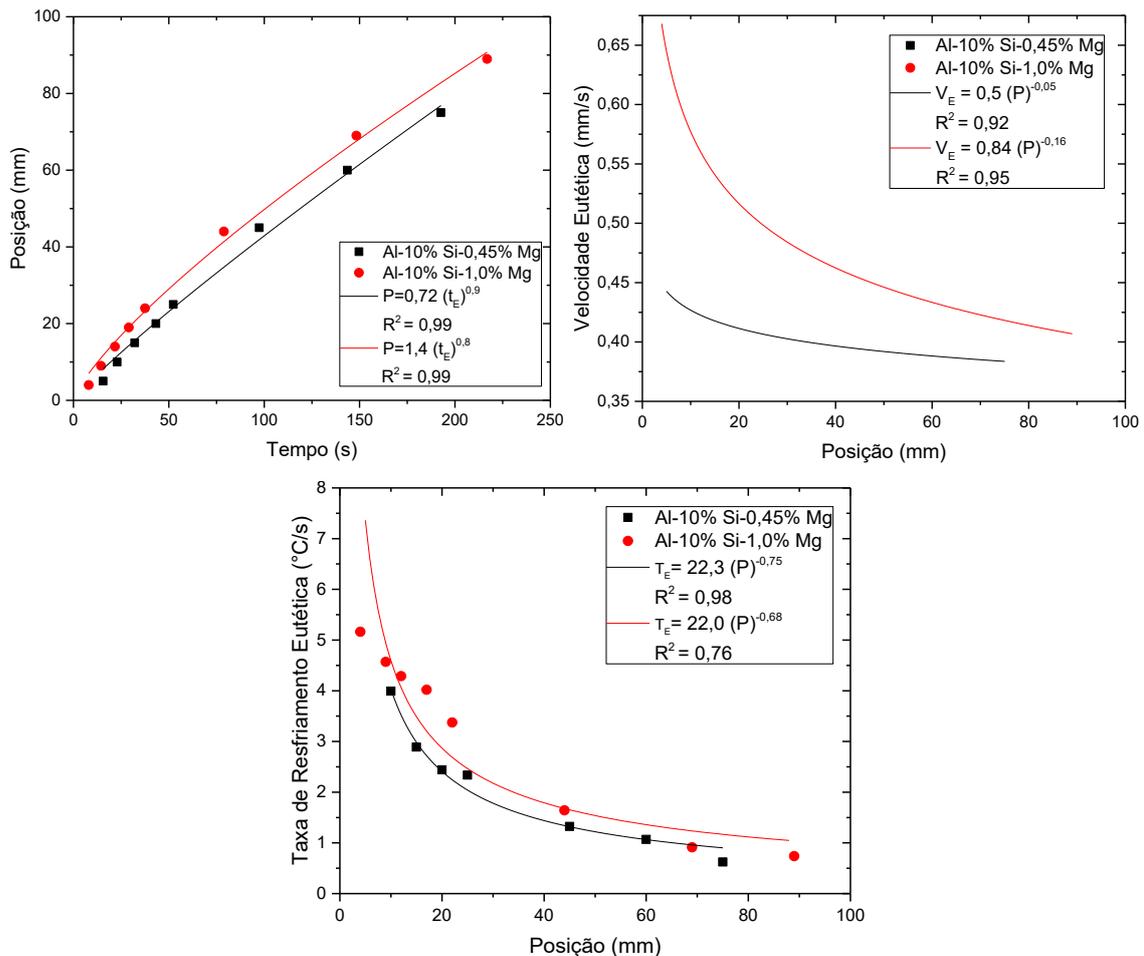


Figura 4.6. Evoluções experimentais associadas ao deslocamento da frente eutética para as ligas Al-10%Si-0,45%Mg e Al-10%Si-1,0%Mg: (a) $P \times t$; (b) $V_E \times P$ e (c) $\dot{T}_E \times P$.

4.2 Caracterização da Macroestrutura e da Microestrutura

A maioria das peças fundidas por solidificação direcional pode ter duas principais zonas de solidificação que correspondem a grãos colunares ou equiaxiais. Essas peças fundidas podem apresentar uma das duas zonas ou ambas, dependendo principalmente das condições de solidificação e da composição da liga. Os grãos colunares geralmente crescem da superfície inferior do molde, onde os gradientes térmicos são maiores, e o crescimento é preferencialmente orientado na direção do fluxo de calor. Assim que os gradientes térmicos em direção ao topo são reduzidos, os grãos equiaxiais podem nuclear no líquido remanescente [29,30]. No caso das macroestruturas da Figura 4.7, altas taxas de resfriamento iniciais proporcionaram um predomínio da macromorfologia colunar em aproximadamente 85% do comprimento do lingote, independentemente do teor de Mg.

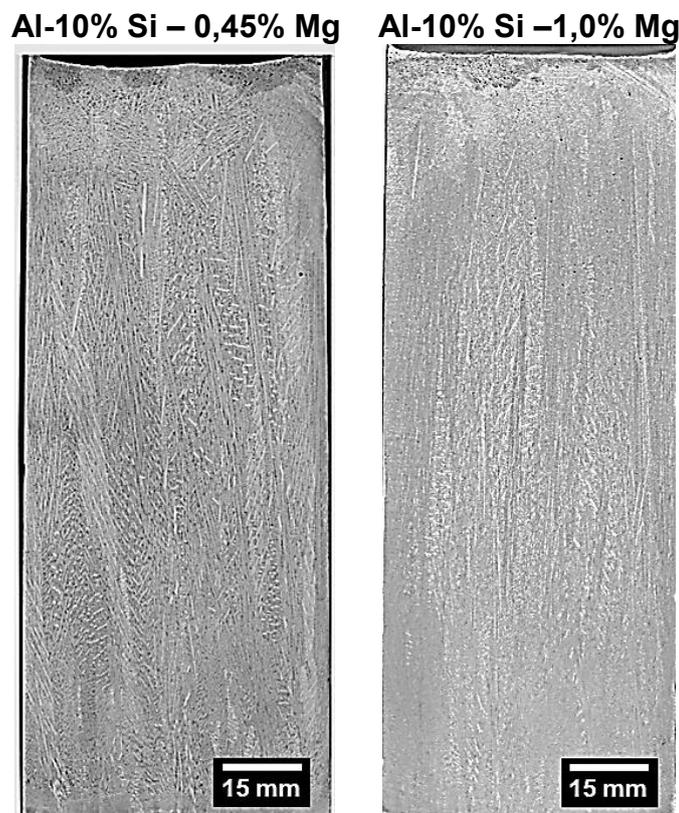


Figura 4.7. Morfologia dos grãos do tipo colunar revelada ao longo da seção longitudinal dos lingotes Al-Si-Mg.

As microestruturas ópticas observadas na Figura 4.8 e Figura 4.9 foram reveladas para verificar as características dos arranjos dendríticos ao longo dos lingotes solidificados. Também é possível comparar os espaçamentos dendríticos nas seções transversais e longitudinais em função dos parâmetros térmicos de solidificação. Imagens como essas foram utilizadas para medir os espaçamentos dendríticos primários (seção transversal) e secundários (longitudinal). Para todos os níveis de taxas de resfriamento, além das dendritas α -Al, as regiões interdendríticas (áreas escuras) são compostas por Si e Mg_2Si , parte do constituinte eutético. Também é possível perceber um efetivo espessamento microestrutural com a redução da taxa de resfriamento, \dot{T} , e da velocidade de solidificação, V_L .

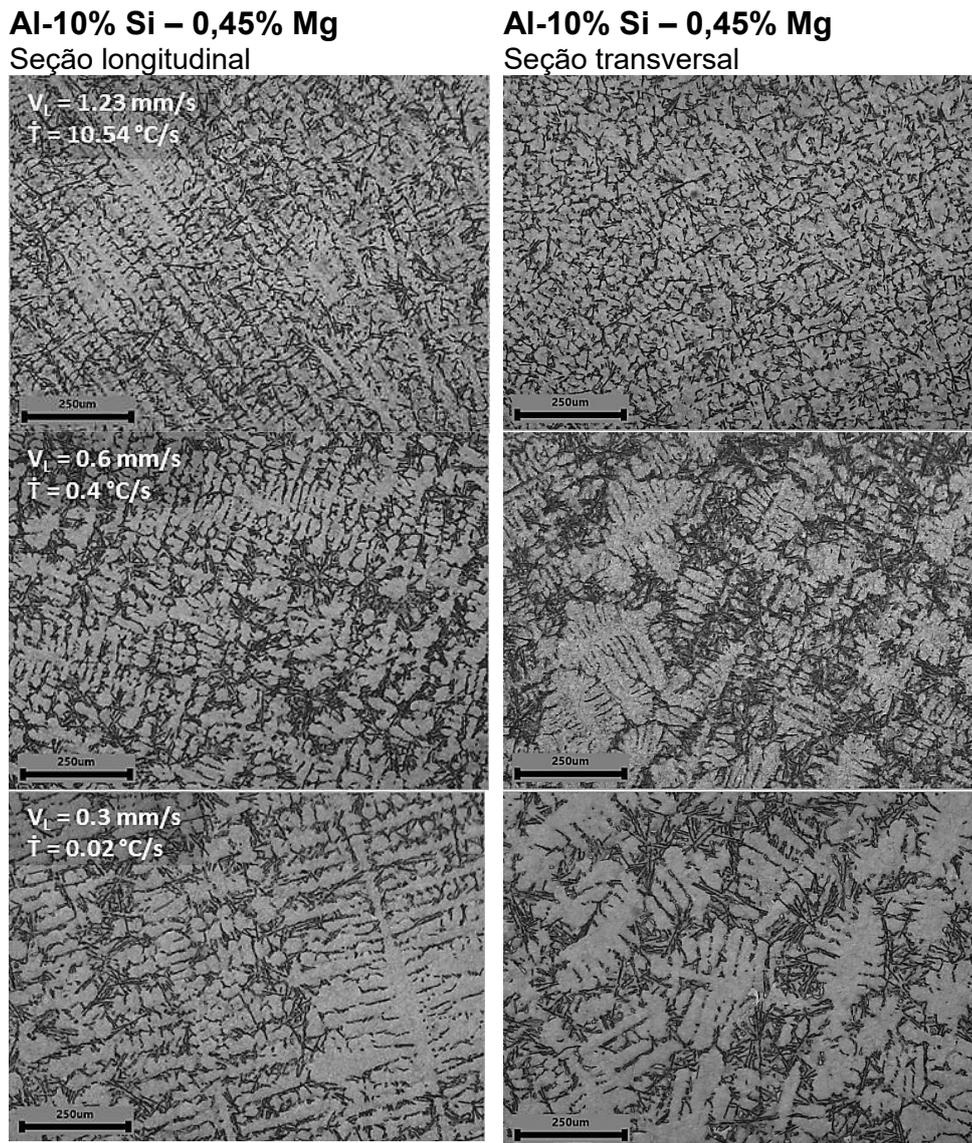


Figura 4.8. Microestruturas ópticas mostrando arranjos dendríticos e suas dependências com as taxas de resfriamento e velocidades de solidificação para a liga Al-10%Si-0,45%Mg.

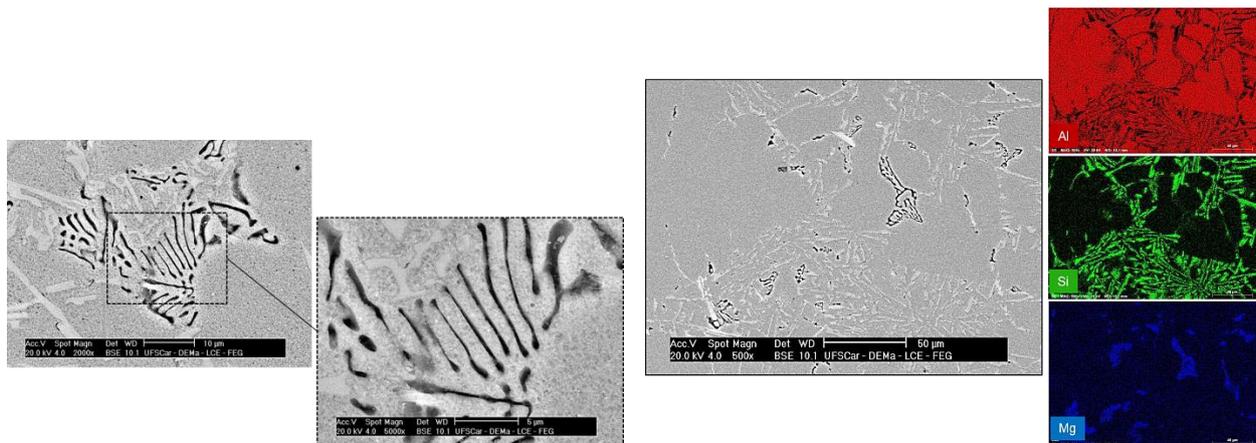


Figura 4.9. Microestruturas ópticas mostrando arranjos dendríticos e suas dependências com as taxas de resfriamento e velocidades de solidificação para a liga Al-10%Si-1,0%Mg.

A Figura 4.10 mostra imagens de MEV com detalhamento das morfologias das fases secundárias para amostras solidificadas com taxas de resfriamento em torno de 10 K/s para ambas as ligas estudadas. A morfologia da fase escura Mg_2Si no eutético ternário é semelhante à escrita chinesa [31]. Partículas de Si (fase clara) mostram uma morfologia lamelar tipicamente encontrada nessas ligas para uma ampla gama de taxas de resfriamento [32,33]. As análises MEV/EDS com mapeamento EDS de elementos na Figura 4.10 mostram a distribuição dos

elementos compondo cada fase formada. Segundo Liu e Kang [31], a adição de Mg às ligas Al-Si-Mg tem um impacto significativo no desenvolvimento de microestruturas de solidificação. Além disso, o aumento do teor de Mg promove um aumento na fração de partículas de Mg_2Si . Isso também foi observado nos presentes resultados.

(a) Al – 10% Si – 1,0% Mg



(b) Al – 10% Si – 0,45% Mg

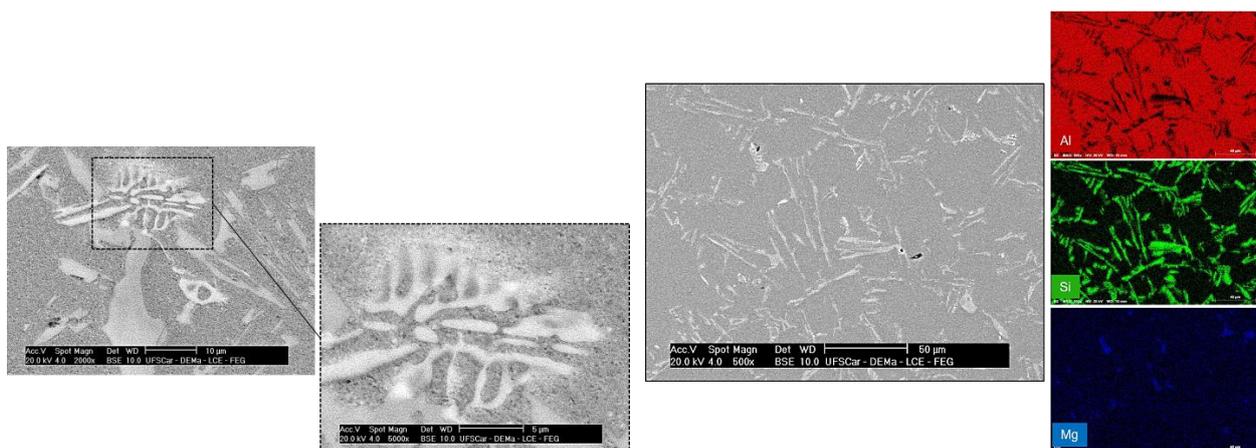


Figura 4.10. Imagens de MEV mostrando as fases formadas, detalhes com maior ampliação e mapeamento de cores dos elementos Al, Si e Mg: (a) Al-10%Si-1,0%Mg e (b) Al-10%Si-0,45%Mg.

4.3 Relações de Crescimento Dendrítico

As evoluções experimentais dos espaçamentos λ_1 e λ_2 são mostradas na Figura 4.11. Houve variações expressivas de valores representativos da escala dendrítica nas duas ligas. Como esperado [12,14], a escala de comprimento relacionada a λ_1 é muito maior em comparação com o tamanho da escala de λ_2 .

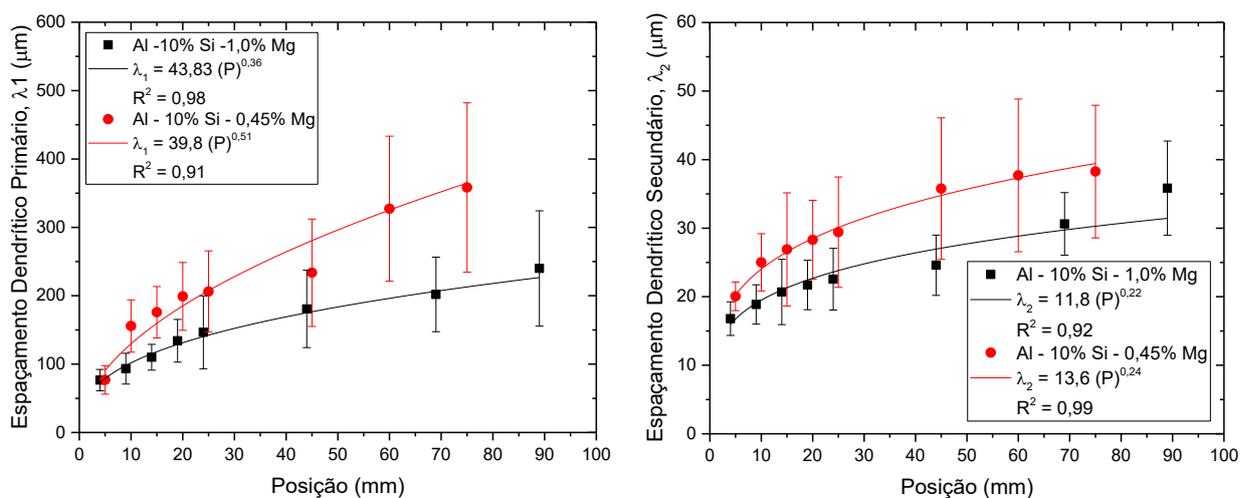


Figura 4.11. Variações experimentais de λ_1 e λ_2 contra a posição ao longo do comprimento dos lingotes das ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg.

A Figura 4.12 mostra uma comparação de resultados para as ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg. No que diz respeito ao crescimento de λ_1 versus \dot{T} , foi obtido um valor de expoente de -0,4 através de uma única relação sendo capaz de representar todo o conjunto de pontos experimentais de ambas as ligas. Enquanto o expoente -0,55 é aquele mais comumente utilizado neste tipo de relação para ligas binárias de Al [35,36], a solidificação de ligas ternárias com formação mais complexa de fases pode ter induzido um expoente ligeiramente inferior. Outra avaliação envolveu a plotagem de λ_2 contra a velocidade de solidificação, V_L , como também pode ser observado na Figura 4.12. Neste caso, a liga contendo maior teor de Mg apresentou valores menores de λ_2 se uma mesma velocidade de solidificação for considerada.

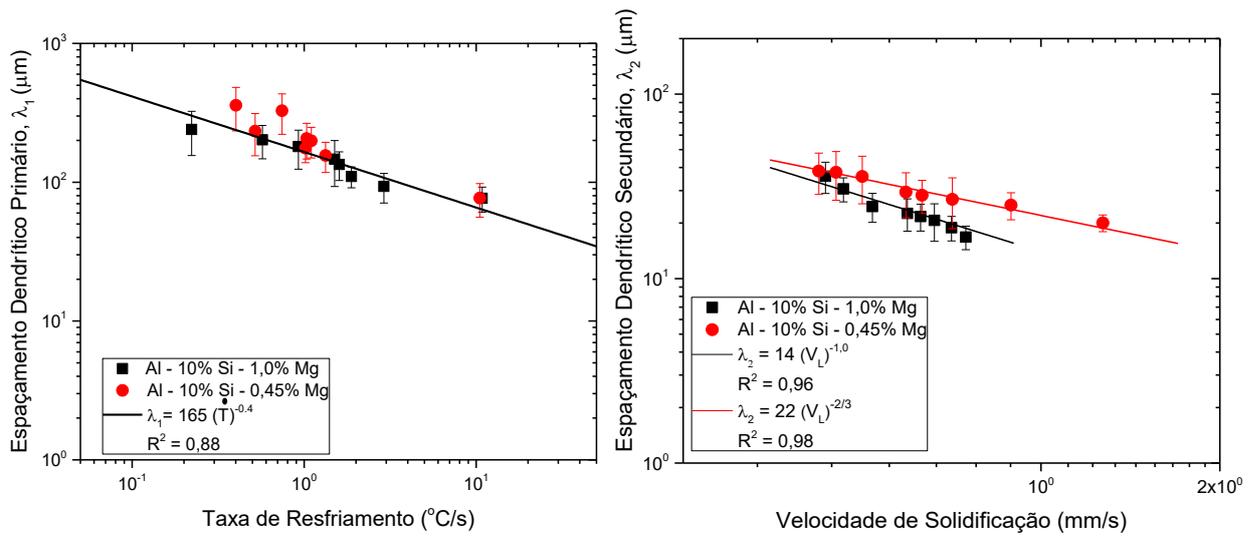


Figura 4.12. Relações experimentais de espaçamentos microestruturais com parâmetros térmicos de solidificação, como taxa de resfriamento e velocidade de solidificação para ligas Al-Si-Mg.

4.4 Correlações entre Parâmetros Microestruturais e Propriedades

Mecânicas de Tração

Os resultados da Figura 4.13 mostram curvas tensão-deformação representativas das duas ligas examinadas para amostras associadas a diferentes taxas de resfriamento.

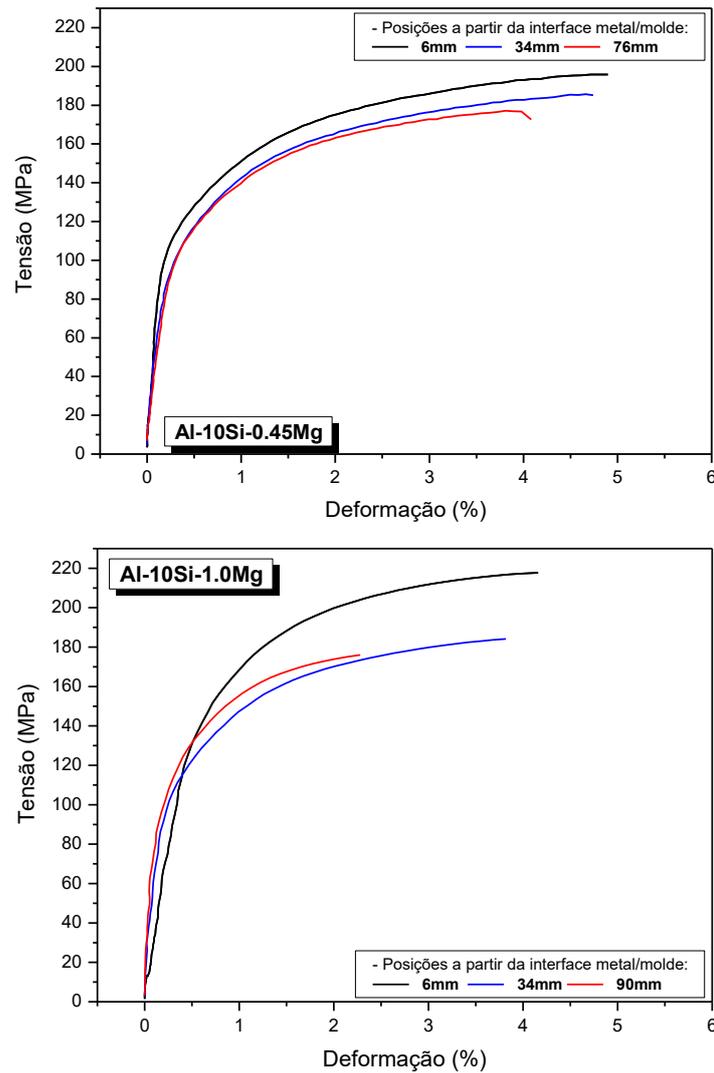


Figura 4.13. Curvas tensão-deformação obtidas para as ligas Al-Si-Mg.

A Figura 4.14 mostra como o limite de resistência à tração, limite de escoamento e o alongamento das ligas Al-Si-Mg solidificadas direcionalmente diferem ao longo de sua faixa de escala microestrutural. Os gráficos foram plotados com base no modelo de Hall-Petch, usando como base de escala os valores de λ_1 . Como mostrado anteriormente na Figura 4.12, o espaçamento dendrítico entre as fases da matriz rica em Al, λ_1 , está relacionado às diferentes taxas de resfriamento das amostras solidificadas. Enquanto as propriedades da liga Al-10%Si-0,45%Mg são superiores para espaçamentos de λ_1 mais grosseiros, as propriedades da liga Al-10%Si-1,0%Mg são superiores e se destacam em relação a todo conjunto de dados para arranjos microestruturais mais refinados.

Tal comportamento de reversão significa valores de λ_1 menores do que 150 μm e valores de λ_2 menores que 20 μm . O melhor equilíbrio das propriedades para a liga Al-10%Si-1,0%Mg forneceu um limite de escoamento, σ_y , de 142 MPa, um limite de resistência à tração, σ_u , de 220 MPa e um alongamento específico, δ , de 5%.

Este conjunto de propriedades superiores representa amostras solidificadas direcionalmente da liga não modificada Al-10%Si-1,0%Mg com valor de λ_2 aproximadamente 16 μm . Esses valores são maiores do que aqueles apresentados por Zhang et al. [23] em amostras de ligas Al-10%Si-0,6%Mg-0,6%Mn modificadas com Sr e solidificadas em molde permanente (MP) com $\lambda_2 = 12 \mu\text{m}$. As propriedades de tração sob tais condições foram $\sigma_u = 180 \text{ MPa}$, $\sigma_y = 120 \text{ MPa}$ e $\delta = 1,8\%$. Para as amostras solidificadas direcionalmente, houve um aumento de 22% em σ_u , 18 % de aumento em σ_y e aumento de 177% em δ se comparadas com essas propriedades na condição de fundição em molde permanente alcançadas por Zhang et al. [23]. Esta é uma comparação interessante porque os resultados da fundição por molde permanente envolvem uma liga com modificação do Si eutético e inserção de Mn, além de microestrutura dendrítica mais refinada. Isso mostra que um ligeiro aumento de Mg até 1% pode resultar em melhorias significativas nas propriedades mecânicas. Além disso, essas propriedades tendem a aumentar ainda mais com o tratamento T6, conforme demonstrado em outros estudos na literatura [23, 4 e 5].

Li et al. [6] demonstraram que o teor ideal de Mg para as ligas fundidas da série Al-10%Si permanece em torno de 2% de Mg, mesmo observando um bom resultado de propriedades de tração na liga contendo 0,8% de Mg, que são: $\sigma_y = 96 \text{ MPa}$, $\sigma_u = 212 \text{ MPa}$ e $\delta = 12\%$. Neste estudo foram investigadas adições de 0,4%, 0,8%, 1,2%, 2% e 3% de Mg (% em peso) na liga Al-10%Si solidificada em molde permanente de aço. No entanto, variações nas taxas de resfriamento e espaçamento dendrítico não foram analisadas. As observações deste estudo são úteis para explicar o aumento simultâneo na ductilidade e resistência mecânica para as amostras refinadas da liga Al-10%Si-1,0%Mg em comparação com a liga Al-10%Si-0,45%Mg. Adicionando 1,0% de Mg, o início e a disseminação de trincas foram minimizados em comparação com a liga Al-10%Si-0,45%Mg, pois o

alto nível de adição de Mg gerou um arranjo dendrítico mais complexo (λ_2 inferior), o que está diretamente relacionado ao aumento da resistência mecânica e ductilidade. Além disso, devido a redução no espaçamento induzido pelo refinamento de λ_2 , a liga com maior teor de Mg apresentou uma redução do tamanho das partículas intermetálicas de Mg_2Si , melhorando a resistência mecânica e ductilidade em sollicitação de tração.

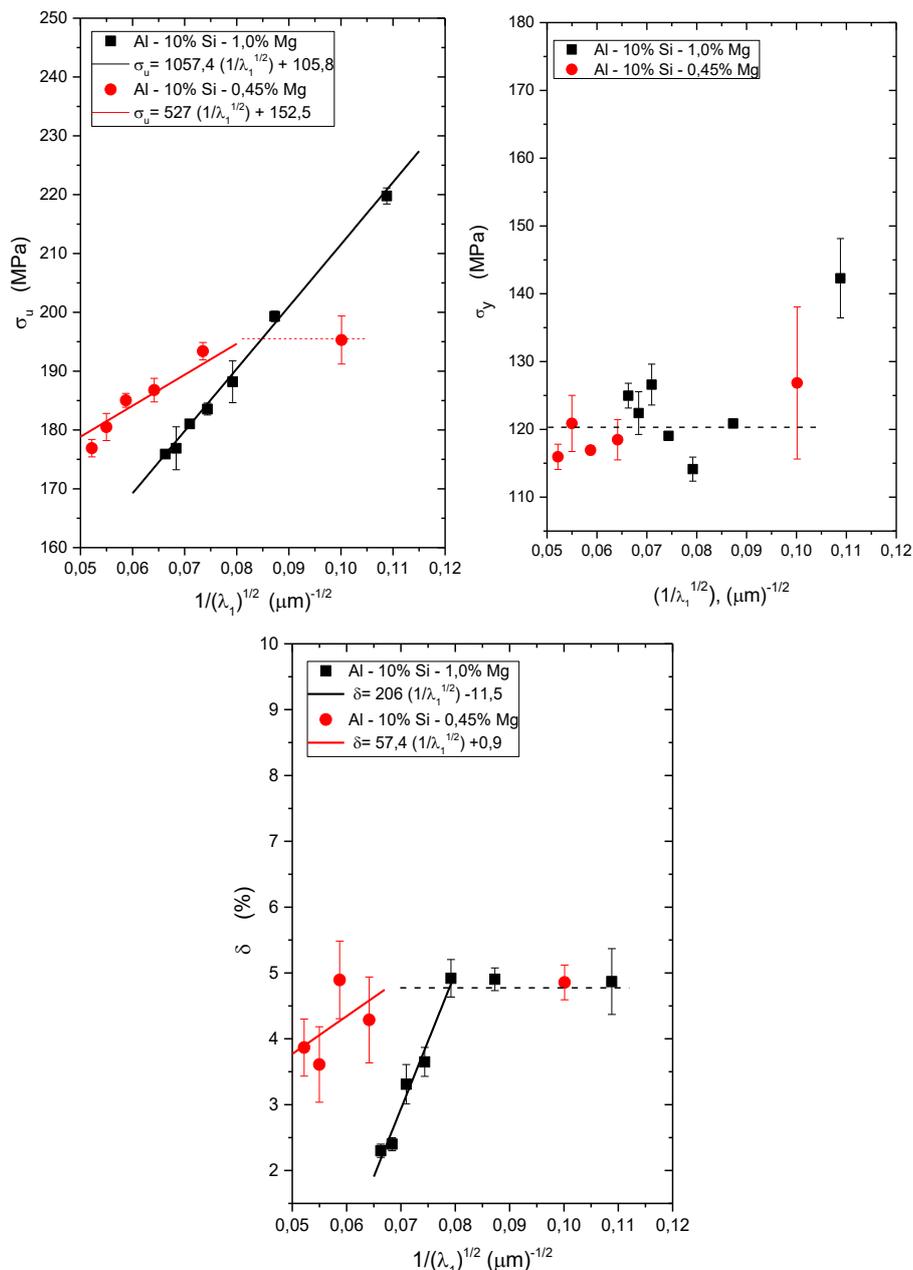


Figura 4.14. Propriedades de tração das ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg plotadas em função de λ_1 .

5 CONCLUSÕES

- As macroestruturas das ligas Al-10%Si-1,0%Mg e Al-10%Si-0,45%Mg solidificadas direcionalmente foram caracterizadas por uma macromorfologia colunar de aproximadamente 85% do comprimento dos lingotes a partir da base resfriada. A microestrutura de ambas as ligas foi composta por uma matriz α -Al tendo um arranjo dendrítico com braços primários (λ_1) e secundários (λ_2) bem definidos, com regiões interdendríticas compostas pela mistura eutética: α -Al, partículas lamelares de Si e intermetálicos Mg_2Si semelhantes à escrita chinesa.
- Equações de crescimentos dendríticos foram determinadas experimentalmente relacionando λ_2 versus velocidade de solidificação (V_L) e λ_1 versus a taxa de resfriamento (\dot{T}), conforme segue:
 Al-10%Si-0,45%Mg: $\lambda_2 = 22 (V_L)^{-2/3}$
 Al-10%Si-1,0%Mg: $\lambda_2 = 14 (V_L)^{-1,0}$
 e $\lambda_1 = 165 (\dot{T})^{-0,4}$ para ambas as ligas, onde λ (μm); \dot{T} ($^{\circ}\text{C/s}$) e V_L (mm/s).
- De acordo com as relações de Hall-Petch, a resistência à tração (σ_u) e alongamento (δ) de ambas as ligas estudadas, variam de acordo com λ_1 :
 Al-10%Si-0,45%Mg: $\sigma_u = 527 (1/\lambda_1)^{1/2} + 152,5$ e $\delta = 57,4 (1/\lambda_1)^{1/2} + 0,9$
 Al-10%Si-1,0%Mg: $\sigma_u = 1057,4 (1/\lambda_1)^{1/2} + 105,8$ e $\delta = 206 (1/\lambda_1)^{1/2} - 11,5$.
 Onde σ_u (MPa) e δ (%). As propriedades mecânicas da liga Al-10%Si-1,0%Mg mostraram-se superiores e se destacam em relação a todo o conjunto de dados para arranjos microestruturais mais refinados ($\lambda_1 < 150 \mu\text{m}$ e $\lambda_2 < 20 \mu\text{m}$). Os melhores valores de propriedades mecânicas de tração promoveram um limite de escoamento $\sigma_y = 142 \text{ MPa}$, limite de resistência à tração $\sigma_u = 220 \text{ MPa}$ e alongamento $\delta = 5\%$.
- Os resultados deste trabalho de Mestrado abrem perspectiva para o desenvolvimento de novas ligas Al-10%Si com maiores teores de Mg e com controle adequado da taxa de resfriamento de processo. A busca deve ser pelo teor de Mg e programação de taxa de resfriamento que permitam

propriedades mecânicas superiores, no intuito de minimizar a necessidade de tratamentos térmicos em produtos fundidos de paredes finas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Conduzir as mesmas análises feitas com a liga Al-10%Si-1%Mg neste Mestrado para as ligas Al-10%Si-1,5%Mg e Al-10%Si-2%Mg no intuito de verificar a melhoria das propriedades mecânicas de tração para maiores adições de Mg e estabelecendo correlações com as taxas de resfriamento;
- Compreender as microestruturas e propriedades mecânicas de tração das ligas Al-10%Si-1,0%Mg, Al-10%Si-1,5%Mg e Al-10%Si-2%Mg solidificadas rapidamente com níveis de taxas de resfriamento compatíveis com o processo de fundição sob pressão (10^2 - 10^3 °C/s)

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] YAN, Q.; SONG, B.; SHI, Y. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting. *Materials Science & Technology*, v. 41, p. 199-208, 2020.
- [2] PERES, M.D. Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), Campinas, 2005.
- [3] ASM Handbook, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International (American Society for Metals), Materials Park. Ohio, USA. 1990 (6 th printing: 2000)
- [4] LIU, Y.J.; et al. Gradient in microstructure and mechanical property of selective laser melted AlSi10Mg. *Journal of Alloys and Compounds*, v.735, p. 1414-1421, 2018
- [5] ARICI, A. Development of Al-Si-Mg Alloys for Permanent Mold Casting and High-Pressure Vacuum Die Casting Applications. Dissertação (Mestrado) – University of Québec, Québec, Canadá, 2019.
- [6] LI, Q.; et al. Investigation of the influences of ternary Mg addition on the solidification microstructure and mechanical properties of as-cast Al–10Si alloys, *Mater Sci Eng A* 798 (2020) 140247.
- [7] MACÍAS, J.G.S.; et al. Simar Ductilisation and fatigue life enhancement of selective laser melted AlSi10Mg by friction stir processing, *Scripta Mater.* 170 (2019) 124–128.

- [8] PRASAD, S.V.; ASTHANA, R. Aluminum metal–matrix composites for automotive applications: Tribological considerations, *Tribol. Lett.* 17 (2004) 445–453.
- [9] KUMAR, S.S.; SESHU, BAI V.; RAJKUMAR, K. V.; SHARMA, G.K.; JAYAKUMAR, T.; RAJASEKHARAN, T. Elastic modulus of Al–Si/SiC metal matrix composites as a function of volume fraction, *J. Phys. D. Appl. Phys.* 42 (2009) 175504.
- [10] BRETON, F.; FOURMANN, J. (2016) Alloys with high strength and ductility for high pressure vacuum die casting in automotive body structure applications, (NADCA,2016)
- [11] OHNO, A. *Solidification The Separation Theory and its Practical Applications.* Springer-Verlag, 1987.
- [12] KAKITANI, R. *Solidificação Transitória das Ligas Al-11%Si e Eutética Al-11%Si-5%Ni: Parâmetros Térmicos, Microestrutura e Propriedades Mecânicas.* Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas (Unicamp), Campinas, 2017.
- [13] GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações.* 2ª edição. Campinas: Editora da Unicamp, 2007, 399 p.
- [14] XAVIER, M.G.C. *Ligas Sn-Ni: Efeitos da Taxa de resfriamento e da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas de Tração.* 129p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFScar). São Carlos, 2018.
- [15] ELLIOT, R. “Eutectic solidification processing”, 1ª ed., Butterworths & Co., 1983, 378 p.

[16] SPINELLI, J.E. Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na solidificação descendente de ligas Sn-Pb. 190p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), Campinas, 2005.

[17] CAHN, R. W.; Haasen, P. Physical Metallurgy, Volume 1. North Holland, Elsevier Science B.V. Amsterdam, Holanda. 1996. 4ª edition.

[18] REYES, R. Influência da Microestrutura na Resistência Mecânica de Ligas Hiperutéticas Al-Si Solidificadas Direcionalmente. 123p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFScar). São Carlos, 2016.

[19] KAYSIGISIZ, Y.; Marasli, N. Microstructural Mechanical and Electrical Characterization of Directionally Solidified Al-Si-Mg Eutetic Alloy. Journal of Alloys and Compounds, v. 618, p. 197-203, 2015.

[20] PEREIRA, J.; et al. Comparison of Al₇SiMg_{0,6} Alloy Obtained by Selective Laser Melting and Investment Casting Processes: Microstructure and Mechanical Properties in As-Built/ As-Cast and Heat-Treated Conditions. Materials Science & Engineering A 778 (2020) 139124.

[21] MAROLA, S.; et al. A Comparison of Selective Laser Melting with Bulk Rapid Solidification os AlSi10Mg Alloy. Journal of Alloys and Compunds, v. 742, p. 271 – 279, 2018.

[22] BRITO, C.; et al. “High Cooling Rate Cells, Dendrites, Microstructural Spacings and Microhardness in a Directionally Solidified Al-Mg-Si Alloy,” Journal of Alloys and Compounds, vol. 636, p. 145–149, 2015.

[23] ZHANG, Z.; et al. Microstructure and Mechanical Properties of Al10SiMg Permanent Mould and High Pressure Vacuum Die Castings. Department of applied sciences, University of Quebec at Chicoutimi, Saguenay, Quebec, Canada. Proceedings of the 16th International Aluminum Alloys Conference (ICAA16), 2018.

[24] ZHU, X., et al. The effects of varying Mg and Si levels on the microstructural inhomogeneity and eutectic Mg₂Si morphology in die-cast Al-Mg-Si alloys. *J Mater Sci* (2019) 54:5773-5787.

[25] TIMELLI, G.; BONOLLO, F. Fluidity of aluminum die castings alloys. *Int. J. Cast Met. Res.* 20 (2007) 304 – 311.

[26] CHEUN, N.; et al. Interfacial heat transfer coefficients and solidification of an aluminum alloy in a rotary continuous caster, *Int. J. Heat Mass Transf.* 52 (2009) 451–459.

[27] SANTOS W.L.R.; et al. An alternative thermal approach to evaluate the wettability of solder alloys, *Appl. Therm. Eng.* 107 (2016) 431–440.

[28] KROUPA, A. Modelling of phase diagrams and thermodynamic properties using Calphad method - Development of thermodynamic databases, *Comput. Mater. Sci.* 66 (2013) 3–13.

[29] GANDIN, C.-A. From constrained to unconstrained growth during directional solidification, *Acta Mater.* 48 (2000) 2483–2501.

[30] SIQUEIRA, C.A; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition, *Metall. Mater. Trans. A.* 33 (2002) 2107–2118.

[31] LIU, L.; KANG, B. The solidification process of Al-Mg-Si alloys, *J. Mater. Sci.* 32 (1997) 1443–1447.

[32] HOSCH, T.; ENGLAND, L.G; NAPOLITANO, R.E. Analysis of the high growth-rate transition in Al-Si eutectic solidification, *J. Mater. Sci.* 44 (2009) 4892–4899.

[33] WARMUZEK, M. Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs, ASM International, Materials Park, Ohio, 2016.

[34] ASTM E8/E8M-16a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, p. 30, 2016.

[35] PERES, M.D.; SIQUEIRA, C.A.; GARCIA, A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions, *J. Alloys Compd.* 381 (2004) 168–181.

[36] ROSA, D.M.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A. Tertiary dendrite arm spacing during downward transient solidification of Al-Cu and Al-Si alloys. *Mater Lett.* 2006.