

PUCRS

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL
FACULDADE DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

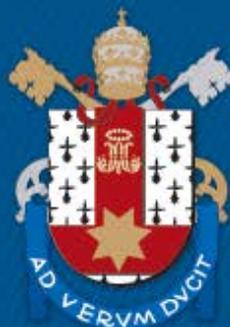
ALBINO MOURA GUTERRES

**CORRELAÇÃO ENTRE COMPOSIÇÃO QUÍMICA, POROSIDADE, TRATAMENTOS
TÉRMICOS E PROPRIEDADES MECÂNICAS EM LIGAS DE Al-Si-Mg FUNDIDAS**

Porto Alegre

2017

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**CORRELAÇÃO ENTRE COMPOSIÇÃO QUÍMICA, POROSIDADE,
TRATAMENTOS TÉRMICOS E PROPRIEDADES MECÂNICAS EM
LIGAS DE Al-Si-Mg FUNDIDAS**

ALBINO MOURA GUTERRES

ENGENHEIRO MECÂNICO

MESTRE EM ENGENHARIA – ÁREA DE INFRAESTRUTURA E MEIO AMBIENTE

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

Tese realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

**Porto Alegre
Agosto, 2017**



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

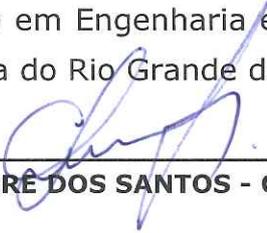
FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**CORRELAÇÃO ENTRE COMPOSIÇÃO QUÍMICA,
POROSIDADE, TRATAMENTOS TÉRMICOS E
PROPRIEDADES MECÂNICAS EM LIGAS DE AL-SI-MG
FUNDIDAS**

CANDIDATO: ALBINO MOURA GUTERRES

Esta Tese de Doutorado foi julgada para obtenção do título de DOUTOR EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.



DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA



DR. VAGNER ALVES GUIMARAES - PPGPPF - UPF



DR. VINICIUS KARLINSKI DE BARCELLOS - DEPARTAMENTO DE METALURGIA - UFRGS



DR. FELIPE DALLA VECCHIA - PGETEMA - PUCRS

PUCRS

Campus Central

Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 30 - Sala 103 - CEP: 90619-900

Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625

E-mail: engenharia.pg.materiais@pucrs.br

www.pucrs.br/feng

“Por vezes sentimos que aquilo que fazemos não é senão uma gota de água no mar. Mas o mar seria menor se lhe faltasse uma gota”.

(Madre Teresa de Calcuta)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho primeiramente a **Deus**, que me deu paciência e coragem para enfrentar desafio, e força para superar os momentos difíceis.

aos meus pais,

Astrogildo e Maria de Lourdes, por todo o amor e pelos ensinamentos diários, me mostrando a diferença entre o certo e o errado.

a minha namorada,

Naira, pela paciência, pelo carinho, pela constante troca de conhecimentos, companheirismo, apoio e incansável estímulo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar ao professor Carlos Alexandre pela orientação, dedicação, incentivo e amizade despendida durante todo o curso.

Ao Instituto Federal Sul-Rio-Grandense pelo financiamento dos meus estudos, e em especial a direção do Campus Passo Fundo por permitir a realização da pesquisa no campus.

Agradeço aos professores membros da banca examinadora deste trabalho, por todas as contribuições efetuadas.

A Deus, pelas oportunidades que colocou em meu caminho.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	5
AGRADECIMENTOS.....	6
SUMÁRIO	7
LISTA DE FIGURAS	9
LISTA DE TABELAS.....	18
RESUMO.....	21
ABSTRACT.....	22
1. INTRODUÇÃO	23
2. OBJETIVOS	26
2.1. Objetivos Específicos	26
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
3.1. Alumínio e suas Ligas.....	27
3.1.1. Ligas de Alumínio-Silício.....	27
3.1.2. Ligas de Alumínio-Silício-Magnésio	32
3.2. Solidificação e Características Microestruturais das Ligas Al-Si-Mg.....	34
3.3. Tratamentos Térmicos em Ligas Al-Si-Mg.....	44
3.4. Porosidade em Ligas Fundidas de Alumínio	52
4. MATERIAIS E MÉTODOS	63
4.1. Preparação das Ligas e Obtenção das Amostras	65
4.2. Aquisições dos Dados Térmicos	68
4.2.1 Obtenção das Curvas de Resfriamento	68
4.2.2 Determinação das Temperaturas <i>Liquidus</i> e <i>Solidus</i>	69
4.2.3 Determinação das Taxas de Resfriamento (R)	70
4.3. Análises das Estruturas de Solidificação	71
4.3.1. Determinação do Tamanho Médio de Grão.....	71
4.3.2. Medição dos Espaçamentos Dendríticos Secundários (λ_2).....	72
4.3.3. Caracterização das Fases Presentes nas Microestruturas	73
4.3.4. Determinação do Percentual de Porosidade	74
4.4. Realização de Tratamentos Térmicos	77
4.5. Análises das Propriedades Mecânicas.....	77

4.5.1. Corpos de Prova para os Ensaio Mecânicos	77
4.5.2. Ensaio de Dureza	79
4.5.3. Ensaio de Tração.....	80
4.6. Relação entre Composição Química, Percentual de Porosidade e Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas.....	80
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	82
5.1. Ligas I e II	82
5.2. Análises Térmicas.....	83
5.2.1. Temperaturas <i>Liquidus</i> e <i>Solidus</i>	83
5.2.2. Taxas de Resfriamento (R)	84
5.3. Estruturas de Solidificação	87
5.3.1. Tamanho Médio de Grão	87
5.3.2. Espaçamentos Dendríticos Secundários (λ_2)	91
5.3.3. Fases Presentes nas Microestruturas.....	93
5.3.3.1. Microestruturas das Ligas I e II – Brutas de Solidificação	94
5.3.3.2. Microestruturas das Ligas I e II - Tratadas Termicamente.....	105
5.3.4. Percentual de Porosidade	122
5.4. Propriedades Mecânicas	125
5.4.1. Ensaio de Dureza	125
5.4.1.1. Ligas Fundidas.....	125
5.4.1.2 Ligas Tratadas Termicamente.....	129
5.4.2. Ensaio de Tração.....	133
5.4.2.1 Ligas Fundidas.....	133
5.4.2.2 Ligas Tratadas Termicamente.....	141
5.5. Influência da Composição Química, Percentual de Porosidade e Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas.....	146
6. CONCLUSÕES	155
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	159
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	160
ANEXOS	169

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Diagrama de fases Al-Si.	29
Figura 3.2 - Microestruturas de secções longitudinais de ligas Al-Si solidificadas unidirecionalmente: (a) Al-5%Si e (b) Al-9%Si.	29
Figura 3.3 - Taxa de corrosão em função da distância da superfície do lingote para as ligas: (a) Al-5%Si e (b) Al-9%Si.	30
Figura 3.4 - Propriedades de tração e dureza em ligas de Al-(4-20)Si-0,3Mg em função do teor de silício: (a) Tensão de ruptura versus percentual de Si; (b) Ductilidade versus percentual de Si; (c) Dureza versus percentual de Si.	31
Figura 3.5 – Diagrama pseudo binário Al-Mg ₂ Si	33
Figura 3.6 - Microestrutura da liga A356.2 contendo 0,6% de Fe na condição bruta de solidificação.	35
Figura 3.7 - Microestrutura das ligas: (a) Liga A356, (b) Liga A356 + 1% Mg, nas condições bruta de solidificação.	36
Figura 3.8 - Microestrutura da liga Al-20%Mg ₂ Si-3%Si na condição bruta de solidificação.	37
Figura 3.9 - Micrografias que mostram as morfologias típicas de vários intermetálicos contendo ferro em uma liga Al-Si-Mg-(Fe): (a) Fase β na forma de plaquetas; (B) Fase α na forma de escrita chinesa; (C) Fase π ; (D) Fase π na forma de escrita chinesa.	38
Figura 3.10 - Macrografias de amostras da liga Al-6%Si-0,25%Mg sem adição de refinadores de grão: (a) baixa taxa de resfriamento; (B) alta taxa de resfriamento.	40
Figura 3.11 - Análise comparativa do tamanho de grão em amostras da liga Al-6%Si-0,25%Mg, sem adição de refinadores de grão, para diferentes taxas de resfriamento.	41
Figura 3.12 - Variação de λ_2 com a variação da taxa de resfriamento (R) para a liga A356 fundida.	42
Figura 3.13 - Variação de propriedades mecânicas em função dos espaçamentos do braços dendríticos secundários para a liga A356 fundida.	43

Figura 3.14 - Ciclo do processo de endurecimento por precipitação segundo o tratamento térmico T6.	45
Figura 3.15 - Dureza da liga Al-7,5%Si-0,35Mg como função do tempo de envelhecimento e das várias temperaturas de envelhecimento.	47
Figura 3.16 - Perda de volume de ligas Al-Si hipereutéticas com 0,5%Mg, 6%Mg e 10%Mg após o teste de desgaste.	48
Figura 3.17 - Relação entre o valor de dureza Vickers e o tempo de envelhecimento para a liga Al-7Si-0,3Mg na condição T6.	49
Figura 3.18 - Microestrutura da liga A357 (a) no estado bruto de solidificação, e (b) Tratamento térmico T6.	50
Figura 3.19 - Microconstituintes típicos da liga Al-7Si-0,4Mg-0,12Fe (A356) após o tratamento de solubilização.	52
Figura 3.20 - Morfologia dos poros: (a) porosidade de hidrogênio, (b) porosidade de contração.	54
Figura 3.21 - Influência do intervalo de solidificação na formação de micro e macro porosidade.	55
Figura 3.22 - Posição das ligas utilizadas no diagrama Al-Si.	55
Figura 3.23 - Percentual de porosidade superficial.	56
Figura 3.24 - Efeito da percentagem de Fe na porosidade em ligas eutéticas de Al-Si.	57
Figura 3.25 - Porosidade de contração rodeada por agulhas da fase β -Fe.	58
Figura 3.26 - Efeito do tamanho do poro da superfície sobre a vida em fadiga das ligas de A356-T6.	58
Figura 3.27 – Perfil experimental de macrosegregação ao longo do lingote da liga ternária Al-9%Si-3%Cu solidificada vertical ascendente.	60
Figura 3.28 – Densidade teórica calculada em função da composição química local e densidade aparente determinada experimentalmente.	61
Figura 3.29 – Dispersão experimental da microporosidade ao longo do comprimento do lingote da liga Al-9%Si-3%Cu.	61

Figura 4.1 - Fluxograma representativo do procedimento experimental.	63
Figura 4.2 - Fluxograma representativo da quantidade de amostras e corpos de prova, das ligas I e II, utilizados na pesquisa.	64
Figura 4.3 - Lingoteira bipartida de aço inoxidável SAE 304.	67
Figura 4.4 - Disposição das amostras para realização do estudo. (a) vista tridimensional, (b) vista ortogonal com as cotas em milímetros.	67
Figura 4.5 – Posição dos termopares na lingoteira, medidas em milímetros.	69
Figura 4.6 - Esquema representativo para o cálculo das taxas de resfriamento (R) em função do tempo e da posição.	70
Figura 4.7 - Seção transversal das amostras onde foram realizadas as medições dos espaçamentos dendríticos secundários.	72
Figura 4.8 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos. Fonte: adaptado de McCartney (1981).	73
Figura 4.9 - Esquema representativo do procedimento picnométrico empregado para medir a massa específica aparente do sólido, sendo as etapas divididas em: (a) massa da amostra à seco; (b) massa do aparato imerso e (c) massa da amostra imersa em líquido.	75
Figura 4.10 - Instrumentos utilizados para determinação da massa específica aparente das amostras pelo método de picnometria.	76
Figura 4.11 - Esquema representativo dos corpos de prova: (a) superfície onde foi realizado ensaio de dureza; (b) Posição dos corpos de prova de tração retirados das amostras circulares dos lingotes.	78
Figura 4.12 - Dimensões em milímetros dos corpos de prova para ensaios de tração.	79
Figura 4.13 - Corpo de prova, (a) extremidades roscadas, (b) fixo nas hastes de aço.	79
Figura 5.1 - Curva de resfriamento para liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) com identificação das Temperaturas <i>Liquidus</i> (T_L) e <i>Solidus</i> (T_S)	83
Figura 5.2 - Curva de resfriamento para liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) com identificação das Temperaturas <i>Liquidus</i> (T_L) e <i>Solidus</i> (T_S).	84

Figura 5.3 - Curvas de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), solidificada naturalmente.	85
Figura 5.4 - Curvas de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), solidificada naturalmente.	85
Figura 5.5 – Taxas de resfriamento (R) em função da posição ao longo do lingote para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).	86
Figura 5.6 - Macroestruturas de amostras transversais dos lingotes das Ligas I e II desgaseificadas: (a) Posição 3 – Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) Posição 5 – Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (c) Posição 3 – Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg); (d) Posição 5 – Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).....	88
Figura 5.7 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga I, no estado bruto de solidificação.	89
Figura 5.8 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga II, no estado bruto de solidificação.	89
Figura 5.9 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga I, no estado desgaseificado.	90
Figura 5.10 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga II, no estado desgaseificado.	90
Figura 5.11 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga I – Al-3,8%Si-0,25%Mg, no estado bruto de solidificação.	91
Figura 5.12 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga II – Al-6,5%Si-0,6%Mg, no estado bruto de solidificação.	92
Figura 5.13 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga I – Al-3,8%Si-0,25%Mg, no estado desgaseificado.	92
Figura 5.14 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga II – Al-6,5%Si-0,6%Mg, no estado desgaseificado.	92
Figura 5.15 - Micrografia de amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).	95

Figura 5.16 - Micrografia de amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).....	95
Figura 5.17 - Micrografia de amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).....	96
Figura 5.18 - Estrutura em forma de escrita chinesa massiva, encontrado na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).	96
Figura 5.19 - Estrutura em forma de agulhas encontradas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).	97
Figura 5.20 - Estrutura circular encontrada na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).....	97
Figura 5.21 - Identificação dos pontos onde foram medidas as composições químicas nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25Mg).....	100
Figura 5.22 - Identificação dos pontos onde foram medidas as composições químicas nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25Mg).....	100
Figura 5.23 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).....	102
Figura 5.24 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).....	102
Figura 5.25- Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).....	103
Figura 5.26 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). 103	
Figura 5.27 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). 104	
Figura 5.28 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	105
Figura 5.29 Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	106
Figura 5.30 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	106

Figura 5.31 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	107
Figura 5.32 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	109
Figura 5.33 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	109
Figura 5.34 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	110
Figura 5.35 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.....	111
Figura 5.36 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.....	111
Figura 5.37 – Ampliação do detalhe A, identificado na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si, 0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.	113
Figura 5.38- Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.....	114
Figura 5.39 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.....	115
Figura 5.40 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.....	115
Figura 5.41 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	116
Figura 5.42 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	117
Figura 5.43 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	118
Figura 5.44- Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.	118

Figura 5.45 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento.....	119
Figura 5.46 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.	119
Figura 5.47 – Ampliação do detalhe A, identificado na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si, 0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial...	121
Figura 5.48 – Ampliação do detalhe B, identificado na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si, 0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial...	121
Figura 5.49 - Quantidade (%) de poros em função da posição em relação à interface metal/molde.....	123
Figura 5.50 - Dureza Brinell em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), referente às condições em estudo.	126
Figura 5.51 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), referente às condições em estudo.	126
Figura 5.52 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza no estado bruto de solidificação.....	127
Figura 5.53 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza na condição desgaseificada.	128
Figura 5.54 - Dureza Brinell em função da posição para Liga I desgaseificada, após realização dos tratamentos térmicos.....	129
Figura 5.55- Dureza Brinell em função da posição para Liga I, no estado bruto de solidificação (EBS), após realização dos tratamentos térmicos.	130
Figura 5.56 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II desgaseificada, após realização dos tratamentos térmicos.....	130
Figura 5.57 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II, no estado bruto de solidificação, após realização dos tratamentos térmicos.....	131
Figura 5.58 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza Brinell na condição desgaseificada e tratada termicamente.	132

Figura 5.59 - Limites de resistência à tração como uma função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.....	134
Figura 5.60 – Deformação específica como uma função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.	134
Figura 5.61 - Limites de resistência à tração como uma função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.....	136
Figura 5.62 - Deformação específica como uma função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nos estados bruto de fusão e desgaseificados.....	136
Figura 5.63 – Comparação entre as Ligas I e II em função dos limites de resistência à tração no estado bruto de solidificação.	137
Figura 5.64 – Comparação entre as Ligas I e II em função dos limites de resistência à tração no estado desgaseificado.	137
Figura 5.65 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica no estado bruto de solidificação.	138
Figura 5.66 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica na condição desgaseificada.	139
Figura 5.67 - Curva tensão versus alongamento da Liga I desgaseificada (a) corpo de prova retirado na posição 1 e (b) corpo de prova retirado na posição 5.	140
Figura 5.68 - Curva tensão versus alongamento da Liga II desgaseificada (a) corpo de prova retirado na posição 1 e (b) corpo de prova retirado na posição 5.	140
Figura 5.69 – Limite de Resistência à Tração em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).....	141
Figura 5.70 – Percentual de deformação em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).....	142
Figura 5.71 – Limite de Resistência à Tração em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).....	142

Figura 5.72 - Percentual de deformação em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).....	143
Figura 5.73 – Comparação entre as Ligas I e II em função do limite de resistência à tração na condição desgaseificada tratada termicamente.	144
Figura 5.74 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica na condição desgaseificada tratada termicamente.	144
Figura 5.75 – Limite de Resistência à Tração x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)	146
Figura 5.76 – Limite de Resistência à Tração x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg)	147
Figura 5.77 – Deformação Específica x Percentual volumétrico de porosidade para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)	148
Figura 5.79 – Dureza Brinell x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)	150
Figura 5.80 – Dureza Brinell x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).....	150

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química das ligas 356.0 e 357.0 de acordo com a Aluminum Association.....	33
Tabela 3.2 - Composição química das fases encontradas na microestrutura das ligas A356 e A356 + 1% de Mg fundidas.....	36
Tabela 5.1 - Composição química média (% em peso) das Ligas I e II.....	82
Tabela 5.2 - Composição química das estruturas encontradas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).....	98
Tabela 5.3 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 3.....	101
Tabela 5.4 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5.....	101
Tabela 5.5 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 3.....	104
Tabela 5.6 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5.....	104
Tabela 5.7 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 1 após tratamento térmico de solubilização.....	108
Tabela 5.8 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 3 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.....	112
Tabela 5.9 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.....	112
Tabela 5.10 - Composição química das fases, identificadas no detalhe A, da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização.....	113
Tabela 5.11 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 1 após tratamento térmico de solubilização.....	116

Tabela 5.12 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 3 após tratamento térmico de solubilização.....	120
Tabela 5.13 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização.....	120
Tabela 5.14 - Composição química das estruturas do detalhe A, referente a amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico envelhecimento.	122
Tabela 5.15 - Composição química das estruturas do detalhe B, referente a amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico envelhecimento.	122
Tabela 5.16 - Influência do aumento da porosidade nas propriedades mecânicas.	151
Tabela 5.17 - Resultados de coeficientes de determinação “R ² ” e do teste “F” para os modelos gerados.....	153

Lista de Símbolos e Nomenclaturas

AA	<i>Aluminum Association</i>	
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas	
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>	
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>	
BSE	Eletrons Retroespalhados	
EBS	Estrutura Bruta de Solidificação	
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersa	
$F_{Máx}$	Força Máxima	N
HB	Dureza Brinell	
HF	Ácido Fluorídrico	
LAMAT	Laboratório de Materiais	
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura	
NBR	Norma Brasileira	
P	Posição do Centro Geométrico das Amostras	mm
P_A	Peso da Amostra a Seco	g
P_{A-F}	Peso da Amostra e do Fio quando está Imerso no Líquido	g
P_F	Peso do Fio	g
R	Taxa de Resfriamento	°C/s
SAI	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica	
T	Temperatura	°C
t	Tempo	s
T_L	Temperatura <i>Liquidus</i>	°C
T_f	Temperatura de Fusão	°C
T_s	Temperatura <i>Solidus</i>	°C
LRT	Limite de Resistência à Tração	MPa
Δl	Alongamento	mm
ε	Deformação Específica	
λ_2	Espaçamento Dendrítico Secundário	μm
σ_e	Tensão de Escoamento	MPa
ρ_A	Massa Específica Aparente da Amostra	g/cm^3
ρ_L	Massa Específica do Líquido	g/cm^3

RESUMO

GUTERRES, Albino. **Correlação entre Composição Química, Porosidade, Tratamentos Térmicos e Propriedades Mecânicas em Ligas de Al-Si-Mg Fundidas**. Porto Alegre. 2017. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

O objetivo geral desse estudo foi correlacionar à composição química, a porosidade e os efeitos dos tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação em algumas propriedades mecânicas em ligas de Al-Si-Mg fundidas. Duas ligas Al-3,8%Si-0,25%Mg (Liga I) e Al-6,5%Si-0,6%Mg (Liga II) foram preparadas e caracterizadas por análise térmica e espectroscopia de emissão óptica. Após, foram solidificadas em molde metálico, com e sem desgaseificação. Amostras transversais foram extraídas ao longo do comprimento dos lingotes para análises da estrutura de solidificação e determinação das propriedades mecânicas (ensaios de tração e dureza). Parte dos lingotes foram submetidos a tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação, com solubilização a temperatura de 540°C por 6 horas, e posterior envelhecimento artificial a temperatura de 180°C por 4 horas. Após as análises da estrutura de solidificação das Ligas I e II, observou-se que os tamanhos médios de grão e os espaçamentos dos braços dendríticos secundários apresentaram pequenas variações que não influenciaram nas variações das propriedades mecânicas. Em relação à porosidade, observou-se que a Liga II, por ter mais Si e Fe na sua composição, apresentou maior percentual de porosidade do que a Liga I. O processo de desgaseificação reduziu em aproximadamente 50% a porosidade em ambas as ligas. Durante a análise das propriedades mecânicas das ligas nos estados bruto de solidificação, observou-se que as amostras referentes à Liga II, na condição desgaseificada, apresentaram maiores limites de resistência à tração e dureza, 175,5 MPa e 70,7 HB, respectivamente, devido principalmente ao maior teor de Si encontrado na Liga II. A Liga I, na condição desgaseificada apresentou os maiores percentuais de deformação específica ($\epsilon = 1,82\%$), devido ao menor percentual de porosidade e menores teores de Si e Fe. Com a aplicação do tratamento térmico (T6), pode-se observar um aumento significativo nas propriedades mecânicas. Na Liga II, observou-se os melhores resultados com tratamento térmico, gerando aumento de: 25% na resistência à tração, 57% na deformação e 23% na dureza. Dessa forma, a Liga II por apresentar maior percentual de Mg respondeu melhor ao tratamento térmico. Na análise da correlação da composição química, o percentual de porosidade e os efeitos dos tratamentos térmicos com a variação nas propriedades mecânicas desenvolveu-se modelos matemáticos que permitem prever o limite de resistência à tração, deformação e dureza em ligas de Al-Si-Mg. Analisando os modelos matemáticos, identificou-se o efeito negativo do percentual de ferro e porosidade no limite de resistência à tração e deformação específica, já o aumento do teor de silício, de magnésio e aplicação do tratamento térmico T6 contribuíram para maiores limites de resistência à tração, percentuais de deformação e dureza.

Palavras-Chaves: Ligas Al-Si-Mg; Solidificação; Tratamentos Térmicos; Porosidade; Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

GUTERRES, Albino. **Correlation between Chemical Composition, Porosity, Heat Treatment and Mechanical Properties in Al-Si-Mg Cast Alloys.** Porto Alegre. 2017. Thesis. Graduate Program in Engineering and Technology of Materials, PONTIFICAL CATHOLICAL UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The overall objective of this work is to analyze the influence of Si and Mg contents, the percentage of porosity and the effects of hardening precipitation heat treatment on the mechanical properties of Al-Si-Mg alloys. Two alloys: Al-3,8%Si-0,25%Mg (Alloy I) and Al-6,5%Si-0,6%Mg (Alloy II) were prepared and characterized by thermal analysis and optical emission spectroscopy. After that, the alloys were solidified in a metallic mold, with and without degasification. Transversal samples were extracted from solidified ingots to analyze the as-cast structures and mechanical properties (tensile and hardness tests). Part of ingots were submitted to hardening precipitation heat thermal treatments by solutioning at 540°C for 6 hours and artificial aging at 180°C for 4 hours. After the solidification structure analysis in the Alloys I and II in samples along the ingot, it was observed that the grain medium size and the secondary dendrite arm spacing presented small variations that do not influence the variations on the mechanical properties. Regarding porosity, it was noted that Alloy II, which contains a higher content of Si and Fe, presented higher porosity percentage when compared to Alloy I. The degasification process decreased at about 50% porosity volumetric percentage. During the analysis of the mechanical properties of the alloys in the states of crude solidification, it was observed that the samples referring to Alloy II, in the degassed condition, presented higher limits of tensile strength and hardness, 175,5 MPa and 70,7 HB, respectively. Due mainly to the higher content of Si found in alloy II. In relation to the ductility, the Alloy I, in the degassed condition, presented the highest percentage of specific deformation (greater deformation $\epsilon = 1.82\%$), due to the lower percentage of porosity and lower content of Si and Fe. With the treatment (T6), a significant increase in the properties of both alloys can be observed. Alloy II showed the best results with thermal treatment, generating an increase of: 25% in tensile strength, 57% in deformation and 23% in hardness of the samples analyzed. Thus, alloy II, due to the higher percentage of Mg, responded better to the heat treatment. For the analysis of the correlation of the chemical composition, the percentage of porosity and the effects of the thermal treatments with the variation in the mechanical properties, mathematical models were developed that allow to predict the limit of tensile strength, deformation and hardness in Al-Si-Mg. In the analysis of the mathematical models, it was possible to identify the negative effect of the iron and porosity percentages on tensile strength and specific deformation. The increase of silicon and magnesium contents and the application of T6 contributed to higher tensile strength, specific deformation and hardness as well.

Key-words: Al-Si-Mg Alloys; Solidification; Heat Treatment; Porosity; Mechanical Properties.

1. INTRODUÇÃO

O uso de peças fundidas de alumínio na indústria aeroespacial, aeronáutica e automotiva têm aumentado drasticamente ao longo das últimas três décadas devido à grande resistência dessas peças em relação ao peso, além de outras propriedades desejáveis, como boa resistência à corrosão, alta condutividade elétrica e térmica, aparência, e facilidade de fabricação (GOPIKRISHNA, 2013).

Na indústria automotiva, o uso de alumínio fundido é predominante nos sistemas de transmissão e freios, cabeçotes do motor, pistões, bombas de água e de combustível, carcaças de alternador, suportes de motor, de embreagem, de caixa de câmbio e de direção hidráulica. Em alguns veículos está presente em rodas, cilindros mestres de freio, tampas de motor, coletores de admissão, protetores de coletores de exaustão e suportes de pastilhas de freio.

Apesar das aplicações citadas, a indústria aposta no crescimento do uso de ligas de alumínio, pois o objetivo geral é reduzir ainda mais o consumo de combustível dos automóveis, sendo que o aspecto mais vantajoso da aplicação de componentes fundidos de alumínio nos veículos é a utilização de peças de alta resistência com baixo peso, gerando menor gasto de combustível (GOPIKRISHNA, 2013).

Um importante limitador na utilização de peças fundidas de alumínio é a presença de porosidade, sendo este o defeito que ocorre mais frequentemente. A presença de porosidade é acompanhada por um decréscimo nas propriedades mecânicas, isto é, resistência à tração, ductilidade, dureza, resistência à fadiga, etc. A porosidade é considerada a principal causa de rejeição das peças fundidas nas aplicações industriais (ISLAM, 2011).

O sistema de ligas alumínio – silício é um dos mais importantes para a indústria de fundição, principalmente devido à sua alta fluidez conferida pela presença do eutético Al-Si. A adição de magnésio torna as ligas tratáveis termicamente (ASM HANDBOOK, CASTING,1998). Segundo Kaeel (2013), as ligas de Al-Si-Mg são atualmente as mais populares para obtenção de peças fundidas comerciais. Nestas ligas, o silício e o magnésio são os principais elementos de liga.

Face ao exposto, o estudo tem como questão de pesquisa: quais são as influências dos teores de Si e Mg, percentual de porosidade e os efeitos do tratamento térmico com a variação nas propriedades mecânicas de ligas de Al-Si-Mg em um processo de fundição e solidificação?

Justifica-se a relevância deste trabalho, visto que as propriedades mecânicas das ligas Al-Si-Mg podem ser melhoradas através de aplicações de tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação, possibilitando novas aplicações deste material em condições mais severas de operação. No entanto, as ampliações de suas aplicações na indústria dependem de um profundo conhecimento de suas características físicas, mecânicas e metalúrgicas.

Constatou-se também que, em uma análise preliminar da literatura nacional e internacional, há uma ampla variedade de ligas conformadas de uso automobilístico e uma quantidade significativa de estudos sobre suas relações mecânicas com os diferentes tratamentos térmicos. No entanto, sobre às ligas Al-Si-Mg verifica-se que os estudos não avançam em relação as suas características mecânicas devido a variação da composição química e percentual de porosidade com diferentes tratamentos térmicos, indicando assim grande potencial de análise e ineditismo científico, principalmente para o caso de ligas fundidas, justificando a relevância do estudo.

Quando novos testes da liga Al-Si-Mg através da variação da composição química e percentual de porosidade com aplicação de tratamentos térmicos em materiais obtidos por processo de fundição forem realizados, estes contribuirão ainda mais na compreensão da variação no comportamento mecânico destes materiais. Assim, além da contribuição teórica no avanço dos estudos sobre a liga,

haverá contribuições para as indústrias automotiva, aeronáutica e aeroespacial entenderem e melhorarem seus processos, os quais são relevantes para estudos contemporâneos.

Esta tese está dividida em capítulos, a citar: no Capítulo I apresenta-se uma breve introdução sobre o tema a ser abordado, sendo o objetivo geral e os principais objetivos específicos da pesquisa apresentados no Capítulo 2. No Capítulo 3 descreve-se as informações mais relevantes relatadas na literatura técnica especializada, e o Capítulo 4 dedica-se a parte experimental do trabalho, com os materiais e procedimentos utilizados. No Capítulo 5 são apresentados e discutidos os resultados, cujas conclusões são apresentadas no Capítulo 6. O Capítulo 7 dedica-se às propostas para trabalhos futuros, e finaliza-se com o Capítulo 8 com as referências bibliográficas.

2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo geral correlacionar a composição química, a porosidade e os efeitos dos tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação em algumas propriedades mecânicas em ligas de Al-Si-Mg fundidas, obtendo equações que permitam estimar as propriedades mecânicas (limite de resistência à tração, deformação específica e dureza) para as condições analisadas.

2.1. Objetivos Específicos

Foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos para atingir o já referido objetivo geral:

- 1) Obter amostras de material, por processo de fusão e solidificação, com as seguintes composições químicas: Al-3,8%Si-0,25%Mg (Liga I) e Al-6,5%Si-0,6%Mg (Liga II);
- 2) Caracterizar as microestruturas em relação as fases e microconstituintes presentes;
- 3) Medir o percentual de porosidade nas ligas solidificadas com e sem tratamento prévio de degaseificação;
- 4) Avaliar as características microestruturais das ligas após submetidas à tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial;
- 5) Comparar as propriedades mecânicas de limite de resistência a tração, deformação específica e dureza, antes e após a aplicação dos tratamentos térmicos;
- 6) Analisar a influência da porosidade nas propriedades mecânicas (limite de resistência à tração, deformação específica e dureza).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para que fosse possível elaborar a presente tese, procurou-se buscar na literatura nacional e internacional algumas referências conceituais que permitiram embasar e direcionar a pesquisa. Foram pesquisados artigos em periódicos classificados na lista Qualis/Capes da área das Engenharias, além de livros, dissertações, teses e handbooks. O referencial teórico abordará os seguintes temas: alumínio e suas ligas; ligas de alumínio-silício; ligas de alumínio-silício-magnésio; tratamentos térmicos; e porosidade em ligas fundidas de alumínio.

3.1. Alumínio e suas Ligas

Devido à grande resistência em relação ao peso, além de outras propriedades desejáveis, como a aparência, resistência à corrosão, alta condutividade elétrica e térmica e facilidade de fabricação, o uso de peças fundidas de alumínio e suas ligas tem grande variedade de aplicações industriais, particularmente em aeronaves, veículos espaciais, e mais recentemente na indústria automobilística (HOSSAIN, 2013).

Segundo Gopikrishna e Binu (2013), o alumínio forma ligas facilmente com diversos elementos tais como cobre, zinco, magnésio, manganês e silício, com o propósito de se obter as propriedades mecânicas aceitáveis para as aplicações requeridas.

3.1.1. Ligas de Alumínio-Silício

As ligas de alumínio-silício têm aplicações difundidas especialmente nas indústrias automotivas e aeronáuticas. Estas ligas de fundição têm uma excelente combinação de propriedades mecânicas e maleabilidade, bem como boa resistência

à corrosão e soldabilidade (SHABANI, 2011). Essas ligas de alumínio possuem o silício como principal elemento de liga, e constituem uma classe de material que fornece a parte mais significativa de todas as peças fundidas em forma de manufaturados, com uma ampla gama de aplicações nas indústrias (OSÓRIO, 2008).

As ligas de Al-Si apresentam um bom comportamento tribológico, e isto explica por que essas ligas estão sendo utilizadas em aplicações que requerem boa resistência ao desgaste, tais como rotores de freio, blocos de motor, camisas de cilindros, bielas e pistões, engrenagens, válvulas, polias, componentes de suspensão, etc. (REDDY, 2015).

Segundo Siegfanz *et. al.* (2013), as ligas de Al-Si exibem propriedades favoráveis de fundição, devido ao fato de que o silício se expande durante a etapa de solidificação, ao contrário de muitos outros elementos. Este comportamento reduz a contração e melhora o fluxo e as características de preenchimento do molde, permitindo a produção de componentes mecânicos com forma geométrica complexa. O teor comercial de silício nessas ligas está geralmente entre 5 e 13% (ASM HANDBOOK, CASTING, 1998).

Conforme Furlan (2008), as ligas de Al-Si mais importantes são principalmente as hipoeutéticas, contendo de 7% a 11% Si (% em peso), segundo diagrama de fases Al-Si (Figura 3.1). A microestrutura das ligas Al-Si hipoeutéticas são formadas basicamente de dendritas de fase alfa (alumínio quase puro com alguma solubilidade de Si, Mg, etc) e do eutético Al-Si.

Em relação à resistência à corrosão de ligas fundidas de Al-Si, Osório *et. al.* (2008) investigaram a influência do teor de silício no padrão microestrutural, ou seja, espaçamentos dendríticos e a distribuição das fases interdendríticas na resistência à corrosão de ligas fundidas. Os experimentos foram realizados com ligas hipoeutéticas Al-5%Si e Al-9%Si (% em massa). As ligas foram preparadas usando metais comercialmente puros. Utilizou-se um dispositivo de solidificação unidirecional para obter as amostras. As microestruturas resultantes típicas estão

mostradas na Figura 3.2, onde pode-se observar que aumentando o conteúdo de solutos, obtêm-se estruturas dendríticas mais refinadas.

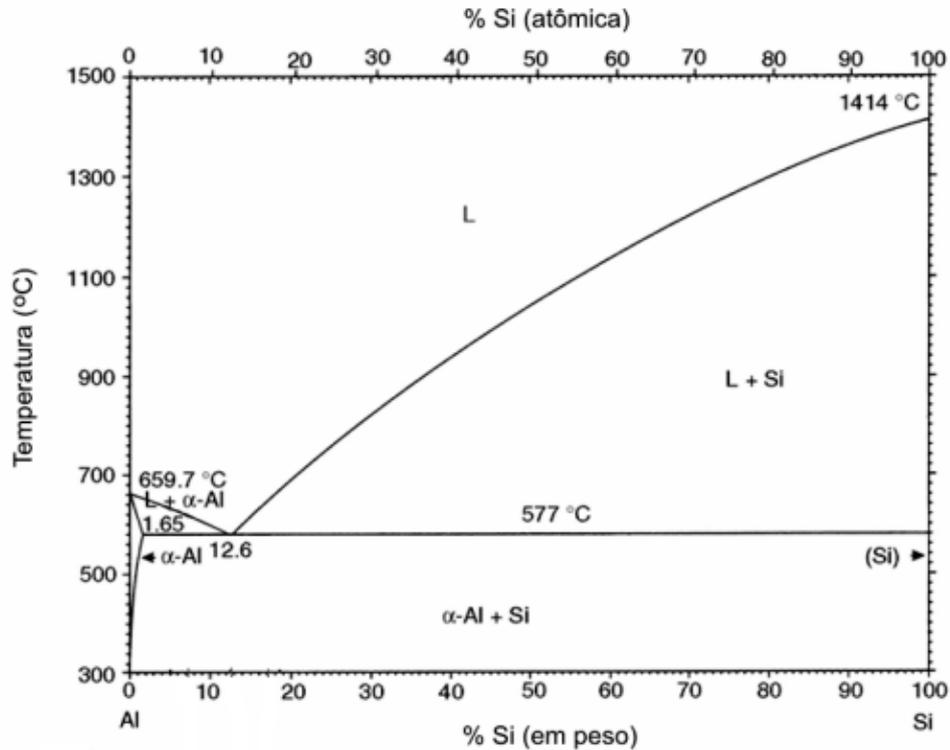


Figura 3.1 - Diagrama de fases Al-Si.

Fonte: adaptado de METALS HANDBOOK (1993).

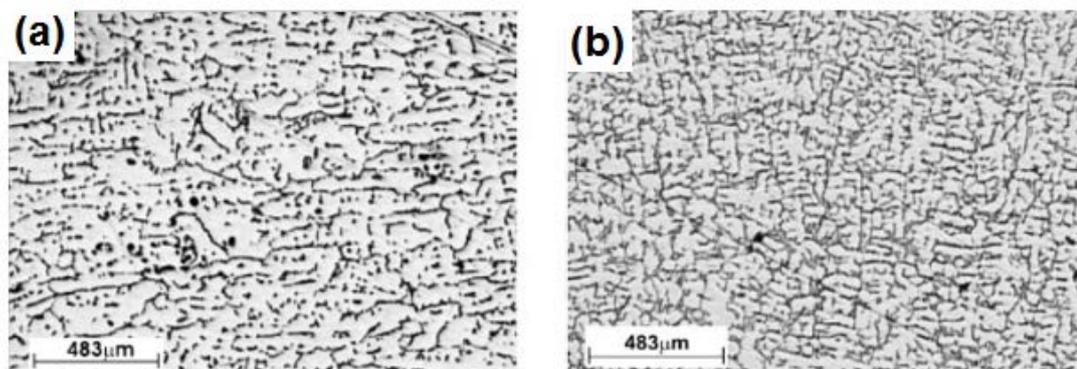


Figura 3.2 - Microestruturas de seções longitudinais de ligas Al-Si solidificadas unidirecionalmente: (a) Al-5%Si e (b) Al-9%Si.

Fonte: adaptado de Osório et. al. (2008).

Assim, Osório *et. al.* (2008), a fim de verificar os efeitos da escala dendrítica e teores de Si sobre o comportamento de corrosão eletroquímica, coletaram amostras

ao longo do comprimento do lingote, a 10, 25, 38 e 52 mm da base da lingoteira. A resistência à corrosão foi analisada tanto pela técnica de espectroscopia de impedância eletroquímica (SIA) e de tramas de Tafel realizada numa solução de teste 0,5M NaCl a 25°C. Os autores observaram que ambas as ligas tinham a resistência à corrosão aumentada com a distância a partir da base da lingoteira, como se observa na Figura 3.3.

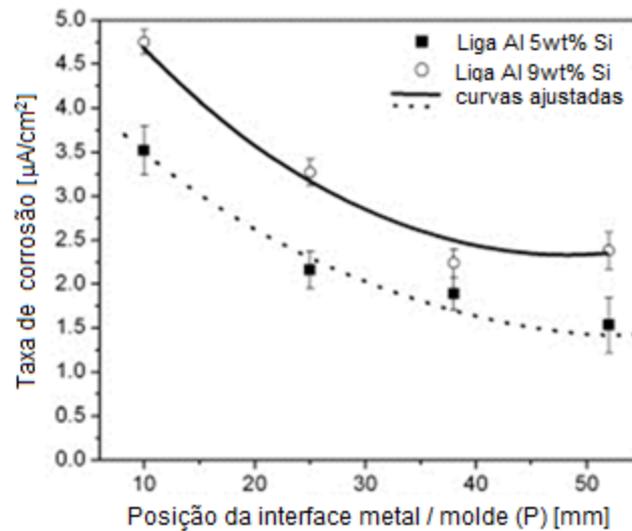


Figura 3.3 - Taxa de corrosão em função da distância da superfície do lingote para as ligas: (a) Al-5%Si e (b) Al-9%Si.

Fonte: adaptado de Osório *et. al.* (2008).

A Figura 3.3 demonstra que o aumento no teor do silício irá proporcionar um efeito negativo sobre a resistência à corrosão. Segundo Osório *et. al.* (2008), o aumento no teor de soluto fornece um refinamento nos espaçamentos dos braços dendríticos secundários de ligas hipoeutéticas, ou seja, uma microestrutura grosseira proporcionou melhor comportamento eletroquímico de corrosão do que uma microestrutura dendrítica mais refinada.

Em estudo desenvolvido por Dwivedi *et. al.* (2013), os autores investigaram a influência do teor de silício nas propriedades de tração e dureza em ligas de Al-(4-20%)Si com 0,3% de Mg. Foram produzidas por processo de fundição cinco ligas diferentes, com 4%, 8%, 12%, 16% e 20% de Si, mantendo-se o teor de 0,3% de Mg constante. Na Figura 3.4, observam-se os valores de tensão de ruptura, dureza e

ductilidade em função do percentual de silício, para as ligas no estado bruto de solidificação.

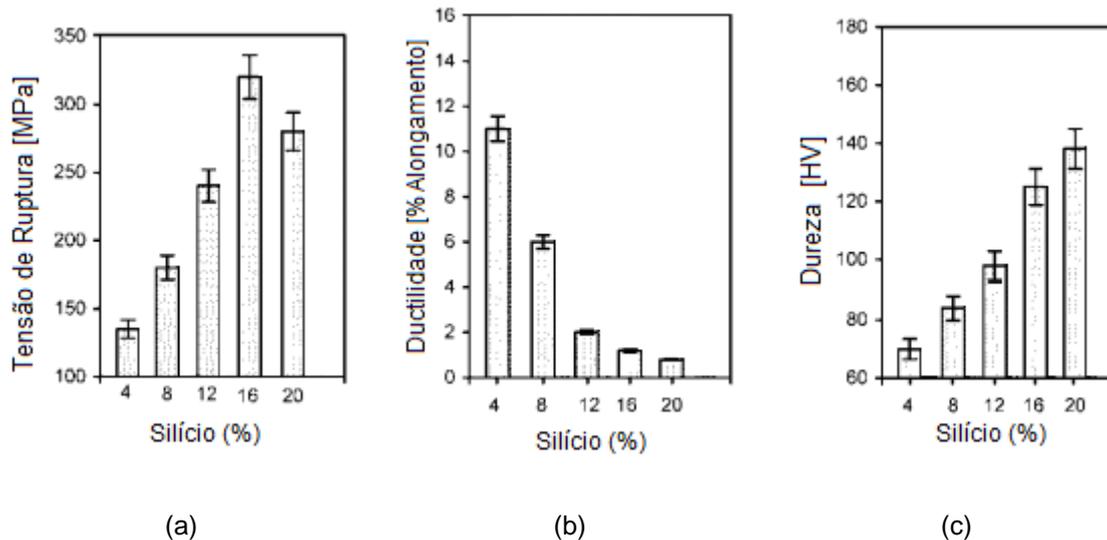


Figura 3.4 - Propriedades de tração e dureza em ligas de Al-(4-20)Si-0,3Mg em função do teor de silício: (a) Tensão de ruptura versus percentual de Si; (b) Ductilidade versus percentual de Si; (c) Dureza versus percentual de Si.

Fonte: adaptado de Dwivedi *et. al.* (2013).

Segundo Dwivedi *et. al.* (2013), um aumento de 4% até 12% em massa de Si, provoca um aumento da quantidade do microconstituente eutético (Al- α +Si) de 19% a 43% aproximadamente. Como o microconstituente eutético é mais resistente em comparação com a fase Al- α (matriz), o aumento na resistência à tração e da dureza pode ser esperado com o aumento do teor de silício. Conforme Dwivedi *et. al.* (2013), a fase Al- α é macia e dúctil e a proporção desta fase diminui com o aumento de silício, isso pode resultar na redução da ductilidade das ligas. Sendo assim, na Figura 3.4, observa-se que a resistência à tração e a dureza aumentam com o aumento do teor de silício, na faixa de 4 a 16% de Si, enquanto que a ductilidade reduz com o aumento do silício para a faixa de 4-20% de Si.

Segundo Yildirim e Ozyurek (2013), as ligas de Al-Si são usadas em muitas aplicações de engenharia, devido às suas propriedades, tais como: baixa densidade; alta resistência à corrosão e boa fluidez. No entanto, a maior desvantagem destas ligas é a falta de capacidade de tratamento térmico. A adição de magnésio nas ligas Al-Si permite endurecê-las por tratamento térmico de precipitação.

3.1.2. Ligas de Alumínio-Silício-Magnésio

A excelente fluidez, os custos de produção relativamente baixos e a alta resistência em relação ao peso fazem das ligas fundidas de Al-Si-Mg uma opção atraente para uso em componentes de engenharia mais baratos e mais leves nas indústrias automotiva e aeroespacial (SERRANO-MUNOZ, 2016).

Na indústria automotiva tem grande aplicação em rodas, chassis e suspensão, além de blocos de cilindros e cabeçotes refrigerados à água, isto porque as propriedades mecânicas podem ser melhoradas através de tratamentos térmicos (KAEEL, 2013).

Segundo Wang *et. al.* (2014), as ligas de Al-(4-12)%Si-Mg são muito utilizadas para a produção de peças fundidas, devido sua boa resistência e rigidez. No entanto, a ductilidade dessas ligas apresenta uma diminuição com o aumento do teor de Si, as partículas grosseiras de silício eutético tornam mais difíceis à deformação. Com tratamentos térmicos, as partículas eutéticas de silício apresentam-se em forma esféricas e dispersas na matriz de Al- α . Desta forma, pode se obter uma microestrutura em ligas de Al-Si-Mg com um bom potencial de deformação.

Conforme Yao e Taylor (2012), as ligas de Al-7Si-xMg que contêm baixas percentagem de ferro oferecem uma excelente combinação de características de fundição, usinagem e desempenho mecânico. Dois importantes membros desta família de liga são as ligas A356 e A357 (seguindo as designações de liga do *Aluminum Association*). Para essas Ligas a Aluminum Association (ASM HANDBOOK, CASTING, 2002) especifica composição química, conforme Tabela 3.1.

Nas ligas Al-Si-Mg, certas combinações de magnésio e silício apresentam efeitos quando ligados ao alumínio. Os dois elementos são capazes de formar um composto intermetálico Mg_2Si (64% de Mg e 36% de Si) para originar o sistema quase binário (Al- Mg_2Si), o Mg_2Si é uma fase endurecedora (TEICHMANN, 2012). Segundo Lima (2012) o diagrama pseudo binário Al- Mg_2Si mostra as curvas limite de

solubilidade (solvus), solidus e liquidus, e o máximo de solubilidade da fase Mg_2Si de 1,85% em massa. O diagrama Al-Si-Mg pode ser simplificado pelo diagrama pseudo binário Al- Mg_2Si , representado na Figura 3.5.

Tabela 3.1 - Composição química das ligas 356.0 e 357.0 de acordo com a Aluminum Association.

Limites máximos e faixas para composição química (%)									
Liga	Processos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
A356	S,P	6,5 - 7,5	0,60 ^(a)	0,25	0,35 ^(a)	0,2 - 0,45	0,35	0,25	0,15
A357	S,P	6,5 - 7,5	0,15	0,05	0,03	0,45 - 0,6	0,05	0,2	0,15

Fonte: ASM Handbook Casting, 2002.

Notas Específicas:

(a) = O teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe.

S = Fundição em molde de areia.

P = Fundição em molde permanente por gravidade.

Outros = Se referem à quantidade (%) de outros elementos químicos considerados residuais.

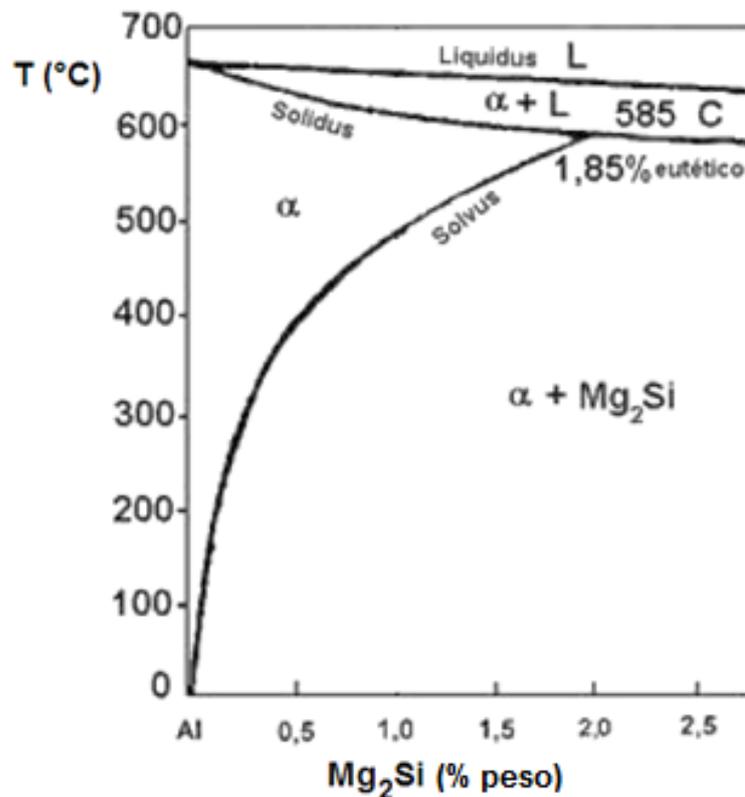


Figura 3.5 – Diagrama pseudo binário Al- Mg_2Si
Fonte: Adaptado de METALS HANDBOOK (1993)

3.2. Solidificação e Características Microestruturais das Ligas Al-Si-Mg

Segundo Fuocco (2002), a solidificação das ligas hipoeutéticas Al-Si-Mg apresenta essencialmente três reações principais:

Reação 1 – Formação de dendritas de fase Al- α ;

Reação 2 – Formação do microconstituente eutético (fase Al- α + fase Si) e fases ricas em ferro;

Reação 3 – Formação do eutético secundário (fase Al- α + fase Si + Mg₂Si + complexo Al₈Mg₃FeSi₆ + fases ricas em ferro).

As microestruturas das ligas Al-Si-Mg no estado bruto de solidificação consistem na presença da matriz Al- α , do microconstituente eutético Al- α +Si e várias fases intermetálicas presentes: Mg₂Si (siliceto de magnésio), a qual é normalmente observada em pequenas quantidades e pequenas colônias de precipitados, como agulhas de β -Al₅FeSi e Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ com forma de escrita chinesa ou massiva (DUARTE, 2010).

Em algumas pesquisas (MA *et. al.*, 2008; ABEDI *et. al.*, 2013), são apresentadas a morfologia dos precipitados de Mg₂Si que estão presentes nas microestruturas das ligas Al-Si-Mg no estado bruto de fundição.

Na pesquisa desenvolvida por Ma *et. al.* (2008), foi analisada a microestrutura de uma amostra de liga de A356.2 (6,78%Si, 0,33%Mg) não modificada, contendo 0,6% em peso de ferro, e submetida a baixa taxa de resfriamento durante processo de solidificação. A caracterização microestrutural foi realizada por um microscópio eletrônico de varredura (MEV), e a identificação da composição química das fases presentes foi obtida com espectroscopia de raios X com dispersão de energia (EDS). A Figura 3.6 mostra a microestrutura de uma amostra da liga A356.2 não modificada contendo 0,6% de ferro e obtida com velocidade de resfriamento baixa.

Na Figura 3.6, Ma *et. al.* (2008), identificaram na microestrutura o eutético Al- α + Si, sendo que o Si apresentou-se na forma de grandes partículas aciculares distribuídos ao longo dos limites interdendríticos da região de Al- α ; e alguns precipitados intermetálicos β -ferro, observados sob a forma de agulhas longas em

toda a matriz. Algumas partículas escuras de Mg_2Si , na forma de escrita chinesa, também foram observadas (seta), devido ao fato de que houve tempo de solidificação suficiente para a sua precipitação.

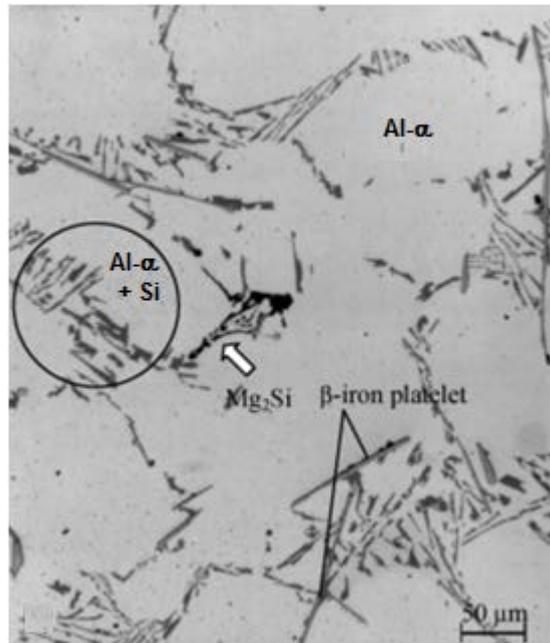


Figura 3.6 - Microestrutura da liga A356.2 contendo 0,6% de Fe na condição bruta de solidificação.

Fonte: Adaptado de Ma *et. al.* (2008).

No estudo desenvolvido por Abedi *et. al.* (2013), foi avaliado o efeito do magnésio sobre as microestruturas das ligas de alumínio A356 (Al-7Si-0,3Mg) e A356 + 1% Mg, fundidas convencionalmente. A caracterização microestrutural foi realizada por um microscópio eletrônico de varredura (MEV) equipado com espectroscopia de raios X com dispersão de energia (EDS) para identificação da composição química das fases presentes na microestrutura. A Figura 3.7 mostra a microestrutura das ligas.

Segundo Abedi *et. al.* (2013), as microestruturas das ligas foram compostas da matriz Al-α, microconstituente eutético Al-α+Si, e das fases identificadas pelas letras A e B. As composições químicas das fases estão listadas na Tabela 3.2.

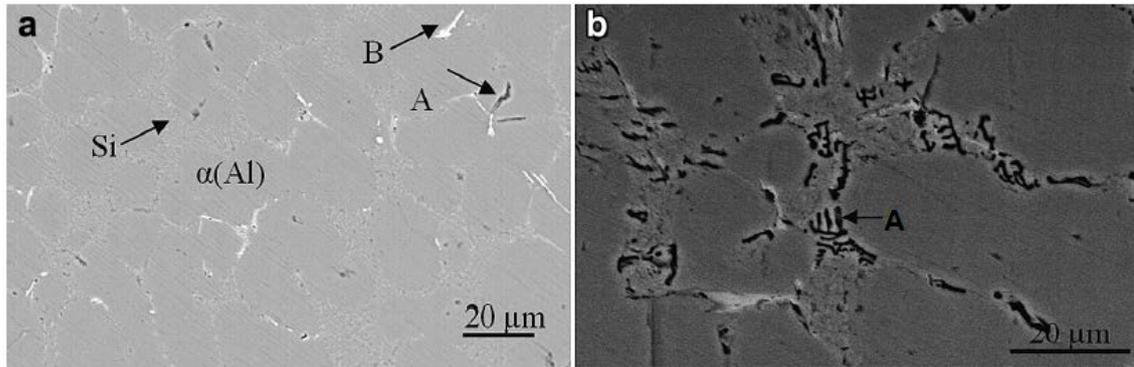


Figura 3.7 - Microestrutura das ligas: (a) Liga A356, (b) Liga A356 + 1% Mg, nas condições bruta de solidificação.

Fonte: Adaptado de Abedi *et. al.* (2013)

Tabela 3.2 - Composição química das fases encontradas na microestrutura das ligas A356 e A356 + 1% de Mg fundidas.

Elementos	A356			A356 + 1% de Mg	
	Al- α (% em massa)	A (% em massa)	B (% em massa)	Al- α (% em massa)	A (% em massa)
Al	99,2	88,2	68,5	99,1	69,4
Si	0,8	8,5	18,9	0,9	25,8
Mg	-	3,3	-	-	4,8
Fe	-	-	12,6	-	-

Fonte: Adaptado de Abedi *et. al.* (2013).

Devido às composições químicas apresentadas, Abedi *et. al.* (2013), afirmam que existe elevada probabilidade de que a placa com aspecto brilhante (letra B) é a fase β -(Al_5FeSi) e a fase escura (letra A) rica em Mg é a fase Mg_2Si . Sendo assim, Abedi *et. al.* (2012) identificaram (Figura 3.7b) grandes fases de Mg_2Si na forma de escrita chinesa, nas regiões interdendríticas da liga A356 + 1% de Mg.

Outras pesquisas mencionam diferentes morfologias para as fases compostas com Mg_2Si , comuns nas microestruturas de ligas de alumínio reforçadas com partículas de Mg_2Si . Segundo Emamy *et. al.* (2013), os compósitos de alumínio e Mg_2S apresentam propriedades melhoradas (baixa densidade, excelente fluidez, boa resistência ao desgaste e excelentes propriedades mecânicas) e baixos custos de produção. Segundo Li *et. al.* (2009) e Emamy *et. al.* (2013), as fases encontradas na micrografia desses materiais compósitos apresentam-se como: fase primária Mg_2Si ; microconstituente eutético binário $\text{Al-}\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ e a fase ternária $\text{Al-Mg}_2\text{Si-Si}$. Na Figura

3.8, Li *et. al.* (2009), apresentam a microestrutura de uma liga com Al-20%Mg₂Si-3%Si, onde se pode observar as três fases diferentes (marcadas como A, B e C).

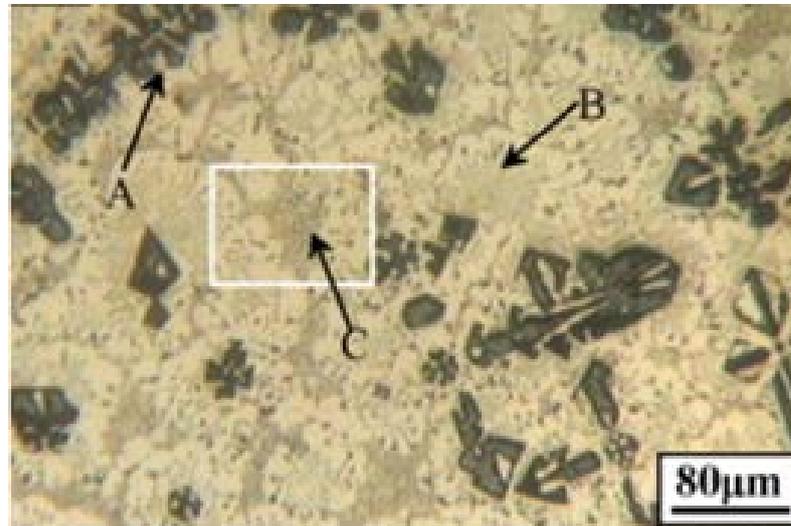


Figura 3.8 - Microestrutura da liga Al-20%Mg₂Si-3%Si na condição bruta de solidificação.

Fonte: adaptado de Li *et. al.* (2009)

Na Figura 3.8, segundo Li *et. al.* (2009), confirma-se que as fases da liga são Al, Si e Mg₂Si. A fase primária Mg₂Si primário (letra A) é cercada pela microestrutura eutética binária Al- α +Mg₂Si (letra B) e, em seguida, cercada pela microestrutura eutética ternária Al-Si-Mg₂Si (letra C). A fase primária Mg₂Si, nos centros, mostra morfologias dendríticas ou morfologias poligonais. Já o microconstituente eutético binário Al- α +Mg₂Si apresenta morfologias regulares, com partículas (em forma de escamas) de Mg₂Si cercadas por α -Al (Li *et. al.*, 2009).

Embora os precipitados de Mg₂Si sejam os principais responsáveis pelo endurecimento por precipitação e pelo aumento da resistência mecânica das ligas de Al-Si-Mg, a maioria dos precipitados observados nas microestruturas dessas ligas caracteriza-se por serem fases intermetálicas ricas em ferro. Segundo Dinnis *et. al.* (2005), o ferro é um elemento de impureza comum nas ligas de alumínio. Em ligas de fundição Al-Si, o ferro em teores acima de 0,05% em peso (que corresponde à sua solubilidade máxima no alumínio) tende a combinar com outros elementos para formar partículas de fase intermetálica de diversos tipos e formatos.

Segundo Taylor (2012), nas ligas de fundição Al-Si, as fases dominantes são a fase hexagonal $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (fase α -AlFeSi) e a fase monoclinica/ortorrômbica Al_5FeSi (fase β -AlFeSi). Se o Mg está presente com Si, uma fase alternativa pode se formar, π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$. Outra fase que se forma quando o Mn está presente com Si é a fase cúbica de corpo centrado $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, também chamada de fase α -Al(Fe,Mn)Si. A Figura 3.9 apresenta microestruturas de ligas Al-Si-Mg onde são bastante evidentes as fases intermetálicas que contêm ferro.

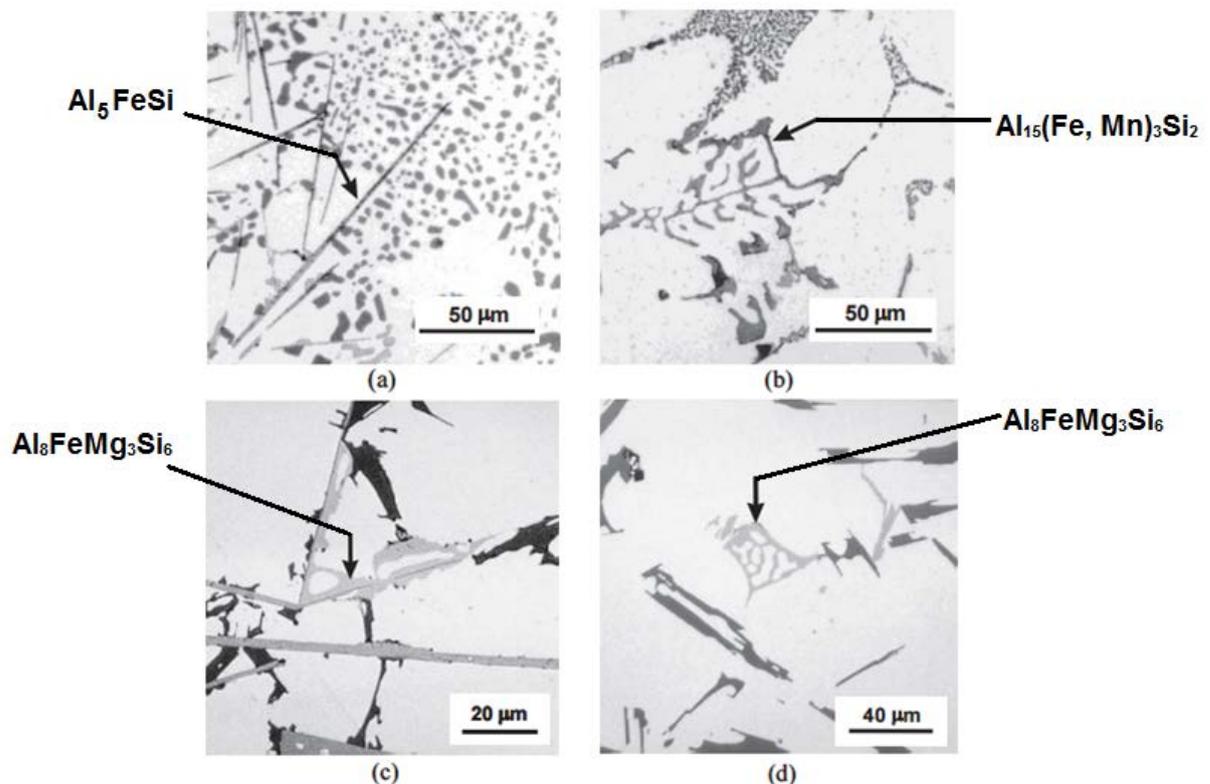


Figura 3.9 - Micrografias que mostram as morfologias típicas de vários intermetálicos contendo ferro em uma liga Al-Si-Mg-(Fe): (a) Fase β na forma de plaquetas; (B) Fase α na forma de escrita chinesa; (C) Fase π ; (D) Fase π na forma de escrita chinesa.

Fonte: adaptado de Taylor (2012).

Para Taylor (2012), as fases α -AlFeSi apresentam forma dominante de escrita chinesa (Figura 3.9b), mas a versão $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ também é encontrado como uma forma em blocos mais compacto, e por vezes, na forma de cristais poliédricos. A fase π também se forma como uma morfologia de escrita chinesa (Figura 3.9d) e é muitas vezes, mas não sempre, intimamente ligada através de uma reação peritética

à fase β (Figura 3.9c), que apresentam morfologia distinta na forma de plaquetas (Figuras 3.9a e 3.9c).

Esses intermetálicos são fases estáveis e, portanto, não se dissolvem com tratamentos térmicos de homogeneização e de solubilização, e podem possuir uma morfologia prejudicial às propriedades mecânicas da peça fundida. Os principais fatores que influenciam na formação desses intermetálicos são composição química da liga; adição de modificadores e taxa de resfriamento empregada. O tamanho e a forma dessas fases podem ser controlados pela redução do teor de Fe, aumento da taxa de resfriamento ou pela adição de agentes neutralizantes, como Mn, Cr e Co (PEREIRA, 2002).

As fases Al_5FeSi na forma de plaquetas (fase β -AlFeSi) são considerados mais prejudiciais as propriedades mecânicas nas ligas de fundição Al-Si do que as fases α do tipo escrita chinesa. Em particular, a morfologia em forma de plaquetas β -AlFeSi leva à diminuição da resistência à tração, diminuição da ductilidade e aumento da porosidade e da fragilidade das peças fundidas (IRIZALP, 2014).

Para Bidmeshki *et. al.* (2015), à precipitação de intermetálicos frágeis Al_5FeSi (fase β -AlFeSi), que aparecem na forma de agulhas ou morfologias em forma de placa na microestrutura são considerados um problema no comportamento do desgaste das ligas de Al-Si-Mg.

Sendo assim, conforme Dinnis *et. al.* (2005), a formação da fase β -AlFeSi pode ser suprimida em duas formas: adição de manganês e elevadas taxas de resfriamento. A adição de manganês conduz a formação da fase α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, enquanto que altas taxas de resfriamento conduz a formação da fase α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ e dificultam a formação de grandes plaquetas da fase e β -AlFeSi, melhorando as propriedades mecânicas nas ligas de fundição Al-Si.

As propriedades mecânicas das ligas fundidas de alumínio são significativamente dependentes de características microestruturais. Além da dimensão e distribuição das fases secundárias, o tamanho de grão e a sua

morfologia, espaçamento dendríticos são parâmetros, que controlam as propriedades mecânicas das peças fundidas (SHABANI *et. al.*, 2011).

Segundo Dobrzanski *et. al.* (2006), a velocidade de resfriamento, durante a solidificação do metal líquido, afeta o tamanho dos grãos e o espaçamento dos braços dendríticos secundários (λ_2). Taxas de resfriamento elevadas diminuem o tamanho de grão e o espaçamento dos braços dendríticos secundários.

No estudo desenvolvido por Patakham *et. al.* (2013), foi analisada a influência no tamanho do grão devido à variação na taxa de resfriamento durante solidificação de uma liga de fundição de Al-6%Si-0,25%Mg, sem adição de refinadores de grão. Foram analisadas duas condições de solidificação, na primeira condição baixa taxa de resfriamento, e na segunda, alta taxa de resfriamento. As macrografias das amostras das diferentes condições de solidificação são mostradas na Figura 3.10. Patakham *et. al.* (2013), observaram que as amostras da liga de Al-Si-Mg, apresentaram na estrutura uma mistura de grãos colunares e grãos equiaxiais grosseiros, distribuídos aleatoriamente.

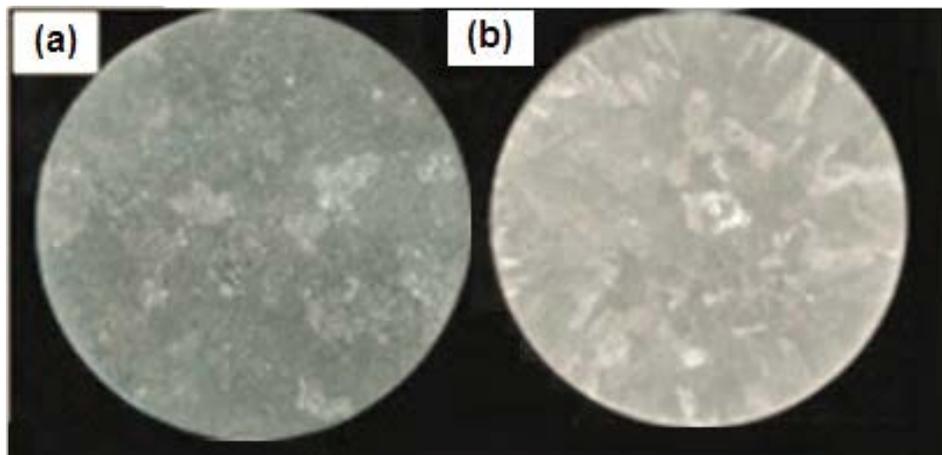


Figura 3.10 - Macrografias de amostras da liga Al-6%Si-0,25%Mg sem adição de refinadores de grão: (a) baixa taxa de resfriamento; (B) alta taxa de resfriamento.

Fonte: adaptado de Patakham *et. al.* (2013).

Em relação à influência no tamanho do grão devido à variação na taxa de resfriamento, Patakham *et. al.* (2013), concluíram que para as amostras da liga de Al-Si-Mg, que foram submetidas a baixas taxas de resfriamento durante a

solidificação, apresentaram tamanhos maiores de grão, conforme se observa na Figura 3.11.

Segundo Dobrzanski et. al. (2006), as propriedades mecânicas das ligas de alumínio são fortemente dependentes do efeito dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2 ou EDS). Para Dong et. al., (2012), o λ_2 tem um grande efeito sobre as propriedades mecânicas, e o tamanho de λ_2 por unidade de comprimento é fortemente influenciada pela velocidade de solidificação, sendo que o aumento da taxa de resfriamento influencia sobre a redução dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2).

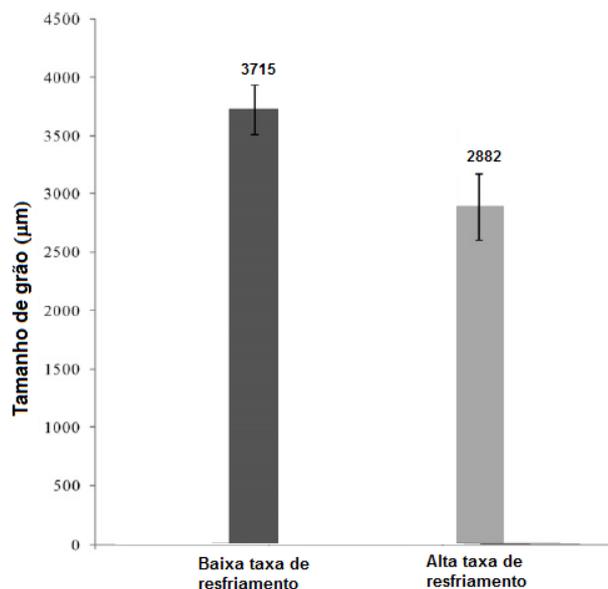


Figura 3.11 - Análise comparativa do tamanho de grão em amostras da liga Al-6%Si-0,25%Mg, sem adição de refinadores de grão, para diferentes taxas de resfriamento.

Fonte: adaptado de Patakham et. al. (2013).

Em estudo desenvolvido por Shabani e Mazahery (2011), os autores buscaram prever as propriedades mecânicas das ligas de alumínio fundidas A356, a partir da relação entre a microestrutura e propriedades mecânicas. No estudo, as propriedades mecânicas são consideradas como uma função do espaçamento dendrítico secundário (λ_2). A liga de alumínio foi fundida e vazada em molde de areia com espessura não uniforme, o que permitiu taxas de resfriamento diferentes durante a solidificação do metal. Foram utilizados termopares para determinar a taxa

de resfriamento experimental, e o espaçamento dos braços dendríticos secundários foram obtidos utilizando a técnica de análise de imagens. A variação de λ_2 com a taxa de resfriamento (R) é apresentada na Figura 3.12.

Na Figura 3.12, adaptada de Shabani e Mazahery (2011), observa-se que com o aumento da taxa de resfriamento durante o processo de solidificação do metal líquido ocorre uma diminuição no espaçamento dos braços dendríticos secundários (λ_2).

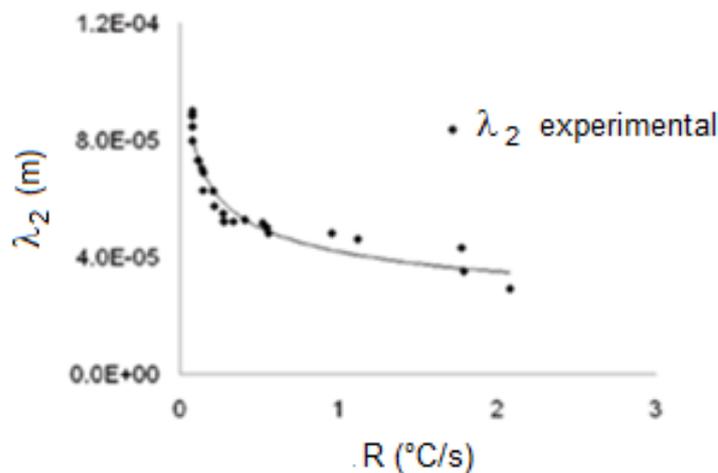


Figura 3.12 - Variação de λ_2 com a variação da taxa de resfriamento (R) para a liga A356 fundida.

Fonte: adaptado de Shabani e Mazahery (2011).

Shabani e Mazahery (2011), definiram as variações de tensão de escoamento (σ_e), resistência à tração (LRT), força máxima (F_{max}) e porcentagem de alongamento (ΔL) em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários (λ_2) conforme Figura 3.13.

Shabani e Mazahery (2011), observaram que o aumento no espaçamento dos braços dendríticos secundários exercem influências negativas nas propriedades mecânicas das liga de alumínio A356. Quanto maior o λ_2 , o material apresenta menores limites de tensões de escoamento, resistência à tração, força máxima e menor porcentagem de alongamento.

Segundo Lipiński (2008), nos últimos anos, tem sido demonstrado que as propriedades tecnológicas de ligas de alumínio podem ser melhoradas adicionando-se modificadores e refinadores de grão. A modificação consiste no tratamento do banho de alumínio-silício pela adição de agentes modificadores da morfologia das partículas de Si. Os agentes modificadores mais empregados são o Na (Sódio), o Sr (estrôncio) e o Sb (antimônio). Adições destes elementos (entre 0,005 e 0,02% em peso) promovem fortes alterações no crescimento da fase β (silício) do eutético: a fase β passa a exibir uma morfologia mais refinada, aumentando a ductilidade das ligas Al-Si fundidas.

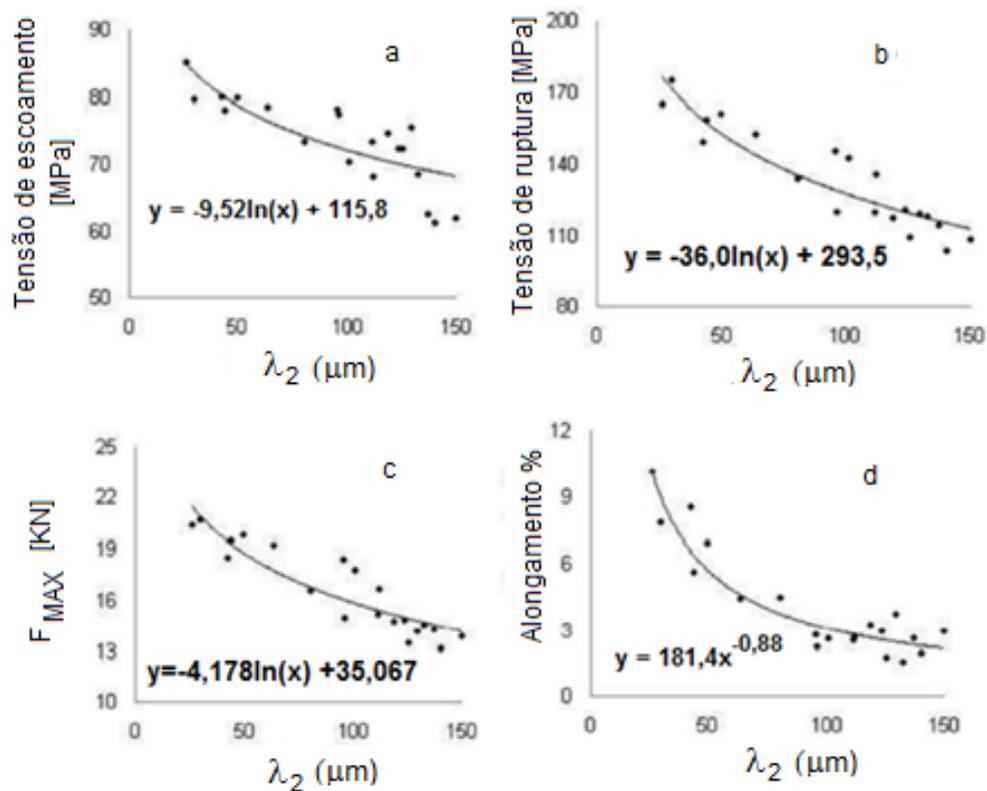


Figura 3.13 - Variação de propriedades mecânicas em função dos espaçamentos do braços dendríticos secundários para a liga A356 fundida.

Fonte: adaptado de Shabani e Mazahery (2011).

Abdulwahab *et. al.* (2013), afirmam que em ligas não modificadas, o eutético Al- α + Si é o microconstituente que primeiro nucleia e cresce. Nestas ligas, o silício tem uma morfologia em forma de agulhas grosseiras, que prejudicam as propriedades mecânicas. No entanto, a morfologia do silício pode ser transformada

para uma estrutura fibrosa e fina através de um tratamento de modificação. A modificação do eutético Al-Si implica em uma maior resistência para as peças fundidas.

Já o refino de grão é realizado com a adição de pós à base de Al-Ti ou Al-Ti- B na liga líquida. Segundo Faraji *et. al.* (2010), o refinamento de grão é uma operação crítica nas fundições de ligas de alumínio A356, que não somente afeta a qualidade da peça fundida, mas também a eficiência do processo de fundição. As propriedades mecânicas de ligas de alumínio fundido são muito dependentes do processo de solidificação. É bem conhecido que o refinamento de grão aumenta as propriedades mecânicas de peças fundidas. Os autores salientam que as ligas de Al-Ti-B são refinadores de grão muito eficazes, já que reduz os tamanhos das dendritas (grão da fase α pró-eutética), melhora as propriedades mecânicas (limites de escoamento e de resistência), bem como a tendência à formação de trincas a quente.

3.3. Tratamentos Térmicos em Ligas Al-Si-Mg

A aplicação de tratamentos térmicos modifica as características microestruturais e melhoraram as propriedades tecnológicas das ligas Al-Si-Mg. O tratamento térmico de endurecimento por precipitação é o método mais comum para aumentar a resistência das ligas de Al-Si-Mg que contêm baixa percentagem de ferro. Segundo Yao e Taylor (2012), esse tratamento atinge três tarefas importantes: em primeiro lugar, faz a quebra do Si eutético (que ocorre como flocos interligados em ligas não modificadas, e as estruturas fibrosas e finas em ligas modificadas) em pequenas partículas arredondadas. Em segundo lugar, faz a dissolução do Mg contido nos microconstituintes (isto é, fase Mg_2Si e $\pi-Al_9Mg_3FeSi_5$) enriquecendo assim o teor de Mg e Si na solução sólida de alumínio. Em terceiro lugar, homogeniza a distribuição de Mg e Si entre os braços dendríticos dos grãos de alumínio primário.

Deve notar-se que os intermetálicos de ferro $\beta-AlFeSi$ (sob a forma de plaquetas) não são afetados pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação e, portanto, os seus efeitos prejudiciais não são removidos (YAO e TAYLOR, 2012).

Segundo Manente e Timelli (2011), o tratamento térmico compreende três fases: solubilização, resfriamento e envelhecimento artificial. No tratamento térmico T6 (Figura 3.14) aplica-se o tratamento térmico de solubilização a alta temperatura para aumentar a solubilidade, seguido de resfriamento rápido em água para obter-se uma solução sólida supersaturada com os elementos de soluto (Mg e Si), seguido por um tratamento térmico de envelhecimento artificial para produzir precipitados finamente dispersos na matriz de Al- α (HOSSAIN *et. al.*, 2013).

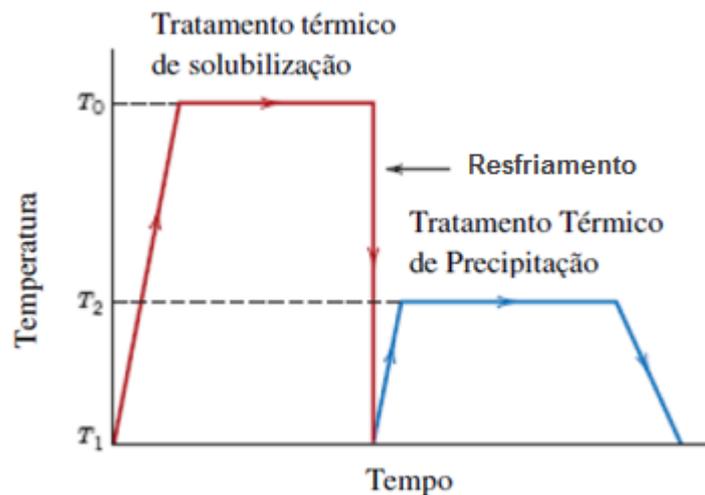


Figura 3.14 - Ciclo do processo de endurecimento por precipitação segundo o tratamento térmico T6.

Fonte: Adaptado de Mohamed e Samuel (2012).

Segundo Li *et. al.* (2004), durante o tratamento térmico de envelhecimento o magnésio combina-se com o silício e forma a fase Mg_2Si , a base para o endurecimento por precipitação e responsável pelo aumento da resistência mecânica das ligas de Al-Si-Mg. Conforme Manente e Timelli (2011), uma série de precipitações são observadas nesse processo: primeiramente ocorre a formação de agregados de átomos de magnésio e silício, nomeados de zonas de precipitação ou zonas Guinier-Preston (GP), que devido sua instabilidade se decompõem rapidamente em fases metaestáveis (η'' e η'), e terminando com a formação da fase estável η - Mg_2Si . A sequência de precipitação de Mg_2Si nas ligas é a seguinte:

Solução sólida --> zonas GP (esféricas) --> η'' (agulhas) --> η' (bastonetes) --> η (plaquetas quadradas): Mg_2Si .

Os valores máximos de dureza obtidos nas ligas de Al-Si-Mg estão associados à presença dos precipitados metaestáveis η'' e η' . Já a presença do precipitado de equilíbrio η está associada ao amolecimento da liga acarretado pelo superenvelhecimento (SHERCLIFF, 1990).

A norma ASTM B-597 (*Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum Alloys, Annual Standard Book of ASTM Standards, B597, 1998*) estabelece padrões para a liga A356-T6 de temperaturas e tempos para realização de tratamentos térmicos de precipitação. Essa norma recomenda temperaturas de 540°C durante 4 a 12 horas para solubilização, e de 220°C durante 7 a 9 horas para envelhecimento artificial.

Segundo Oliveira e Rocha (2014), o tratamento térmico T6 é o mais utilizado na indústria de fundição, e é normalmente especificado 6 horas de solubilização em 540°C para a liga A356. Manente e Timelli (2011) e Yao e Taylor (2012), também consideram que um tratamento térmico de solubilização de 6 horas a 540°C é suficiente para dissolver completamente as fases ricas em magnésio e para conseguir uma solução sólida homogênea. Na literatura (Duarte e Oliveira, 2010; Manente e Tomelli, 2011; Oliveira e Rocha, 2014; Dioni *et. al.*, 2014) as temperaturas de envelhecimento utilizadas geralmente variam entre 175°C a 240°C.

Dioni *et. al.* (2014), analisaram o comportamento de endurecimento por envelhecimento de uma liga de fundição com a composição Al-7,5%Si-0,35Mg. Os efeitos do estado de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas da liga foram avaliados por meio de ensaios de dureza e de tração. Na Figura 3.15 pode-se analisar o comportamento da dureza em função do tempo de envelhecimento e das várias temperaturas de envelhecimento.

Conforme a Figura 3.15, Dioni *et. al.* (2014), salientaram que da mesma forma que a dureza, a liga também apresentou os valores máximos de resistência à tração depois de 16 h para amostras envelhecidas a 155°C, após 6 h para as amostras envelhecidas a 165°C e depois de 4 h para as amostras envelhecidas a 180°C.

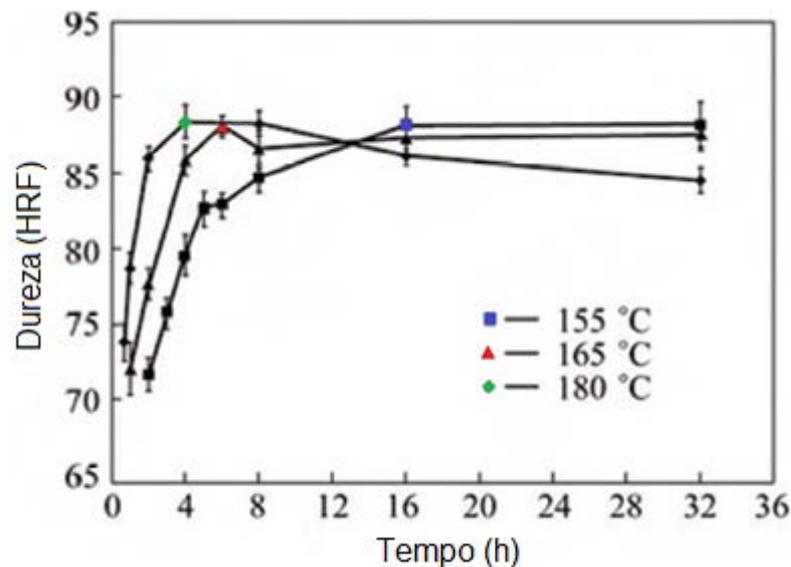


Figura 3.15 - Dureza da liga Al-7,5%Si-0,35Mg como função do tempo de envelhecimento e das várias temperaturas de envelhecimento.

Fonte: Adaptado Dioni *et. al.* (2014).

Em estudo desenvolvido por Yildirim e Ozyurek (2013), três diferentes ligas de Al-Si-Mg foram produzidas contendo várias quantidades de Mg (0,43%, 0,67% e 0,86%). O tratamento térmico T6 foi aplicado após o processo de fundição para melhorar as propriedades das ligas. Sendo assim, o efeito na quantidade de Mg e do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas das ligas foram examinados.

Após o processo de tratamento térmico T6, Yildirim e Ozyurek (2013), concluíram que os valores de dureza das ligas revelaram um aumento de cerca de 2,5 vezes maior do que os medidos no estado bruto de fundição. Além disso, em liga de Al-Si-Mg, a dureza da liga aumenta à medida que aumenta a quantidade de Mg. Este aumento pode ser atribuído à fase secundária (Mg_2Si) que precipita entre as dendritas de alumínio após o tratamento térmico de envelhecimento.

Em pesquisa desenvolvida por Hekmat-Ardkan *et. al.* (2010), os autores estudaram o comportamento de desgaste em ligas de Al-Si hipereutéticas com diferentes teores de Mg e tratamento térmico T6, e concluíram que a dureza e a resistência ao desgaste da liga aumentam com alto teor de Mg e efeitos dos tratamentos térmicos. Os resultados mostraram que a adição de Mg resultou na formação de Mg_2Si , o qual substitui o silício primário mais grosso. A melhora na

resistência ao desgaste deve-se ao fato que as partículas intermetálicas de Mg_2Si são mais solidamente ligadas à matriz, quando em comparação com as partículas de silício primárias grosseiras. A Figura 3.16 mostra claramente que a taxa de desgaste diminui com o aumento do teor de magnésio (tanto em condições brutas de solidificação quanto tratadas termicamente).

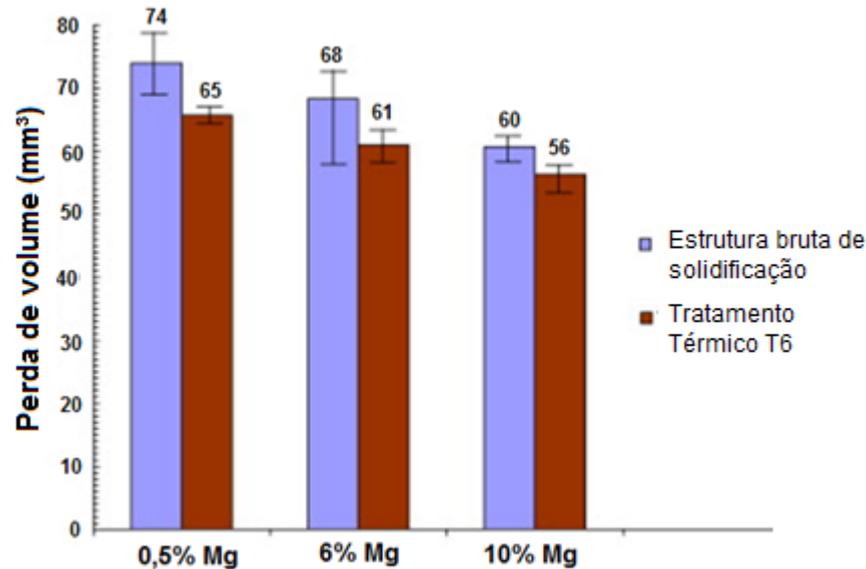


Figura 3.16 - Perda de volume de ligas Al-Si hipereutéticas com 0,5%Mg, 6%Mg e 10%Mg após o teste de desgaste.

Fonte: adaptado de Hekmat-Ardkan et. al. (2010).

Hekmat-Ardkan *et. al.* (2010), explicam que o tratamento térmico T6 promove arredondamento das partículas de Si primário e resulta em partículas muito finas de Mg_2Si , e essas mudanças são mais significativas para ligas com teores elevados de magnésio e proporcionam aumento na dureza e na resistência ao desgaste das ligas de Al-Si.

Kaeel (2013), também estudou o comportamento em relação à dureza das ligas fundidas A356 após tratamento térmico T6. Na pesquisa, o autor utilizou-se de amostras com diâmetro de 10 mm e comprimento de 20 mm (obtidas por processos de fabricação a partir de barras comerciais da liga Al-7Si-0,3Mg). Em seguida, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação. Os tratamentos foram realizados em um forno resistivo a uma temperatura de 540°C durante três horas e em seguida resfriamento a água. Depois,

as amostras foram reaquecidas até à temperatura de 175°C, 200°C e 225°C durante o tempo de envelhecimento de 60, 90 e 120 minutos. Na sequência, foi realizada a análise do comportamento da dureza. Na Figura 3.17, observa-se que os valores de dureza Vickers (HV) aumentaram com o aumento da temperatura e do tempo de envelhecimento, sendo que o maior valor de dureza foi encontrado na temperatura de envelhecimento de 200°C.

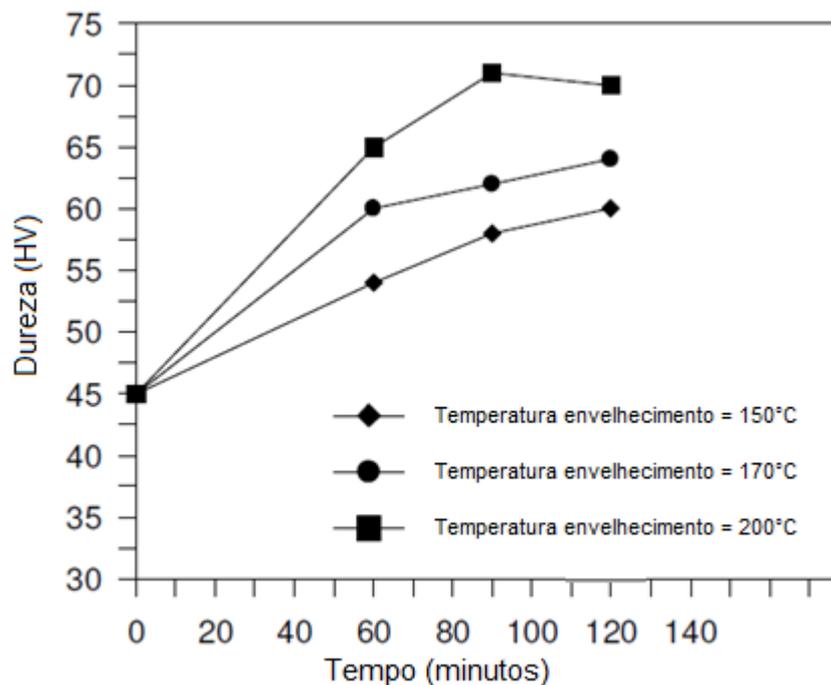


Figura 3.17 - Relação entre o valor de dureza Vickers e o tempo de envelhecimento para a liga Al-7Si-0,3Mg na condição T6.

Fonte: adaptado de Kaeel (2013).

Os resultados obtidos na pesquisa de Kaeel (2013), são coerentes com os estudos de Hossain *et al.* (2013), que afirma que as ligas de alumínio A356 quando tratada termicamente, com tratamento T6 (que envolve solubilização, têmpera e envelhecimento artificial), formam precipitados pequenos e uniformes de Mg₂Si na matriz de alumínio, levando ao aumento da sua dureza e resistência.

Alguns estudos (Duarte e Oliveira, 2010; Oliveira e Rocha, 2014; Segundo *et al.*, 2015; Lotfpour *et al.*, 2015), analisaram os efeitos do tratamento térmico T6 sobre a microestrutura de ligas de Al-Si-Mg. Nessas pesquisas, alterações significativas foram notadas, o tratamento térmico T6 afeta a microestrutura da liga,

provocando o coalescimento, esferoidização e crescimento das partículas de silício eutético. Segundo Oliveira e Rocha, (2014), o tratamento térmico T6 resulta em um formato mais arredondado e maior das partículas do silício eutético na microestrutura quando comparado com o estado bruto de solidificação.

Lotfpour *et. al.* (2015), analisaram a microestrutura da liga A357 (7,2%Si; 0,49%Mg; menos 0,01% de Fe e Mn), no estado bruto de solidificação e após tratamento térmico T6, onde amostras da liga foram submetidas a solubilização por 8 horas a 540°C, resfriadas em água a temperatura ambiente, e envelhecidas artificialmente em 170°C durante 7 horas antes de resfriarem ao ar. A microestrutura da liga A357 é apresentada na Figura 3.18.

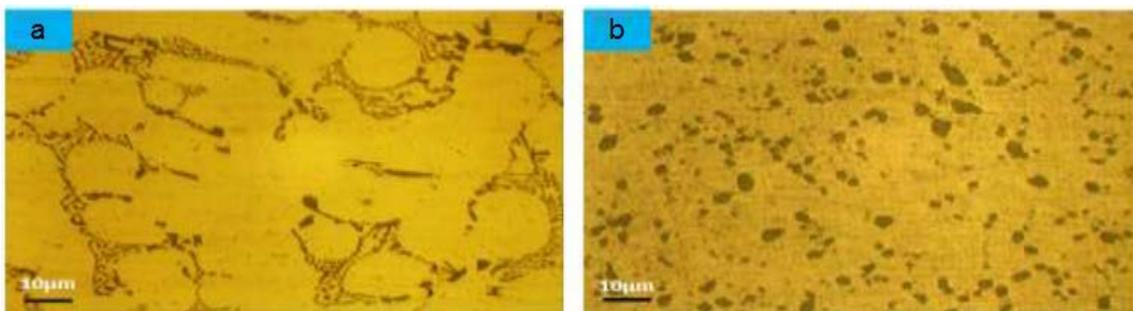


Figura 3.18 - Microestrutura da liga A357 (a) no estado bruto de solidificação, e (b) Tratamento térmico T6.

Fonte: adaptado de Lotfpour *et. al.* (2015)

A microestrutura da liga A357 no estado bruto de solidificação é mostrada na Figura 3.18(a) e consiste de dendritas de Al- α separadas por regiões eutéticas de Al- α +Si. Com o tratamento térmico de solubilização, ocorreu o arredondamento das partículas de silício como é observado na Figura 3.18(b).

Segundo Taylor (2012), as fases intermetálicas contendo ferro em ligas à base de Al-Si-Mg são geralmente pouco afetadas pelo tratamento térmico T6. As fases Al_8Fe_2Si (fase α -AlFeSi) e a Al_5FeSi (fase β -AlFeSi) demonstram poucos sinais de sofrer qualquer transformação a temperaturas típicas de solubilização (aproximadamente 540°C).

No entanto, Taylor (2012), salienta que uma fase intermetálica contendo ferro sofre transformação durante o tratamento térmico T6. Durante a etapa de solubilização, ocorre a transformação da fase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ para a fase β - Al_5FeSi , e quando a transformação ocorre, libera o Mg para endurecimento por precipitação. Essa transformação é mais perceptível quando o teor de Mg está entre 0,35%-0,55% em massa. Para Taylor (2012), esse adicional de Mg leva a uma ligeira melhora nas propriedades mecânicas após o tratamento térmico T6 completo, mas o ganho nas propriedades mecânicas ocorre porque algumas das grandes partículas da fase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ (na forma de escrita chinesa) são dissolvidas e substituídas pela precipitação da fase β - Al_5FeSi com formato de finas agulhas.

Em relação ao surgimento de partículas intermetálicas do tipo agulhas finas, quando ligas de Al-Si-Mg contendo Fe são tratados com solubilização. Yao e Taylor (2012) realizaram a caracterização por várias técnicas de microscopia eletrônica para avaliar a natureza (isto é, a composição, a morfologia e cristalografia) dessas partículas após o tratamento de solubilização (temperatura de 540°C por 6 horas) de uma liga A356 contendo 0,4% de Mg e 0,12% de Fe. A Figura 3.19 mostra a aparência típica dos diferentes microconstituintes da liga de Al-7Si-0,4Mg-0,12Fe (A356) após o tratamento de solubilização.

Na Figura 3.19 observa-se que as partículas da fase π foram divididas em discretas partículas arredondadas. Nas imediações dessas partículas arredondadas, algumas partículas em forma de agulha são observadas. Para Yao e Taylor (2012), a localização das partículas em forma de agulhas em relação às partículas da fase π é indicativa do seu processo de formação, muito provavelmente formado por precipitação na vizinhança de partículas da dissolução da fase π . Yao e Taylor (2012) concluíram que as partículas semelhantes a agulhas finas formadas durante o tratamento de solubilização da liga tipo A356 são placas de fase β similares às frequentemente observadas em ligas de alumínio fundidas, mas menores e mais finas.

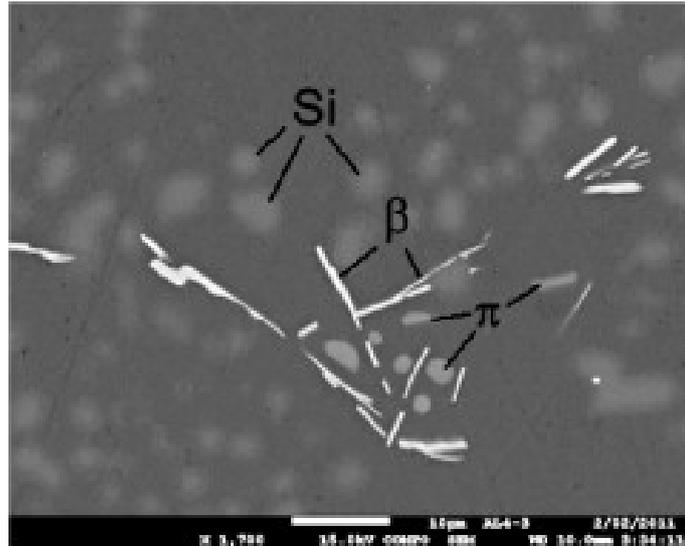


Figura 3.19 - Microconstituintes típicos da liga Al-7Si-0,4Mg-0,12Fe (A356) após o tratamento de solubilização.

Fonte: adaptado de Yao e Taylor (2012).

Ainda em relação à Figura 3.19, Yao e Taylor (2012), observaram que o silício eutético (Al- α +Si) apresentou-se quebrado em partículas arredondadas após o tratamento de solubilização. Não foram observadas partículas de Mg_2Si após tratamento de solubilização. No entanto, o Mg foi encontrado ligado nas partículas residuais da fase π .

3.4. Porosidade em Ligas Fundidas de Alumínio

Segundo Puparattanapong e Limmaneevichitr (2016), é importante na fundição das ligas de alumínio que elas apresentem uma boa fluidez e moldabilidade, o que é definido como a capacidade de uma liga ser fundida sem a formação de defeitos, tais como: fissuras, segregações ou tendência de formação de porosidade.

A porosidade pode ser definida como grandes vazios ou cavidades, as quais se formam dentro do metal durante a solidificação; e considera-se ser o defeito que ocorre mais frequentemente em ligas de alumínio e silício fundidas. Este defeito, geralmente resulta em propriedades mecânicas pobres, incluindo menor tensão de ruptura, ductilidade e resistência à fadiga, etc (AMMAR, 2008).

Segundo Gomes (2012), poros podem surgir durante a solidificação na forma de macroporosidade ou de microporosidade. O primeiro tipo é um defeito que se caracteriza por contrações concentradas em um único ponto da peça (na última região a se solidificar), resultando em um espaço vazio e com superfície interna rugosa (formada pelas dendritas). É causada pelo efeito de contração do metal na solidificação. Já a microporosidade se apresenta como cavidades micrométricas entre as dendritas, e constituem geralmente menos de 1% em volume do material. Na maioria das aplicações industriais, o nível de porosidade exigido em fundidos de boa qualidade deve ser menor que 0,5% em volume.

Nas ligas de alumínio fundidas, a presença de porosidade é normalmente atribuída à contração, proveniente da solidificação e a segregação de gases. Em especial para as ligas de alumínio, o hidrogênio é o principal gás causador de porosidade. A solubilidade do hidrogênio é maior no alumínio líquido em sua comparação com o sólido, havendo um enriquecimento de hidrogênio no líquido em função de sua rejeição na interface sólido/líquido. Assumindo-se que não ocorra difusão no estado sólido e que a mistura seja completa no líquido, haverá um aumento grande na concentração de hidrogênio no final da solidificação, o que pode exceder o limite de solubilidade no líquido, provocando dessa forma a nucleação de bolhas de hidrogênio (GOMES, 2012).

Conforme Sabau e Viswanathan (2008), na terminologia utilizada na fundição, a porosidade é geralmente classificada como porosidade de hidrogênio ou porosidade de contração. Porosidade de hidrogênio é o termo dado à porosidade que é geralmente arredondada, isolada e bem distribuída. As porosidades que são interligadas ou aglomeradas, e de uma forma irregular, que corresponde à forma da região interdendrítica, é usualmente denominado porosidade de contração. No entanto, em geral, a ocorrência da microporosidade nas ligas de alumínio é devida aos efeitos combinados de contração na solidificação e aprisionamento do gás hidrogênio. A morfologia dos poros está apresentada na Figura 3.20.

Na terminologia de fundição, o poro na Figura 3.20(a) é considerado como sendo a porosidade de hidrogênio, enquanto os poros na Figura 3.20(b) são considerados porosidade de contração.

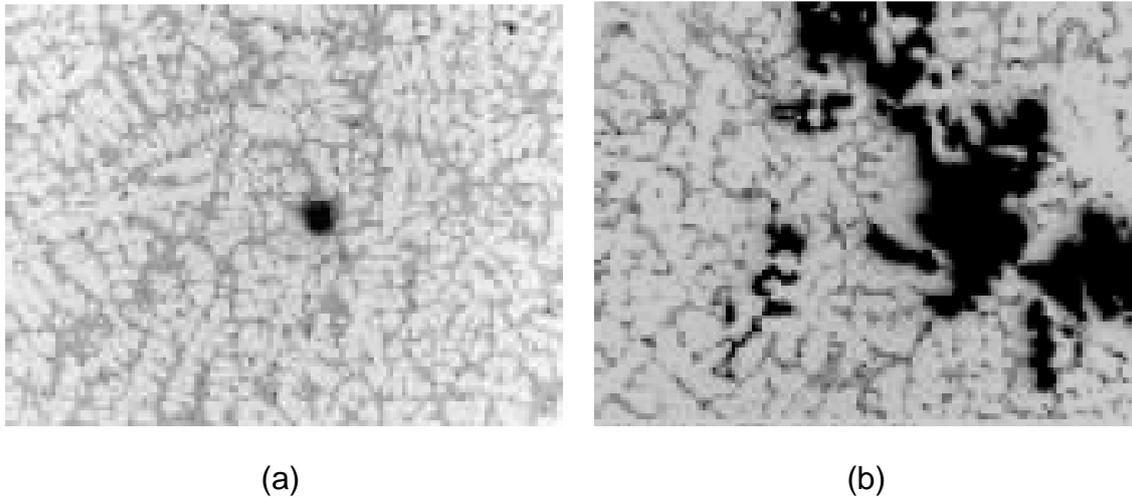


Figura 3.20 - Morfologia dos poros: (a) porosidade de hidrogênio, (b) porosidade de contração.

Fonte: adaptado de Sabau e Viswanathan (2008).

O montante final da porosidade em peças fundidas de alumínio é principalmente influenciado por vários fatores, como quantidade de hidrogênio, taxa de resfriamento, temperatura de fusão, material do molde, ou intervalo de solidificação (KUCHARCIK, 2014).

A taxa de resfriamento tem efeito predominante na formação de porosidade. Para Pereira *et. al.* (2002), altas taxas diminuem sensivelmente o volume de porosidade. Como a formação de porosidade em ligas de alumínio está associada à cinética de nucleação e crescimento de bolhas de gás, a maior taxa de resfriamento diminui a probabilidade de formação das moléculas de gás (hidrogênio), e conseqüentemente, a formação de porosidade.

Em relação ao intervalo de solidificação, Kucharcik *et. al.* (2014), salientam que peças fundidas de ligas de Al-Si que apresentam o intervalo de solidificação mais amplo, têm maior tendência ao surgimento de microporosidade. Por outro lado, em caso de intervalo estreito de solidificação (alumínio puro, liga de alumínio eutética) prevalece a macroporosidade, e a presença de microporosidade é baixa. A Figura 3.21 apresenta o diagrama de Al-Si onde nota-se a influência do intervalo de solidificação na tendência para a formação da micro e macro porosidades.

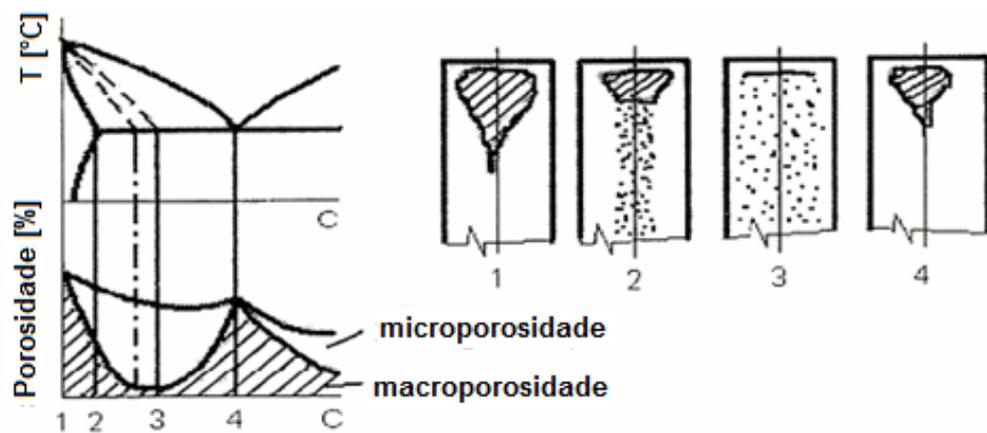


Figura 3.21 - Influência do intervalo de solidificação na formação de micro e macro porosidade.

Fonte: Adaptado de Kucharcik *et. al.* (2014).

Em estudo desenvolvido por Kucharcik *et. al.* (2014), foi avaliado o efeito de composição química na formação de porosidade em ligas de alumínio Al-Si. Para o experimento foi usado alumínio puro e quatro ligas: AlSi6Cu4, AlSi7Mg0,3, AlSi9Cu1, AlSi10MgCu. Estas ligas foram escolhidas por causa do crescimento gradual de silício na liga Al-Si de alumínio puro para a composição eutética, a fim de ser capaz de observar o efeito da amplitude do intervalo de solidificação na nucleação de porosidade. Todas as ligas foram submetidas aos mesmos parâmetros de fusão e solidificação e processo de degaseificação realizado por sopragem de nitrogênio. A Figura 3.22 mostra o diagrama com as posições das ligas utilizadas na experiência.

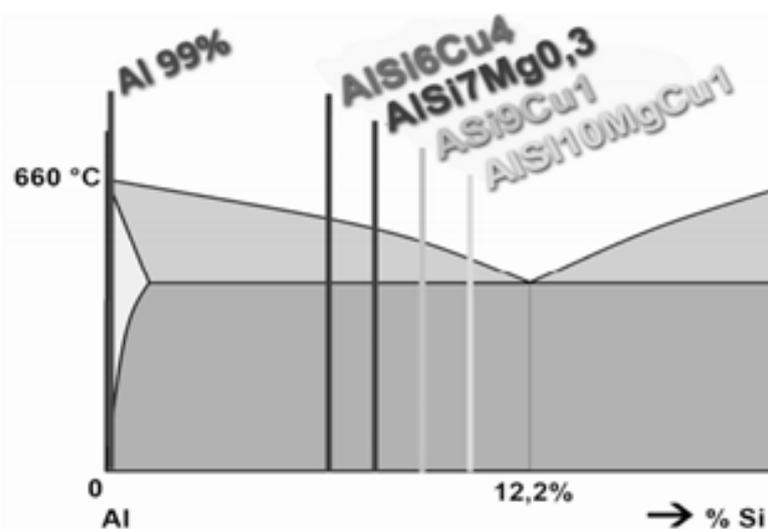


Figura 3.22 - Posição das ligas utilizadas no diagrama Al-Si.

Fonte: Adaptado de Kucharcik *et. al.* (2014).

Em relação aos resultados, a Figura 3.23 apresenta o percentual de porosidade superficial nas ligas em estudo. Kucharcik *et. al.* (2014) concluíram que as ligas com mais amplo intervalo de solidificação (AlSi6Cu4, AlSi7Mg0,3) têm menos tendência para a formação da porosidade do que uma liga com um intervalo estreito de solidificação (AlSi9Cu1, AlSi10MgCu1). Também observaram que as amostras de metais puros e ligas eutéticas têm uma elevada tendência para a formação de grandes bolhas de poros e concentrada nos locais de grande massa do material fundido, enquanto que outras partes da amostra é quase isento de poros. Por outro lado, as amostras com um amplo intervalo de solidificação têm uma tendência para a formação de microporosidade, que é distribuída uniformemente ao longo da fundição.

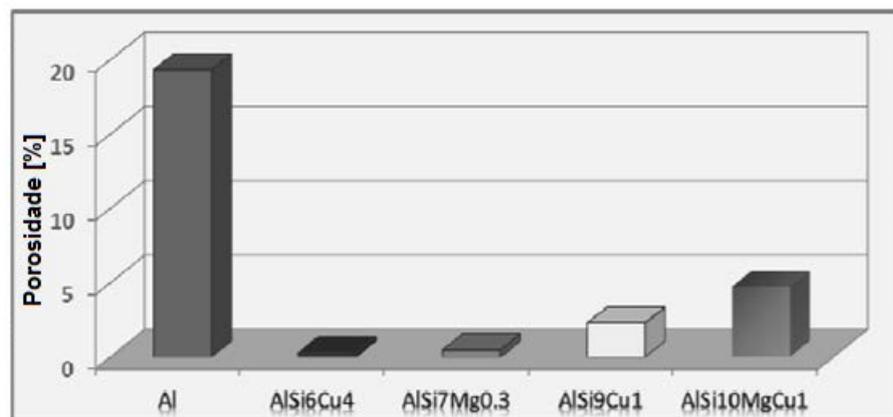


Figura 3.23 - Percentual de porosidade superficial.

Fonte: Adaptado de Kucharcik *et. al.* (2014).

Segundo Ammar *et. al.* (2008), outros parâmetros também podem afetar a formação de porosidade na solidificação das ligas de Al-Si, como a adição de modificadores; adição de refinadores de grão; os elementos de liga e a presença de inclusões de impurezas, especificamente de ferro. No caso deste último, a fase intermetálica de ferro Al_5FeSi (chamada de fase β -AlFeSi), que se apresenta em forma de agulhas é conhecido por atuar como um local ativo para a nucleação de poros.

Em pesquisa desenvolvida por Moustafa (2009), foi examinado o efeito de Fe, Sr e Fe-Sr sobre as características de fase intermetálica de ferro β -AlFeSi, e a influência desse intermetálico na formação de porosidade em ligas eutéticas de Al-

Si. Amostras das ligas foram fundidas, desgaseificadas, solidificadas em moldes metálicos e tratadas termicamente (T6). A Figura 3.24 apresenta o efeito do teor de Fe e modificadores na porcentagem de porosidade na superfície das amostras, observada em microscópio óptico, nas diferentes ligas investigadas.

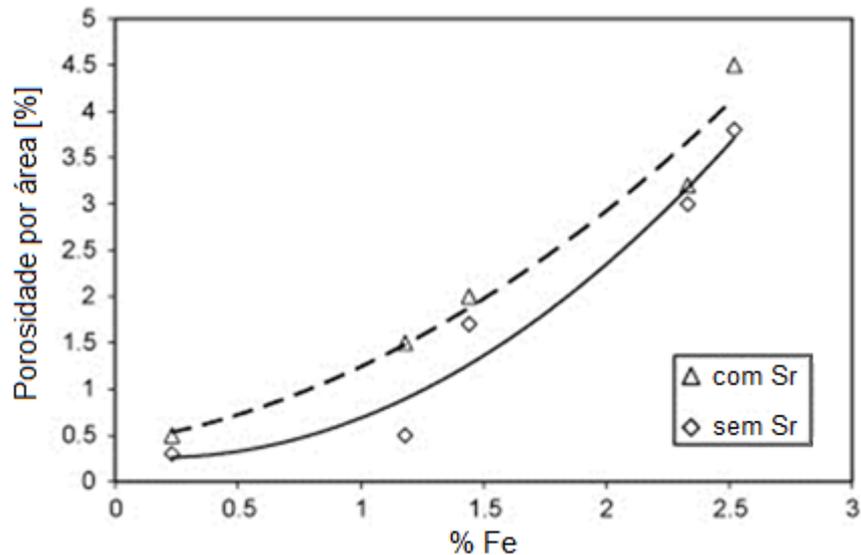


Figura 3.24 - Efeito da porcentagem de Fe na porosidade em ligas eutéticas de Al-Si.

Fonte: adaptado de Moustafa (2009).

Nesta pesquisa, Moustafa (2009), observou uma variação pequena na porcentagem da área de porosidade entre as ligas não modificadas e modificadas com estrôncio. Por outro lado, a porosidade é diretamente proporcional ao percentual de Ferro. Segundo Moustafa (2009), isto é devido à precipitação de agulhas de fase intermetálica de ferro β -AlFeSi que impedem que o metal líquido possa preencher os espaços entre as agulhas ramificadas. Isto pode ser visto na Figura 3.25, que mostra poros de contração cercados por agulhas de β -AlFeSi.

Um dos efeitos mais nocivos causados pela porosidade em ligas fundidas de alumínio é a queda da resistência à fadiga. Na pesquisa desenvolvida por Ammar *et. al.* (2008), foi analisado o efeito dos poros sobre a resistência à fadiga em amostras da liga A356-T6. Testes de fadiga com tensão de compressão foram realizados, e as superfícies de fratura das amostras testadas foram examinadas usando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) para determinar os locais de iniciação de trincas por fadiga. A determinação quantitativa das características do defeito

associado com o sítio de iniciação da trinca de fadiga foi realizada usando um sistema analisador de imagem. Os pesquisadores correlacionaram a vida de fadiga da amostra com o tamanho do defeito microestrutural que iniciou a falha por fadiga, sendo essa correlação apresentada na Figura 3.26.

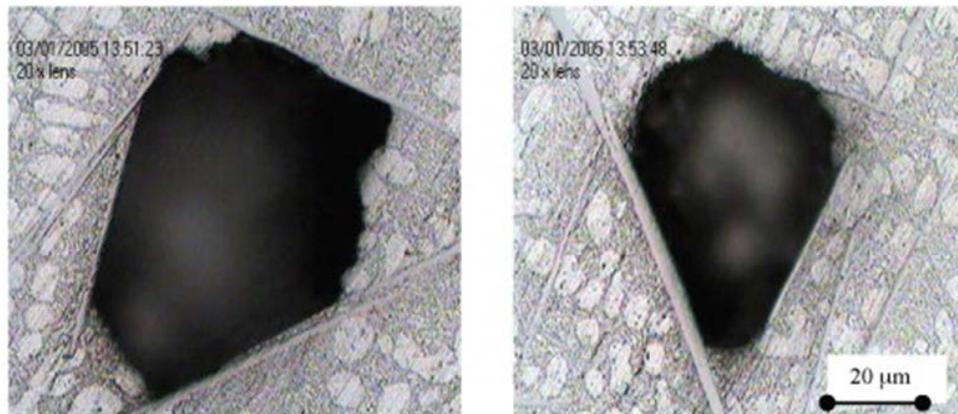


Figura 3.25 - Porosidade de contração rodeada por agulhas da fase β -Fe.

Fonte: adaptado de Moustafa (2009).

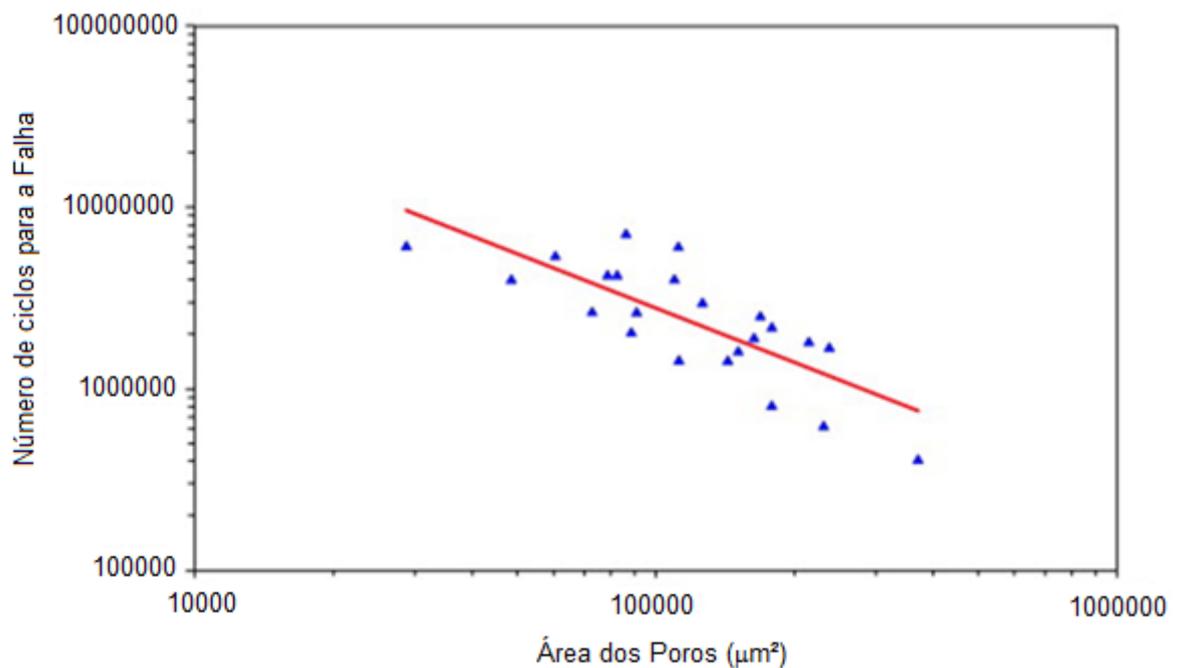


Figura 3.26 - Efeito do tamanho do poro da superfície sobre a vida em fadiga das ligas de A356-T6.

Fonte: adaptado de Ammar *et. al.* (2008).

Segundo Ammar *et. al.* (2008), neste estudo, o efeito de área de superfície de poro (μm^2) na vida em fadiga é imediatamente evidente: com o aumento do tamanho

superficial dos poros, há uma diminuição na vida em fadiga. Masckery *et. al.* (2016), explicam que a associação da porosidade com a redução da resistência e desempenho à fadiga ocorre porque os poros facilitam a propagação de fissuras, e isso é especialmente verdadeiro para os poros irregulares que fornecem altas concentrações de tensões. Sendo assim, o aumento das dimensões dos poros, diminui a resistência à fadiga em cada nível de tensão. Ao mesmo tempo, a vida em fadiga também diminui com um aumento na amplitude de tensão interna.

A determinação da quantidade de poros em ligas fundidas de alumínio pode ser obtida pelo método de picnometria. Segundo Moutinho (2012), essa técnica caracteriza-se por consumir menos tempo do que as técnicas de análise de imagem e são muito menos afetadas pela aleatoriedade da localização da porosidade das amostras. O método picnométrico baseia-se na norma ASTM B 311-93 (reaprovada em 2002). Primeiramente, a técnica é aplicada para determinar a densidade aparente das amostras, e na sequência, a fração de poros em função da densidade teórica (ρ_T) e densidade aparente (ρ_A), utilizando-se a Equação (3.1):

$$\% \text{ poros} = \frac{\rho_T - \rho_A}{\rho_T} \quad (3.1)$$

Esta equação depende da concentração local de soluto. Sendo assim, Moutinho (2012), afirma que os cálculos das densidades teóricas locais são em função do teor de soluto ao longo do lingote.

Em pesquisa desenvolvida por Gomes *et. al.* (2011), os autores realizaram uma análise experimental considerando o perfil da macrossegregação e formação de microporos ao longo do comprimento de um lingote de uma liga ternária Al-9%Si-3%Cu, solidificada na forma vertical ascendente. Segundo Gomes *et. al.* (2011), a macrossegregação é fundamental na determinação da porosidade ao longo do lingote devido ao impacto resultante sobre a densidade local.

O lingote foi seccionado transversalmente e retirada amostras ao longo do comprimento do lingote. As amostras foram investigadas através de um espectrômetro de fluorescência de raio-X para estimar a distribuição experimental de

soluto ao longo do comprimento do lingote (Figura 5.27). Na sequência, Gomes *et. al.* (2011), calcularam as densidades teóricas locais em função do teor de soluto ao longo do lingote (Figura 5.28), e os valores de densidade aparente (Figura 5.28) foram obtidos aplicando a técnica de picnometria.

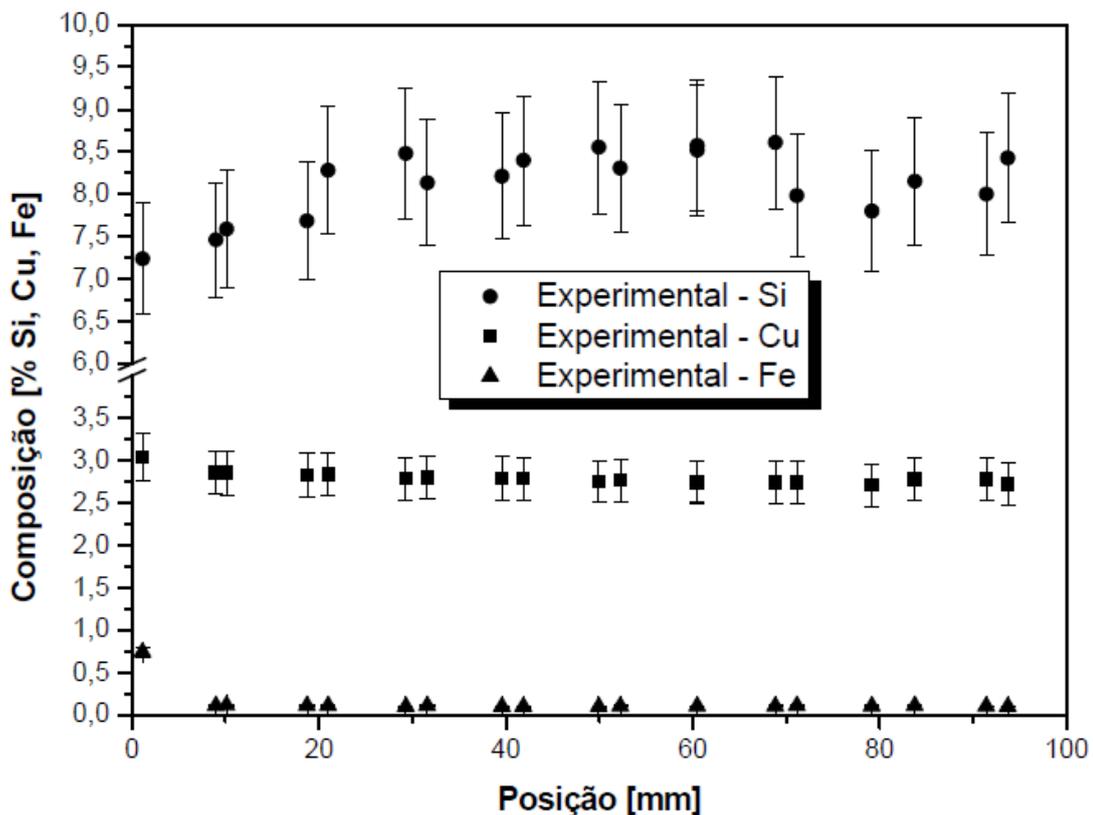


Figura 3.27 – Perfil experimental de macrosegregação ao longo do lingote da liga ternária Al-9%Si-3%Cu solidificada vertical ascendente.

Fonte: adaptado de Gomes *et. al.* (2011).

Por fim, Gomes *et. al.* (2011), determinaram a fração de poros em função da densidade teórica e aparente, utilizando-se da Equação (3.1). Na Figura 5.29 observam-se as frações volumétricas experimentais de poros ao longo do comprimento do lingote.

Segundo Gomes *et. al.* (2011), a análise dos resultados de macrosegregação mostraram que a adição de Si a uma liga binária Al-Cu pode bloquear o fenômeno de segregação inversa típica dessas ligas. Já os resultados de porosidade mostraram uma tendência de crescimento da superfície para o topo do lingote.

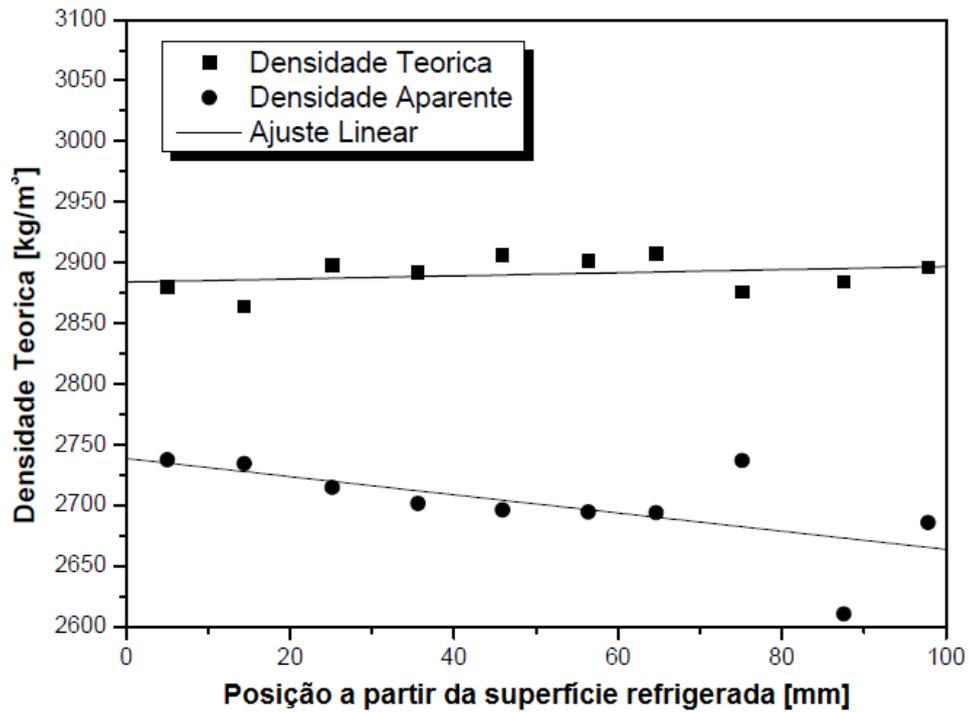


Figura 3.28 – Densidade teórica calculada em função da composição química local e densidade aparente determinada experimentalmente.

Fonte: adaptado de Gomes *et. al.* (2011).

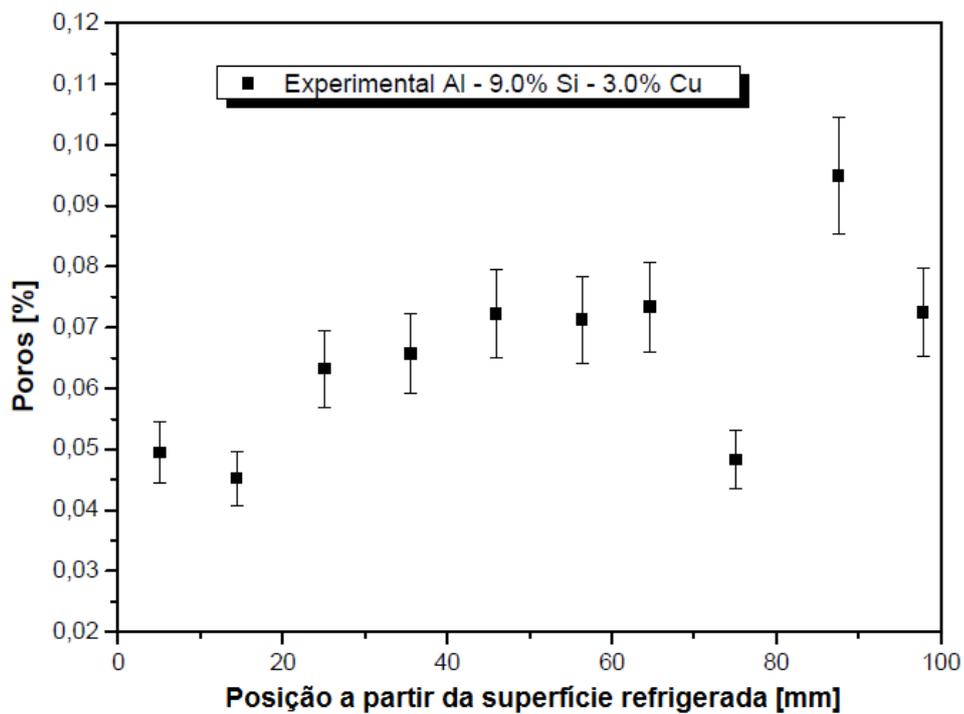


Figura 3.29 – Dispersão experimental da microporosidade ao longo do comprimento do lingote da liga Al-9%Si-3%Cu.

Fonte: adaptado de Gomes *et. al.* (2011).

Como a porosidade é um defeito que reduz as propriedades mecânicas nas ligas de alumínio fundidas, então, para diminuir a porosidade, a Aluminum Association (ASM HANDBOOK, CASTING, 1998), expõe que pode-se utilizar sais desgaseificantes ou a injeção de gás nitrogênio no metal líquido, durante o processo de fusão.

Conforme a Aluminum Association (ASM HANDBOOK, CASTING, 1998), os sais desgaseificantes têm a finalidade de remover o hidrogênio, decorrente da contaminação proveniente de várias fontes, por meio de arraste mecânico e reação química, de óxidos e inclusões metálicas e não metálicas. Os sais desgaseificantes contêm produtos que em contato com o alumínio líquido liberam o nitrogênio ou cloro que promovem o arraste das impurezas. O gás é introduzido no banho na forma de pó ou pastilhas que imersas no metal através de um sino até o fundo do cadinho ou panela, onde se dá a reação de decomposição da pastilha com a liberação de nitrogênio ou mesmo gás cloro (hecloroetano),

A desgaseificação também pode ser efetuada através da injeção de um gás inerte, reativo ou a mistura de ambos no alumínio líquido para a remoção do hidrogênio. O gás mais comumente utilizado é nitrogênio, este é introduzido através de uma lança até o fundo da panela, formando bolhas no metal líquido que à medida que evoluem, aumentam seu volume pela absorção de hidrogênio e pela diminuição da pressão metalostática (ASM HANDBOOK, CASTING, 1998).

Neste método, a forma mais efetiva de remoção do hidrogênio é pelo controle do tamanho das bolhas de gás nitrogênio introduzida no metal líquido. Este controle é obtido pela introdução de um eixo rotativo com um eixo perfurado na ponta que é responsável pela fragmentação das bolhas durante a injeção do gás distribuindo-o uniformemente pelo fundo da panela. Esta situação permite a remoção mais eficiente do hidrogênio (ASM HANDBOOK, CASTING, 1998).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental para análise das ligas Al-Si-Mg utilizadas neste trabalho consiste em processos experimentais que foram distribuídos conforme fluxograma representado na Figura 4.1.

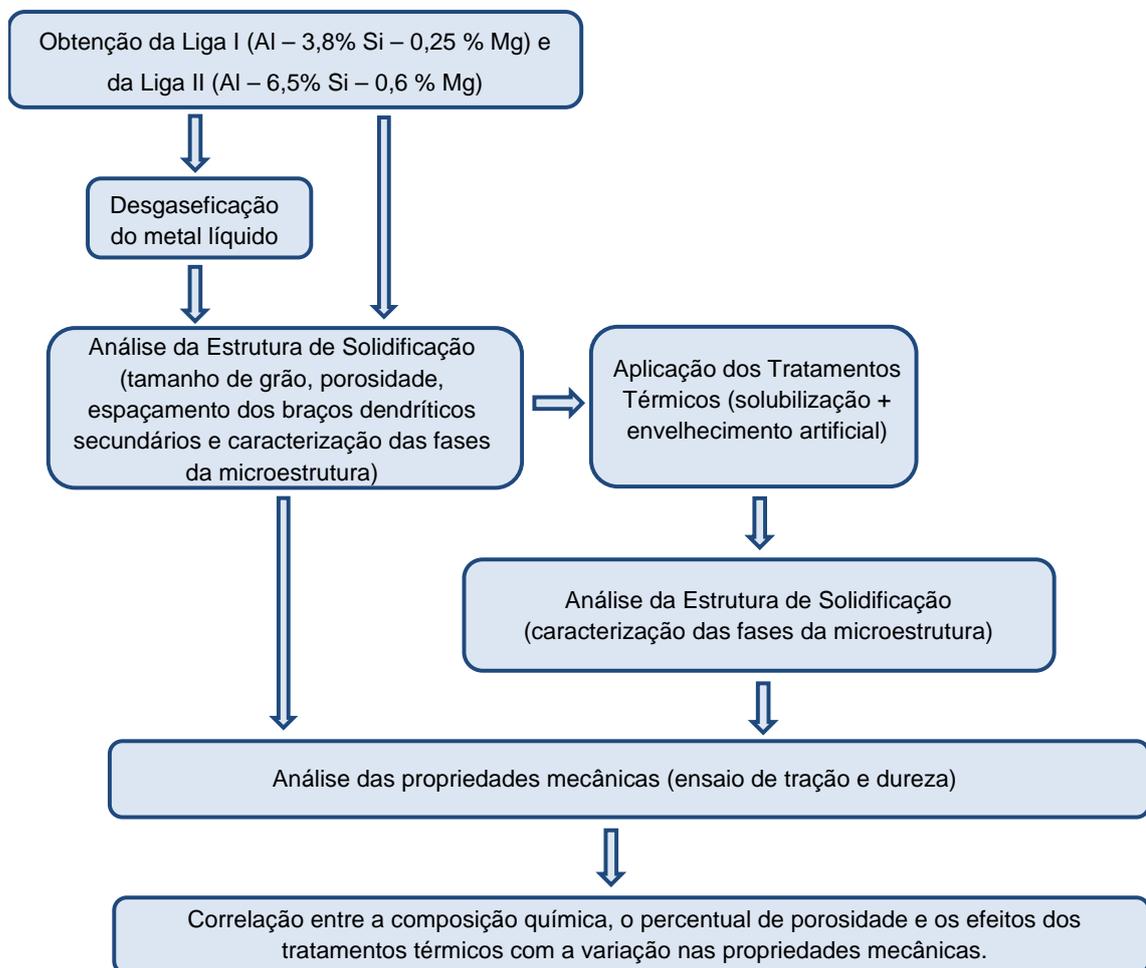


Figura 4.1 - Fluxograma representativo do procedimento experimental.

De acordo com a Figura 4.1, é possível observar a sequência das etapas necessárias para a realização da pesquisa, as quais foram: obtenção das ligas, solidificação sem e com degaseificação do metal líquido, análise da estrutura de

solidificação e propriedades mecânicas, aplicação de tratamentos térmicos, análise das estruturas e propriedades mecânicas, correlação da composição química, do percentual de porosidade e os efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas finais.

A quantidade em massa produzida para uma liga, o número de lingotes e a quantidade de amostras e corpos de prova, podem ser visualizados no fluxograma representado na Figura 4.2.

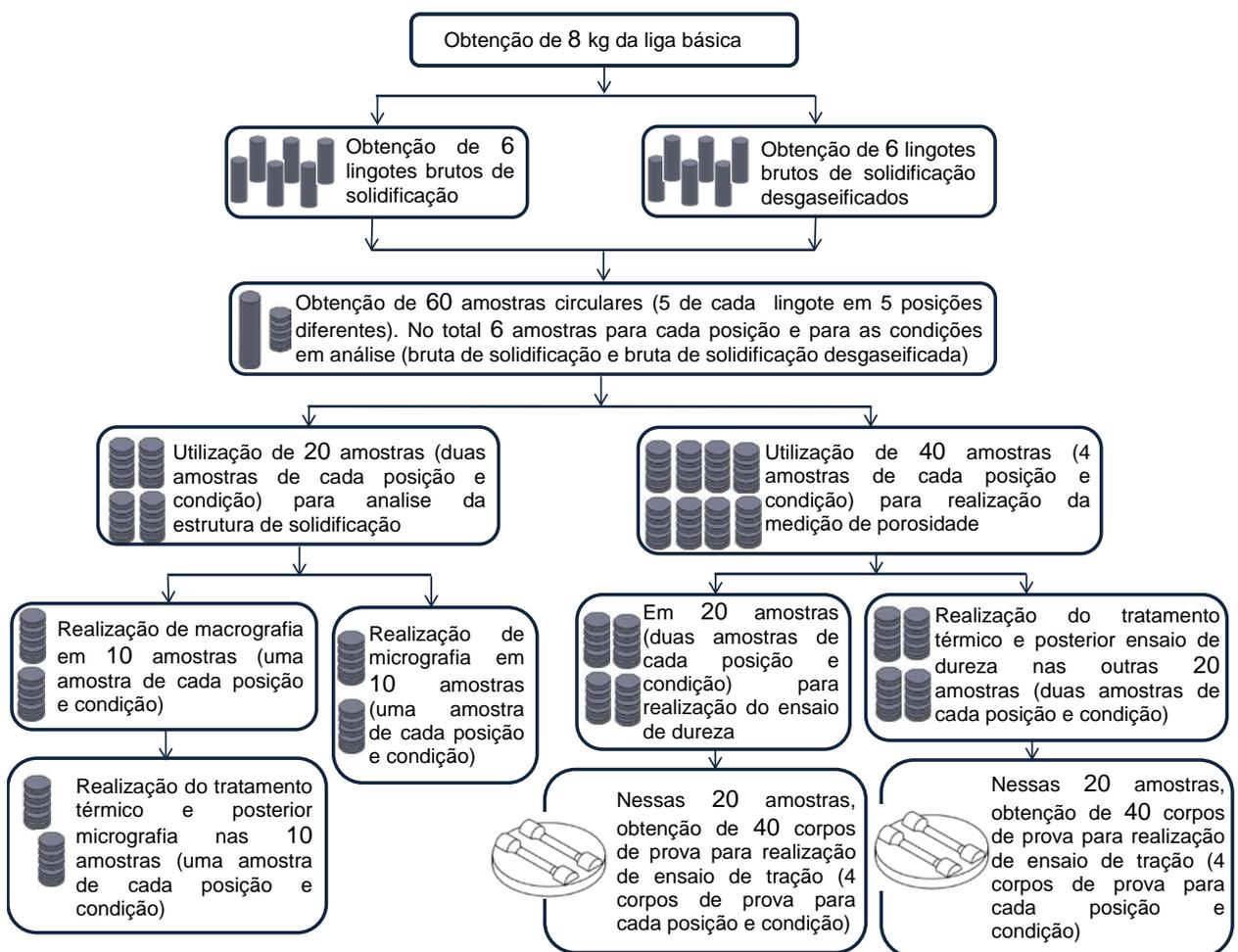


Figura 4.2 - Fluxograma representativo da quantidade de amostras e corpos de prova, das ligas I e II, utilizados na pesquisa.

Conforme a Figura 4.2, é possível observar a sequência de aquisição e distribuição das amostras, para a realização dos diversos processos necessários na análise da estrutura de solidificação e das propriedades mecânicas de uma das ligas utilizada neste trabalho. Foram analisadas duas ligas diferentes, então, as

quantidades de lingotes e conseqüentemente de amostras necessárias para o desenvolvimento da pesquisa são duas vezes maiores.

4.1. Preparação das Ligas e Obtenção das Amostras

Foram obtidas ligas do sistema Al-Si-Mg com duas composições distintas (Liga I: Al-3,8%Si-0,25%Mg e Liga II: Al-6,5%Si-0,6%Mg - % em massa). O sistema Al-Si-Mg foi escolhido devido à importância das ligas em aplicações na indústria automobilística e aeronáutica. Buscou-se obter a Liga II com composição química semelhante à liga comercial A356 (composição química na Tabela 3.1), mas com teores reduzidos de zinco e manganês e sem a presença de titânio. Desta forma, a Liga II apresenta-se como uma liga alternativa de menor preço que a liga comercial A356, visto que, o titânio é um elemento químico de alto valor comercial. Já em relação à Liga I, buscou-se reduzir a presença dos elementos de liga em torno de 50%, em relação à Liga II, com a finalidade de analisar a influência da composição química na variação das propriedades mecânicas.

As ligas utilizadas foram obtidas a partir de lingotes de alumínio primário (99,8% de pureza), lingotes de alumínio-silício (12% de silício) e lingotes de magnésio metálico (99,9% de pureza). O preparo das ligas ocorreu da seguinte maneira:

- a) o lingote de alumínio e o lingote de alumínio-silício foram cortados em pedaços em uma serra-fita;
- b) o lingote de magnésio foi seccionado em pedaços pequenos;
- c) os elementos utilizados para obtenção da liga alvo foram pesados, em uma balança eletrônica semi-analítica, com precisão de 0,01g;
- d) o alumínio primário e o alumínio-silício foram colocados em um cadinho de carvão de silício e a fusão foi realizada em um forno tipo poço da marca Jung. Após a fusão desses elementos, foi adicionado o magnésio metálico embalado em papel alumínio, com auxílio de um sino de imersão e tempo de espera de 10 minutos. A mistura foi agitada com o objetivo de facilitar a incorporação do magnésio e o silício na matriz do alumínio. As ferramentas, como sino e lanças utilizadas foram de aço inoxidável AISI 304;

- e) as ligas básicas foram obtidas vazando o metal líquido em molde metálico de seção quadrada 80x80 e 300 mm de altura;
- f) a análise química foi realizada em um Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO) da marca SpectroMax®. Este modelo possui base para detecção de metais ferrosos e não ferrosos, e foi utilizada a base para ligas de Al. A caracterização química foi feita em amostras das ligas retiradas dos lingotes em três posições diferentes após processo de fusão.

Aplicando os processos descritos foi obtido 8,0 kg de cada uma das ligas. Sendo que a liga com composição de Al-3,8%Si-0,25%Mg foi denominada de Liga I, já a com composição de Al-6,5%Si-0,6%Mg denominou-se de Liga II.

A partir das ligas básicas foram obtidos 24 lingotes para a realização do presente estudo. Cada lingote foi obtido a partir da fusão das ligas básicas (Liga I e Liga II) e posterior solidificação. No total foram produzidos 12 lingotes para cada liga, sendo que em 6 desses lingotes foi realizada a desgaseificação do metal líquido com pastilhas de Hexacloroetano (C_2Cl_6). As pastilhas quando imersas no banho se decompõem em gás cloro e/ ou outros gases em forma de pequenas bolhas, que durante o seu trajeto para a superfície removem o hidrogênio. A remoção do hidrogênio se dá por arraste mecânico devido à passagem do fluxo contínuo desse gás na forma de bolhas.

Para o preparo dos lingotes no estado bruto de solidificação foi realizado a fusão de 800 gramas da liga básica, em um forno tipo poço com cadinho de grafite. A temperatura do metal líquido no forno foi mantida entre 720°C e 730°C, sendo que a temperatura de vazamento foi de 700°C. O metal líquido foi vazado em uma lingoteira bipartida, em aço inoxidável AISI 304, com diâmetro interno de 44 mm, altura de 180 mm e espessura de parede de 13 mm (Figura 4.3). A lingoteira foi pré-aquecida a 400°C. A solidificação ocorreu de forma natural.

Na obtenção dos lingotes brutos de solidificação desgaseificados, após a fusão, o metal líquido foi desgaseificado com 15 gramas de pastilha de Hexacloroetano, com auxílio de um sino de imersão e tempo de espera de 10 minutos. Temperaturas de fusão e de vazamento e condições de solidificação foram

semelhantes ao descrito para obtenção dos lingotes no estado bruto de solidificação (sem desgaseificação).



Figura 4.3 - Lingoteira bipartida de aço inoxidável SAE 304.

A partir dos lingotes foram retiradas amostras utilizadas para a análise da estrutura de solidificação e determinação das propriedades mecânicas. As amostras foram obtidas realizando cortes transversais, ao longo do comprimento dos lingotes, e a Figura 4.4 demonstra a disposição das amostras.

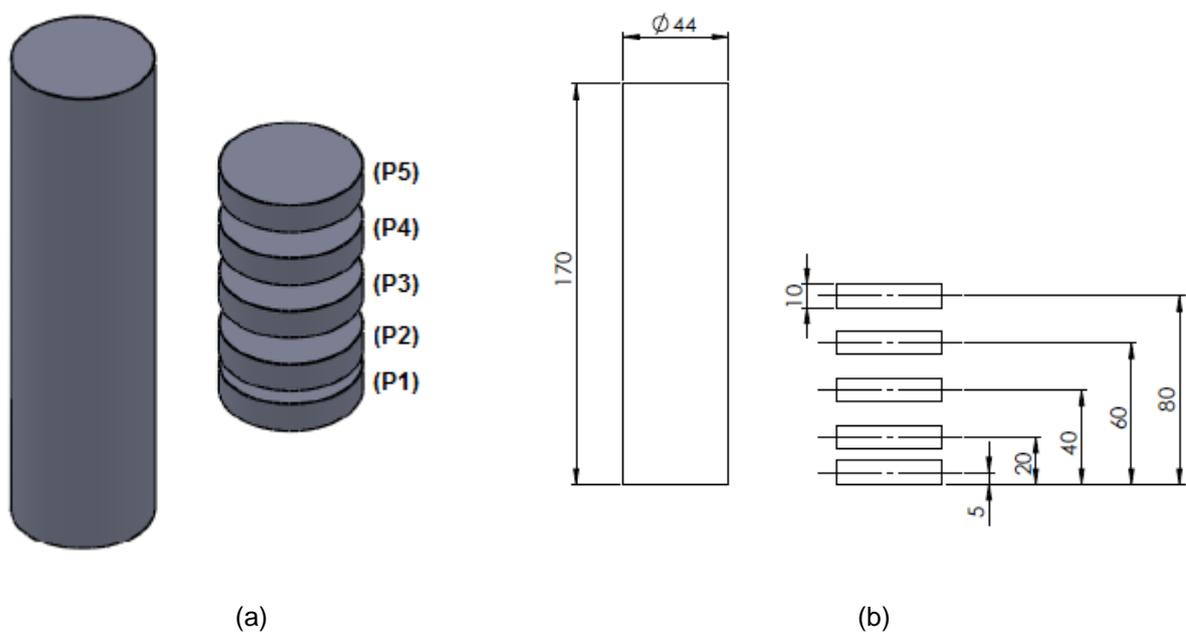


Figura 4.4 - Disposição das amostras para realização do estudo. (a) vista tridimensional, (b) vista ortogonal com as cotas em milímetros.

Conforme observa-se na Figura 4.4(b), as amostras circulares, da seção transversal dos lingotes, possuem 10 mm de espessura (a posição do centro geométrico de cada amostra estava respectivamente a 5, 20, 40, 60 e 80 mm da base da lingoteira).

4.2. Aquisições dos Dados Térmicos

Neste item serão descritos os procedimentos utilizados para determinar as temperaturas de transformação *Liquidus* e *Solidus* das Ligas I e II e as taxas de resfriamento (R), a partir de análises detalhadas das curvas de resfriamento obtidas durante solidificação.

4.2.1 Obtenção das Curvas de Resfriamento

Com objetivo de obter as curvas de resfriamento durante a solidificação das Ligas I e II, foram utilizados termopares para registro das temperaturas durante a evolução da solidificação.

A lingoteira foi a mesma utilizada para obtenção dos lingotes, sendo que essa lingoteira apresenta na lateral, cinco furos de 1,5 mm de diâmetro utilizados para a passagem dos termopares que registraram a evolução das temperaturas do metal.

Foram utilizados cinco termopares posicionados conforme representação na Figura 4.5, os termopares T₁, T₂, T₃, T₄ e T₅ foram posicionados respectivamente a 5, 20, 40, 60 e 80 mm da base. Os termopares utilizados são do tipo K, com bainha em aço inoxidável SAE 304 de 1 m de comprimento e diâmetro de 1,6 mm (Tipo K: Chromel(+) e Alumel(-). Faixa de utilização: 0 a 1260 °C). Esse tipo de termopar pode ser utilizado em atmosferas inertes e oxidantes, tendo uma alta resistência à oxidação. O mesmo não é recomendado para utilização em atmosferas redutoras e sulfurosas.

Os termopares foram conectados em um sistema de aquisição de dados modelo CAD 12/36 (conversor analógico digital) com um módulo condicionador de

sinal analógico MSC 1000. O software utilizado para o registro dos dados foi o AqDados v.5.06. A frequência de aquisição de dados foi de quatro leituras por segundo.

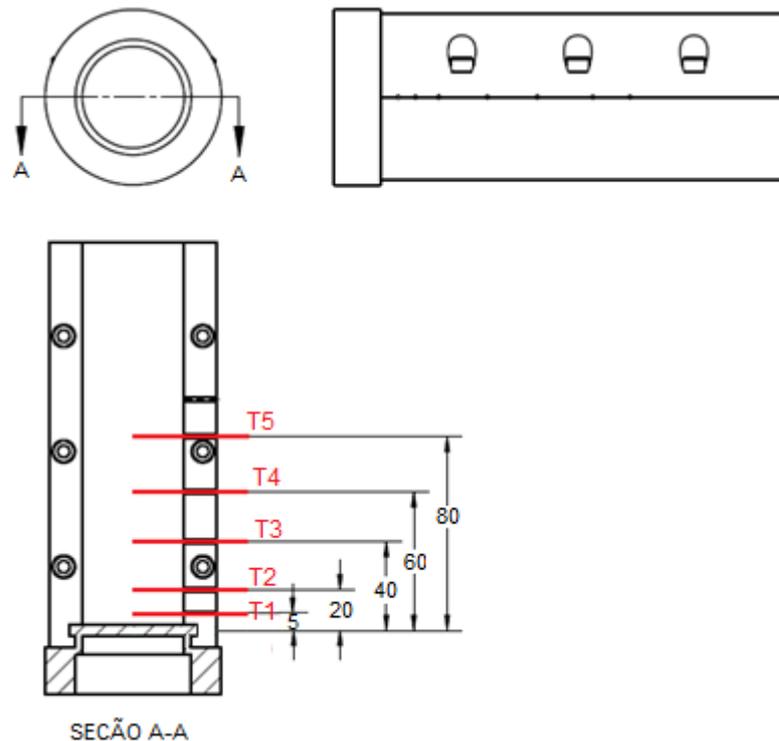


Figura 4.5 – Posição dos termopares na lingoteira, medidas em milímetros.

Através desse sistema montado foi feito o registro das leituras obtidas nos termopares e, assim, o perfil térmico concernente à solidificação natural das Ligas I e II foi obtido.

4.2.2 Determinação das Temperaturas *Liquidus* e *Solidus*

Na obtenção das temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S) das Ligas I e II, após a elaboração e homogeneização, estas foram aquecidas a uma temperatura de 700°C, e vazadas em copos cilíndricos de areia-shell descartável, com cerca de 30 mm de diâmetro e 60 mm de altura, contendo em seu centro um termopar do tipo K (Cromel-Alumel) com isolamento mineral e protegido por uma bainha de aço inox 310, de diâmetro igual a 1,5 mm. Assim obteve-se o armazenamento dos dados pelo equipamento de aquisição, permitindo uma posterior construção gráfica da curva de

resfriamento das ligas, possibilitando identificar as temperaturas de transformações *Liquidus* e *Solidus*.

4.2.3 Determinação das Taxas de Resfriamento (R)

Segundo Feitosa (2013), Gomes (2012) e Moutinho (2012), as taxas de resfriamento ($R = \frac{\Delta T}{\Delta t}$) à frente da isoterma *Liquidus* podem ser calculadas através da derivada da curva ajustada na região próxima ao instante de tempo onde o perfil térmico atinge a temperatura *Liquidus*.

Na obtenção das taxas de resfriamento, baseou-se em Gomes (2012). A taxa de resfriamento, para cada posição dos termopares, foi obtida experimentalmente a partir das intersecções das retas de cada temperatura líquidus (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e pelo resultado da derivada da equação obtida através da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes, isto é, $R = dT/dt$. A Figura 4.6 representa de forma esquemática os procedimentos aplicados para determinar a taxa de resfriamento (R).

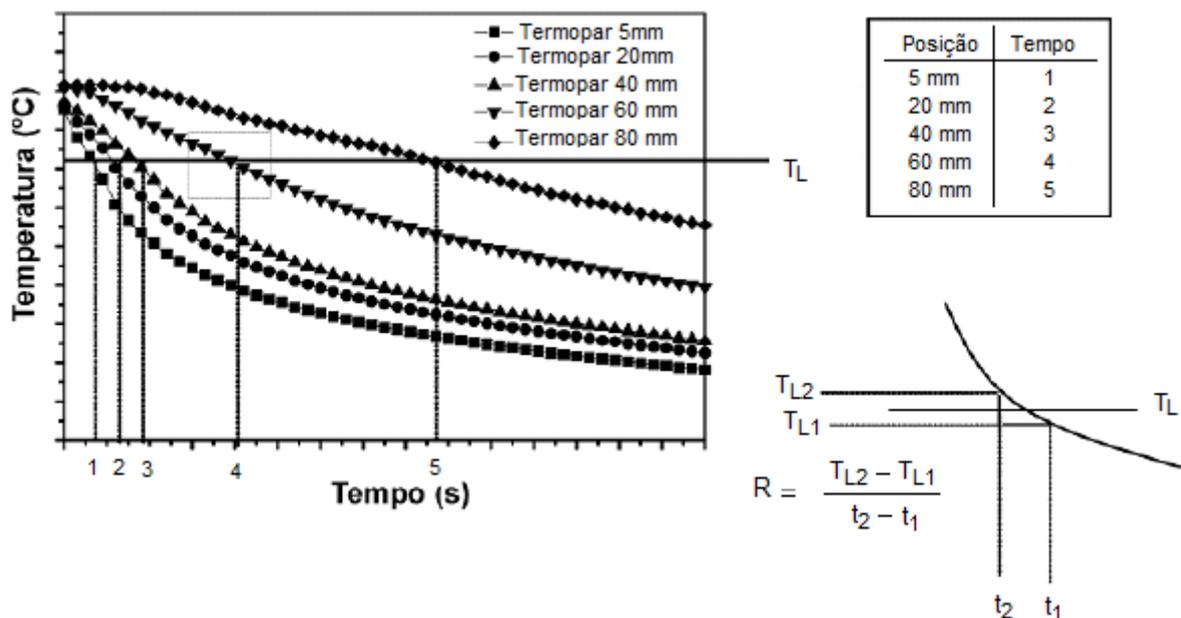


Figura 4.6 - Esquema representativo para o cálculo das taxas de resfriamento (R) em função do tempo e da posição.

Fonte: Adaptado de Gomes (2012)

4.3. Análises das Estruturas de Solidificação

Foram investigados para as amostras retiradas dos lingotes referentes às Ligas I e II o tamanho de grão, percentual de porosidade, medidas de espaçamentos dendríticos secundário e caracterização das fases da microestrutura.

4.3.1. Determinação do Tamanho Médio de Grão

Foi realizado uma análise da macrografia com objetivo de determinar o tamanho médio de grão. Foram analisadas amostras circulares, da seção transversal dos lingotes, referentes a 2 lingotes de cada liga (1 lingote no estado bruto de solidificação e 1 lingote no estado bruto de solidificação desgaseificado) em ambas as posições em análise. Para tal, as amostras foram lixadas com lixas d'água de granulometria #100, 220, 320, 400 e 600, respectivamente. Com as amostras circulares lixadas e limpas, estas foram polidas com abrasivo (alumina) de granulometria 1 μ m. O polimento foi realizado com o auxílio de politrizes rotativas. O ataque de solução com 50% de HF (50 ml de H₂O + 50 ml de HF) foi utilizado para revelação da macrografia.

Após os procedimentos macrográficos, foi utilizado um scanner com resolução óptica – digitalização de 1200 dpi para aquisição das imagens das macrografias.

As imagens digitalizadas foram analisadas quantitativamente por um software de processamento de imagem de uso livre, denominado ImageJ, versão 1.48. Este software apresenta diversos recursos para tratamento de imagens que podem ser utilizados no trabalho de caracterização estrutural de materiais.

Para realizar essa análise estrutural e tornar possível a contagem de grãos e o cálculo do tamanho médio do grão das amostras, foram adotados procedimentos junto ao software ImageJ, que estão descritos no Anexo I. O processo para medir o tamanho de grão a partir do software baseia-se no Método Planimétrico descrito na Norma ASTM 1382-97.

4.3.2. Medição dos Espaçamentos Dendríticos Secundários (λ_2)

Para investigar as medidas de espaçamentos dendríticos secundários, tornou-se necessário a realização de análise micrográfica. Na realização da análise da micrografia, utilizou-se amostras referentes a 2 lingotes de cada liga (1 lingote estado bruto de solidificação e 1 lingote no estado bruto de solidificação desgaseificado), sendo que de cada amostra circular, referente a cada posição em análise nos lingotes, foi retirada uma amostra de seção quadrada de aproximadamente 15x15 mm, como observa-se na Figura 4.7, onde a medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi realizada na seção transversal em destaque.

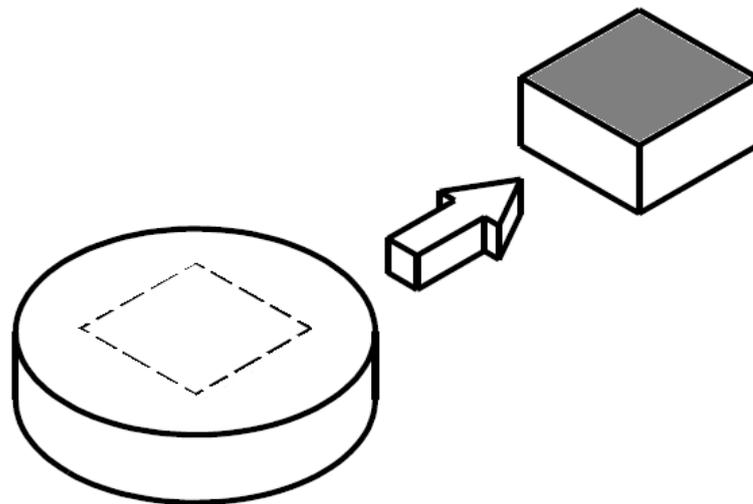


Figura 4.7 - Seção transversal das amostras onde foram realizadas as medições dos espaçamentos dendríticos secundários.

Após o corte das amostras, as mesmas foram embutidas em resina plástica termofixa baquelite, de modo a permitir melhor manuseio e preservação das bordas nas operações subsequentes. O embutimento foi feito através da prensagem da amostra envolvida na resina, em uma temperatura de 180 °C para realização da sua cura.

Com as amostras embutidas, referentes às posições em estudo dos lingotes, as mesmas foram preparadas para análise da micrografia. Para tal, as amostras foram lixadas com lixas d'água de granulometria #100, 220, 320, 400, 600, 800,

1000 e 1200, respectivamente. Com as amostras lixadas e limpas, estas foram polidas com abrasivos (alumina) de granulometrias $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$. O polimento foi realizado com o auxílio de politrizes rotativas. O ataque de solução com 5% de HF (95 ml de H_2O + 5 ml de HF) foi utilizado para revelação da micrografia. As amostras foram então observadas e examinadas em um microscópio óptico, Olympus, utilizando-se do software Micrometrics SE Premium, interconectado ao microscópio.

Os espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2) foram investigados conforme procedimento proposto por McCartney e Hunt (McCartney, 1981), que se baseia em calcular a média das distâncias entre o centro geométrico dos braços secundários adjacentes. Assim, para a medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi obtido à distância média de quatro (4) braços dendríticos, conforme ilustra a Figura 4.8. Foram executadas cerca de 20 medidas para cada posição em análise, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de dispersão.

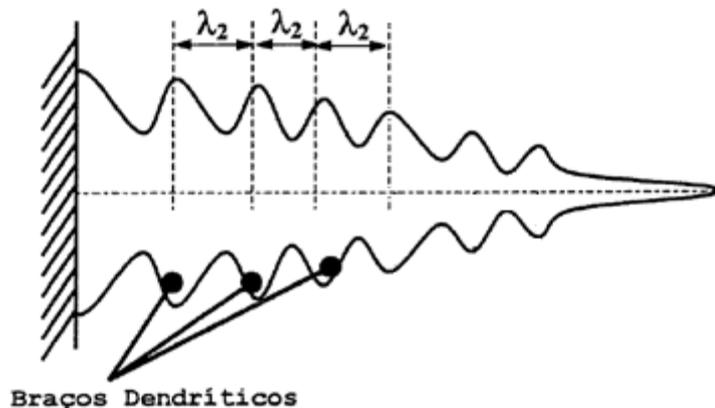


Figura 4.8 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos.

Fonte: adaptado de McCartney (1981).

4.3.3. Caracterização das Fases Presentes nas Microestruturas

A caracterização das fases das microestruturas foi realizada nas amostras utilizadas anteriormente para medição dos espaçamentos dendríticos, e também, nas amostras utilizadas na medição dos tamanhos de grão, que foram submetidas a

tratamento térmico e posteriormente a procedimentos para a análise de micrografia. Para a análise da microestrutura foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV-FEG), modelo F50, da marca Inspect, pertencente ao Laboratório Central de Microscopia e Microanálises da PUCRS, com acessório de microanálise por EDS (espectroscopia de energia dispersa). Na análise da microestrutura foi usado o detector BSE (elétrons retroespalhados), onde se conseguiu distinguir os precipitados através das tonalidades. A identificação da composição química dos precipitados presentes foi obtida pela técnica de EDS.

4.3.4. Determinação do Percentual de Porosidade

Para a análise do percentual de porosidade (percentual de poros no volume da peça) foram utilizadas amostras circulares, da seção transversal dos lingotes, referentes a 8 lingotes da Liga I e 8 lingotes da liga II, divididos igualmente entre as condições brutas de solidificação e bruta de solidificação desgaseificada. Nessa análise foram executadas 4 medidas para cada posição em análise, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de dispersão.

Para medir o percentual de porosidade, usou-se a técnica denominada picnometria (BUENO, 1980), que é um processo de comparação das massas específicas relativas do sólido e do líquido (água destilada), onde foi possível medir a massa específica aparente das amostras. O método picnométrico empregado é conforme a técnica proposta por Boeira (2006), Gomes (2012) e Moutinho (2012), que baseia-se na norma ASTM B 311-93 (reaprovada em 2002). A Figura 4.9 apresenta esquematicamente o processo.

Sendo assim, para determinação da massa específica aparente das amostras utilizou-se a Equação (4.1).

$$\rho_A = \rho_L \frac{P_A}{P_A - (P_A - F - P_F)} \quad (4.1)$$

onde: ρ_A : massa específica aparente da amostra (g/cm³);

ρ_L : massa específica do líquido (g/cm³);

P_A : massa da amostra à seco (g);

P_{A-F} : massa da amostra e do fio quando está imerso no líquido (g);

P_F : massa do fio.

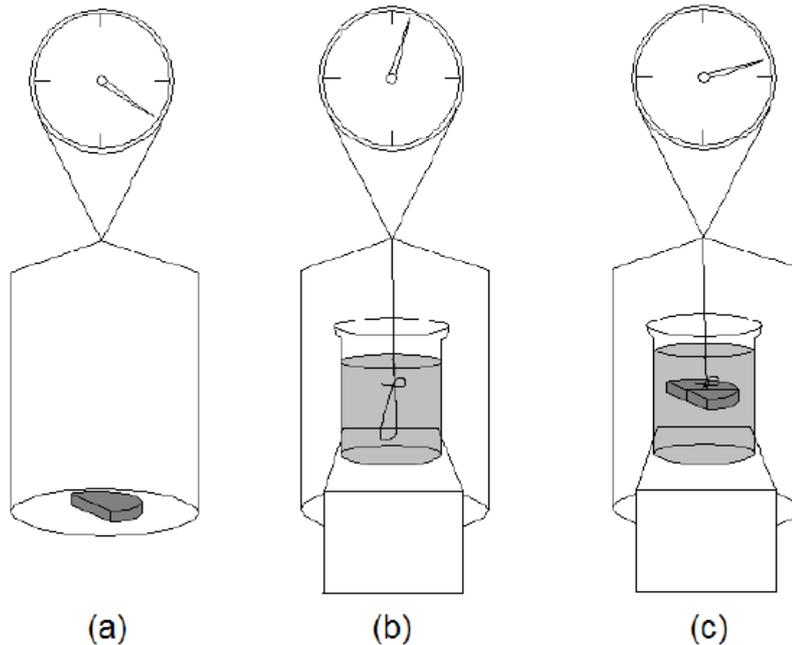


Figura 4.9 - Esquema representativo do procedimento picnométrico empregado para medir a massa específica aparente do sólido, sendo as etapas divididas em: (a) massa da amostra à seco; (b) massa do aparato imerso e (c) massa da amostra imersa em líquido.

Fonte: adaptado de Boeira (2006).

Após a determinação da massa específica aparente das amostras, foi possível estimar o percentual de porosidade, utilizando a Equação (4.2):

$$\%Poros = \frac{\rho_T - \rho_A}{\rho_T} \times 100 \quad (4.2)$$

onde: ρ_T : massa específica teórica das amostras.

Já para determinar a massa específica teórica das amostras, foi utilizada a porcentagem em massa dos elementos químicos obtidos na caracterização química realizada no Espectômetro de Emissão Óptica (EEO). Com a porcentagem em massa de cada elemento constituinte das ligas, buscou-se na bibliografia [Ashby e

Jones (2005)] a massa específica de cada elemento e calculou-se a massa específica teóricas das ligas em estudo.

Para medição das massas necessárias foi utilizado uma balança analítica, com capacidade de pesagem de 220 g e leitura mínima de 0,0001 g. Juntamente com a balança, utilizou-se um aparato em acrílico denso que permitiu a pesagem das amostras imersas em um líquido, conforme descreve a Norma ASTM B311-93. A Figura 4.10 apresenta aos instrumentos de medição, onde se observa a balança utilizada, dispositivo picnométrico, recipiente com líquido, amostra e cabo para sustentação da amostra.

O líquido utilizado foi água destilada, na temperatura de 20°C, e a temperatura do ambiente foi registrada a cada início e fim de medida, visto que a massa específica da água varia em função da temperatura. O recipiente utilizado para conter a água foi um copo Becker de vidro Pirex transparente de 250 ml e 66 mm de diâmetro interno. A haste de sustentação da amostra é de aço e possui diâmetro menor que 0,02 milímetros.



Figura 4.10 - Instrumentos utilizados para determinação da massa específica aparente das amostras pelo método de picnometria.

4.4. Realização de Tratamentos Térmicos

Foram submetidos a tratamentos térmicos amostras referentes a seis lingotes produzidos para cada liga básica (três brutos de solidificação e três no estado bruto de solidificação desgaseificado). Então, essas amostras foram submetidas aos tratamentos térmicos de solubilização e posterior envelhecimento artificial – T6. Para a realização desses procedimentos foi utilizado um forno resistivo tipo mufla marca Jung.

O tratamento térmico de solubilização foi feito na temperatura de $540^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, durante 6 h, seguido de resfriamento em água morna na temperatura entre $60^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$. O envelhecimento artificial foi realizado na temperatura de 180°C , durante o tempo de 4 horas.

4.5. Análises das Propriedades Mecânicas

Para a realização dos ensaios mecânicos necessários para avaliar as propriedades mecânicas das Ligas I e II, utilizou-se amostras referentes a 8 lingotes de cada liga (2 lingotes estado bruto de solidificação, 2 lingotes no estado bruto de solidificação desgaseificados, e também, 2 lingotes no estado bruto de solidificação e 2 lingotes no estado bruto de solidificação desgaseificados pós tratamentos térmicos). Sendo assim, foram analisadas as propriedades de resistência à tração e dureza nas condições brutas de solidificação (sem e com tratamentos térmicos), nas diferentes posições em análises dos lingotes em ambas as ligas.

4.5.1. Corpos de Prova para os Ensaios Mecânicos

Para a realização do ensaio de dureza utilizou-se duas amostras no estado bruto de solidificação, duas amostras no estado bruto de solidificação desgaseificadas, duas amostras no estado bruto de solidificação pós-tratamentos térmicos e duas amostras no estado bruto de solidificação desgaseificadas pós-tratamentos térmicos, de cada liga para as diferentes posições em análise. Essas amostras circulares foram lixadas com lixas d'água de granulometria #100, 220 e posteriormente, estes foram polidos com abrasivo (alumina) de granulometria $1\ \mu\text{m}$.

Já em relação aos corpos de prova para ensaio de tração, esses foram retirados das amostras circulares (com 44 mm de diâmetro e 10 mm de espessura) usadas anteriormente para realização do ensaio de dureza. Primeiramente, as amostras foram cortadas pela metade, de cada metade foi retirado um material de seção transversal quadrada (10x10x43 mm). Na sequência, dos materiais de seção transversal quadrada foram usinados os corpos de prova circulares para a realização do ensaio de tração. No total, foram usinados 4 corpos de prova, para ensaio de tração, em cada posição e condição de análise.

Na Figura 4.11, observa-se a representação esquemática das posições onde foram realizados os ensaios de dureza (seção transversal em destaque) e de onde foram retirados os corpos de prova para ensaio de tração, nas amostras circulares da sessão transversal dos lingotes.

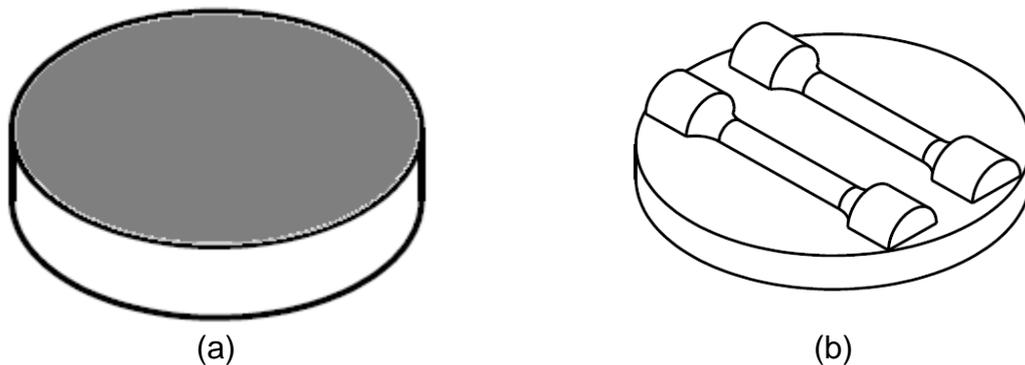


Figura 4.11 - Esquema representativo dos corpos de prova: (a) superfície onde foi realizado ensaio de dureza; (b) Posição dos corpos de prova de tração retirados das amostras circulares dos lingotes.

Os corpos de prova, para ensaio de tração foram obtidos com dimensões reduzidas proporcionais ao modelo padrão, conforme especificado pela norma ASTM E8M-03. A Figura 4.12 apresenta as dimensões dos corpos de prova usinados.

Na Figura 4.13, pode-se observar que foi realizado a usinagem de roscas (M8x1,25) nas extremidades dos corpos de prova para permitir a fixação dos mesmos na máquina de ensaio de tração, com auxílio de hastes de aço SAE 1045.

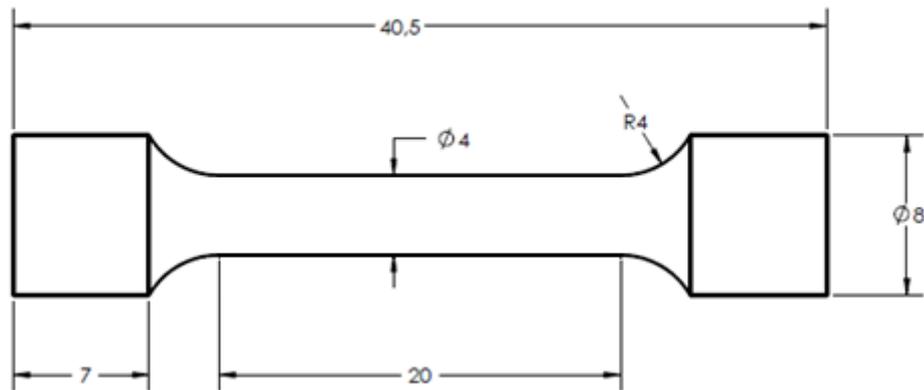


Figura 4.12 - Dimensões em milímetros dos corpos de prova para ensaios de tração.

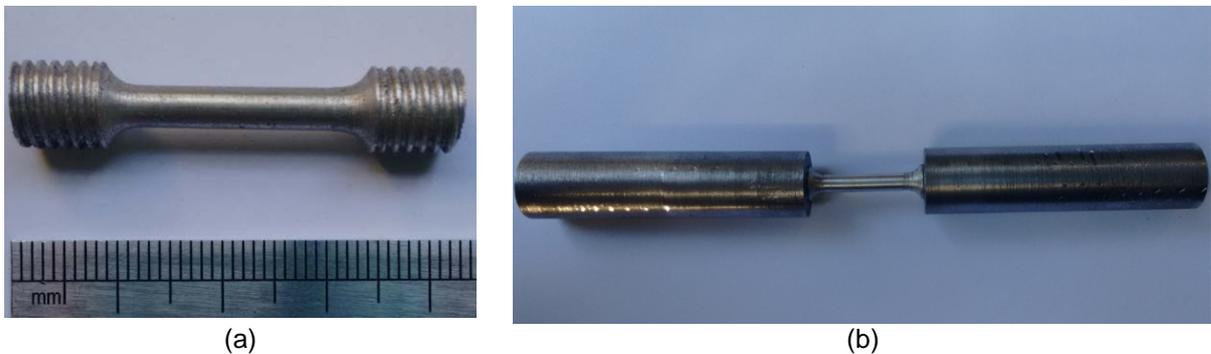


Figura 4.13 - Corpo de prova, (a) extremidades roscadas, (b) fixo nas hastes de aço.

4.5.2. Ensaios de Dureza

Para obtenção das durezas nas amostras aplicou-se as técnicas de ensaio de dureza Brinell. Para isso, utilizou-se um Durômetro Brinell, modelo HPO 3000. Utilizou-se um penetrador esférico de aço de $\varnothing 5$ mm, uma carga de 2500 N (250 kgf) e tempo de penetração de 20 segundos, segundo a norma ABNT NBR NM ISO 6506-1:2010.

As durezas foram medidas desprezando-se a primeira leitura que serviu apenas para a acomodação do penetrador na amostra, na seção transversal de cada corpo de prova cortado. Foram realizadas três medidas válidas em cada corpo de prova. Durante a realização dos ensaios Brinell observou-se a distância de quatro vezes o diâmetro da impressão entre os centros de cada impressão. Vale salientar

que o durômetro foi devidamente aferido imediatamente antes dos ensaios com a utilização de um padrão de dureza específico para a carga utilizada.

A ação da carga aplicada na esfera sobre a superfície da amostra deixa uma impressão de dureza permanente na forma de uma calota esférica. A medição do diâmetro da calota impressa na superfície da amostra foi possível usando-se a ocular micrométrica do Durômetro Brinell, com resolução de 0,01mm.

4.5.3. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração, para determinação do limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (ΔL), foram executados utilizando a máquina de ensaios da marca EMIC, modelo DL, com capacidade de 10.000 N, sistema de aquisição de dados do próprio fabricante, do modelo EEGA – 250, com uma velocidade de ensaio em torno de 4 mm/s. Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E8M-03.

4.6. Relação entre Composição Química, Percentual de Porosidade e Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas.

Neste item foram obtidas as relações entre as diferentes composições químicas, teores de porosidade e as das condições em análise (brutas de solidificação e tratadas termicamente – T6) com as propriedades mecânicas de resistência à tração, deformação específica e dureza. Para tanto, foram desenvolvidos gráficos representativos que permitiram reunir todos os resultados obtidos empiricamente em processos anteriores desta pesquisa, com o intuito de facilitar a visualização e interpretação das relações.

Além dos gráficos representativos, também foram obtidas expressões matemáticas com objetivo de relacionar as propriedades mecânicas em função da composição química, percentual de porosidade e as condições em análise (brutas de solidificação e tratadas termicamente). Na sequência, observam-se as expressões 4.3 à 4.5, que são representativas sobre a obtenção das relações entre as variáveis:

$$LRT = f(\text{Composição Química; Percentual de Porosidade; Condição}) \quad (4.3)$$

$$\varepsilon = f(\text{Composição Química; Percentual de Porosidade; Condição}) \quad (4.4)$$

$$HB = f(\text{Composição química; Percentual de Porosidade; Condição}) \quad (4.5)$$

Para a realização da modelagem matemática proposta, os modelos foram gerados através de técnicas estatísticas de regressão linear múltipla, utilizando-se o software estatístico Minitab 17, com as suposições iniciais usuais de erros independentes e normalmente distribuídos, com média zero e variância um e independência das variáveis.

Foi realizada a verificação dos modelos matemáticos desenvolvidos, através de testes estatísticos e análises gráficas dos resultados obtidos. A verificação da qualidade dos modelos de regressão gerados nesta pesquisa foi baseada em dois critérios, que são: a significância do Teste “F” e valor de determinação “R²”.

Para o processo de modelagem matemática, foram organizadas as variáveis: como variáveis dependentes foram escolhidas o “Limite de Resistência à Tração”, a “Deformação Específica” e a “Dureza”, que são propriedades comumente utilizadas na formulação matemática para realização de projetos mecânicos.

Já como variáveis independentes foram escolhidas a “Composição Química”, composta pelos elementos Silício, Ferro e Magnésio. A variável “Percentual de Porosidade”, que é inerente ao processo e influencia diretamente nas propriedades mecânicas das peças fundidas, uma vez que constituem descontinuidades ou vazios na estrutura metálica. E também, foi escolhido a variável “Tratamento Térmico” que exerce uma grande influência na estrutura metalográfica e conseqüentemente, nas propriedades mecânicas.

Nesta modelagem, o tratamento térmico foi considerado como uma variável qualitativa e assumiu os seguintes valores: “CBS” (condições brutas de solidificação), quando nenhum tratamento foi realizado; “T6” para tratamento de solubilização e posterior envelhecimento artificial.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados da pesquisa, agrupados na mesma sequência que foram exibidos na metodologia experimental.

5.1. Ligas I e II

Após a preparação das cargas, fusão e solidificação das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), obteve-se a caracterização da composição química das mesmas por Espectroscopia de Emissão Óptica, conforme a Tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Composição química média (% em peso) das Ligas I e II.

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Outros
Liga I	95,17	3,80	0,35	0,14	0,08	0,25	0,08	0,13
Liga II	91,43	6,50	0,60	0,27	0,12	0,60	0,21	0,27

Comparando a composição química das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), observa-se que a Liga I apresenta os teores de Si e Mg aproximadamente 42% e 58%, respectivamente, menores do que os obtidos na Liga II. Essa diferença na composição química entre as ligas permitirá a análise da influência da composição química na variação nas propriedades mecânicas nas ligas de Al-Si-Mg.

5.2. Análises Térmicas

5.2.1. Temperaturas *Liquidus* e *Solidus*

A determinação das temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S) foi possível analisando as curvas de resfriamento experimentais que foram traçadas a partir das informações do termopar localizado no centro do copo de areia-shell descartável, para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). Essas curvas de resfriamento podem ser visualizadas nas Figuras 5.1 e 5.2.

Nas curvas de resfriamento é possível observar os patamares característicos das Temperaturas *Liquidus* e *Solidus* das Ligas I e II, que corresponde ao início e fim da solidificação, respectivamente. Os valores determinados para as duas ligas foram: Liga I ($T_L = 627^\circ\text{C}$ e $T_S = 565^\circ\text{C}$) e Liga II ($T_L = 611^\circ\text{C}$ e $T_S = 562^\circ\text{C}$).

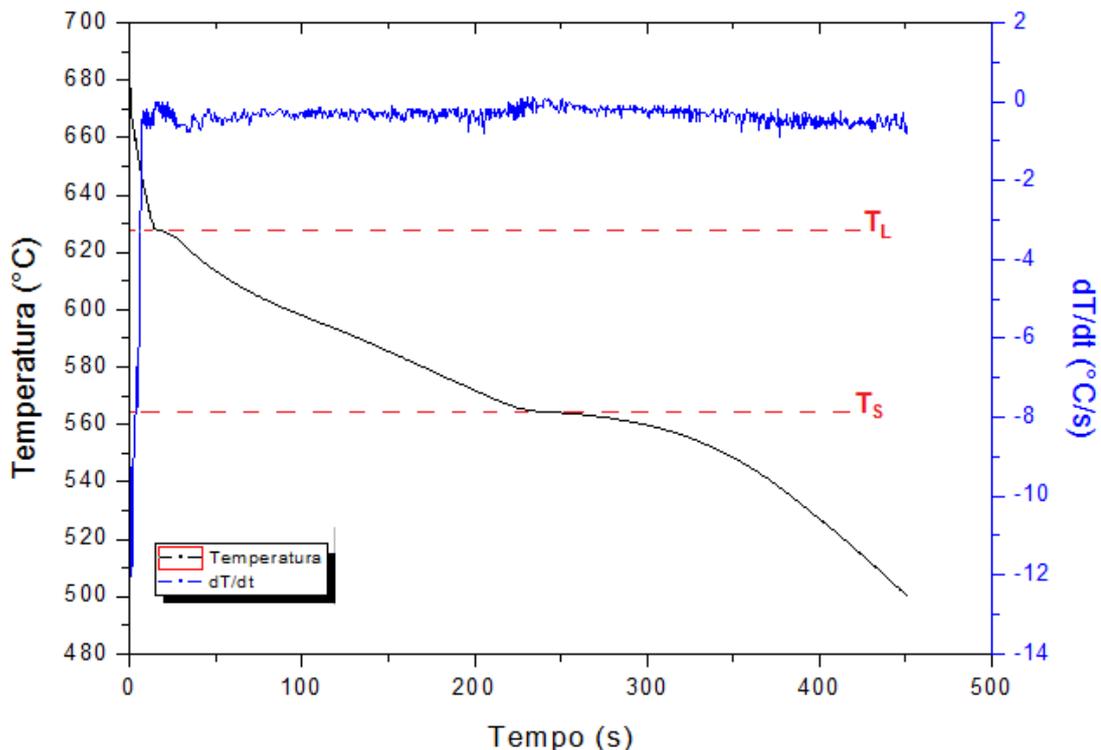


Figura 5.1 - Curva de resfriamento para liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) com identificação das Temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S)

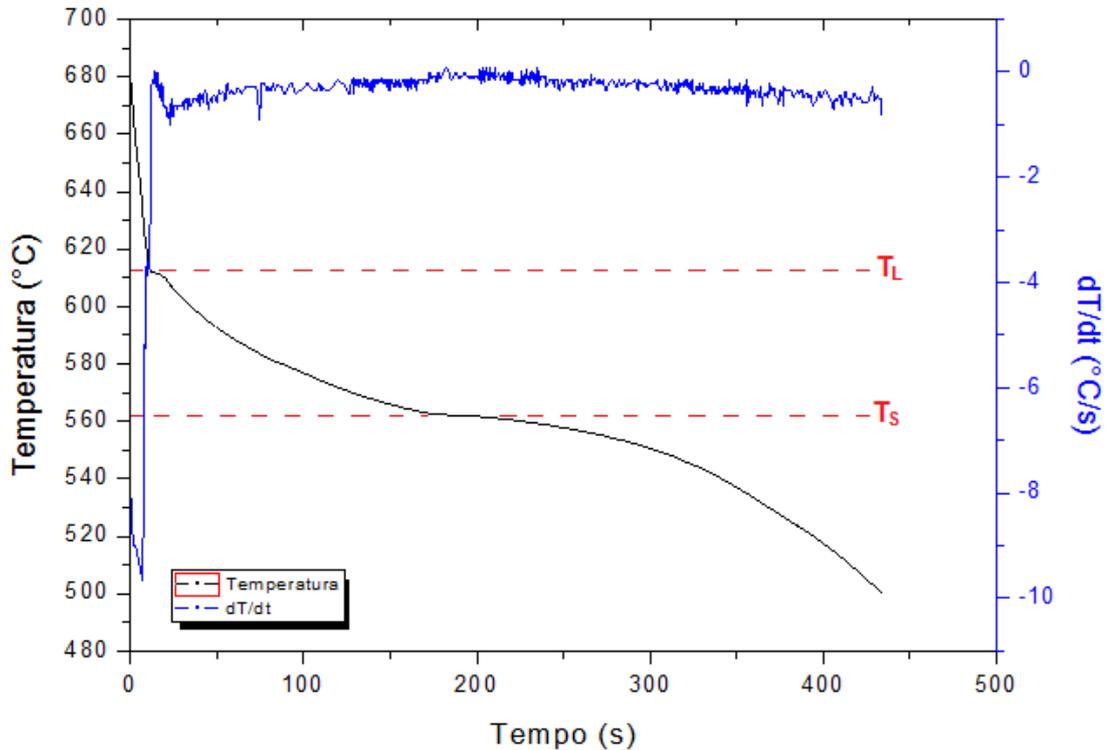


Figura 5.2 - Curva de resfriamento para liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) com identificação das Temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S).

Conforme as Figuras 5.1 e 5.2, observa-se que a Liga I apresenta um maior intervalo de solidificação. Isso deve-se, principalmente, a menor presença do elemento Si. Segundo Kucharcik *et. al.* (2014), nas ligas de Al-Si hipoeutéticas, quanto maior a percentagem de Si na liga, menor o intervalo de solidificação.

5.2.2. Taxas de Resfriamento (R)

As taxas de resfriamento foram determinadas a partir das curvas de resfriamento experimentais para os cinco termopares inseridos nos lingotes durante a solidificação das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), e podem ser visualizadas nas Figuras 5.3 e 5.4.

A partir das curvas apresentadas nas Figuras 5.3 e 5.4 foram realizados os cálculos das taxas de resfriamento, variável térmica de grande influência na formação microestrutural das ligas de Alumínio, conforme Dong *et. al.* (2012) e Patakaham *et. al.* (2013). Os cálculos foram realizados de acordo com os procedimentos detalhados em Materiais e Métodos.

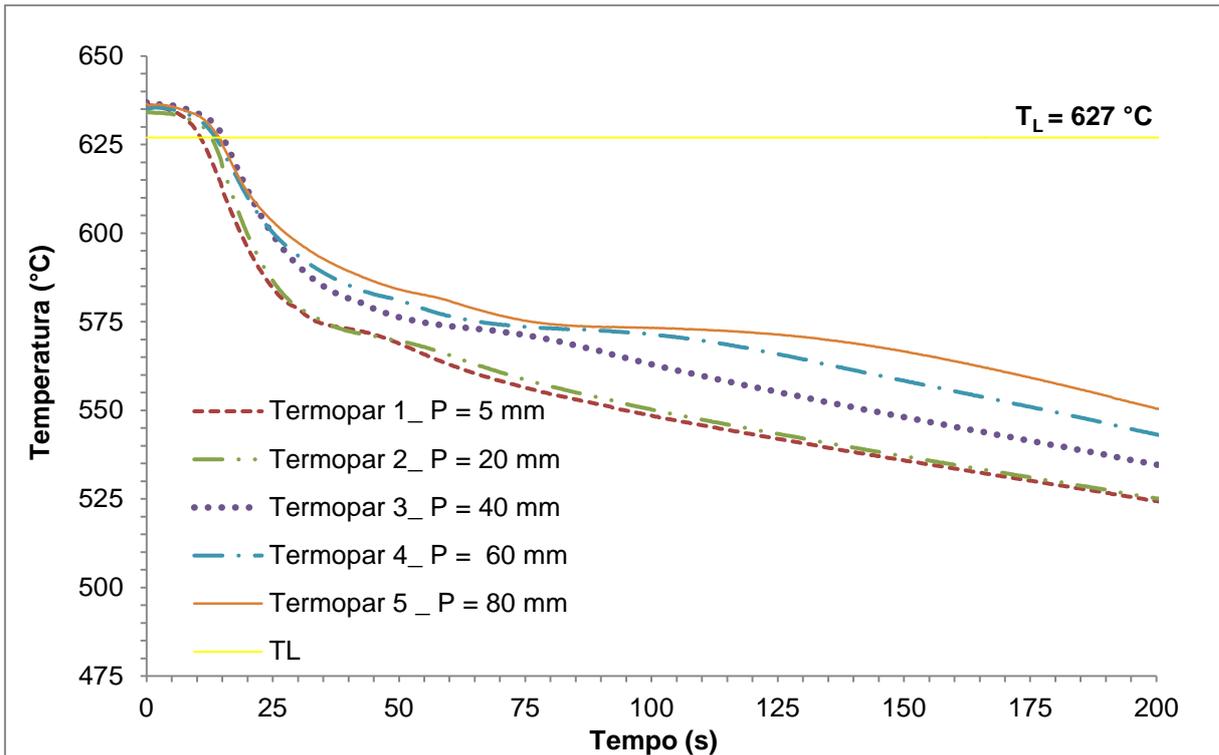


Figura 5.3 - Curvas de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), solidificada naturalmente.

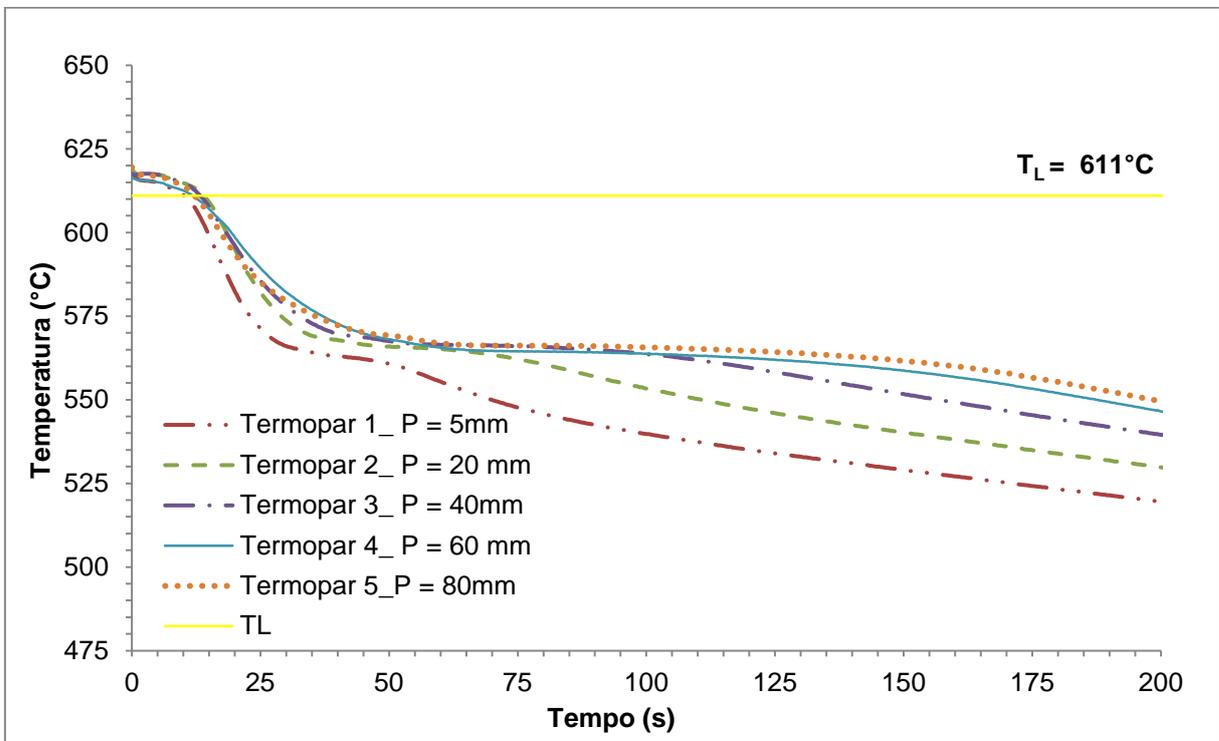


Figura 5.4 - Curvas de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), solidificada naturalmente.

A Figura 5.5 mostra os gráficos das taxas de resfriamento (R) em função da posição ao longo do lingote para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), os valores das taxas de resfriamento apresentam-se em °C/s. Também pode-se observar as curvas de ajuste dos valores experimentais obtidos e as funções do tipo linear geradas.

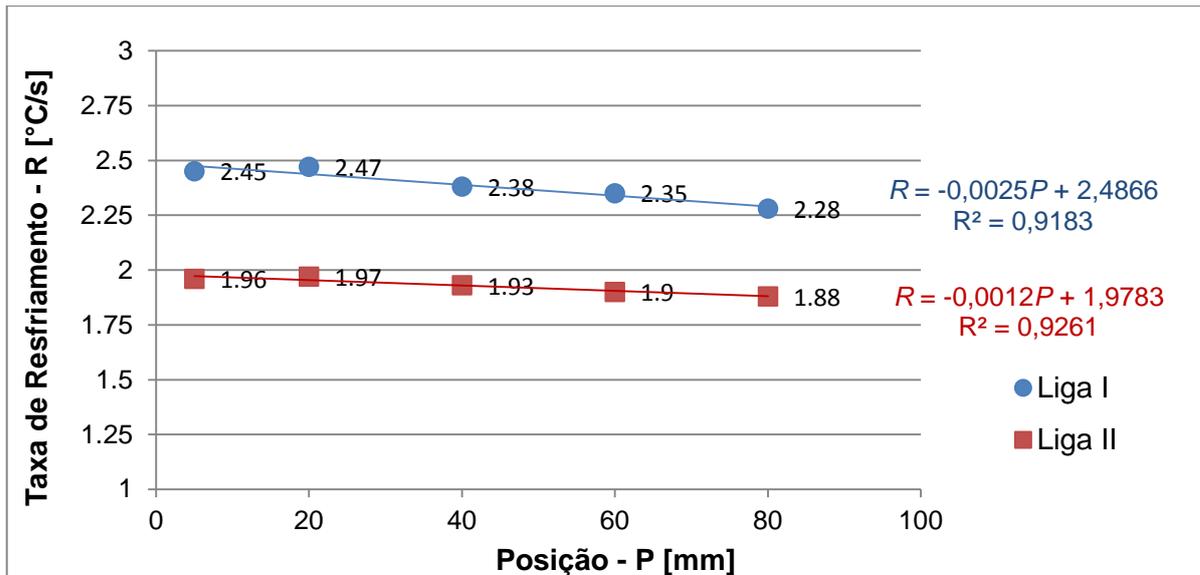


Figura 5.5 – Taxas de resfriamento (R) em função da posição ao longo do lingote para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

As curvas de resfriamento, que representam cada posição em análise nos lingotes, mostran-se muito próximas, praticamente umas sobrepostas as outras, imediatamente antes e após a passagem da Isoterma *Liquidus* (T_L). Sendo assim, as taxas de resfriamento (R), para cada posição monitorada pelos termopares, apresentaram pequenas variações, como observa-se na Figura 5.5. Desta forma, para as Ligas I e II foi possível determinar uma taxa de resfriamento média de aproximadamente 2,38 °C/s e 1,93 °C/s, respectivamente.

Importante salientar que durante o processo de solidificação de ambas as ligas, buscou-se manter as condições de solidificação semelhantes. A temperatura de vazamento do metal líquido foi de 700°C e a lingoteira estava pré-aquecida a 400°C, isso com o intuito de manter-se as variáveis de solidificação ao longo do lingote constantes. Essa pequena variação na taxa de resfriamento apresentada entre as Ligas I e II acredita-se ser proveniente da diferença no intervalo de solidificação

apresentado pelas ligas, devido à diferença de composição química das mesmas. A Liga I apresentou taxas de resfriamento maiores, mesmo mantendo as mesmas condições de solidificação, devido ao intervalo de solidificação ser um pouco maior do que o da Liga II, conforme se observa nas Figuras 5.3 e 5.4.

5.3. Estruturas de Solidificação

5.3.1. Tamanho Médio de Grão

A análise da macrografia realizada nas amostras das seções transversais das Ligas I e II, no estado bruto de solidificação e na condição desgaseificada, apresentam uma pequena região com estruturas colunares na extremidade das amostras, mas nas amostras de ambas as ligas, nas cinco posições analisadas, predomina a estrutura quase totalmente equiaxial, com grãos pequenos e uniformes.

Cabe salientar, que para a apresentação dos resultados dessa pesquisa, as amostras de materiais que foram obtidas com condições brutas de solidificação sem aplicação de tratamento de desgaseificação, foram apresentadas com o termo “estado bruto de solidificação”; já as amostras obtidas na condição bruta de solidificação e tratamento de desgaseificação, foram apresentadas com o termo “condição desgaseificada”.

Como nas macroestruturas das amostras transversais dos lingotes das Ligas I e II, no estado bruto de solidificação e na condição desgaseificada, a estrutura se apresentou de forma similar, optou-se em apresentar apenas as imagens das macroestruturas das amostras das Ligas I e II desgaseificadas. E também, devido à semelhança na macrografia das amostras nas diferentes posições em estudo, optou-se em representar as imagens de duas posições: a posição 3, afastada 40 mm da base da lingoteira (posição média em análise do lingote) e a posição 5, distante 80 mm da base lingoteira (posição mais afastada em análise do lingote). A Figura 5.6 apresenta as macroestruturas das amostras transversais dos lingotes das Ligas I e II desgaseificadas para as posições 3 e 5, as demais macroestruturas podem ser visualizadas no Anexo II.

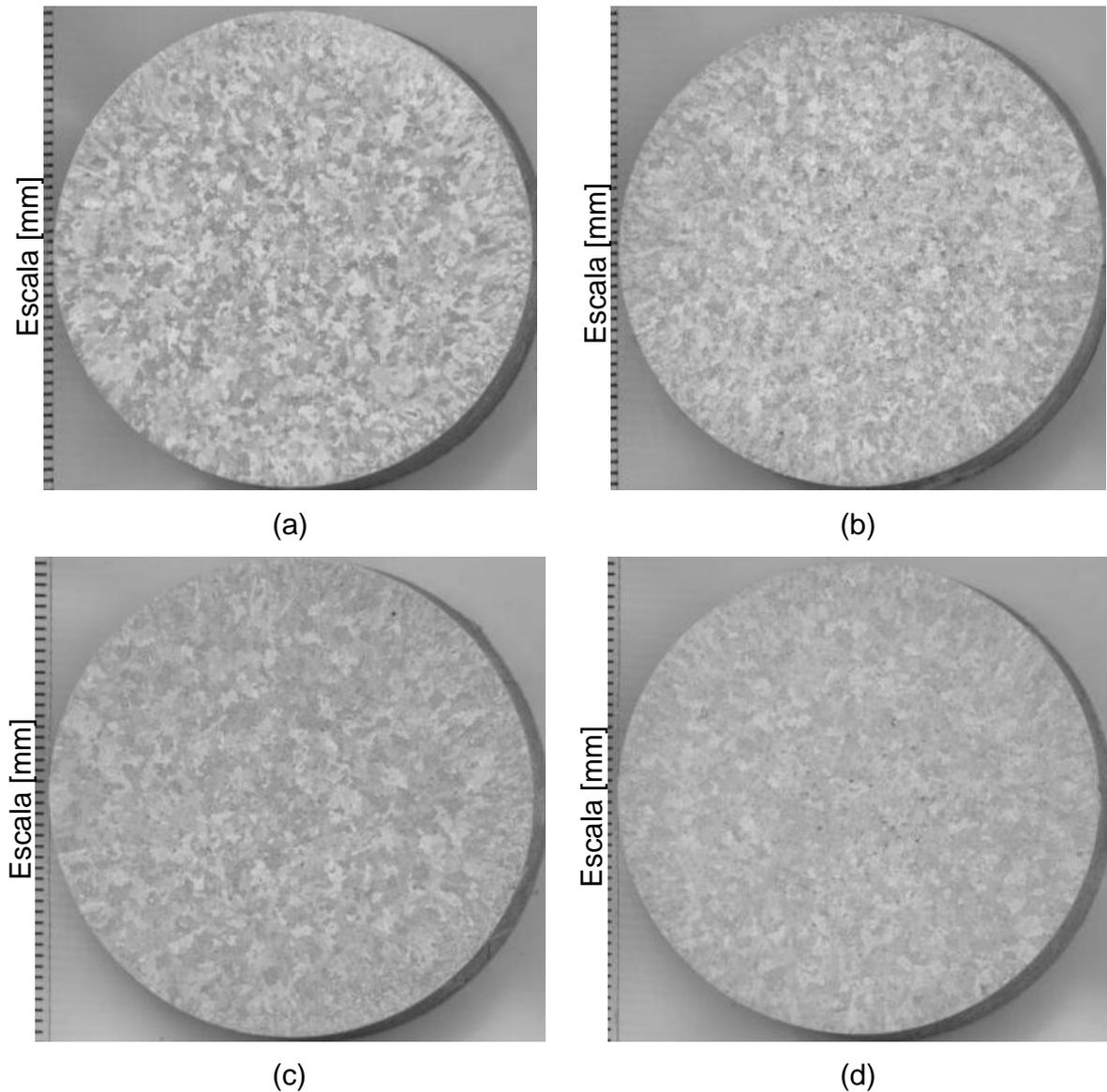


Figura 5.6 - Macroestruturas de amostras transversais dos lingotes das Ligas I e II desgaseificadas:
(a) Posição 3 – Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) Posição 5 – Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg);
(c) Posição 3 – Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg); (d) Posição 5 – Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

A partir das análises das macrografias foram obtidos os dados sobre os tamanhos médios de grãos para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), no estado bruto de solidificação e no condição desgaseificada. Esses dados podem ser observados no Anexo III.

Assim, pode-se gerar gráficos que demonstram como se comporta o tamanho de grão das duas ligas em função das posições nas quais foram obtidas as amostras para a análise. As Figuras 5.7, 5.8, 5.9 e 5.10 apresentam o diâmetro médio dos

grãos medidos nas seções transversais das amostras retiradas dos lingotes das Ligas I e II, no estado bruto de solidificação e desgaseificadas.

De acordo com as Figuras 5.7, 5.8, 5.9 e 5.10, observa-se que as Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresentaram tamanhos grão semelhantes. Em média, o tamanho de grão, para as posições em análise e condições de solidificação em estudo, ficou em torno de 1,09 mm. Isso demonstra que a diferença de composição química das ligas, e o processo de desgaseificação do metal líquido com pastilhas de Hexacloroetano não provocaram alterações significativas no tamanho de grão.

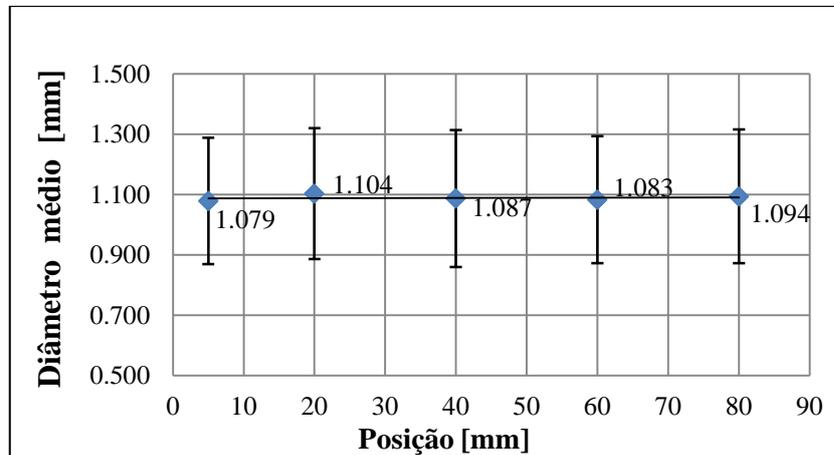


Figura 5.7 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga I, no estado bruto de solidificação.

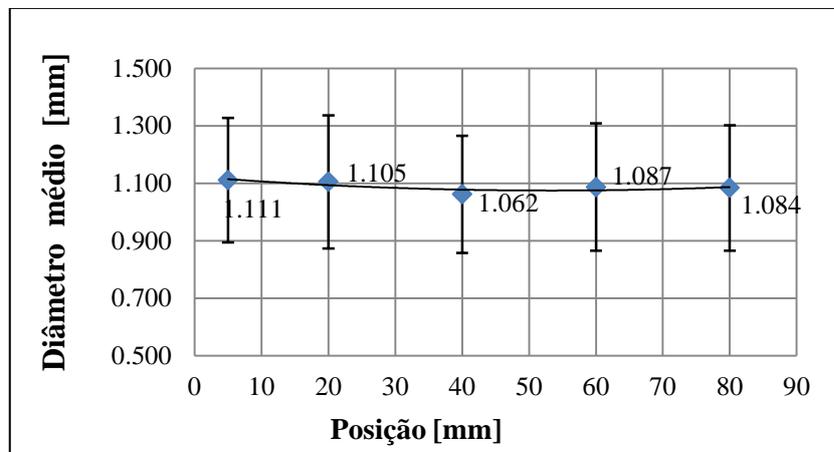


Figura 5.8 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga II, no estado bruto de solidificação.

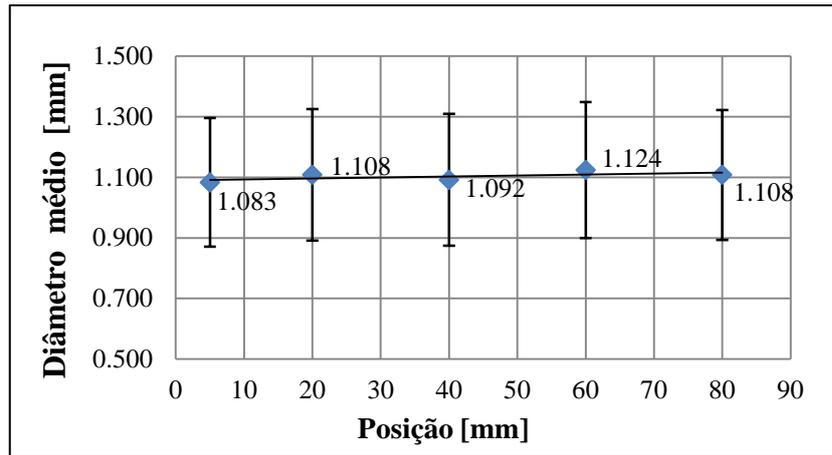


Figura 5.9 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga I, no estado desgaseificado.

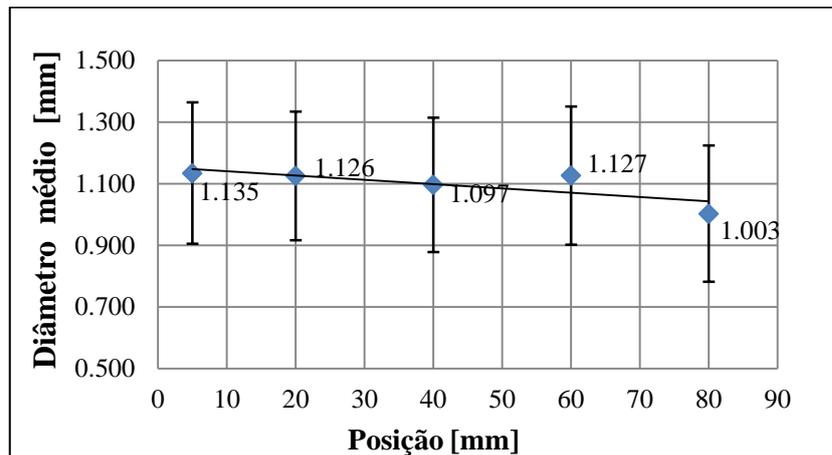


Figura 5.10 - Diâmetro médio dos grãos em função das posições em análise dos lingotes da Liga II, no estado desgaseificado.

No estudo de Patakham *et. al.* (2013), os autores identificaram a influência no tamanho do grão devido à variação na taxa de resfriamento do metal líquido durante processo de solidificação em ligas de Al-Si-Mg. Para Patakham *et. al.* (2013), quanto maior a taxa de resfriamento menor será o tamanho de grão.

Desta forma, devido aos dados de tamanhos de grão observados para as amostras das ligas Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), conclui-se que durante o processo de solidificação, a lingoteira de aço inoxidável AISI 304, com espessura de parede lateral de 13 mm e pré-aquecida a 400°C, permitiu uma taxa de resfriamento praticamente contínua durante a solidificação do metal líquido ao

longo de todo o lingote. Sendo assim, explicam-se os grãos pequenos e uniformes apresentados em todas as amostras analisadas.

5.3.2. Espaçamentos Dendríticos Secundários (λ_2)

Com as análises das micrografias, foram obtidos os dados de espaçamento dendrítico secundário para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na condição bruta de solidificação e também após processo de desgaseificação do metal líquido, e os dados estão tabulados no Anexo III.

Assim, podem-se gerar os gráficos que acompanham a evolução dos espaçamentos dendríticos secundários para as ligas em função das diferentes posições das amostras, a partir da base da lingoteira.

As Figuras 5.11, 5.12, 5.13 e 5.14 mostram os valores experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários medidos em seções transversais dos lingotes das ligas I e II, no estado bruto de solidificação e desgaseificadas, para as diferentes posições em estudo.

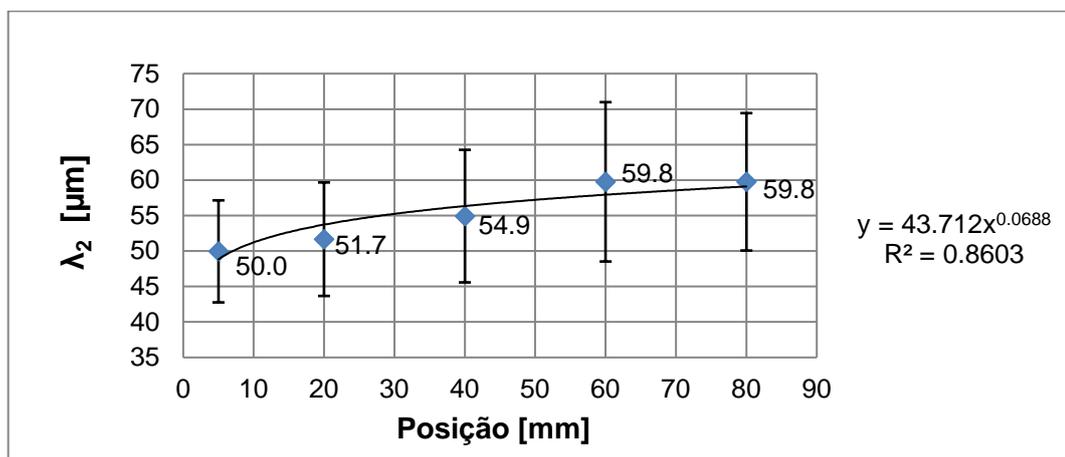


Figura 5.11 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga I – Al-3,8%Si-0,25%Mg, no estado bruto de solidificação.

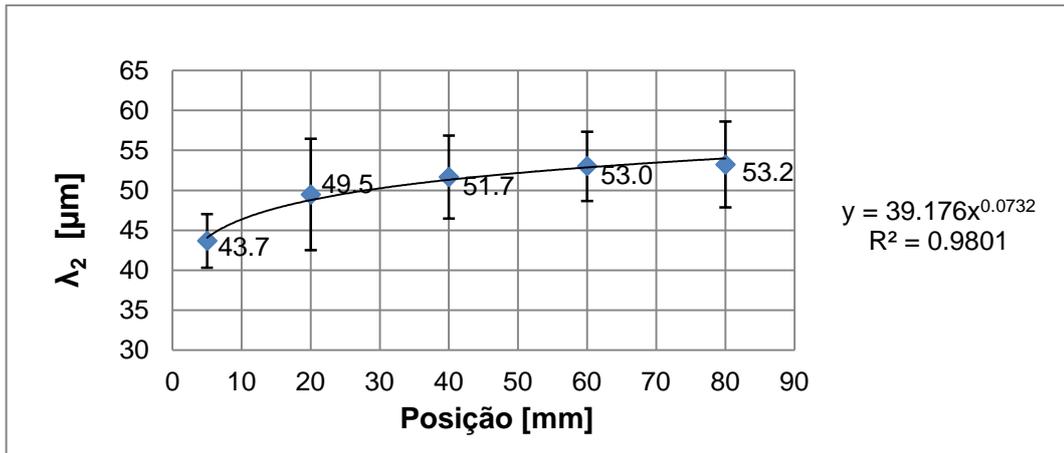


Figura 5.12 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga II – Al-6,5%Si-6%Mg, no estado bruto de solidificação.

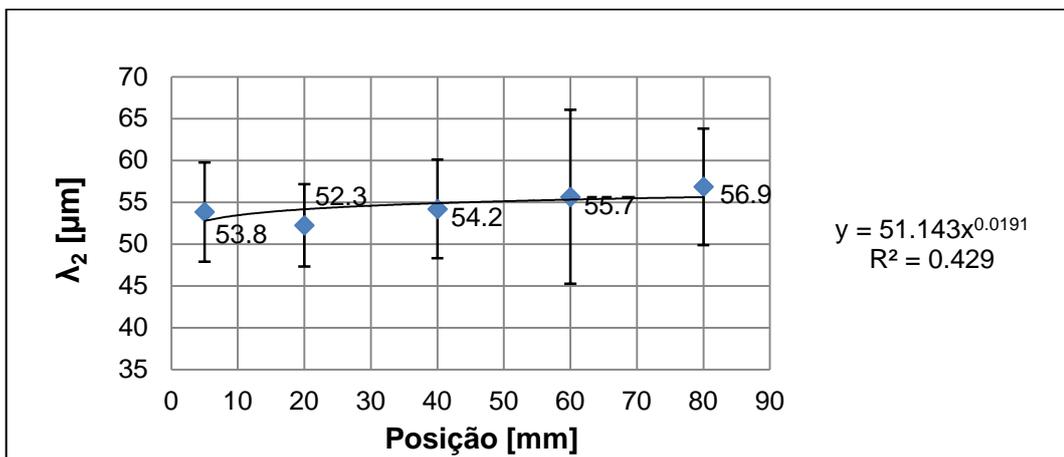


Figura 5.13 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga I – Al-3,8%Si-0,25%Mg, no estado desgaseificado.

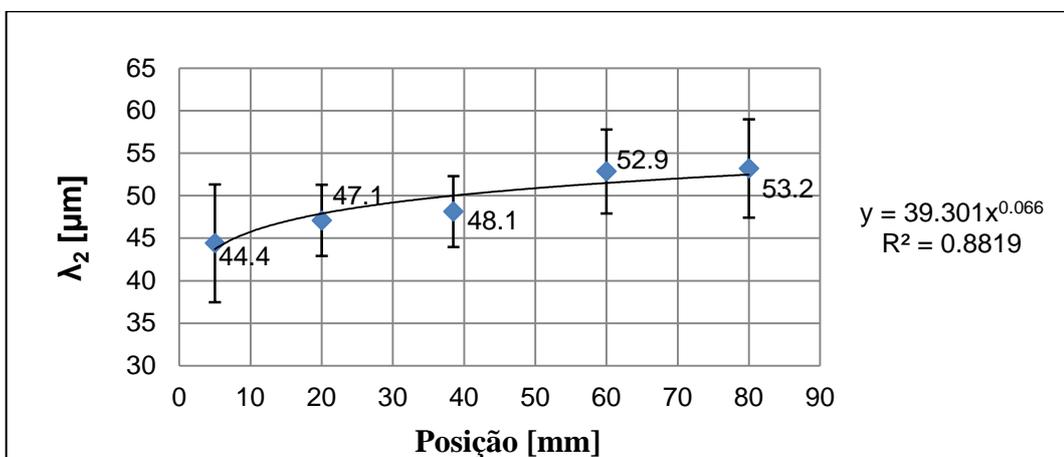


Figura 5.14 - Espaçamentos de braços dendríticos secundários como uma função da posição para Liga II – Al-6,5%Si-0,6%Mg, no estado desgaseificado.

De acordo com as Figuras 5.11 a 5.14, observa-se que Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) apresentou espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2) estatisticamente semelhantes aos encontrados na Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), em todas as posições em análise para ambas condições de solidificação. Isso demonstrou que a diferença de composição química das ligas teve pouca influência nessa característica microestrutural das ligas.

Em diversas pesquisas (Dobrzanski et. al., 2006; SHABANI et. al., 2011; Shabani e Mazahery, 2011; Dong et. al., 2012), os espaçamentos dos braços dendríticos secundários apresentam influência nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Mas no estudo desenvolvido por Shabani e Mazahery (2011), os autores apresentam gráficos que relacionam a variação de propriedades mecânicas em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários. Nesses gráficos, apresentados na revisão bibliográfica, observa-se que a tensão de escoamento, tensão de ruptura e o alongamento (medidos em corpos de prova da liga A356) mantem-se semelhantes para amostras com λ_2 entre 45 e 55 μm .

Na bibliografia (Dobrzanski et. al., 2006; SHABANI et. al., 2011; Shabani e Mazahery, 2011; Dong et. al., 2012; Patakham et. al., 2013), a taxa de resfriamento durante a solidificação do metal líquido apresenta-se como o principal parâmetro que afeta os espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2). Sendo assim, devido aos dados de λ_2 observados para as amostras das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), conclui-se que durante o processo de solidificação, devido à taxa de resfriamento apresentar uma variação muito pequena, os espaçamentos dos braços dendríticos secundários, nas amostras ao longo do lingote, apresentaram pequenas variações que espera-se não influenciar na variação das propriedades mecânica das ligas em estudo.

5.3.3. Fases Presentes nas Microestruturas

Com as amostras preparadas para a micrografia, foi possível analisar as microestruturas das Ligas I e II, no MEV, obtidas com o detector de elétrons retroespalhados (BSE) e a medição da composição química por EDS. As análises

foram realizadas nas amostras no estado bruto de solidificação e nas desgaseificadas, antes e após a realização dos tratamentos térmicos.

Em relação às microestruturas da Liga I, nas amostras correspondentes ao estado bruto de solidificação, identificou-se grande semelhança com a microestrutura das amostras na condição desgaseificada. Nas amostras referentes a cada posição em análise no lingote, encontraram-se as mesmas estruturas e distribuídas de forma semelhante para ambas às condições de solidificação. Essa semelhança entre a microestrutura das amostras no estado bruto de solidificação e desgaseificadas também foi observada para a Liga II. Dessa forma, visto que, as microestruturas apresentaram-se de forma similar, optou-se em apresentar apenas as imagens das microestruturas das amostras das Ligas I e II desgaseificadas, isso porque as ligas apresentaram uma menor presença de porosidade, facilitando a visualização e caracterização das estruturas.

5.3.3.1. Microestruturas das Ligas I e II – Brutas de Solidificação

a) Liga I

A apresentação das morfologias das estruturas presentes na microestrutura correspondentes as amostras desgaseificadas da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), sem realização de tratamentos térmicos, podem ser observadas nas Figuras 5.15 a 5.17.

As Figuras 5.15, 5.16 e 5.17 apresentam as micrografias das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

Observando as micrografias apresentadas nas Figuras 5.15 a 5.17, nota-se a presença das mesmas estruturas para as diferentes posições em análise. São elas: matriz de alumínio, estrutura de coloração cinza claro, estrutura na forma de agulhas, estrutura de forma circular e a estrutura massiva tipo escrita chinesa (em destaque na Figura 5.15). As Figuras 5.18, 5.19 e 5.20 apresentam a ampliação de cada região. Para identificação das fases foi realizada a análise da composição química das mesmas, nos pontos numerados nas imagens.

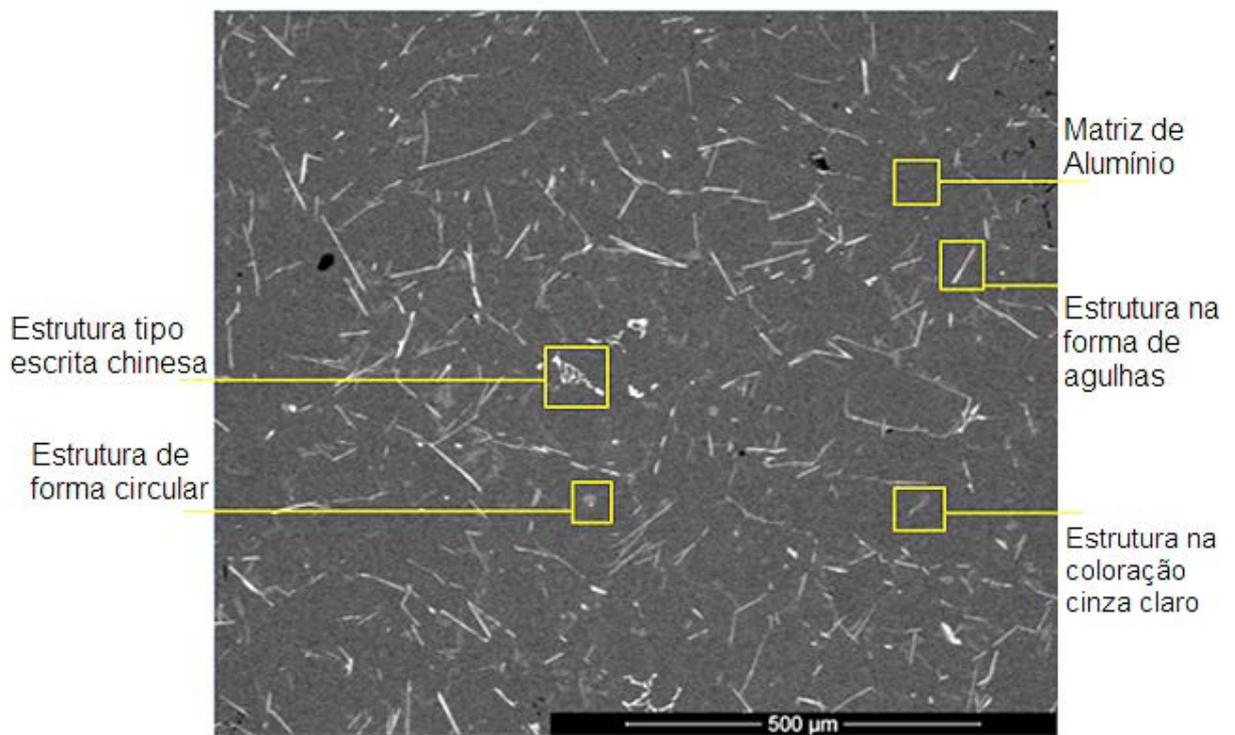


Figura 5.15 - Micrografia de amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

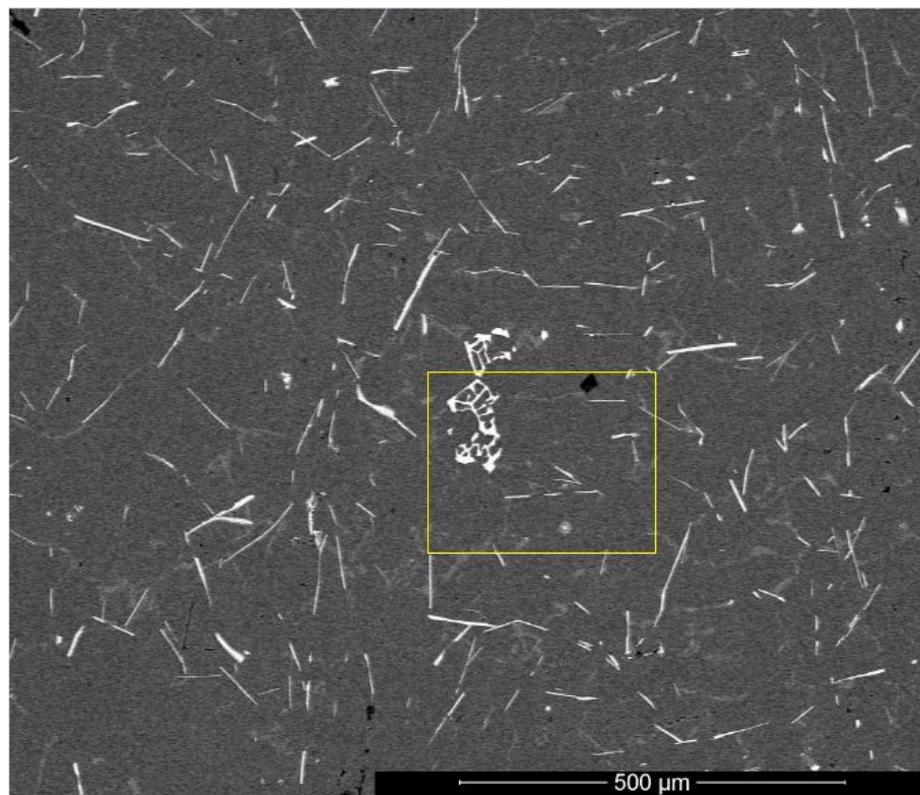


Figura 5.16 - Micrografia de amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

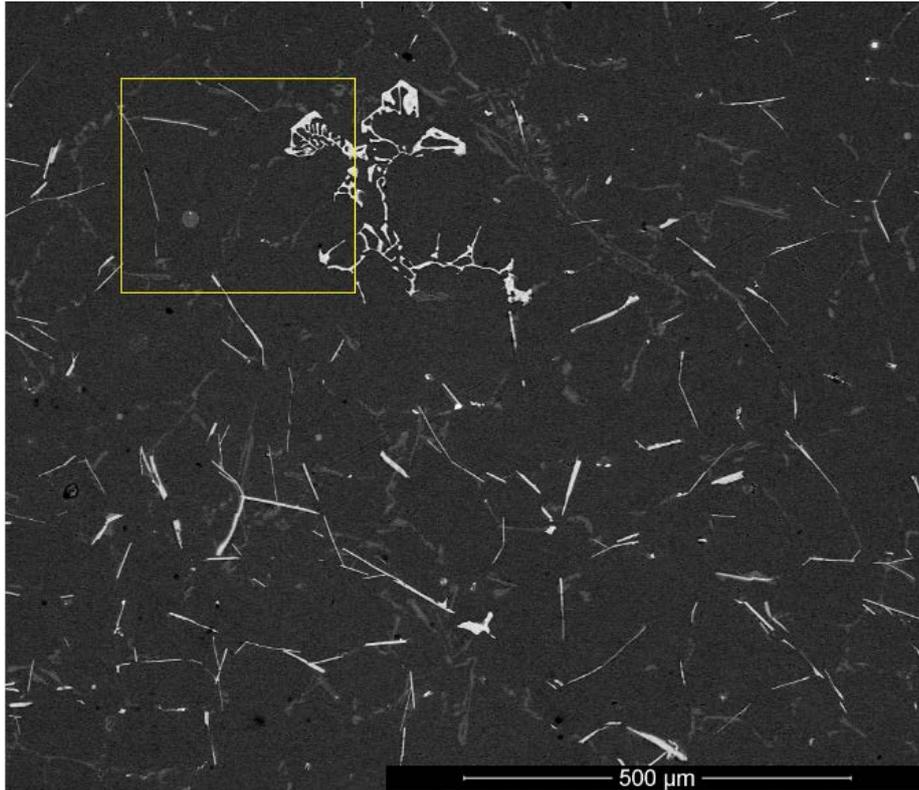


Figura 5.17 - Micrografia de amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

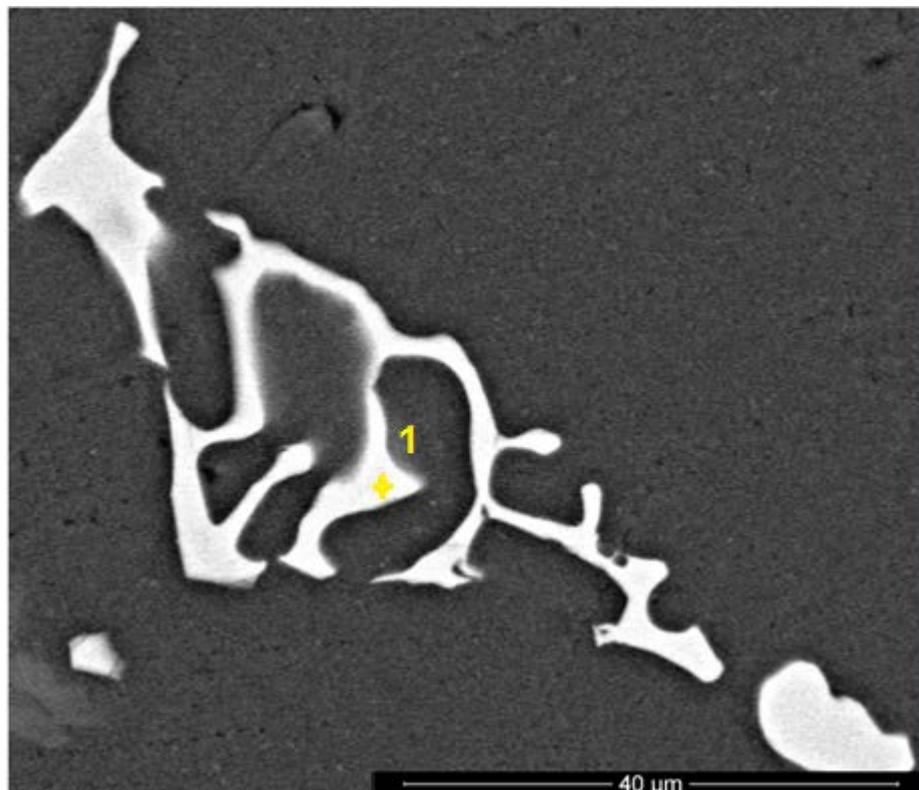


Figura 5.18 - Estrutura em forma de escrita chinesa massiva, encontrado na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

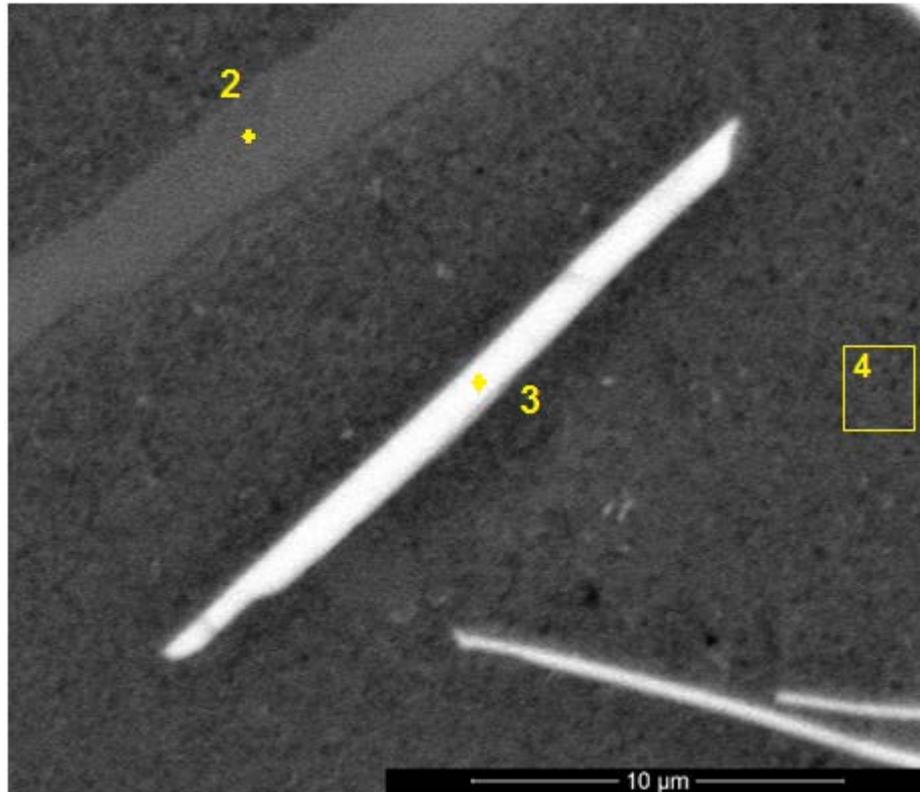


Figura 5.19 - Estrutura em forma de agulhas encontradas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

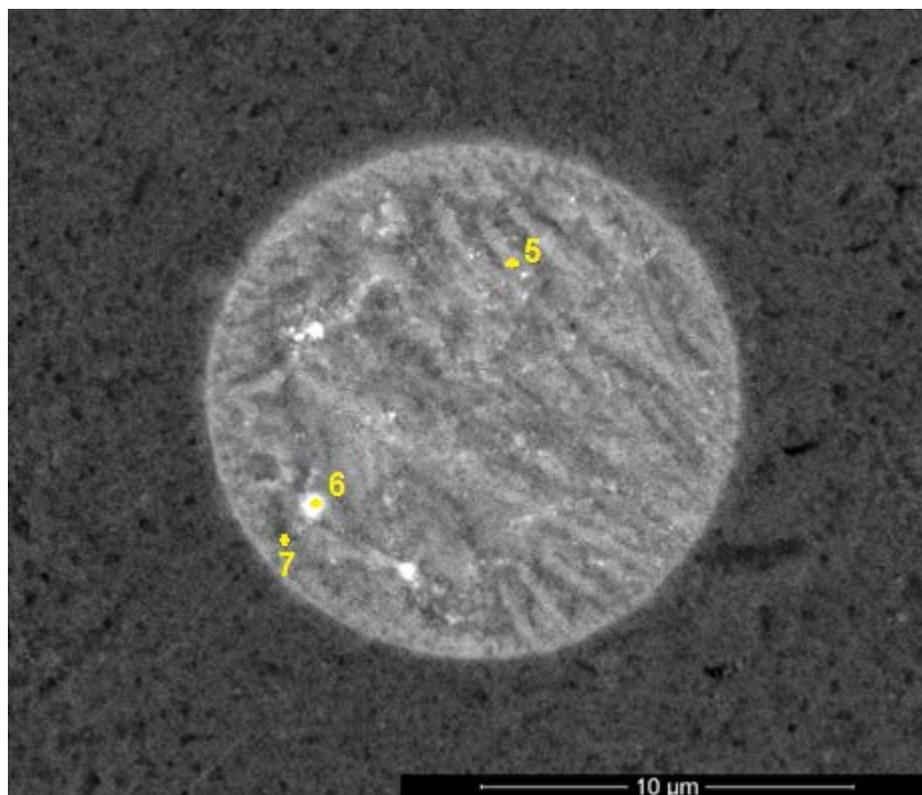


Figura 5.20 - Estrutura circular encontrada na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

Na Tabela 5.2, encontra-se a composição química das fases analisadas nas posições apresentadas nas Figuras 5.18 a 5.20.

Tabela 5.2 - Composição química das estruturas encontradas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	64,88	8,94	-	4,14	22,04	$Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$
2	32,24	67,76	-	-	-	$Al\alpha+Si$ (Eutético)
3	71,50	12,51	-	-	15,99	$\beta-Fe$ (Al_5FeSi)
4	98,88	1,12	-	-	-	$Al-\alpha$
5	57,39	28,98	11,18	-	2,46	$Mg_2Si+Al-\alpha$ (Eutético)
6	58,41	33,24	5,95	-	2,41	$Mg_2Si+Al-\alpha$ (Eutético)
7	64,95	27,81	5,70	-	1,54	$Mg_2Si+Al-\alpha$ (Eutético)

Analisando a morfologia e a composição química das estruturas (Figuras 5.18, 5.19, 5.20 e Tabela 5.2) consegue-se identificá-las. A estrutura em forma de escrita chinesa massiva (Figura 5.18, ponto 1) é composto por Al, Si, Mn e Fe, já a estrutura em forma de agulha (Figura 5.19, ponto 3), com coloração branca, é composto por Al, Si e Fe. Em relação às estruturas contendo Ferro, segundo Taylor (2012) e Budmeshki *et. al.* (2015), os intermetálicos em formato de agulhas possuem estrutura com a composição Al_5FeSi , e conforme Taylor (2012), os intermetálicos do tipo escrita chinesa massiva possuem estrutura com a composição $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$.

A matriz com coloração mais escura (Figura 5.19, ponto 4), conforme observado pela composição química, trata-se da fase $Al-\alpha$ matriz. No referencial teórico (Duarte e Oliveira, 2010; Taylor, 2012; Budmeshki *et. al.*, 2015), apresentam a fase $Al-\alpha$, como a primeira fase a se formar durante a solidificação das ligas Al-Si-Mg.

A fase de coloração cinza claro (Figura 5.19, ponto 2), apresenta na sua composição Si e Al, o que pode caracterizá-lo como o microconstituente eutético $Al-\alpha+Si$. Sendo assim, no eutético Al-Si, a fase de coloração cinza claro é o Si e a outra fase é o $Al-\alpha$ ao redor.

Já a estrutura com teores elevados de silício e magnésio de forma circular (Figura 5.20, pontos 5, 6 e 7), não foram citadas por nenhum dos autores conforme referencial teórico. Devido à presença de magnésio, existe a possibilidade da

estrutura ser o Mg_2Si , mas analisando a morfologia apresentada no referencial teórico (Ma *et. al.*, 2008; Abedi *et. al.*, 2013), observa-se que a morfologia característica do Mg_2Si apresenta-se como partículas escuras na forma de escrita chinesa, que em nada se assemelham as fases circulares encontradas.

No entanto, verificou-se nesse estudo que a estrutura de forma circular além de apresentar teores elevados de silício e magnésio, apresenta elevados teores de alumínio, o que pode caracterizá-la como um microconstituente eutético de $Al-\alpha+Mg_2Si$. Segundo Li *et. al.* (2009) e Emamy *et. al.* (2013), os microconstituintes eutéticos de $Al-\alpha+Mg_2Si$ apresentam morfologias regulares, com partículas (em forma de escamas) de Mg_2Si , com tonalidades claras, cercadas por $Al-\alpha$.

Sendo assim, analisando a Figura 5.20, nota-se a presença de partículas, com tonalidades claras, sobre uma matriz de alumínio e, conforme a Tabela 5.2, constata-se a presença de teores elevados de magnésio e silício nas partículas, caracterizando-as como partículas de Mg_2Si . Desta forma a tonalidade, morfologia e distribuição das partículas de Mg_2Si sobre a matriz de $Al-\alpha$ conferem com as descrições de Li *et. al.* (2009) e Emamy *et. al.* (2013), caracterizando uma forte tendência de que as estruturas circulares, com alto teor de magnésio e silício, sejam realmente microconstituintes eutéticos de $Al-\alpha+Mg_2Si$.

Como a microestrutura das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), apresentaram a morfologia e a distribuição das estruturas de forma semelhante, optou-se em apresentar a ampliação das imagens da posição 3 (posição média em análise do lingote) e da posição 5 (posição mais afastada em análise do lingote). Nas Figuras 5.16 e 5.17 observam-se as regiões onde foram realizadas as ampliações para melhor caracterizar as estruturas.

As Figuras 5.21 e 5.22 apresentam as regiões onde foram analisados as composições químicas nas amostras desgaseificadas das posições 3 e 5 da Liga I ($Al-3,8\%Si-0,25\%Mg$), sem realização de tratamentos térmicos. Observa-se que há cinco tipos de estruturas.

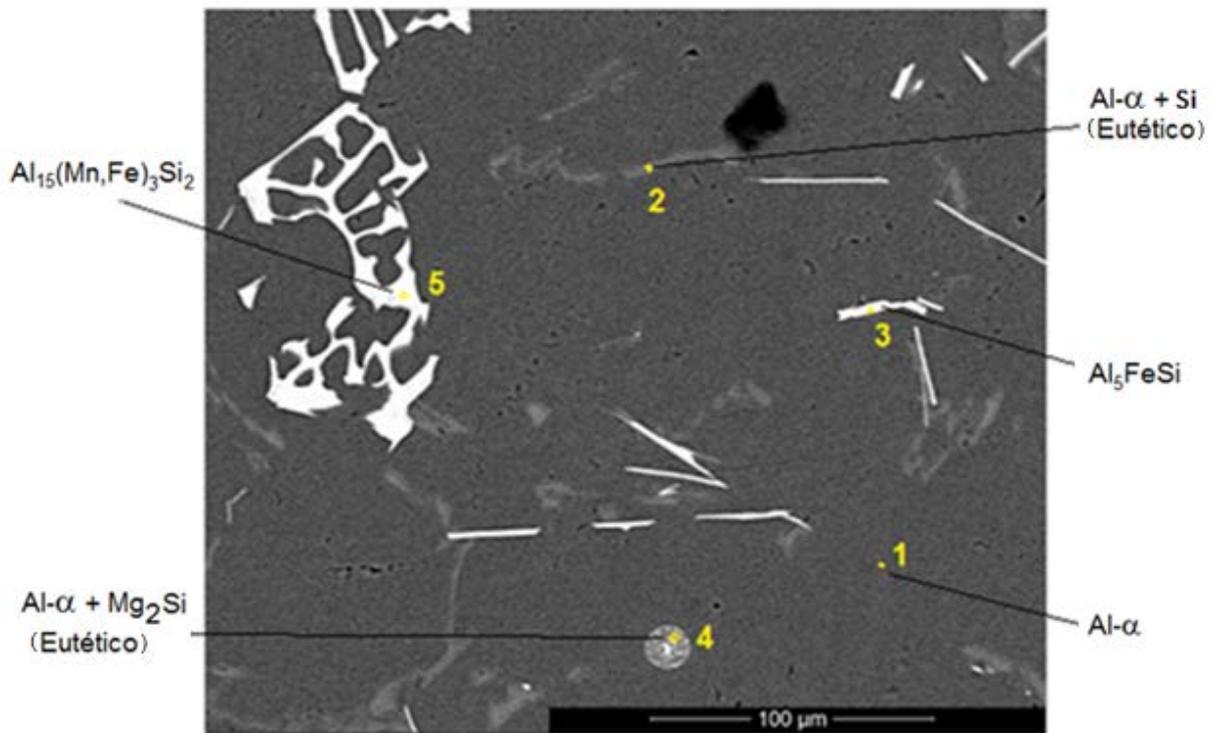


Figura 5.21 - Identificação dos pontos onde foram medidas as composições químicas nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25Mg).

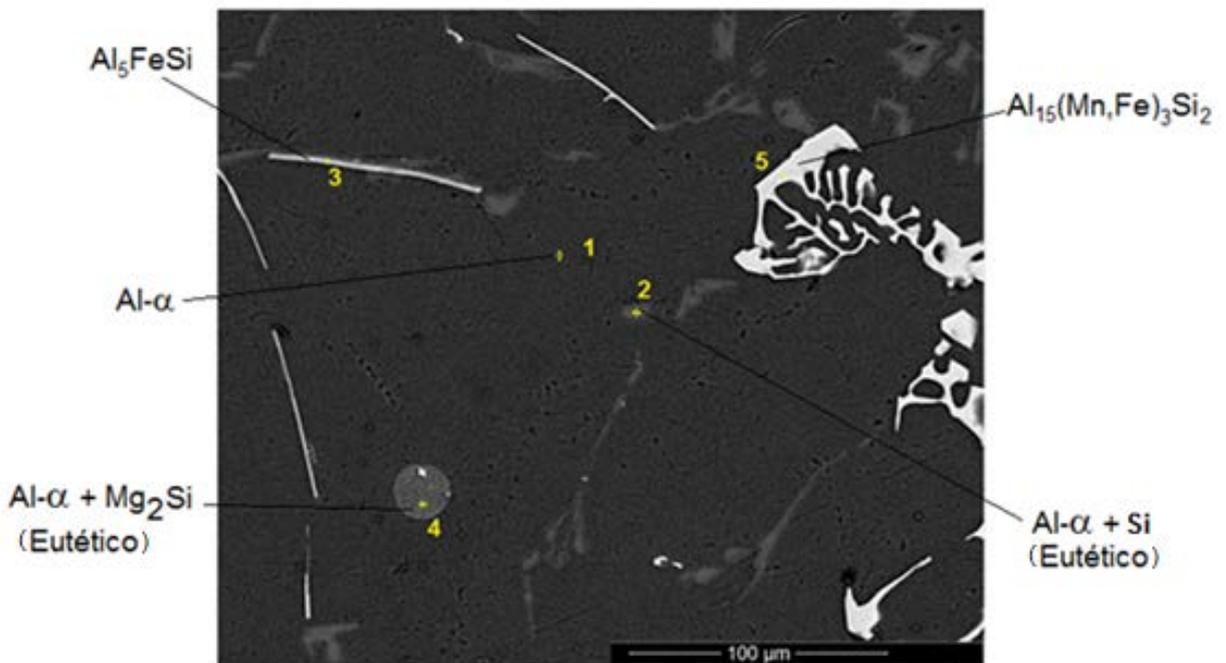


Figura 5.22 - Identificação dos pontos onde foram medidas as composições químicas nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25Mg).

A microestrutura das Figuras 5.21 e 5.22 mostram a presença das fases Al- α (ponto 1), Al- α +Si (ponto 2), o intermetálico tipo acicular na forma de agulhas

(ponto 3), intermetálico com alto teor de magnésio e silício de forma circular (ponto 4) e o intermetálico massivo tipo escrita chinesa (ponto 5). Nas Tabelas 5.3 e 5.4 observam-se a composição química dessas estruturas.

Tabela 5.3 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 3.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	99,10	0,40	0,50	-	-	Al- α
2	11,46	88,39	-	-	-	Al- α +Si (Eutético)
3	66,89	15,09	-	-	18,02	Al ₅ FeSi
4	67,32	23,52	8,48	-	0,68	Al- α +Mg ₂ Si
5	62,61	11,31	-	8,01	18,07	Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂

Tabela 5.4 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	98,48	0,76	0,57	0,19	-	Al- α
2	5,35	94,56	0,03	0,06	-	Al- α +Si (Eutético)
3	61,11	21,75	-	-	17,14	Al ₅ FeSi
4	59,00	30,08	10,26	0,11	0,55	Al- α +Mg ₂ Si
5	61,04	12,62	-	8,76	17,58	Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂

Analisando a composição química das estruturas (Tabela 5.3 e 5.4) consegue-se identificar a maiorias das fases e microconstituintes. Pode-se confirmar a identificação das estruturas comparando-as com as estruturas apresentadas na bibliografia.

b) Liga II

A apresentação das micrografias correspondentes a Liga II (Al-6,5%Si-0,6Mg), sem realização de tratamentos térmicos, podem ser observadas nas Figuras 5.23, 5.24 e 5.25. Essas figuras apresentam a microestrutura das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

De forma similar ao que foi observado na Liga I, as microestruturas da liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) para as amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), apresentaram a morfologia e a distribuição das estruturas de forma semelhante, sendo assim, optou-se em representar a ampliação das

imagens da posição 3 (posição média em análise do lingote) e da posição 5 (posição mais afastada em análise do lingote), nas Figuras 5.24 e 5.25 observa-se as regiões onde foram realizadas as ampliações para melhor caracterizá-las.

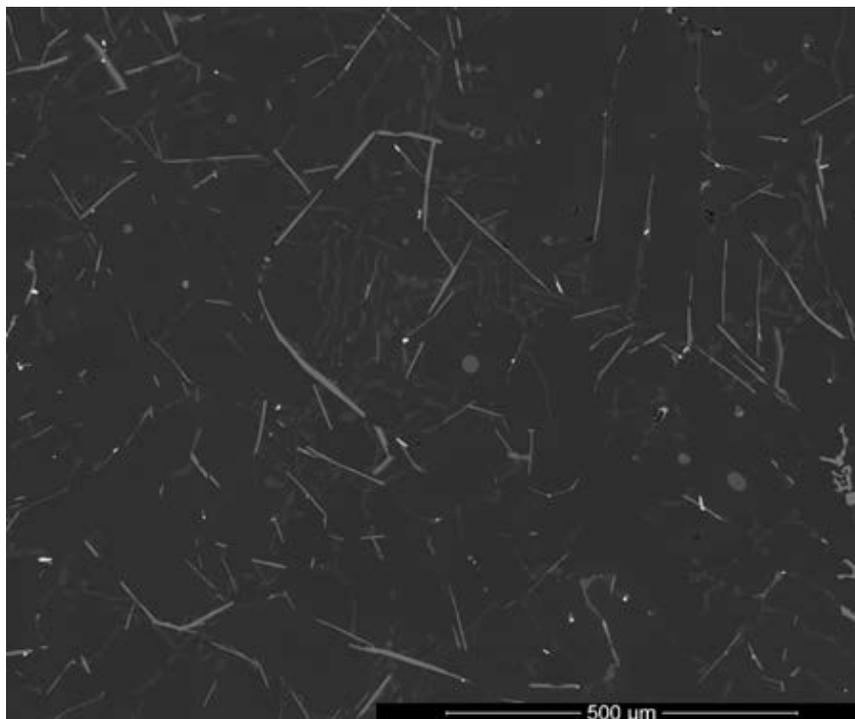


Figura 5.23 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

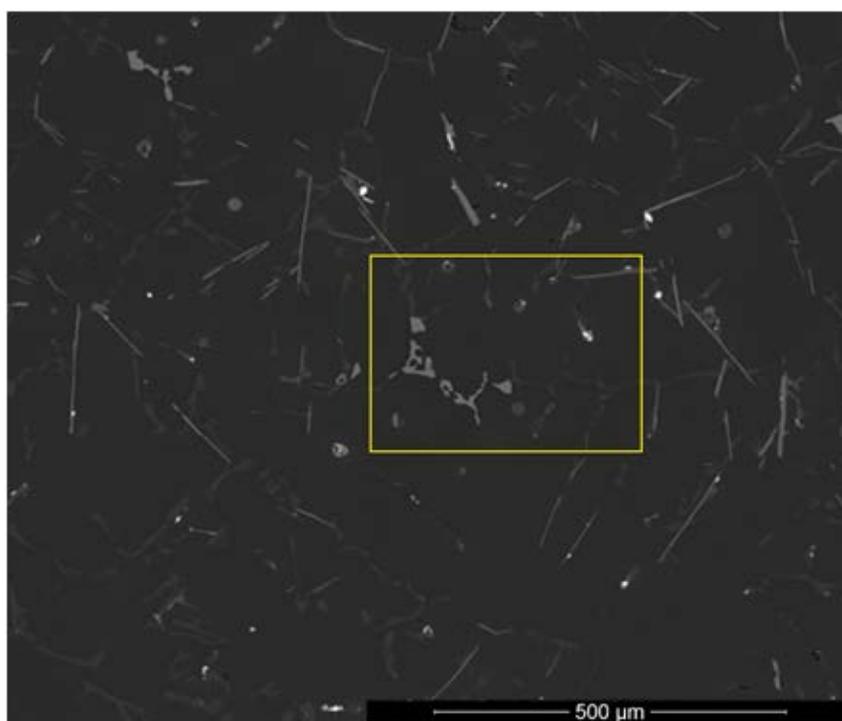


Figura 5.24 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

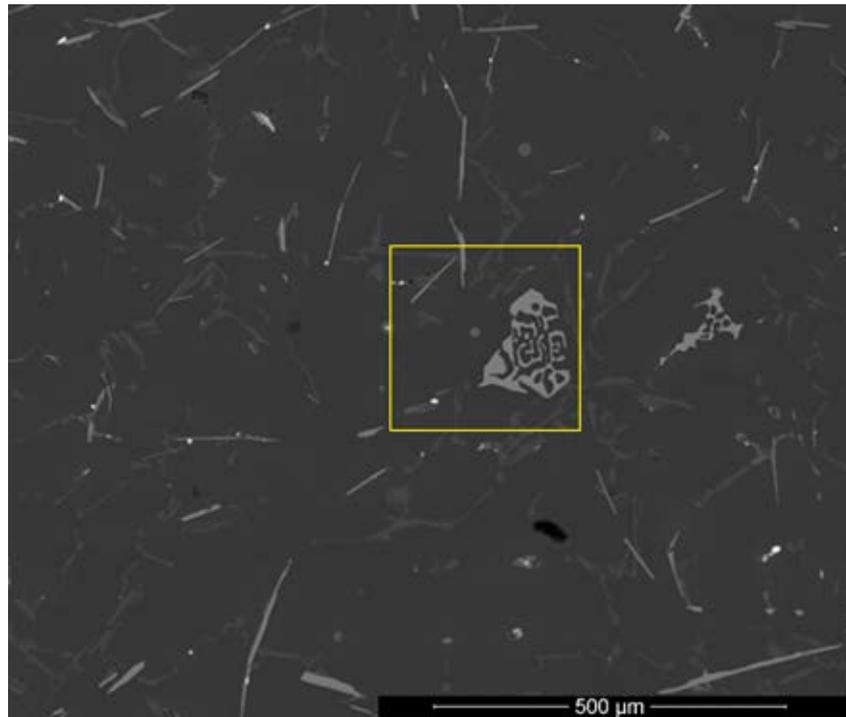


Figura 5.25- Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

As Figuras 5.26 e 5.27 apresentam as estruturas onde foram analisadas as composições químicas nas amostras das posições 3 e 5, referentes a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). Observa-se que há cinco tipos de estruturas, as mesmas encontradas nas microestruturas das amostras da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg).

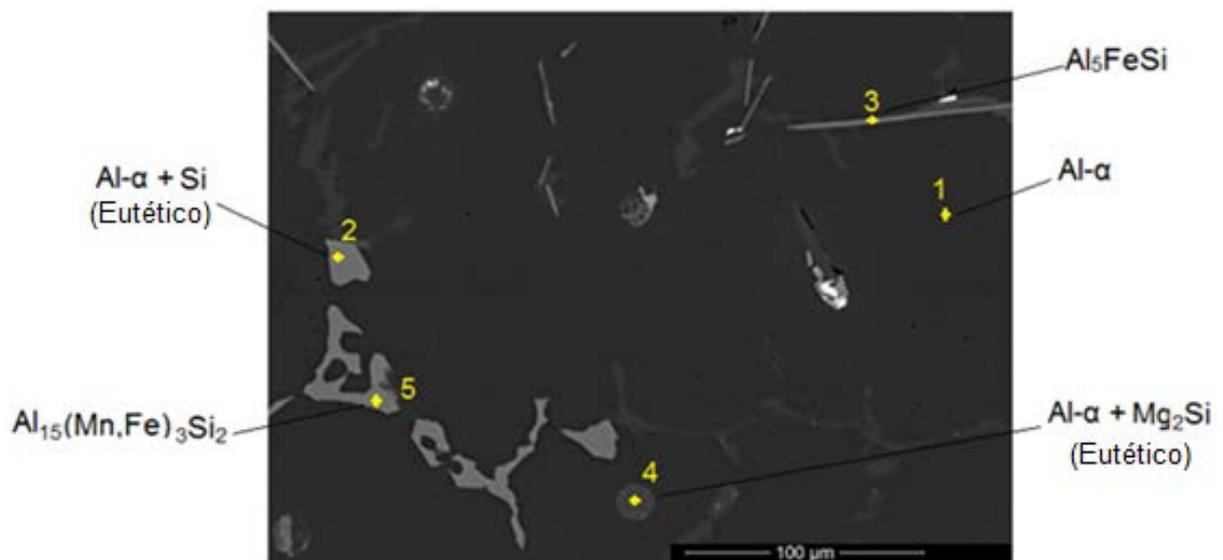


Figura 5.26 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

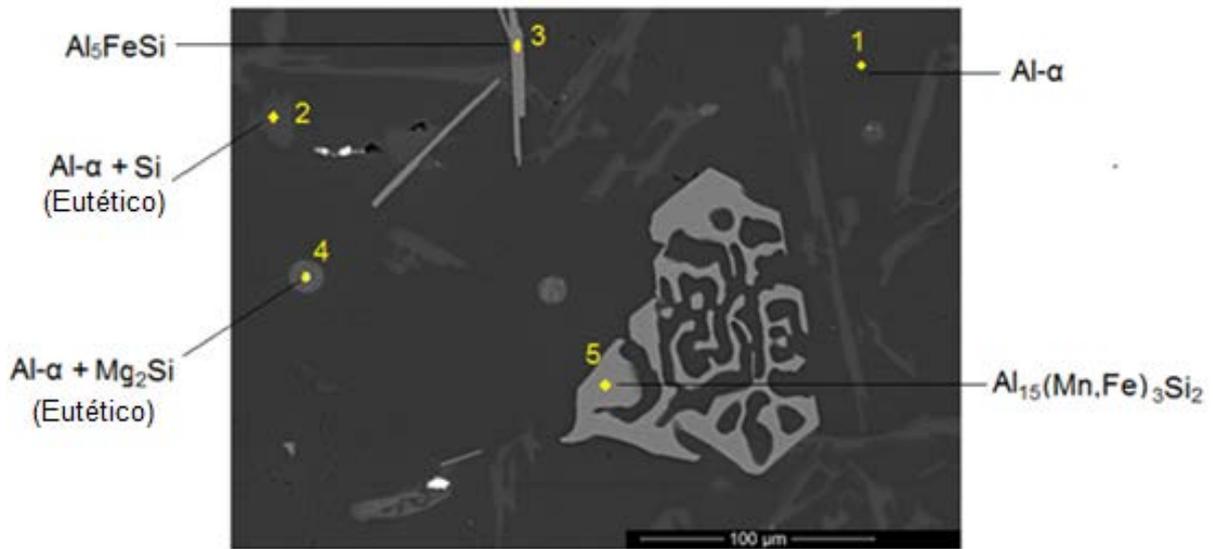


Figura 5.27 - Identificação dos pontos onde foi medida a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

Considerando as Figuras 5.26 e 5.27, observa-se que as morfologias das estruturas presentes na micrografia das amostras da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) são semelhantes as morfologias das estruturas encontradas na Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg). Nas Tabelas 5.5 e 5.6 observam-se a composição química dessas estruturas.

Tabela 5.5 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 3.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	99,01	-	0,99	-	-	Al-α
2	13,41	86,69	-	-	-	Al-α+Si (Eutético)
3	86,86	6,34	-	-	6,81	Al ₅ FeSi
4	70,42	21,27	8,31	-	-	Al-α+Mg ₂ Si
5	64,21	10,94	-	9,18	15,68	Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂

Tabela 5.6 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	99,05	-	0,95	-	-	Al-α
2	3,56	96,30	-	-	-	Al-α+Si (Eutético)
3	59,68	10,04	-	-	12,87	Al ₅ FeSi
4	61,91	29,92	8,19	-	-	Al-α+Mg ₂ Si
5	63,35	10,94	-	8,86	16,84	Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂

Analisando as Tabela 5.5 e 5.6, verifica-se a composição química das cinco estruturas identificadas na microestrutura da Liga II (Al-6,5%Si-0,6Mg). Baseando-se no referencial teórico (Ma *et. al.*, 2008; Duarte e Oliveira, 2010; Taylor, 2012; Abedi *et. al.*, 2013, Budmeshki *et. al.*, 2015), conhecendo a morfologia e composição química das estruturas, confirma-se como sendo matriz Al- α (ponto 1), microconstituente eutético Al- α +Si (ponto 2), Al₅FeSi (ponto 3), microconstituente eutético de Al- α +Mg₂Si (ponto 4) e Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ (ponto 5).

5.3.3.2. Microestruturas das Ligas I e II - Tratadas Termicamente

a) Liga I

A apresentação das fases da microestrutura correspondentes as amostras desgaseificadas da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), após a realização do tratamento térmico de solubilização, podem ser observadas na Figura 5.28, 5.29 e 5.30. Essas figuras apresentam a microestrutura das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

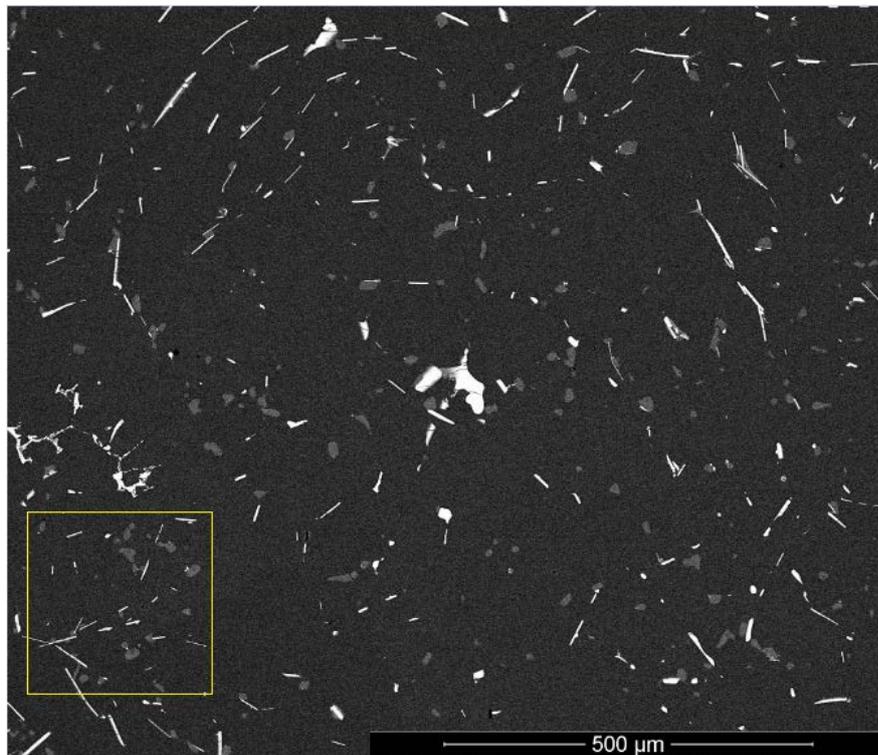


Figura 5.28 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

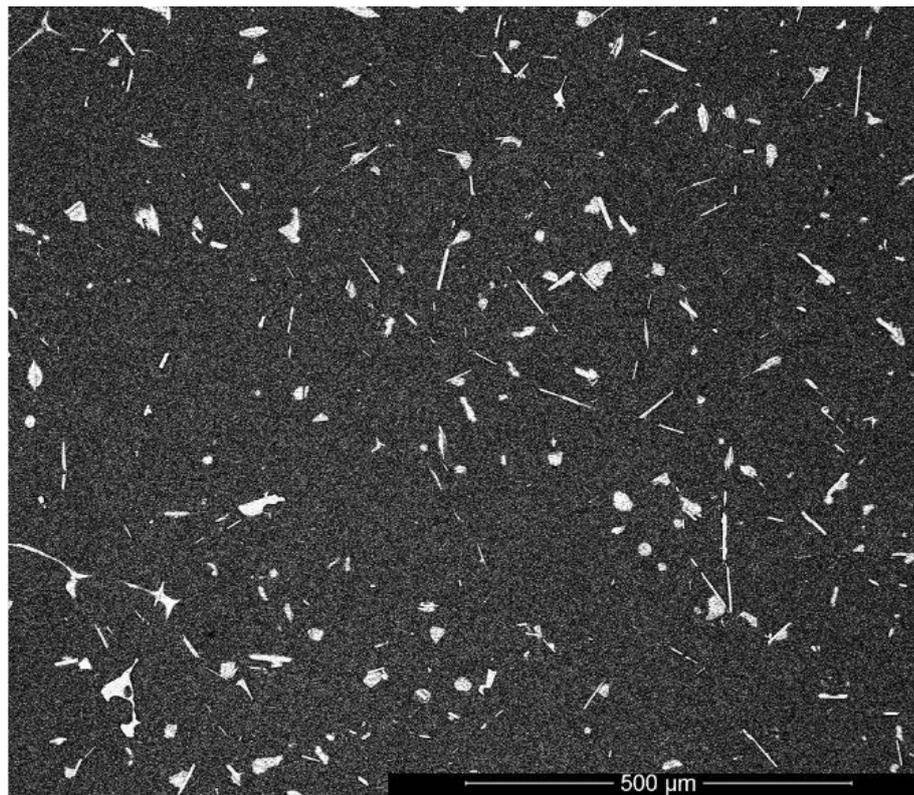


Figura 5.29 Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

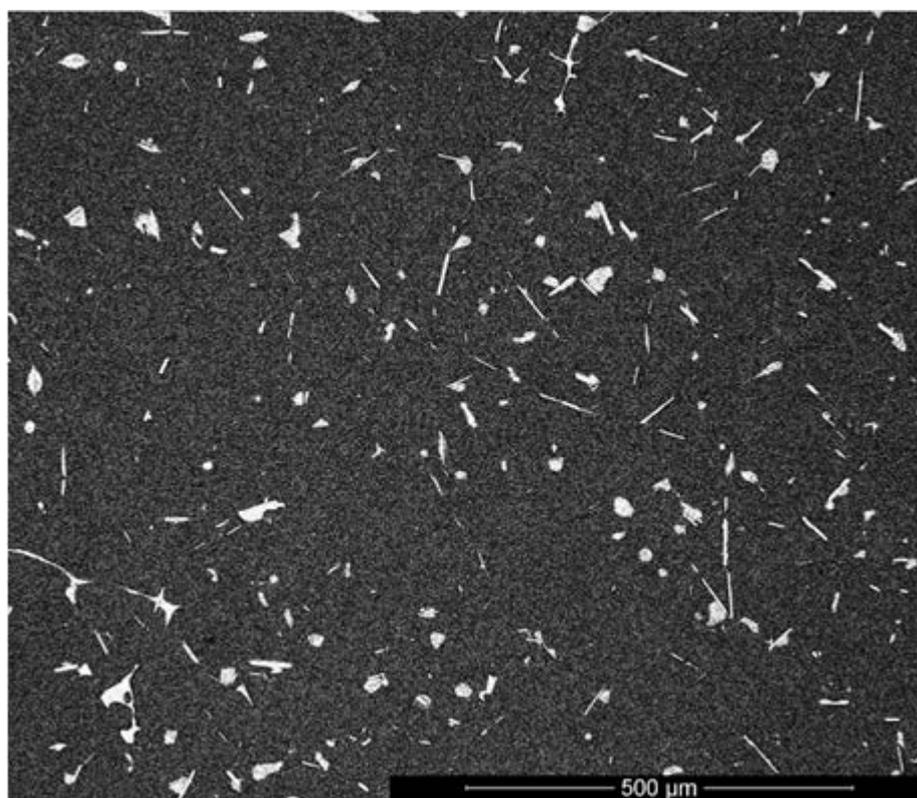


Figura 5.30 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

As Figura 5.28, 5.29 e 5.30 apresentam a microestrutura da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), após o tratamento térmico de solubilização. Comparando-a com a microestrutura sem tratamentos térmicos (Figuras 5.15, 5.16 e 5.17), observou-se que após a solubilização ocorreu a dissolução das partículas de silício eutético, os microconstituintes eutéticos de Al- α +Mg₂Si (no formato circular) se dissolveram na matriz de alumínio, os intermetálicos de ferro Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, em forma de escrita chinesa massiva, se dissolveram em partículas menores. Já os intermetálicos de ferro Al₅FeSi, aparentemente não sofreram nenhuma alteração, se mantendo com o formato de agulhas.

Para melhor visualizar e caracterizar as estruturas após o tratamento térmico de solubilização, como as microestruturas das amostras apresentaram a morfologia e a distribuição das estruturas de forma semelhante, optou-se em ampliar a imagem da posição 1, na Figura 5.28 observa-se a região onde foi realizado a ampliação. Já a Figura 5.31 observa-se as estruturas que foram analisadas as composições químicas.

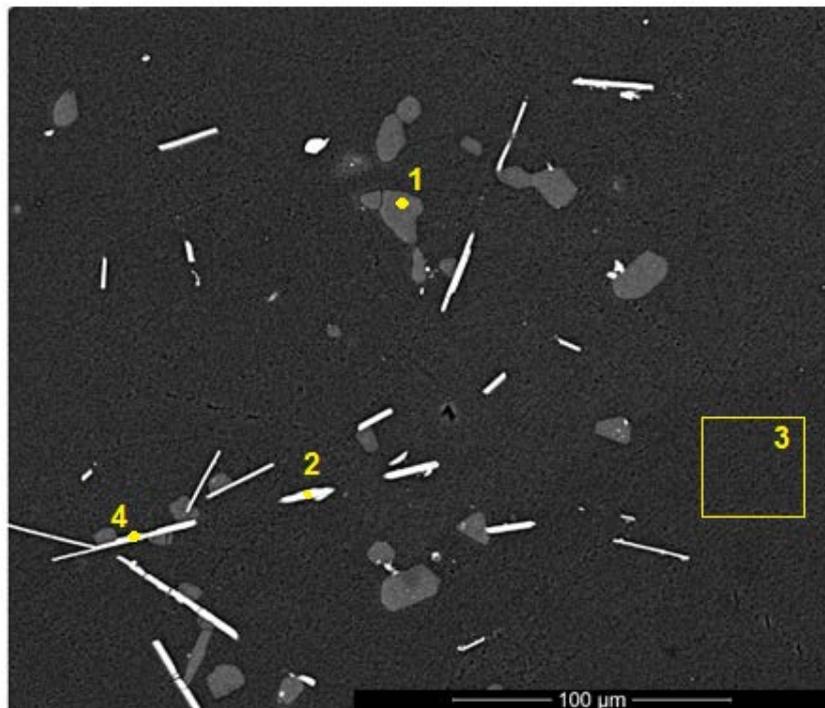


Figura 5.31 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

A microestrutura da Figura 5.31 mostra a presença do silício eutético (ponto 1), intermetálicos de Al₅FeSi (ponto 2), matriz de Al- α (ponto 3) e intermetálicos de

$\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ (ponto 4), em forma de bastonetes. Na Tabela 5.7 observa-se a composição química dessas estruturas.

Tabela 5.7 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 1 após tratamento térmico de solubilização.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Precipitado
1	2,50	97,50	-	-	-	Al- α +Si (Eutético)
2	63,68	14,38	-	1,36	20,58	$\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$
3	97,55	1,90	0,55			Al- α
4	77,09	10,04	-	-	12,87	Al_5FeSi

Analisando a morfologia (Figura 5.31) e a composição química das estruturas (Tabela 5.7) pode-se confirmar que as partículas com formato de bastonetes (ponto 2), formaram-se após o tratamento de solubilização devido a dissolução dos intermetálicos massivos de $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$, em forma de escrita chinesa. Também com a análise química pode-se confirmar a identificação das partículas de silício eutético (ponto 1), que após o tratamento térmico de solubilização apresentou-se de forma mais arredondada do que quando comparado com as amostras sem tratamentos térmicos. No referencial teórico (Duarte e Oliveira, 2010; Oliveira e Rocha, 2014; Segundo *et. al.*, 2015; Lotfpour *et. al.*, 2015) alterações significativas na morfologia das partículas de silício foram observadas, após o tratamento térmico de solubilização, ocorreu o coalescimento, esferoidização e crescimento dessas partículas.

Na análise química (Tabela 5.7), a presença de Mg só foi notada na matriz de Al- α (ponto 3), com isso, presume-se que com o tratamento térmico de solubilização o Mg, contido no eutético Al- α + Mg_2Si dissolveu-se, enriquecendo o teor de Mg na matriz de Al- α . Essa dissolução do Mg contido nas fases Mg_2Si leva ao aumento do teor de Mg e Si na solução sólida de alumínio, conforme já tinham sido descritos e analisados nas pesquisas de Yao e Taylor (2012) e Taylor (2012).

A apresentação das fases da microestrutura correspondentes as amostras degaseificadas da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), e após a realização dos tratamentos térmicos solubilização e envelhecimento artificial, podem ser observadas na Figura 5.32, 5.33 e 5.34. Essas figuras apresentam a microestrutura

das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

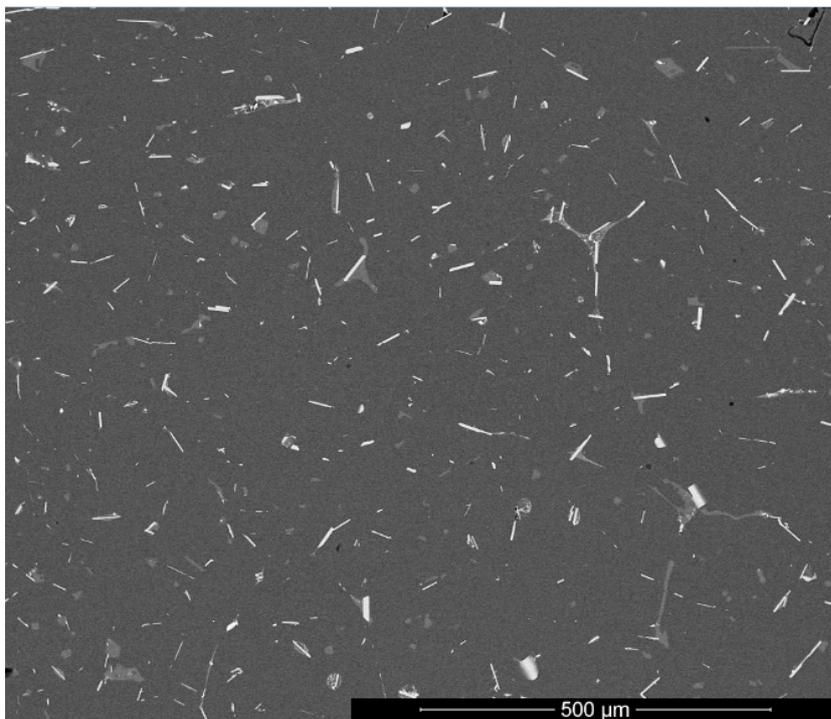


Figura 5.32 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

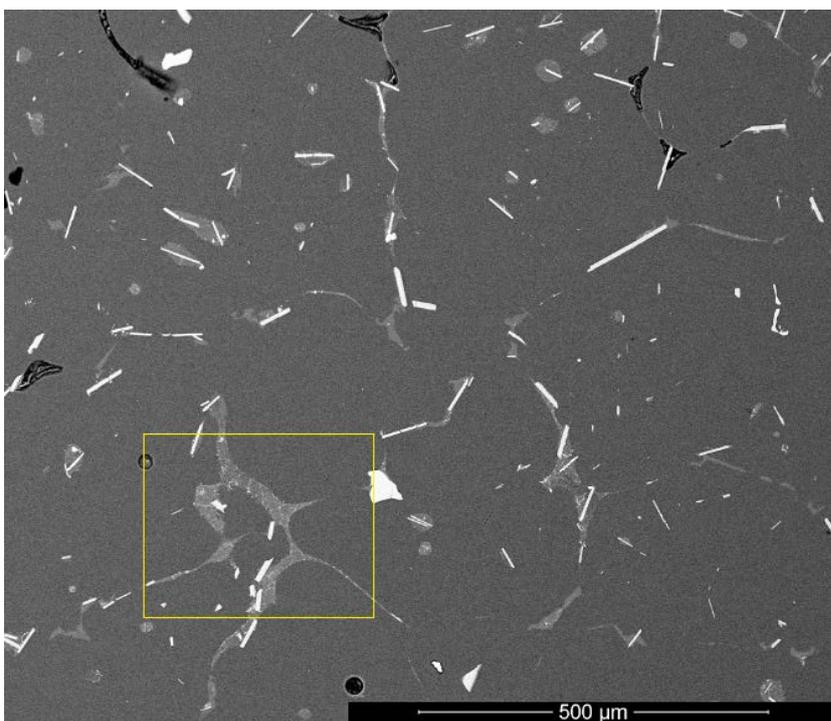


Figura 5.33 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

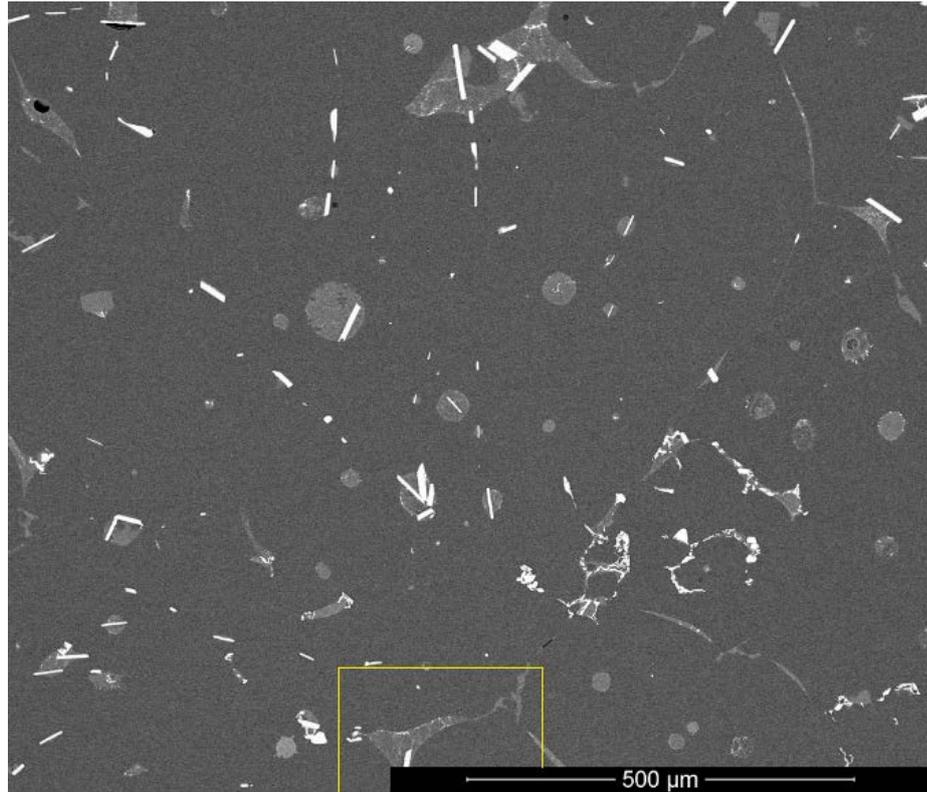


Figura 5.34 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

As microestruturas da Liga I após tratamento térmico de envelhecimento artificial, para ambas as posições em análise, apresentaram a morfologia e a distribuição das estruturas de forma semelhante, sendo assim, optou-se em representar a ampliação das imagens das posições 3 e 5, nas Figuras 5.33 e 5.34 observa-se as regiões onde foram realizadas as ampliações. Essas ampliações visualizam-se nas Figuras 5.35 e 5.36, onde observam-se as estruturas onde foram analisadas as composições químicas.

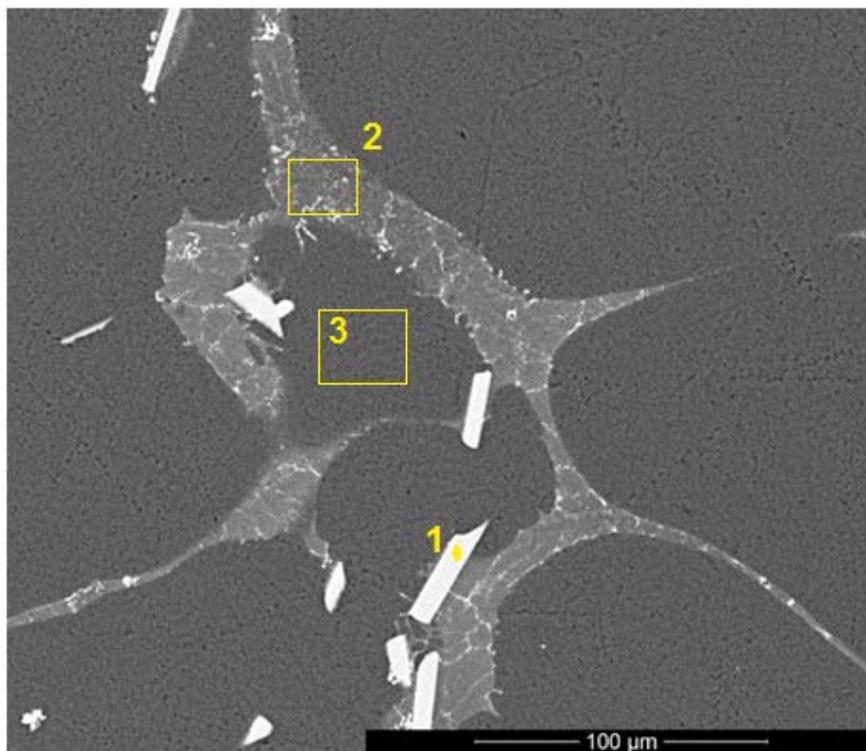


Figura 5.35 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.

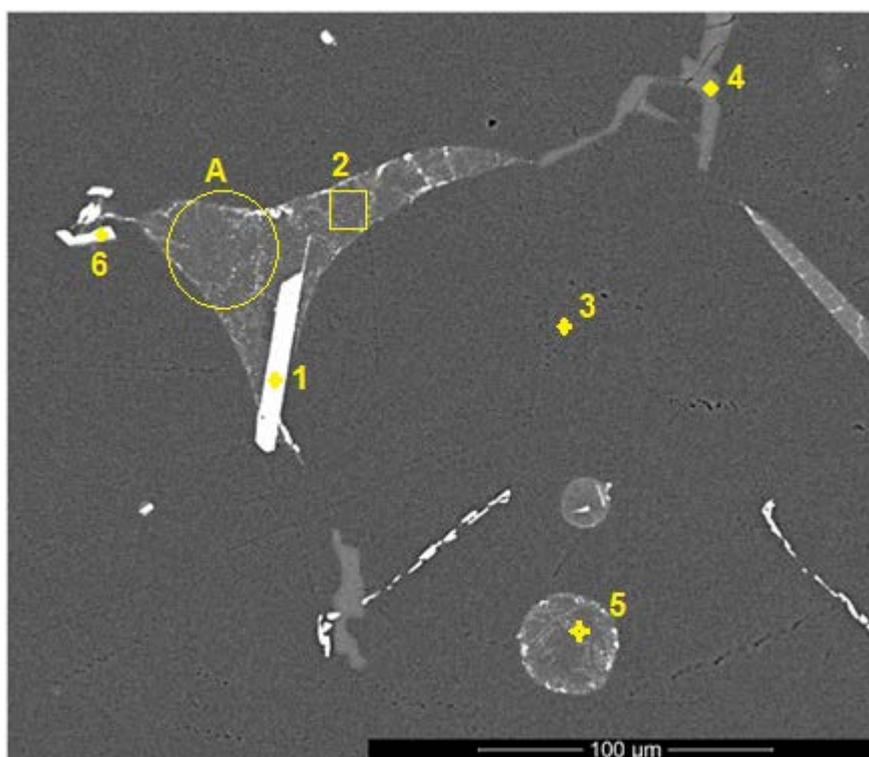


Figura 5.36 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.

A microestrutura das Figuras 5.35 e 5.36 mostram a presença dos intermetálicos de Al_5FeSi (pontos 1), fase de aparência fibrosa com coloração semelhante ao do silício eutético (pontos 2 e 5), matriz de $Al-\alpha$ (pontos 3), silício eutético (ponto 4) e partículas dos intermetálicos de $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ (ponto 6). Na Tabela 5.8 e 5.9 observa-se a composição química desses precipitados.

Tabela 5.8 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 3 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	63,95	16,99	-	-	16,99	Al_5FeSi
2	99,02	-	0,98	-	0,20	$Al-\alpha$
3	74,54	22,43	2,20		0,83	$Al-\alpha+Mg_2Si$ (Eutético)

Tabela 5.9 - Composição química das estruturas da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	69,21	16,61	-	-	14,19	Al_5FeSi
2	78,77	19,67	1,36	-	0,20	$Al-\alpha + Mg_2Si$ (Eutético)
3	99,07	-	0,93			$Al-\alpha$
4	93,03	6,97	-	-	-	$Al-\alpha + Si$ (Eutético)
5	73,43	17,54	7,80	-	1,19	$Al-\alpha + Mg_2Si$ (Eutético)
6	63,01	11,20	-	8,84	16,95	$Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$

Nas Figuras 5.32, 5.33 e 5.34 observa-se a microestrutura da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial, por 4 horas a 180°C. Observa-se a presença de grandes partículas esféricas de silício eutético; os intermetálicos Al_5FeSi continuam sem alterações; nota-se a tendência de reorganização dos intermetálicos de $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, em forma de escrita chinesa; nota-se também, o crescimento de fases com morfologia irregular e de coloração semelhante a do silício.

Analisando a morfologia (Figuras 5.35 e 5.36) e a composição química das estruturas (Tabelas 5.8 e 5.9), observou-se que as fases com morfologia irregular e de coloração semelhante a do silício eutético e aspecto fibroso, são fases da matriz de $Al-\alpha$ enriquecidas com teores de Mg e Si. Para melhor visualizar essa estrutura, na Figura 5.36, definiu-se uma posição identificada como detalhe "A" e ampliou-se esse detalhe em 12000 vezes (Figura 5.37), com o objetivo de visualizar a distribuição do Mg_2Si na matriz de alumínio.

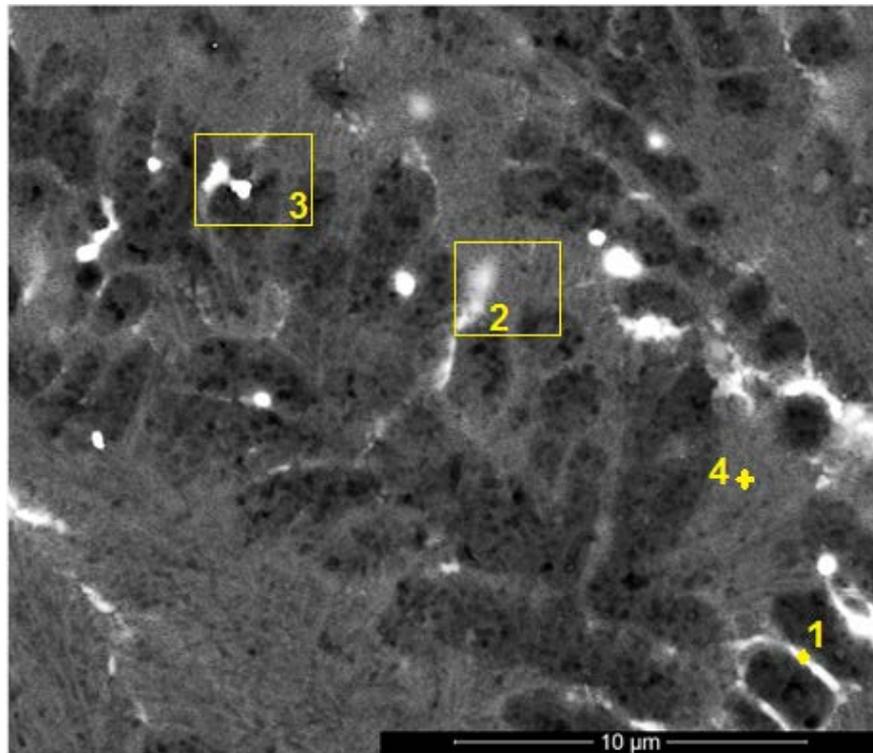


Figura 5.37 – Ampliação do detalhe A, identificado na posição 5 da Liga I (Al-3,8%Si, 0,25%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.

Na Figura 5.37, que representa a ampliação do detalhe A, foram identificadas fases onde foram analisadas a composição química. Na Tabela 5.10 observa-se a composição química dessas fases.

Tabela 5.10 - Composição química das fases, identificadas no detalhe A, da amostra da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	85,38	10,81	1,77	-	2,04	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
2	77,68	18,08	2,69	-	1,55	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
3	85,93	11,13	1,59	-	1,15	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
4	74,39	22,15	2,93	-	0,53	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)

Analisando a Tabela 5.10, identificou-se que a estrutura em destaque na Figura 5.37 trata-se do microconstituente eutético Al- α +Mg₂Si. Esse microconstituente na estrutura bruta de solidificação estava presente na forma esférica, com tratamento de solubilização dissolveu-se, e, no processo de envelhecimento artificial voltou a precipitar, com uma morfologia irregular, melhor distribuído na matriz de Al- α .

b) Liga II

Em relação a Liga II, na sequência, destaca-se as fases da microestrutura correspondentes as amostras desgaseificadas da Liga II (Al-3,8%Si-0,25%Mg), após a realização do tratamento térmico de solubilização, podem ser observadas nas Figuras 5.38, 5.39 e 5.40. Essas Figuras apresentam a microestrutura das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

As Figuras 5.38, 5.39 e 5.40 apresentam a microestrutura da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), após o tratamento térmico de solubilização, comparando-a com a microestrutura sem tratamentos térmicos (Figuras 5.23, 5.24 e 5.25), observou-se que após a solubilização ocorreu a dissolução das partículas de silício eutético, nota-se também a tendência de esferoidização dessas partículas de silício. Já os microconstituintes eutéticos de Al- α +Mg₂Si (no formato circular) se dissolveram na matriz de alumínio, os intermetálicos de ferro Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, em forma de escrita chinesa massiva, se dissolveram em partículas menores. Os intermetálicos de ferro Al₅FeSi mantiveram-se com o formato de agulhas.

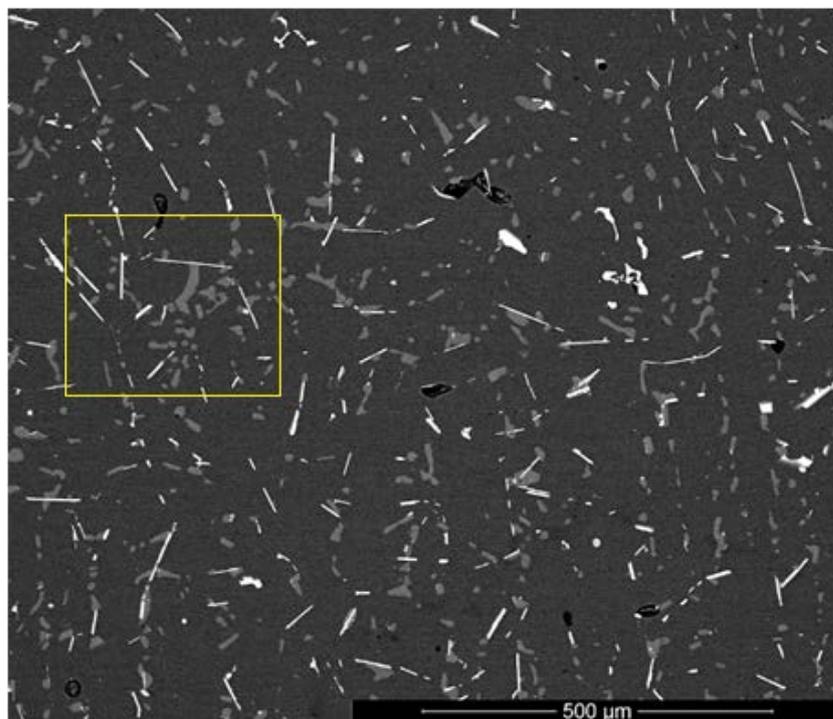


Figura 5.38- Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

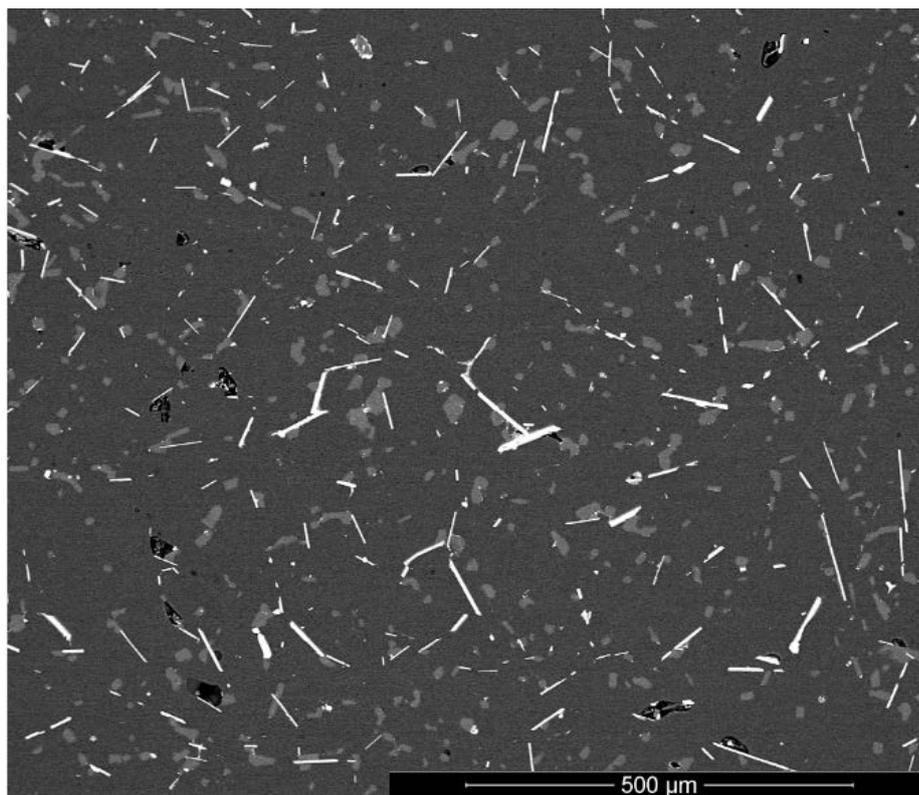


Figura 5.39 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

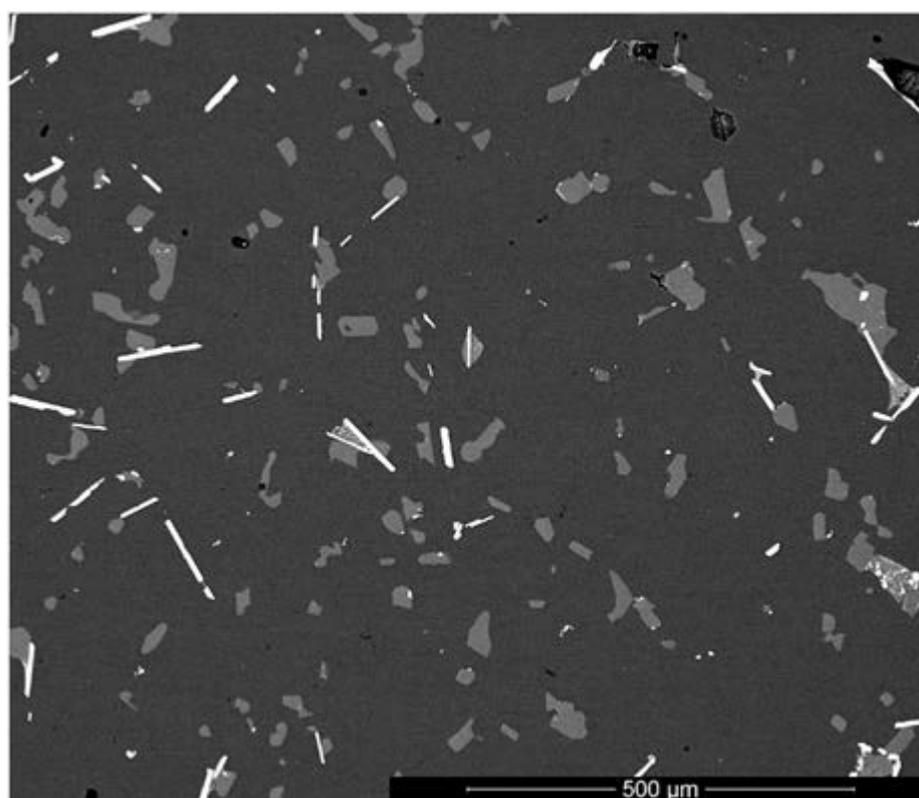


Figura 5.40 - Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

Como as microestruturas da Liga II, para ambas as posições em análise, apresentaram-se de forma semelhante após o tratamento térmico de solubilização. Ampliou-se apenas a imagem da posição 1, na Figura 5.38 identifica-se a região onde foi realizado a ampliação. A representação dessa ampliação é visualizada na Figura 5.41, onde observa-se as estruturas onde foram analisadas as composições químicas.

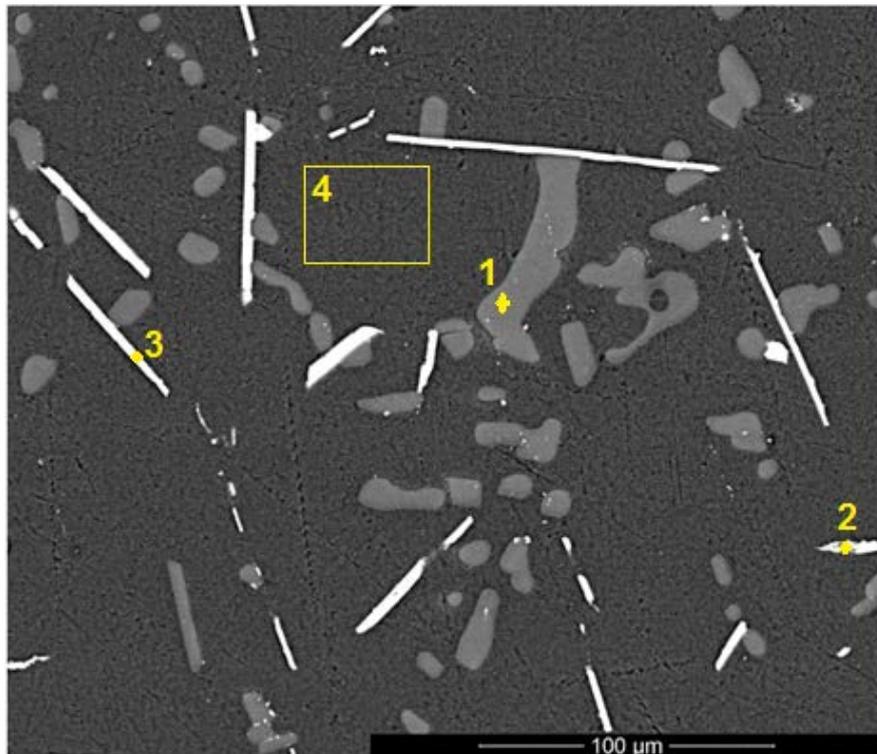


Figura 5.41 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

As microestruturas da Figura 5.41 mostra a presença de silício eutético, intermetálicos de ferro no formato de agulhas de ferro e pequenas partículas de intermetálicos de ferro $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, sobre uma matriz de Al- α . Na Tabela 5.11 observa-se a composição química dessas estruturas.

Tabela 5.11 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 1 após tratamento térmico de solubilização.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	63,46	36,54	-	-	-	Al- α +Si (Eutético)
2	87,52	8,75	-	0,50	3,23	$Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$
3	53,70	42,17	-	-	4,12	Al_5FeSi
4	98,88	-	1,12	-	-	Al- α

Analisando a Tabela 5.11, observa-se que após a realização do tratamento térmico de solubilização o magnésio apresenta-se apenas dissolvido na matriz de Al- α , como já tinha sido observado na microestrutura da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) após realização do tratamento térmico de solubilização.

A apresentação das fases da microestrutura correspondentes as amostras desgaseificadas da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), e após a realização dos tratamentos térmicos solubilização e envelhecimento artificial, podem ser observadas nas Figuras 5.42, 5.43 e 5.44. Essas figuras apresentam a microestrutura das amostras retiradas das posições 1, 3 e 5 (5, 40 e 80 mm da base da lingoteira), respectivamente.

Nas Figuras 5.42, 5.43 e 5.44 apresenta-se a microestrutura da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial, por 4 horas a 180°C. Nessas microestruturas observa-se a presença de partículas irregulares de silício eutético; os intermetálicos Al_5FeSi continuam sem alterações; nota-se a tendência de reorganização dos intermetálicos de $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, em forma de escrita chinesa massiva; nota-se também, a precipitação de grandes fases com morfologia irregular do eutético de Al- α + Mg_2Si .

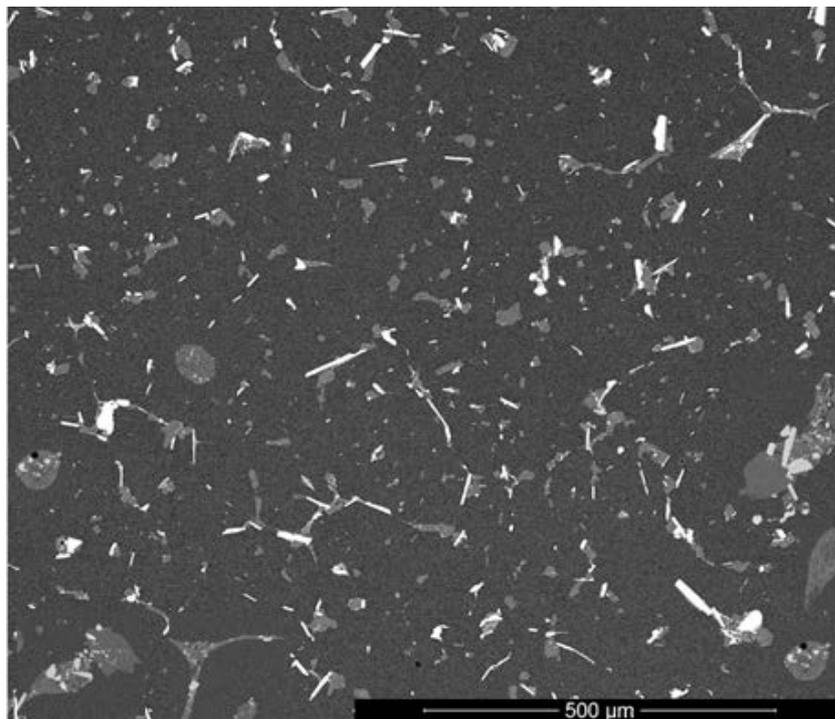


Figura 5.42 - Micrografia da amostra retirada da posição 1 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

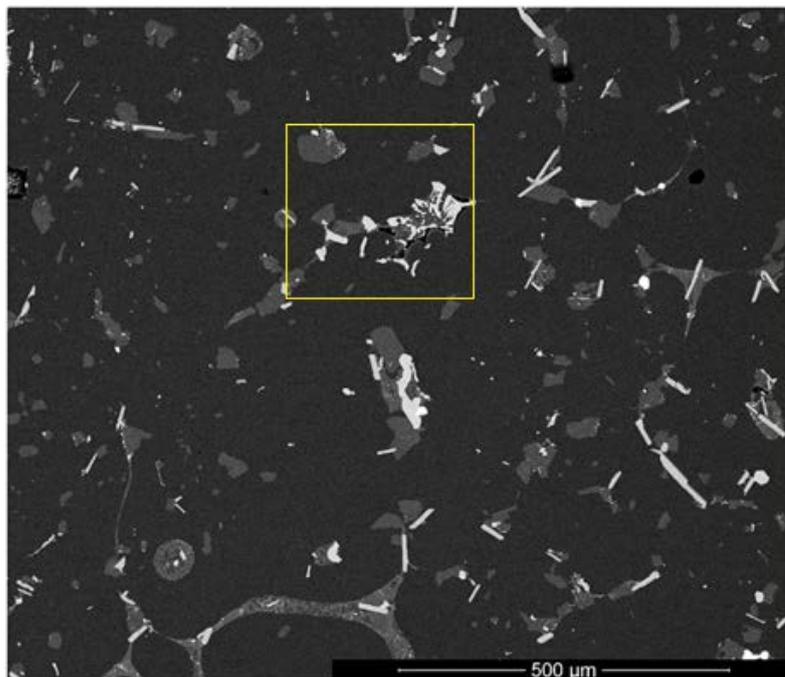


Figura 5.43 - Micrografia da amostra retirada da posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

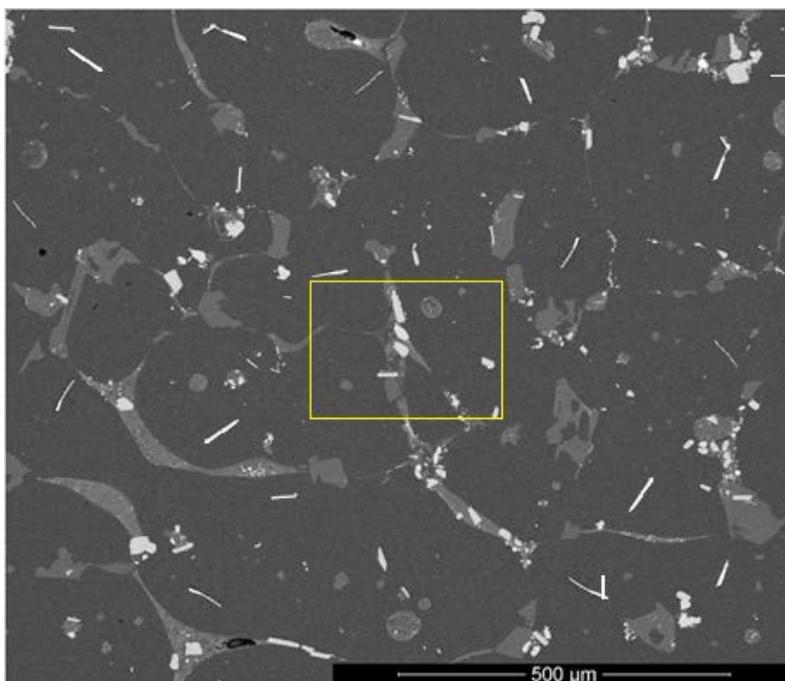


Figura 5.44- Micrografia da amostra retirada da posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de envelhecimento artificial.

As microestruturas da Liga II após tratamento térmico de envelhecimento artificial, para ambas as posições em análise, apresentaram-se de forma semelhante, sendo assim, optou-se em representar a ampliação das imagens das

posições 3 e 5, nas Figuras 5.43 e 5.44 identificam-se as regiões onde foram realizadas as ampliações. Essas ampliações visualizam-se nas Figuras 5.45 e 5.46, onde observam-se as estruturas onde foram analisadas as composições químicas.

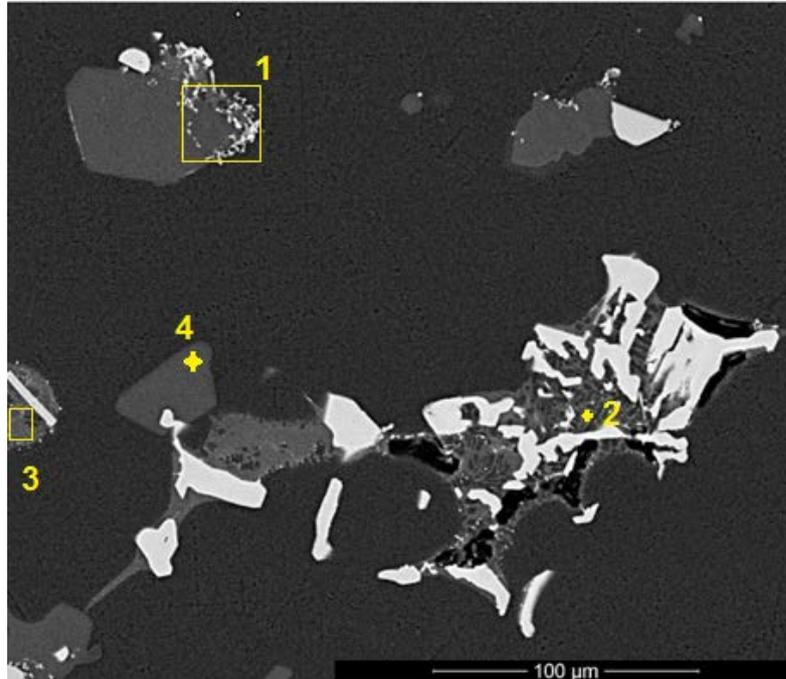


Figura 5.45 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 3 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento.



Figura 5.46 - Identificação dos pontos onde foi medido a composição química nas estruturas apresentadas na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) após tratamento térmico de solubilização.

As microestruturas das Figuras 5.45 e 5.46 mostra a presença dos microconstituintes eutéticos Al- α +Mg₂Si, do silício eutético, e partículas dos intermetálicos de ferro Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂.

Na Tabela 5.12 observa-se a composição química das estruturas em destaque na Figura 5.45.

Tabela 5.12 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 3 após tratamento térmico de solubilização.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	43,57	53,50	1,06	0,48	1,40	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
2	62,08	25,86	3,10	-	8,96	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
3	74,80	20,91	3,48	-	0,81	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
4	3,47	96,53	-	-	-	Al- α +Si (Eutético)

Na Tabela 5.13 observa-se a composição química das estruturas em destaque na Figura 5.46.

Tabela 5.13 - Composição química das estruturas da amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico de solubilização.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	98,96	-	1,04	-	-	Al- α
2	58,24	17,06	0,14	2,56	22,13	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
3	76,05	20,26	2,10	-	0,49	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)

Para melhor visualizar os microconstituintes eutéticos Al- α +Mg₂Si, na Figura 5.46, definiu-se posições identificadas como detalhes “A” e “B”, ampliou-se esses detalhes (Figuras 5.47 e 5.48), com o objetivo de visualizar a distribuição do Mg₂Si na matriz de alumínio.

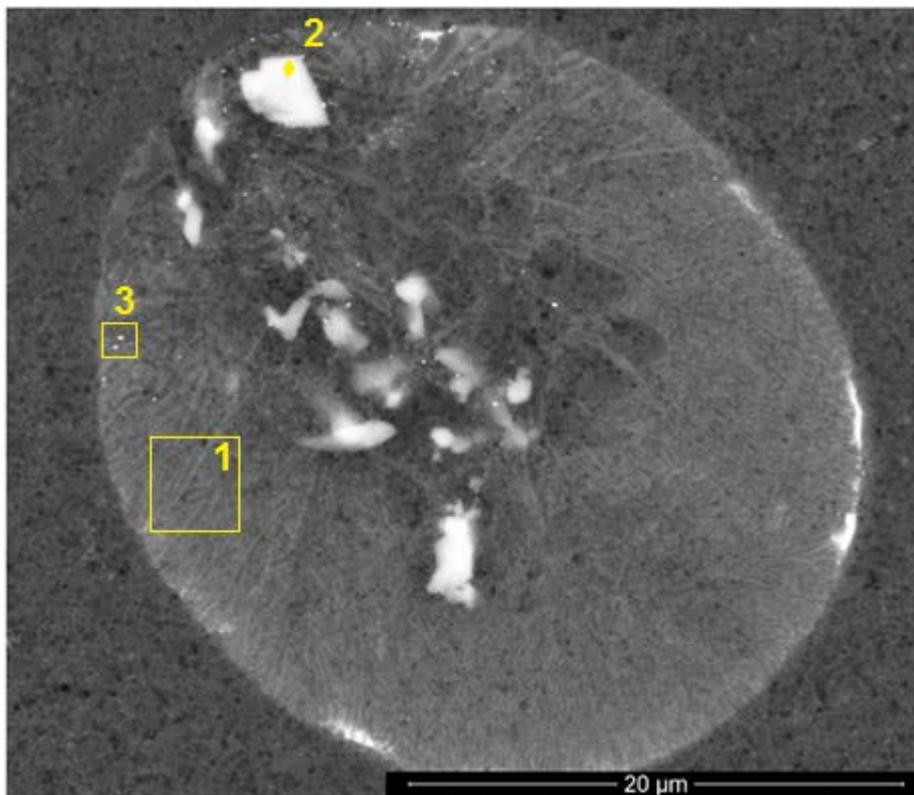


Figura 5.47 – Ampliação do detalhe A, identificado na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si, 0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.

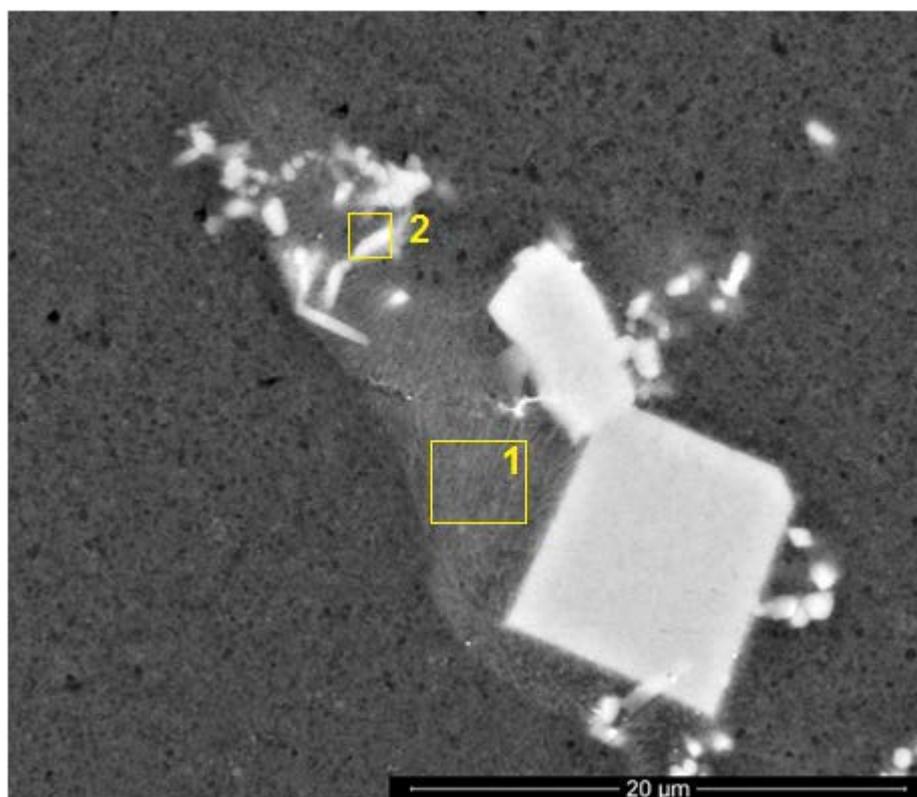


Figura 5.48 – Ampliação do detalhe B, identificado na posição 5 da Liga II (Al-6,5%Si, 0,6%Mg) após tratamento térmico envelhecimento artificial.

Na Figura 5.47, que representa a ampliação do detalhe “A”, foi identificado posições que foram analisadas a composição química. Na Tabela 5.14 observa-se a composição química.

Tabela 5.14 - Composição química das estruturas do detalhe A, referente a amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico envelhecimento.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	76,84	18,15	4,02	-	1,00	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
2	69,98	13,80	0,97	4,78	10,47	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
3	80,16	15,17	3,92	-	0,76	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)

Também, na Figura 5.48 que representa a ampliação do detalhe “B”, foi identificado posições que foram analisadas a composição química. Na Tabela 5.15 observa-se a composição química.

Tabela 5.15 - Composição química das estruturas do detalhe B, referente a amostra da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) na posição 5 após tratamento térmico envelhecimento.

	Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Estrutura
1	76,98	19,06	3,45	-	0,51	Al- α +Mg ₂ Si (Eutético)
2	71,11	17,29	3,17	3,17	5,83	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂

Analisando as Figuras 5.47 e 5.48, identificou-se em regiões a precipitação de pequenas partículas (coloração branca) de Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, mas devido morfologia e composição química, confirma-se que as estruturas em destaque são os microconstituintes eutéticos Al- α +Mg₂Si, onde acredita-se que as contribuem para o endurecimento por precipitação.

5.3.4. Percentual de Porosidade

Com o método picnométrico empregado, foram obtidos os dados sobre o percentual de porosidade no volume das amostras das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), no estado bruto de solidificação e desgaseificada. Dados sobre a porosidade encontra-se no Anexo IV.

Cabe salientar, que para a apresentação dos resultados dessa pesquisa, nas legendas dos gráficos e tabelas, a sigla “EBS” refere-se a condição bruta de

solidificação e “desgas,” refere-se a condição bruta de solidificação com tratamento de desgaseificação.

A partir dos dados obtidos sobre o percentual volumétrico de porosidade, pode-se gerar os gráficos que acompanham a evolução do percentual de porosidade para ambas as ligas em função das diferentes posições em análise. A Figura 5.49 apresenta uma comparação entre os resultados experimentais da quantidade (%) de poros com a posição no lingote em relação à base da lingoteira. Esses resultados são referentes às amostras retiradas dos lingotes das Ligas I e II nos estados bruto de solidificação e desgaseificadas com pastilhas de Hexafluoreto de enxofre.

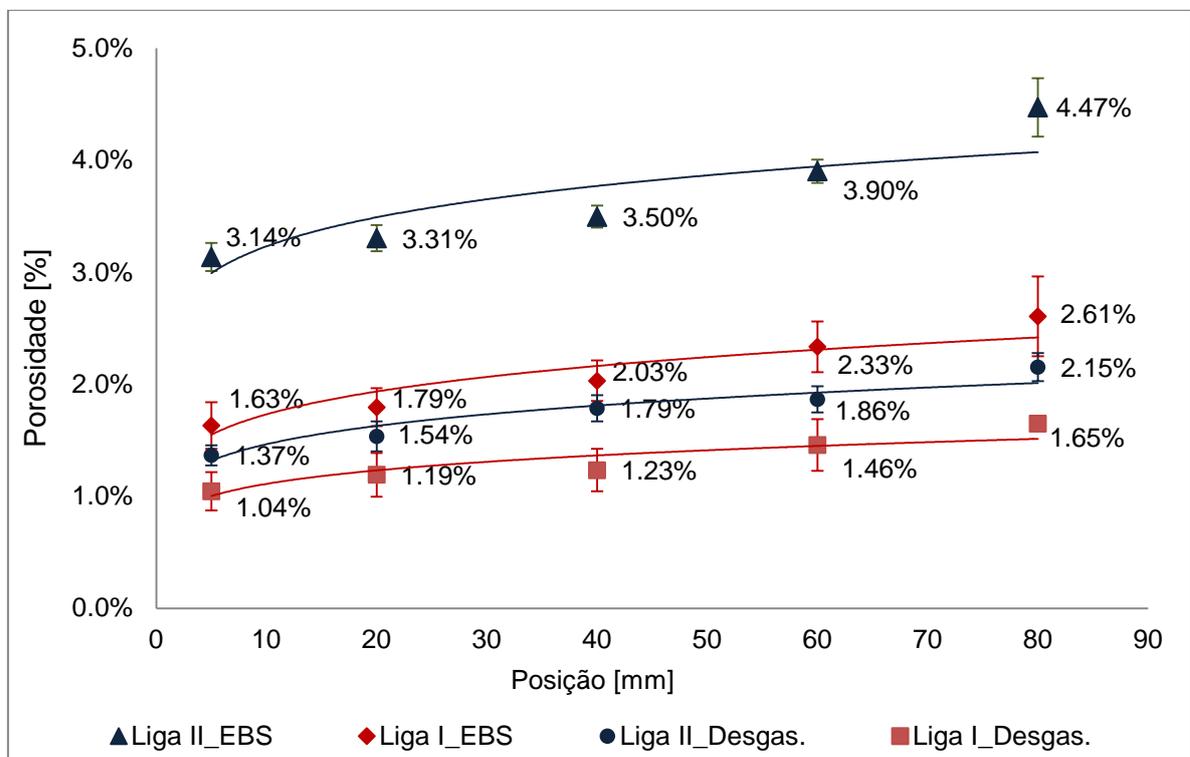


Figura 5.49 - Quantidade (%) de poros em função da posição em relação à interface metal/molde.

Conforme a Figura 5.49, observa-se que as amostras da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresentam maior percentual volumétrico de porosidade do que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), para ambas as posições e condições em análise.

No referencial teórico (PEREIRA *et. al.*, 2002 e KUCHARCIK *et. al.*, 2014), encontra-se que os parâmetros de fusão e solidificação influenciam na formação de porosidade em ligas de alumínio. Mas isso, não permite explicar a maior presença

de porosidade na Liga II no estado bruto de solidificação, já que, fatores como taxa de resfriamento e temperatura de fusão se mantiveram semelhantes nos processos de fusão e solidificação de ambas as ligas.

A diferença de composição química das ligas pode explicar a diferença do percentual volumétrico de porosidade encontrado entre as ligas no estado bruto de fusão. Para KUCHARCIK *et. al.*, (2014) ligas de alumínio que apresentam o intervalo de solidificação mais amplo, tem maior tendência ao surgimento de microporosidade, e também, conforme Ammar *et. al.* (2008) e Moustafa (2009), a presença do ferro facilita a formação de porosidade em ligas alumínio. Sendo assim, a Liga II por apresentar um maior teor de silício, terá um menor intervalo de solidificação, tendo maior tendência para a formação da porosidade. E somando-se a isso, a Liga II também possui aproximadamente o dobro do teor de ferro (0,6% de ferro) contribuindo para a maior formação de intermetálicos de ferro Al_5FeSi (forma de agulhas) que impedem que o metal líquido possa preencher os espaços entre as agulhas ramificadas, gerando a nucleação de poros.

Desta forma, conclui-se que os elementos Si e Fe foram os principais responsáveis pela variação do percentual volumétrico de porosidade entre as Ligas I e II no estado bruto de solidificação.

A variação do percentual de porosidade em função da posição das amostras em relação à base da lingoteira, em ambas as ligas, é devido à presença do gás hidrogênio no alumínio líquido. Durante a solidificação, à medida que a viscosidade da massa líquida diminui, devido à queda de temperatura, fica mais difícil a fuga desses gases, os quais ficam retidos em maiores proporções nas proximidades da superfície dos lingotes, na forma de bolhas, resultando na presença de maior porosidade nas amostras retiradas de posições mais distantes da base da lingoteira.

As Ligas I e II, desgaseificadas com pastilha de Hexacloretano, apresentaram reduções significativas no percentual volumétrico de porosidade comparadas com as mesmas ligas no estado bruto de solidificação. Mas cabe salientar que a amostra retirada da posição 1 (5 mm da base da lingoteira), da Liga I, após processo de desgaseificação, apresenta menor percentual volumétrico de porosidade, cerca de

1,04% em volume de porosidade. Esse nível de porosidade é considerado elevado, na visão de Gomes (2012). O nível de porosidade em ligas fundidas de alumínio deve ser menor que 0,5% em volume, percentuais de porosidade mais elevados podem resultar propriedades mecânicas inferiores.

5.4. Propriedades Mecânicas

5.4.1. Ensaio de Dureza

5.4.1.1. Ligas Fundidas

Com a realização do ensaio de dureza Brinell, obteve-se os dados sobre a dureza das amostras referentes as Ligas I (Al-3,8%Si-0,28%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), no estado bruto de solidificação e desgaseificado.

No Anexo V observam-se os valores das medidas de dureza Brinell para ambas as ligas em relação às diferentes posições em análise, a partir da base da lingoteira.

A partir dos dados obtidos sobre a dureza Brinell, pode-se gerar os gráficos que demonstram o comportamento em relação à dureza para ambas as ligas em função das diferentes posições em análise. As Figuras 5.50 e 5.51 apresentam uma comparação entre os resultados experimentais da dureza com a posição no lingote em relação à base da lingoteira. Esses resultados são referentes às amostras retiradas dos lingotes das Ligas I e II nos estados bruto de solidificação e desgaseificados com pastilhas de Hexacloroetano.

Analisando a Figura 5.50, observa-se que as amostras da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) desgaseificadas, em qualquer posição em análise, apresentam maiores valores de dureza Brinell do que as amostras no estado bruto de solidificação. Com o processo de desgaseificação dos lingotes com pastilhas de hexacloroetano, reduziu-se significativamente o percentual volumétrico de porosidade. Desta forma, durante o processo de medição da dureza, com a redução do percentual de poros,

aumenta-se a resistência do material a ação do penetrador esférico, gerando maiores valores de dureza.

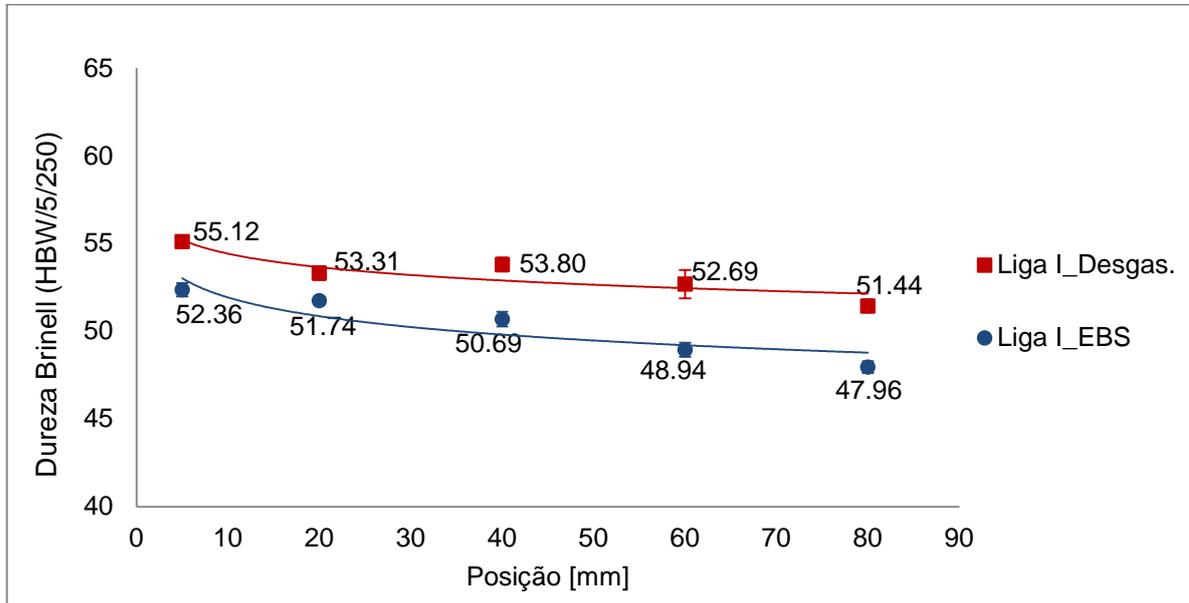


Figura 5.50 - Dureza Brinell em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), referente às condições em estudo.

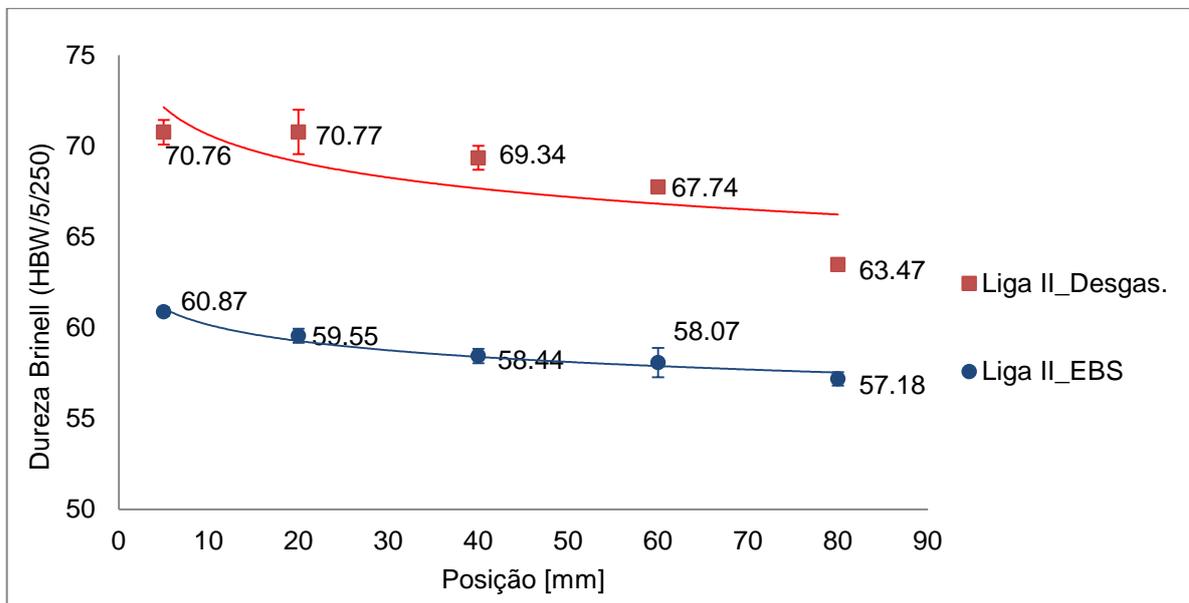


Figura 5.51 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), referente às condições em estudo.

Considerando a Figura 5.51, observou-se que os resultados de dureza encontrados para a Liga II se comportaram de forma equivalente aos encontrados para a Liga I, quando analisando a variação em função da posição. As amostras da

Liga II desgaseificadas apresentaram maiores resultados de dureza que as amostras no estado bruto de solidificação.

Nas Figuras 5.50 e 5.51 também se observou que as amostras retiradas de posições mais próximas da base da lingoteira apresentaram maiores valores de dureza, em ambas as ligas. Isso se deve ao fato de que as amostras mais próximas da base da lingoteira, mesmo com o processo de desgaseificação, apresentam menor percentual de porosidade, como já observamos no item 5.2.4. Na condição desgaseificada, com pastilhas de Hexacloroetano, a Liga II apresentou a melhor dureza, na posição 1 (5mm da base da lingoteira), com aproximadamente 70 HBW/5/250.

Com a finalidade de comparar a dureza entre as Ligas I e II, criou-se gráficos que confrontam os dados de dureza para ambas as ligas nas condições brutas de solidificação e desgaseificadas e, em relação às diferentes posições em análise.

As Figuras 5.52 e 5.53 apresentam a comparação das ligas I e II a partir dos resultados experimentais de dureza Brinell em função da posição no lingote, para ambas as condições em estudo.

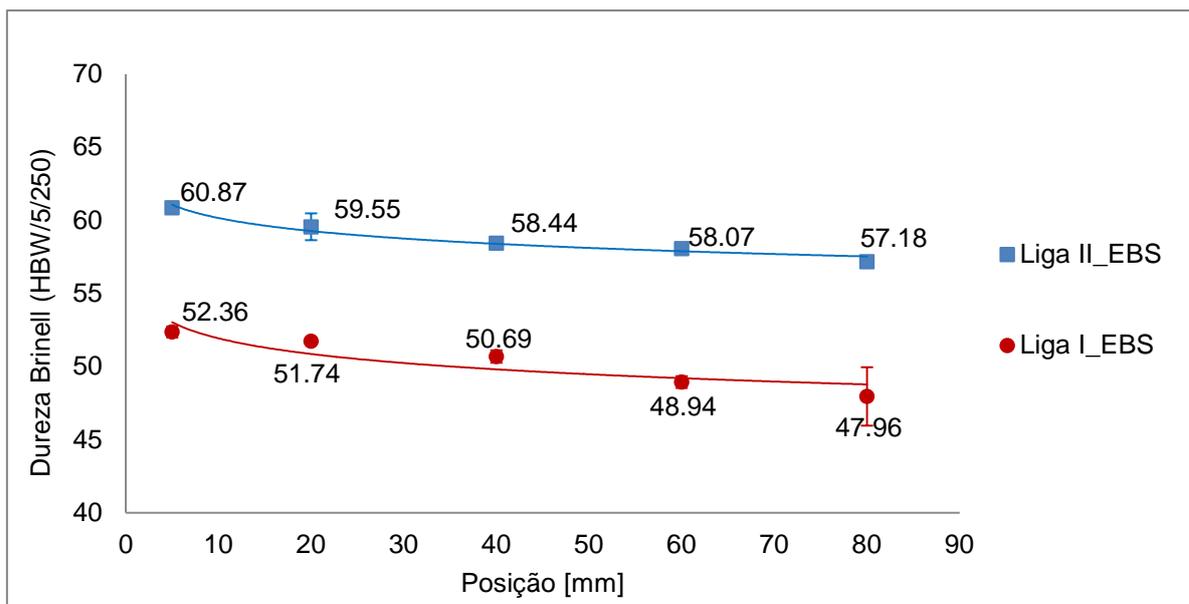


Figura 5.52 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza no estado bruto de solidificação.

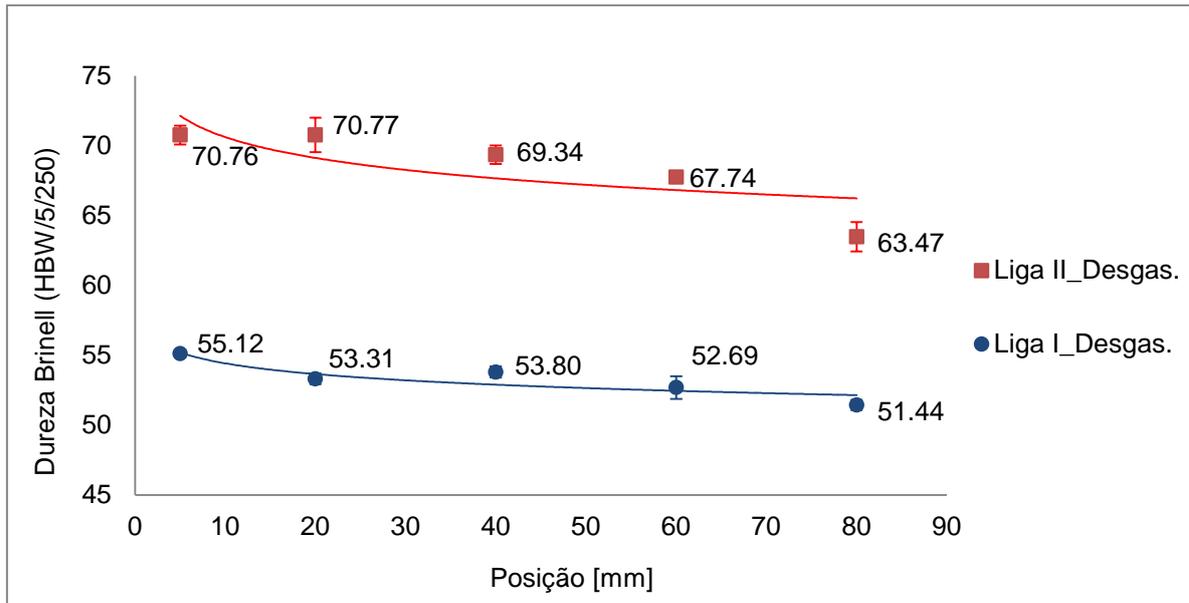


Figura 5.53 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza na condição desgaseificada.

Analisando as Figura 5.52 e 5.53, observa-se que a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresenta maiores valores de dureza Brinell do que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), nas condições brutas de solidificação e desgaseificadas. A Figura 5.53 demonstra que a Liga II desgaseificada apresentou os melhores resultados relacionados à dureza, sendo que as amostras retiradas das posições mais próximas da base da lingoteira apresentaram as maiores valores de dureza Brinell, visto que, próximo à base da lingoteira apresenta-se menor percentual de porosidade, aumentando à resistência da liga a penetração e gerando maiores valores de dureza Brinell nessas posições.

Além do teor de porosidade, o teor de silício também influencia na diferença de dureza Brinell entre as Ligas I e II. Para Dwivedi *et. al.* (2013), o aumento do teor de Si provoca um aumento na proporção das fases de silício eutético que são mais duras que as fases de Al- α , isso pode resultar no aumento de dureza. Sendo assim, a Liga II por ter um maior teor de silício (6,5%Si) comparado à Liga I (3,8%Si), apresenta a maior tendência de maiores valores de dureza. Essa tendência se comprovou nos resultados experimentais de dureza Brinell, onde observou-se que a Liga II apresentou maior dureza. Na condição bruta de solidificação a Liga II apresentou valores de dureza Brinell aproximadamente 17% maiores do que os da Liga I, e nas amostras desgaseificadas da Liga II observou-se valores de dureza

Brinell aproximadamente 22% maiores do que os da liga I, em todas as posições em análise.

5.4.1.2 Ligas Tratadas Termicamente

Durante a realização do tratamento térmico T6, nas amostras das Ligas I e II, foi possível analisar a evolução da dureza após a aplicação das etapas de tratamento que compreendem o tratamento térmico T6. Esses dados de dureza correspondentes as etapas dos tratamentos térmicos encontram-se tabulados no Anexo VI.

As Figuras 5.54 e 5.55 apresentam os dados de dureza após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial para a liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), em relação às diferentes posições em análise, a partir da base da lingoteira.

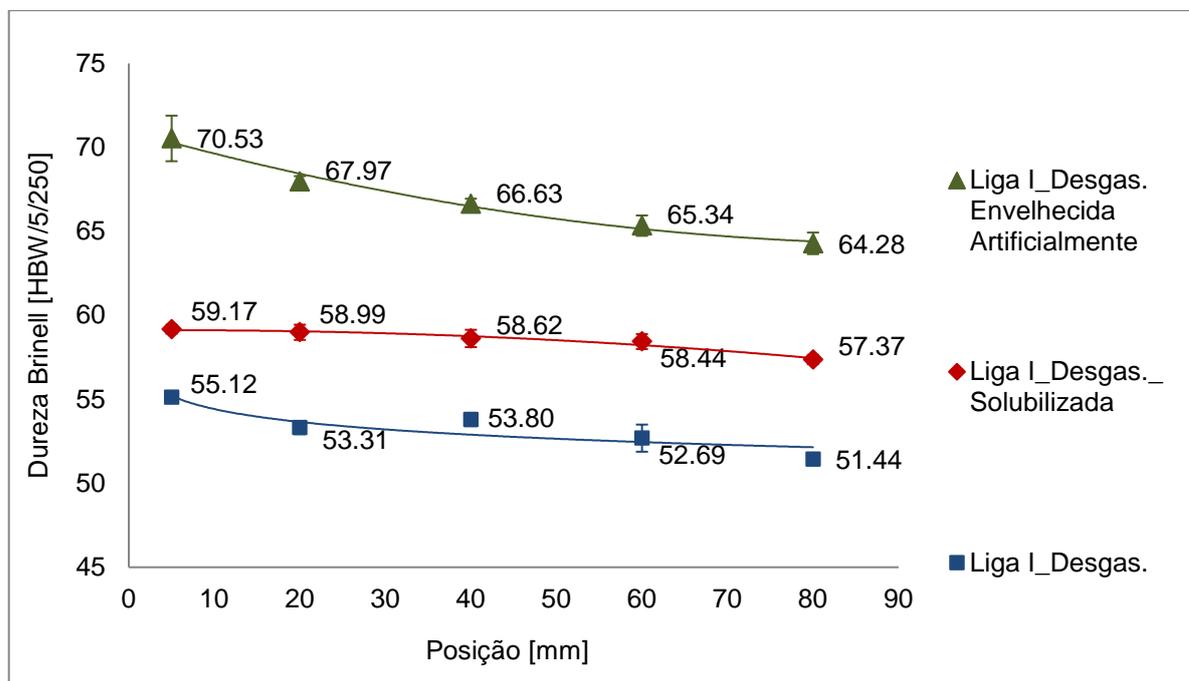


Figura 5.54 - Dureza Brinell em função da posição para Liga I desgaseificada, após realização dos tratamentos térmicos.

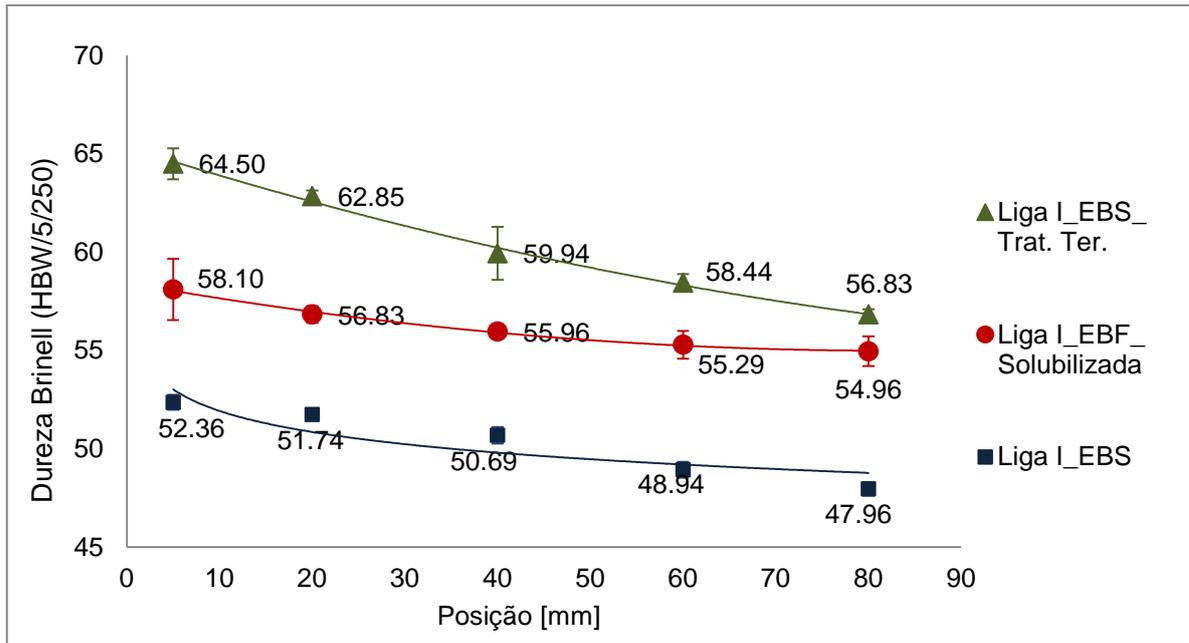


Figura 5.55- Dureza Brinell em função da posição para Liga I, no estado bruto de solidificação (EBS), após realização dos tratamentos térmicos.

Já as Figuras 5.56 e 5.57 apresentam os dados de dureza após os tratamentos térmicos se solubilização e envelhecimento artificial para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), em relação às diferentes posições em análise, a partir da base da lingoteira.

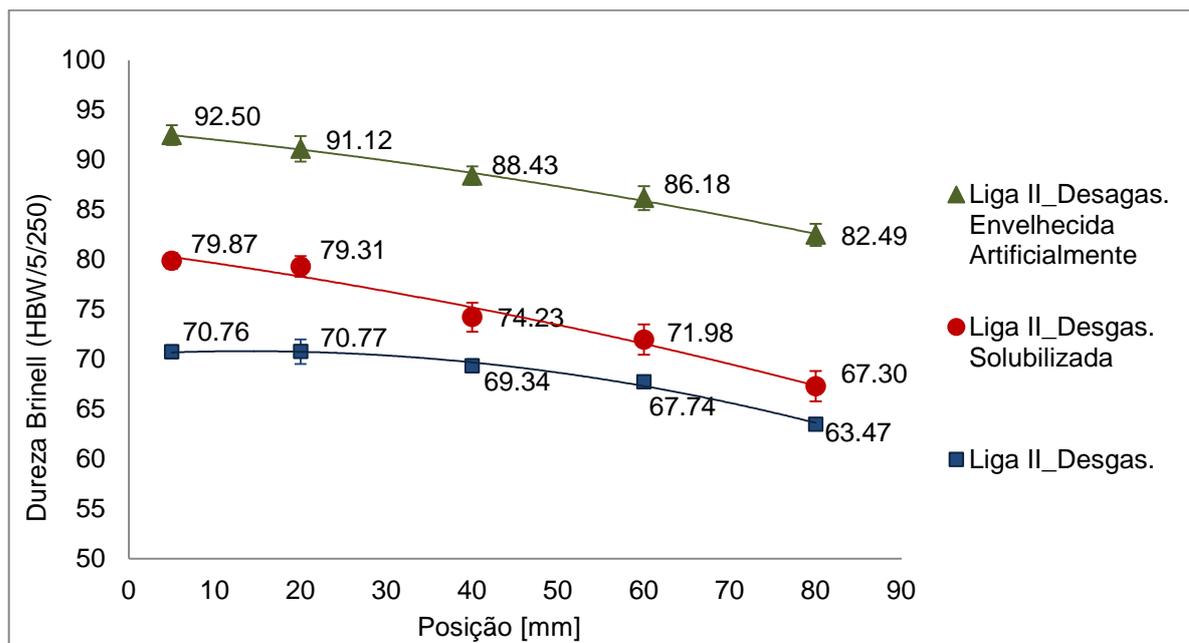


Figura 5.56 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II desgaseificada, após realização dos tratamentos térmicos.

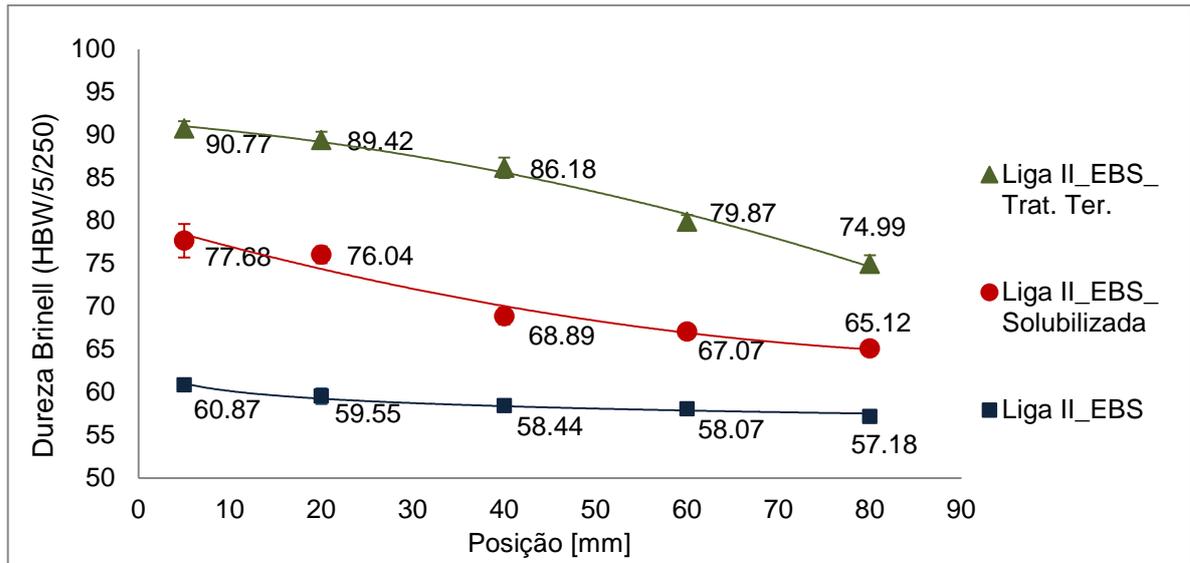


Figura 5.57 - Dureza Brinell em função da posição para Liga II, no estado bruto de solidificação, após realização dos tratamentos térmicos.

Analisando as Figuras 5.56 e 5.57, conclui-se que após a realização da última etapa do tratamento térmico T6, o envelhecimento artificial, as amostras das Ligas I e II, tiveram um aumento significativo nos valores de dureza Brinell, tanto na condição bruta de solidificação quanto na condição desgaseificada.

Para Yildirim e Ozyurek (2013) a dureza de ligas de Al-Si-Mg, após aplicação de tratamento Térmico T6, chega a ser 2,5 vezes maior do que a dureza apresentada pelo mesmo material no estado bruto de solidificação. Já conforme a norma ASTM B108, o aumento mínimo de dureza para a liga A356 (liga comercial de Al-Si-Mg) com tratamento térmico T6 é de 1,5 vezes em relação à dureza dessa liga no estado bruto de solidificação. Sendo assim, aumento na dureza das Ligas I e II após aplicação do tratamento térmico T6 já era esperado. E na condição desgaseificada as amostras tratadas termicamente, de ambas as ligas, apresentaram os valores de dureza cerca de 1,3 vezes maior do as amostras no estado bruto de solidificação, o que corresponde a um aumento significativo, considerando percentuais elevados de porosidade.

As amostras desgaseificadas da Liga II apresentaram os maiores resultados de dureza, atingindo o valor médio de 92,5 HB, na posição 1, onde identificou-se o menor percentual volumétrico de porosidade, cerca de 1,37%. Sendo assim,

observa-se que o processo de desgaseificação das ligas, juntamente com a aplicação do tratamento térmico T6, influenciou positivamente no aumento de dureza das ligas.

Para melhor comparar o resultado das Ligas I e II nas medições de dureza Brinell, criou-se gráficos que confrontam os dados sobre a dureza de ambas as ligas na condição desgaseificada após aplicação do tratamento térmico T6. Para essa análise, escolheu-se os dados para a condição desgaseificada, por que nessa condição as ligas apresentaram melhor resposta ao ensaio de dureza e os percentuais de porosidade das Ligas I e II, nas posições em análise, são menores e mais próximos. Na Figura 5.58, observa-se a comparação dos resultados experimentais dos ensaios realizados.

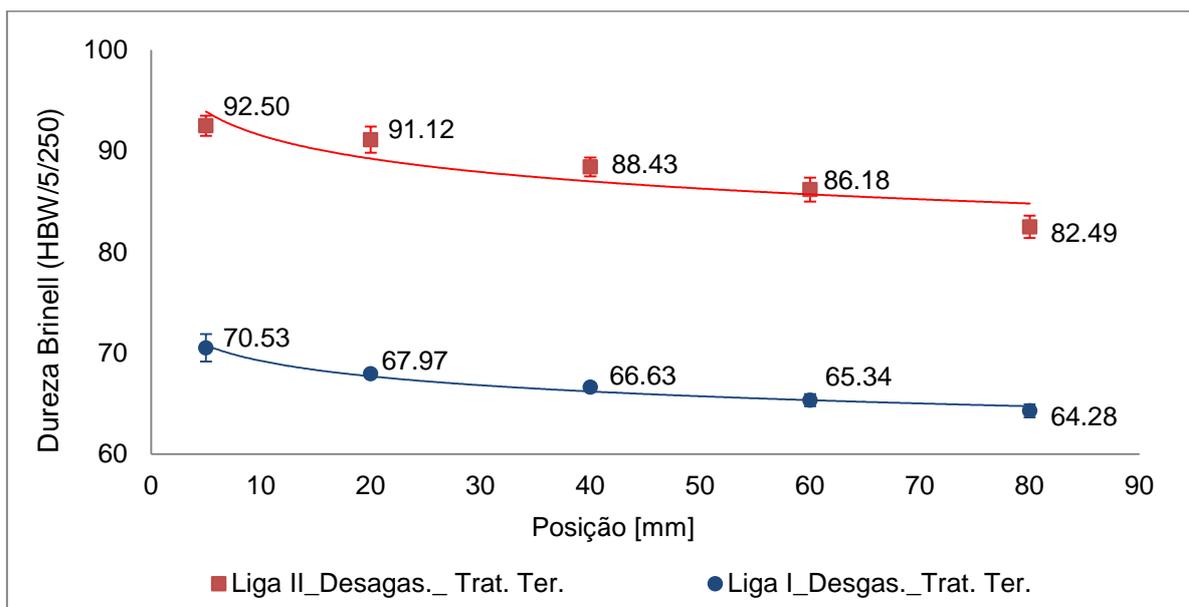


Figura 5.58 – Comparação entre as Ligas I e II em função da dureza Brinell na condição desgaseificada e tratada termicamente.

Conforme Figura 5.58, observa-se que a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresentou maiores durezas que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25Mg). Sendo assim, o efeito do tratamento Térmico T6 na Liga II, em relação ao aumento de dureza, apresentou-se superior ao efeito na Liga I. Isso deve-se principalmente a diferença de composição química entre as ligas. A Liga II apresenta maior percentual em peso de Si e Mg, e uma maior quantidade desses elementos são essenciais para que o

tratamento térmico T6 apresente bons resultados no aumento da dureza nas ligas de Al-Si-Mg.

Conforme já mencionado, Dwivedi *et. al.* 2013, afirmam que um aumento de 4% a 6% em peso de Si, provoca um aumento de 19% a 24% aproximadamente de silício eutético, e a estrutura de silício eutético é a de maior resistência e contribui para o aumento da dureza nas ligas de Al-Si-Mg, principalmente após a aplicação do tratamento térmico T6, segundo diversos autores (Duarte e Oliveira, 2010; Oliveira e Rocha, 2014; Segundo *et. al.*, 2015; Lotfpour *et. al.*, 2015), o tratamento térmico T6 provoca um crescimento e arredondamento das partículas de silício eutético, forma microestrutural que ocasiona acréscimo na dureza das ligas.

Mas acredita-se que o maior acréscimo no efeito do tratamento térmico T6, em relação ao aumento da dureza, deve-se ao maior teor de magnésio apresentado pela Liga II. Já que autores como Hekmat-Ardkan *et. al.* (2010), Kaeel (2013) e Hossain *et al.* (2013), explicam que a dureza das ligas de Al-Si-Mg aumenta devido a precipitação da fase secundária Mg_2Si que precipita entre as dendritas de alumínio após o tratamento térmico T6, e esse aumento de dureza são mais significativas para ligas com maiores teores de magnésio.

5.4.2. Ensaio de Tração

5.4.2.1 Ligas Fundidas

Após a realização dos ensaios de tração, obteve-se os dados sobre o limite de resistência à tração e o alongamento percentual dos corpos de prova das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), na condição bruta de solidificação e desgaseificada, nas diferentes posições em análise. Esses dados encontram-se tabulados no Anexo V.

As Figuras 5.59 e 5.60 apresentam a comparação dos resultados experimentais do limite de resistência à tração e do percentual de deformação específica com a posição no lingote em relação à base da lingoteira. Esses resultados são referentes às amostras retiradas dos lingotes da Liga I (Al-3,8%Si-

0,25%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados com pastilhas de Hexacloroetano.

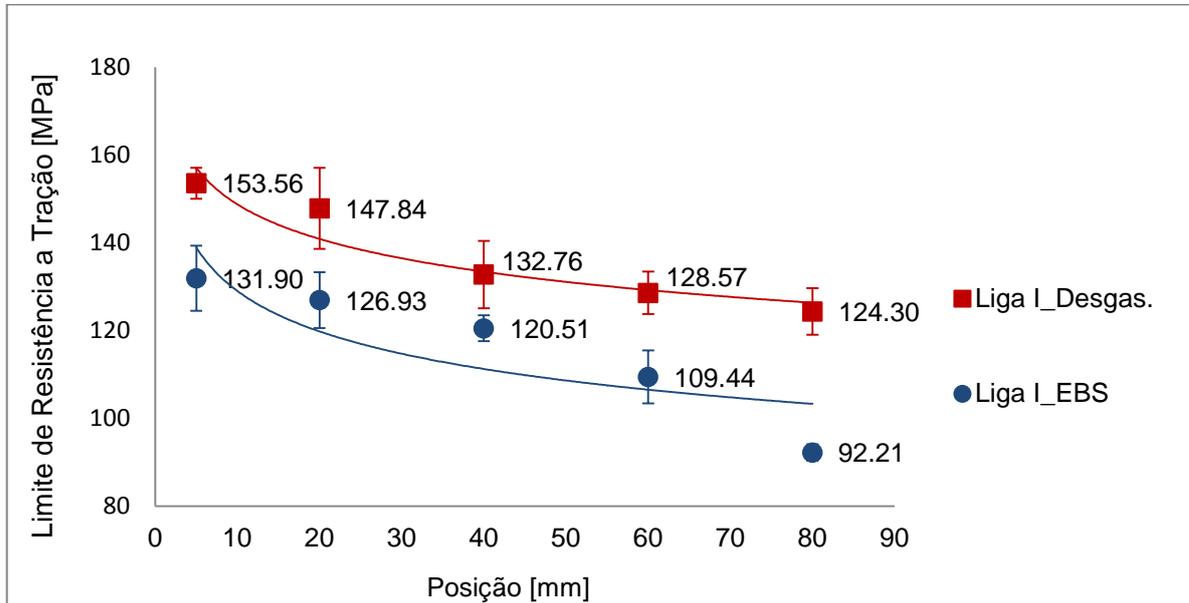


Figura 5.59 - Limites de resistência à tração como uma função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.

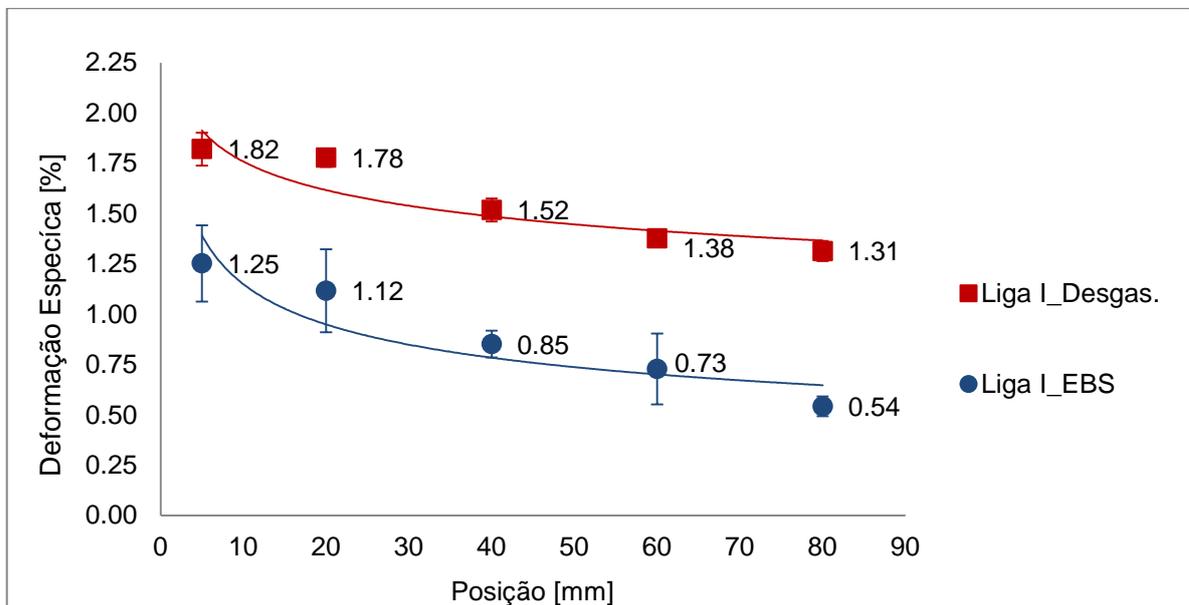


Figura 5.60 – Deformação específica como uma função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.

Analisando as Figura 5.59 e 5.60, observa-se que as amostras da Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) desgaseificadas apresentam maiores limites de resistência à tração e maior deformação específica do que as amostras no estado bruto de

solidificação. Com o processo de desgaseificação dos lingotes com pastilhas de hexacloroetano, reduziu-se aproximadamente 50% o percentual volumétrico de porosidade, em todas as posições dos lingotes em análise. Aliado a isso, também se observou que as amostras retiradas de posições mais próximas da base da lingoteira apresentaram os melhores desempenhos de resistência à tração e ductilidade. Isso se deve ao fato de que as amostras mais próximas da base da lingoteira, mesmo com o processo de desgaseificação, apresentam menor percentual de porosidade, como já observado no item 5.3.4.

Desta forma conclui-se que o maior percentual volumétrico de porosidade influenciou de forma negativa no limite de resistência à tração e na deformação específica nas amostras de Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) de ambas as posições em análise. Essa observação vem de acordo com o descrito por Ammar. *et. al.* (2008), onde os autores consideram a porosidade um grave defeito em ligas de alumínio fundidas, e que gera menores desempenhos de resistência à tração e queda na ductilidade.

Já as Figuras 5.61 e 5.62 apresentam a comparação dos resultados experimentais do limite de resistência à tração e da deformação específica percentual com a posição no lingote em relação à base da lingoteira. Esses resultados são referentes às amostras retiradas dos lingotes da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados com pastilhas de Hexacloroetano.

Analisando as Figura 5.61 e 5.62, de forma análoga aos resultados encontrados para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), observou-se que as amostras da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) desgaseificadas, em qualquer posição em análise, apresentaram maiores limites de resistência à tração e maior deformação específica do que as amostras no estado bruto de solidificação. Mostrando que o maior percentual de porosidade contribuiu para gerar menores desempenhos de resistência à tração e queda na ductilidade.

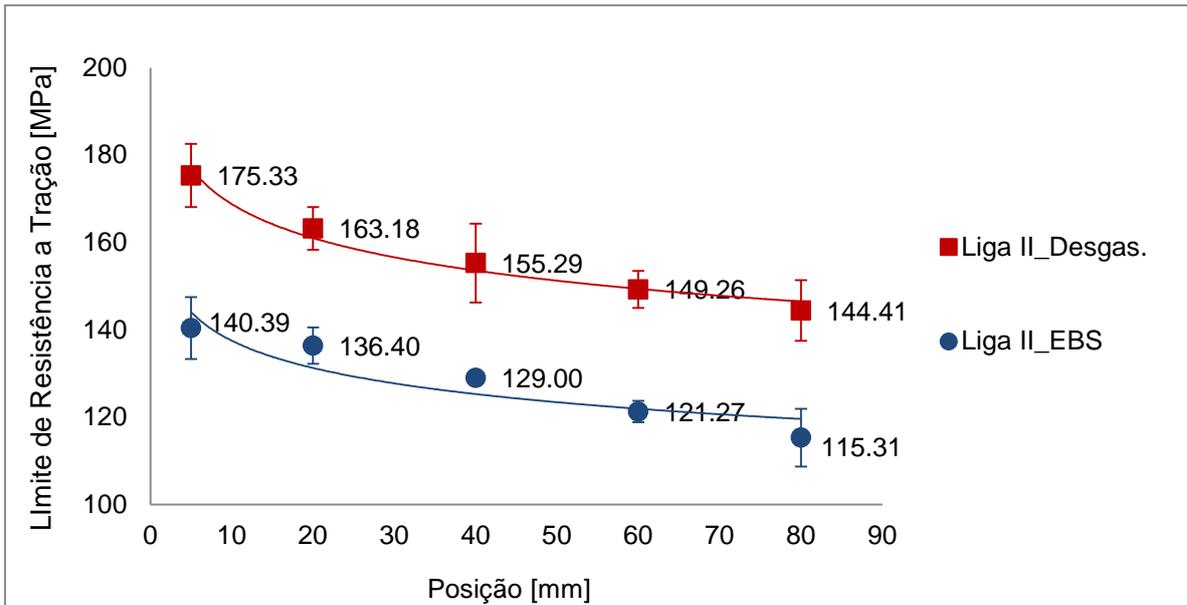


Figura 5.61 - Limites de resistência à tração como uma função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nos estados bruto de solidificação e desgaseificados.

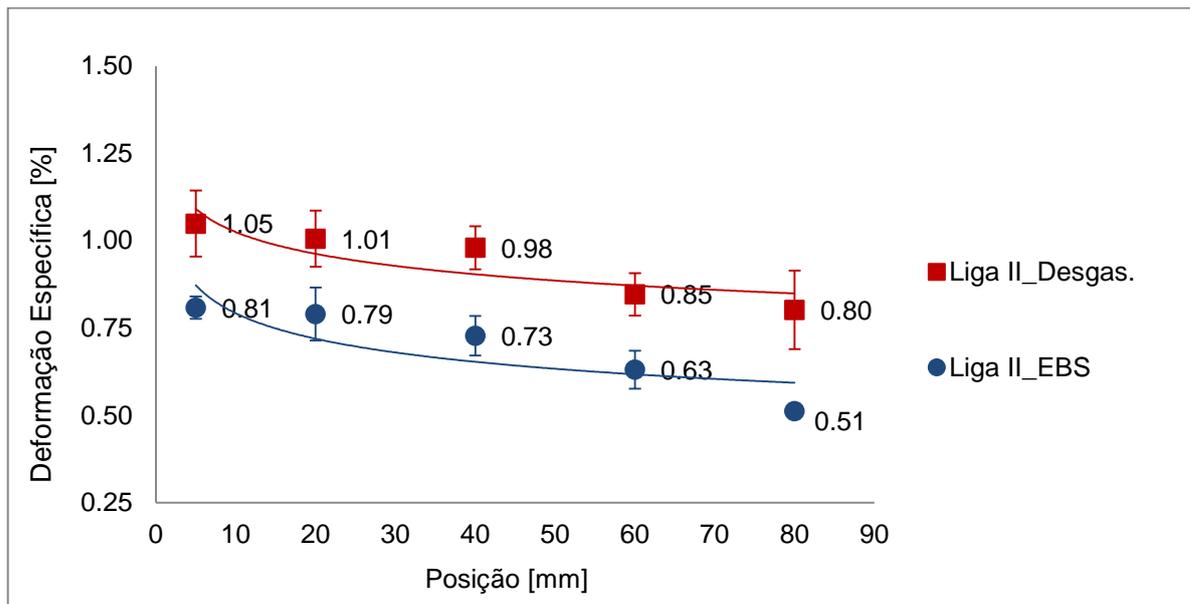


Figura 5.62 - Deformação específica como uma função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nos estados bruto de fusão e desgaseificados.

Com intuito de comparar o comportamento mecânico entre as Ligas I e II, foram construídos gráficos que confrontam os dados sobre limite de resistência à tração e percentual de deformação para ambas as ligas nas diferentes condições de solidificação e, em relação às diferentes posições em análise.

As Figuras 5.63 e 5.64 apresentam a comparação das Ligas I e II a partir dos resultados experimentais do limite de resistência à tração em função da posição no lingote, para as condições brutas de solidificação e desgaseificadas.

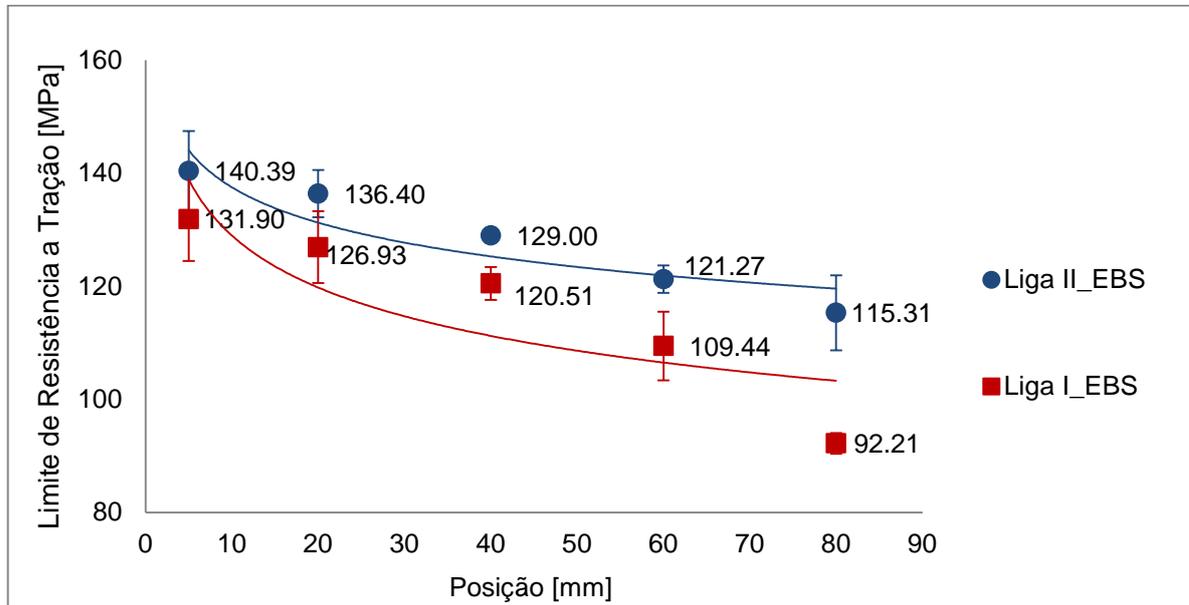


Figura 5.63 – Comparação entre as Ligas I e II em função dos limites de resistência à tração no estado bruto de solidificação.

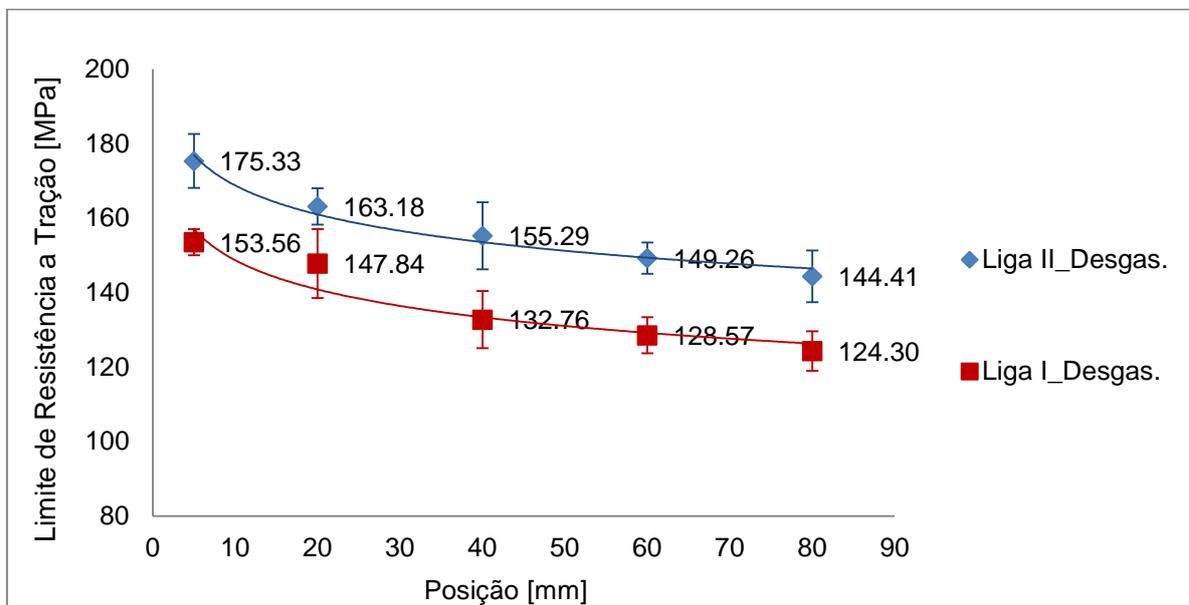


Figura 5.64 – Comparação entre as Ligas I e II em função dos limites de resistência à tração no estado desgaseificado.

A Figura 5.63 apresenta o limite de resistência à tração em função das posições em relação à base da lingoteira, para ambas as ligas no estado bruto de

solidificação. Já a Figura 5.64 apresenta o limite de resistência à tração em função das posições em relação à base da lingoteira, para ambas as ligas desgaseificadas. Nas Figuras 5.63 e 5.64, observa-se que as amostras referentes à Liga II apresentam maiores limites de resistência à tração do que as amostras da Liga I, tanto na condição bruta de solidificação quanto desgaseificadas. Sendo que as maiores diferenças no limite de resistência à tração apresentam-se nas amostras retiradas de posições mais distantes da base da lingoteira, onde o efeito negativo da porosidade é maior.

Em relação à comparação da deformação específica entre as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), as Figuras 5.65 e 5.66 apresentam os resultados experimentais da deformação específica para cada posição em análise em relação à base da lingoteira. Esses resultados são referentes às amostras retiradas dos lingotes das Ligas I e II no estado bruto de solidificação e desgaseificados com pastilhas de Hexafluoreto de enxofre.

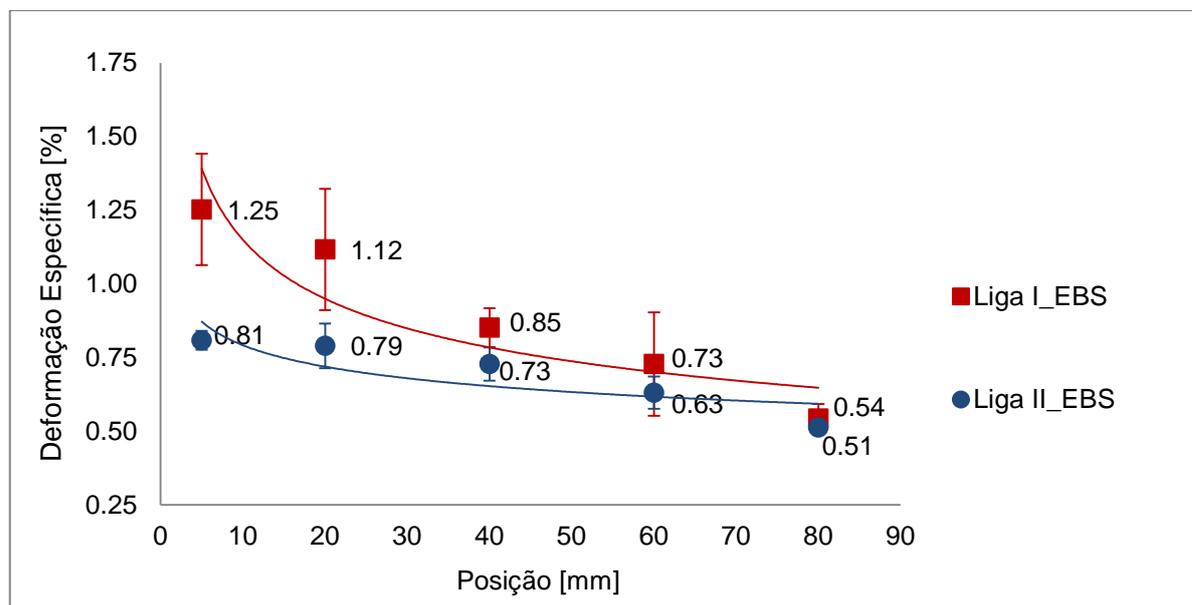


Figura 5.65 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica no estado bruto de solidificação.

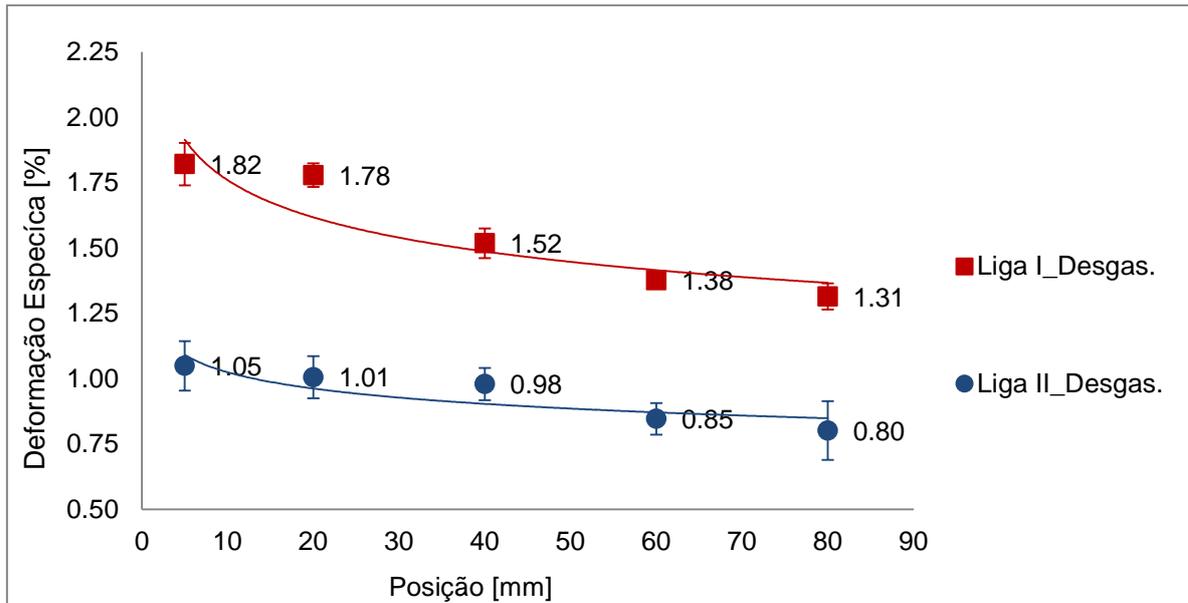


Figura 5.66 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica na condição desgaseificada.

Analisando as Figura 5.65 e 5.66, observa-se que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) apresenta maiores percentuais de deformação específica do que a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), em ambas a condições em análise. A Figura 5.66 demonstra que a Liga I desgaseificada apresentou os melhores resultados relacionados à deformação, sendo que as amostras retiradas das posições mais próximas da base da lingoteira apresentaram as maiores deformações, visto que, próximo à base da lingoteira apresenta-se menor percentual de porosidade, reduzindo a porosidade colabora-se para acréscimo na ductilidade da liga.

Além do teor de porosidade, outros fatores podem vir a explicar a diferença no percentual de deformação específica entre as Ligas I e II. Para Wang *et. al.* (2014), a ductilidade das ligas de alumínio apresenta uma diminuição com o aumento do teor de Si, isso porque, as partículas grosseiras de silício eutético tornam mais difíceis à deformação. E também, Yao e Taylor (2012) e Irizalp e Saklakoglu (2014), afirmam que as ligas de Al-Si-Mg com elevadas porcentagem de ferro apresentam diminuição na ductilidade, isso porque, durante a solidificação formam-se os intermetálicos de ferro (Al_5FeSi) na forma de agulhas que levam à diminuição da ductilidade.

Sendo assim, a Liga II por ter um maior teor de silício (6,5%) e maior teor de ferro (0,6%), comparado à Liga I (3,8% Si e 0,35% Fe), apresenta a maior tendência

de queda na ductilidade. Essa tendência se comprovou nos resultados experimentais de deformação específica, onde se observou que a Liga II apresentou os menores percentuais de deformação.

Nas Figuras 5.67 e 5.68 representam-se os resultados do ensaio de tração nos corpos de prova retirados da posição 1 (5 mm da base lingoteira) e da posição 5 (80 mm da base da lingoteira) a partir da curva tensão versus alongamento, observa-se a representação de curvas características de materiais frágeis para as ligas I e II.

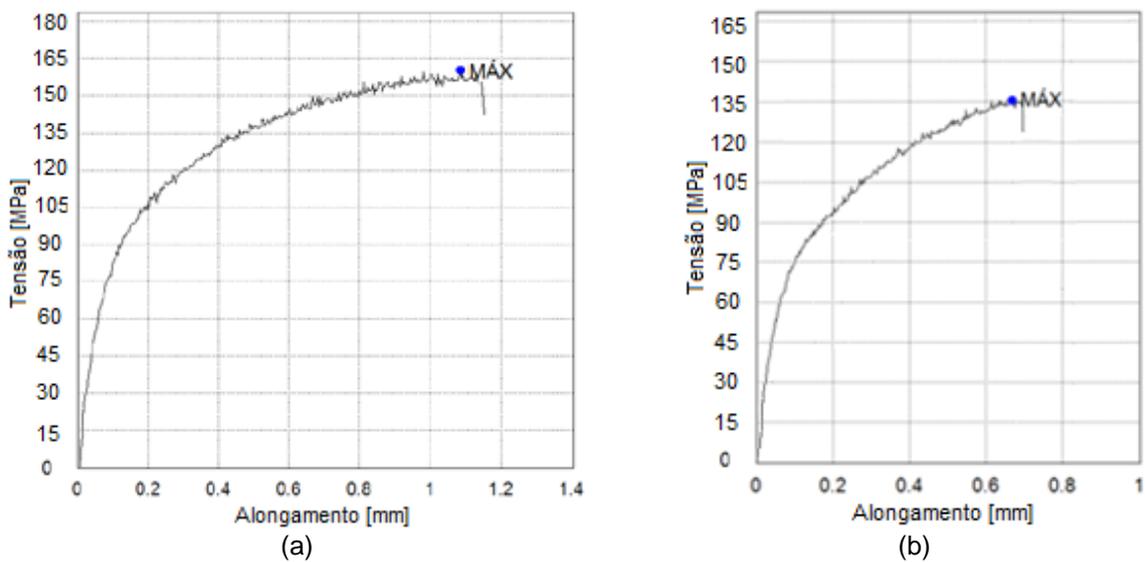


Figura 5.67 - Curva tensão versus alongamento da Liga I desgaseificada (a) corpo de prova retirado na posição 1 e (b) corpo de prova retirado na posição 5.

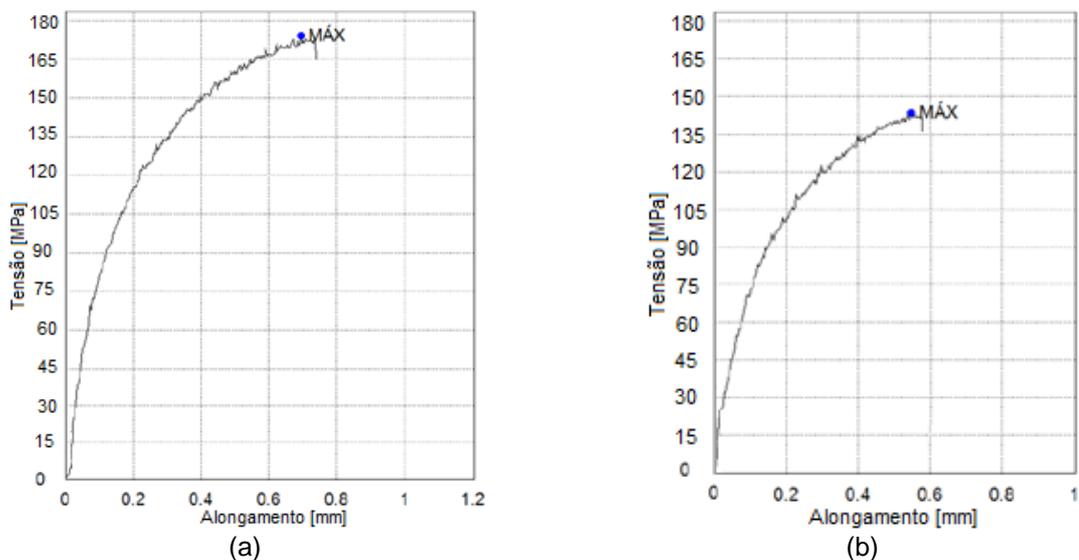


Figura 5.68 - Curva tensão versus alongamento da Liga II desgaseificada (a) corpo de prova retirado na posição 1 e (b) corpo de prova retirado na posição 5.

5.4.2.2 Ligas Tratadas Termicamente

Após a aplicação dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial, etapas do tratamento térmico T6, foram novamente realizados ensaios de tração em corpos de prova retirados das diferentes posições em análise, a partir da base da lingoteira. No Anexo VI, pode-se observar valores encontrados do limite de resistência à tração e da deformação específica dos corpos de prova das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados bruto de solidificação e desgaseificados, tratados termicamente.

As Figuras 5.69 e 5.70 apresentam os dados de limite de resistência a tração (LRT) e da deformação específica após os o tratamento térmico T6 para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), em relação às diferentes posições em análise, a partir da base da lingoteira.

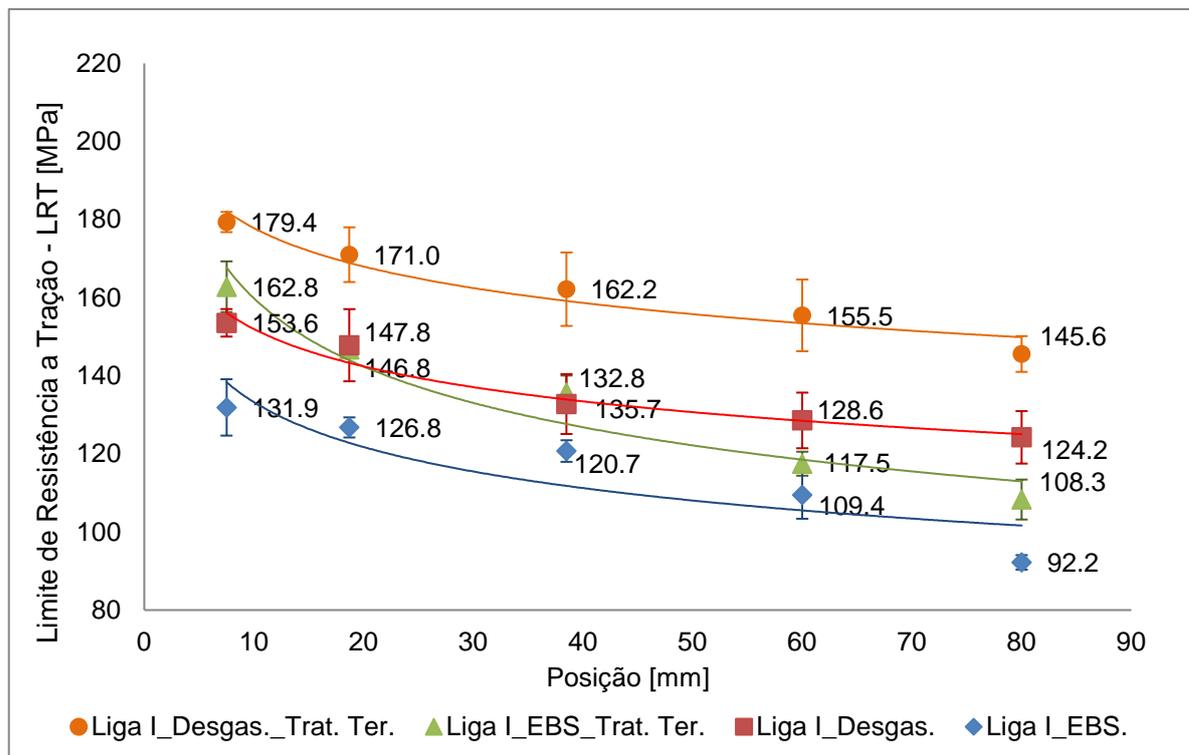


Figura 5.69 – Limite de Resistência à Tração em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).

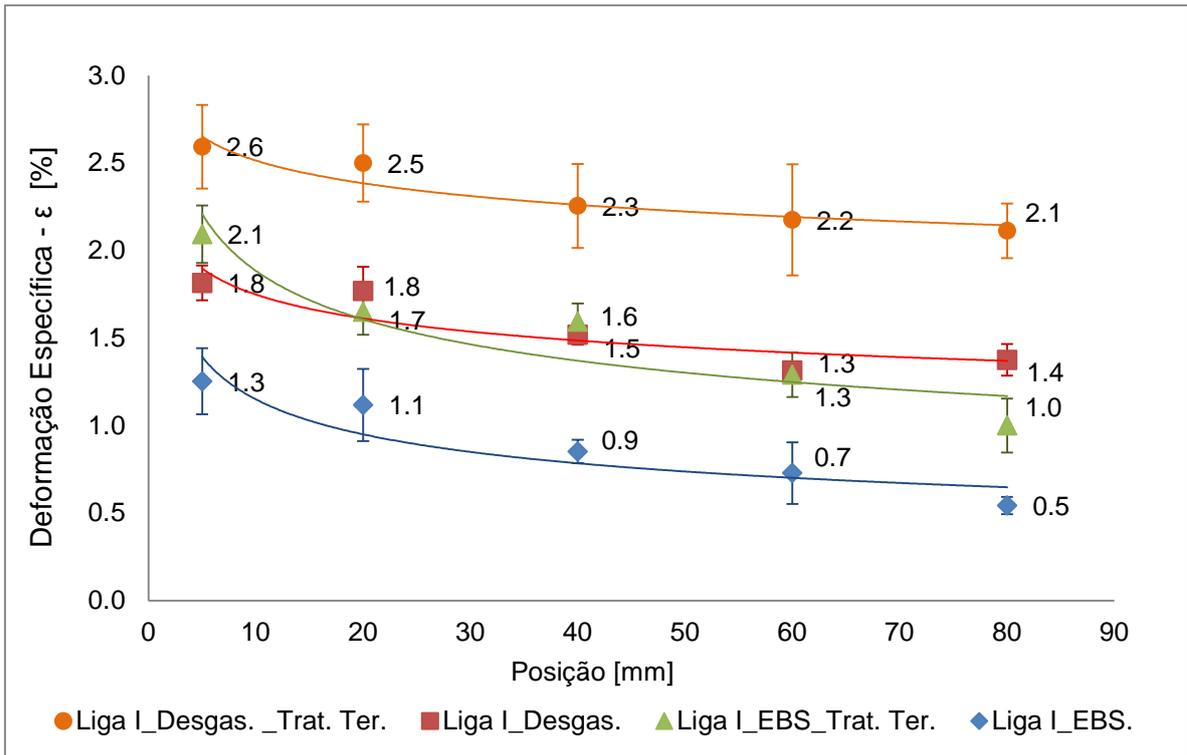


Figura 5.70 – Percentual de deformação em função da posição para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).

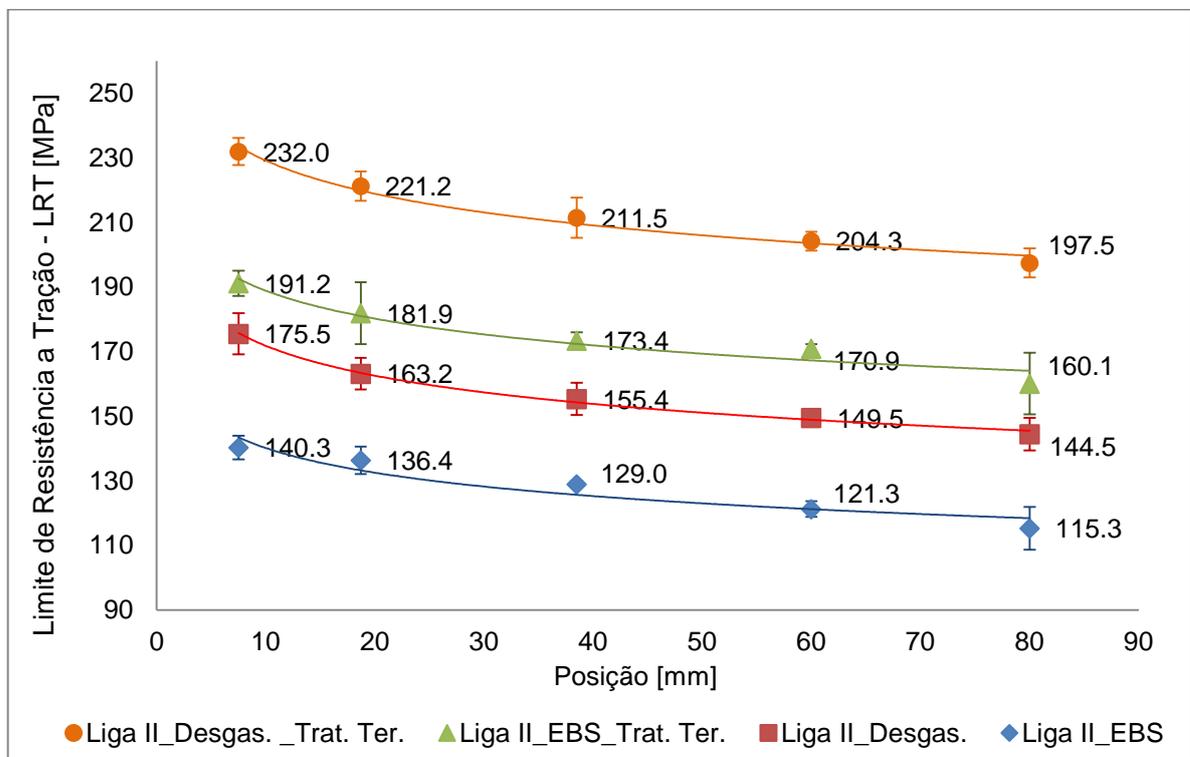


Figura 5.71 – Limite de Resistência à Tração em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).

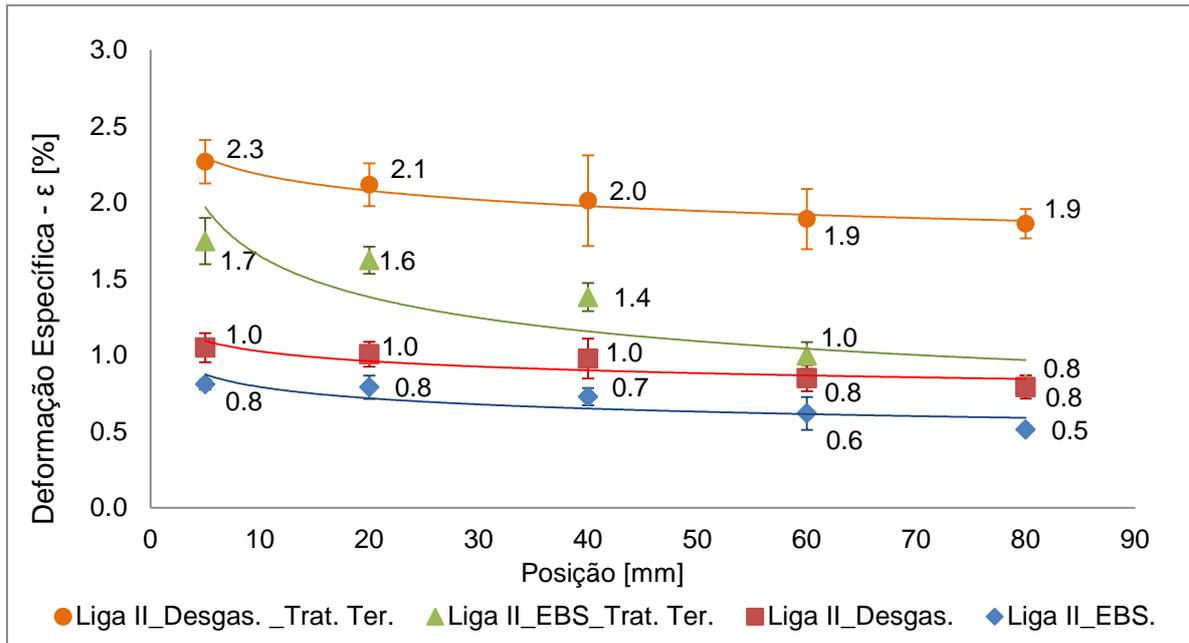


Figura 5.72 - Percentual de deformação em função da posição para Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) nas diferentes condições de solidificação com e sem aplicação do tratamento térmico (T6).

Nas Figuras 5.69, 70, 71, 72 é possível visualizar que a aplicação do tratamento térmico T6 melhorou o limite de resistência à tração e o percentual de deformação das amostras da Liga I nas condições brutas de solidificação e desgaseificadas, isso já era o esperado, autores como Tocci *et. al.* (2017), POURBAHARI e EMAMY (2016), descrevem que as ligas fundidas de Al-Si-Mg são amplamente utilizadas, principalmente na indústria de transportes automotivos, por apresentar significativo alongamento e boa resistência após tratamento térmico adequado.

As amostras desgaseificadas da Liga II, apresentaram os maiores limites de resistência à tração, atingindo a resistência de 232 MPa, na posição 1, onde identificou-se o menor percentual volumétrico de porosidade, cerca de 1,37%. Já o maior percentual de deformação foi observado em amostras desgaseificadas da Liga I, onde o percentual de deformação atingiu 2,6%, na posição 1 do lingote que apresentou 1,04% de porosidade. Sendo assim, observa-se que o processo de desgaseificação das ligas influenciou positivamente na resistência à tração e na maior deformação. Isso devido à redução do percentual de porosidade, que como já foi comentado anteriormente, é prejudicial às propriedades mecânicas das ligas fundidas de alumínio.

Para melhor comparar o resultado das Ligas I e II nos ensaios de tração, gráficos que confrontam os dados sobre limite de resistência à tração e percentual de deformação de ambas as ligas na condição desgaseificada após aplicação do tratamento térmico T6 foram construídos. Para essa análise, escolheu-se os dados para a condição desgaseificada, por que nessa condição as ligas apresentaram melhor resposta aos ensaios de tração e o percentual de porosidade das Ligas I e II, nessa condição, são semelhantes. Nas Figuras 5.73 e 5.74 observa-se a comparação dos resultados experimentais dos ensaios realizados.

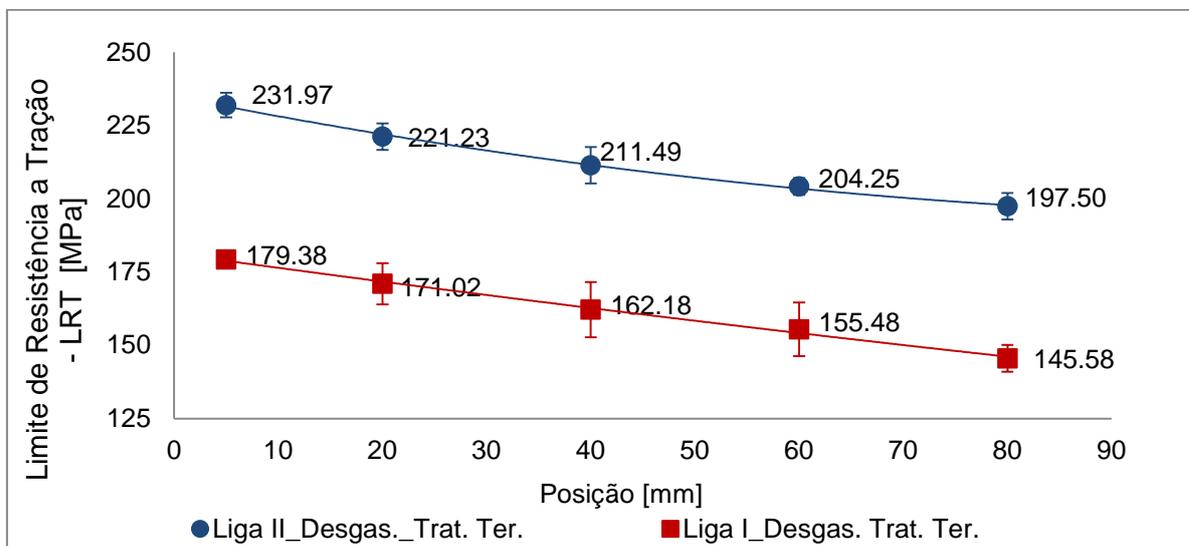


Figura 5.73 – Comparação entre as Ligas I e II em função do limite de resistência à tração na condição desgaseificada tratada termicamente.

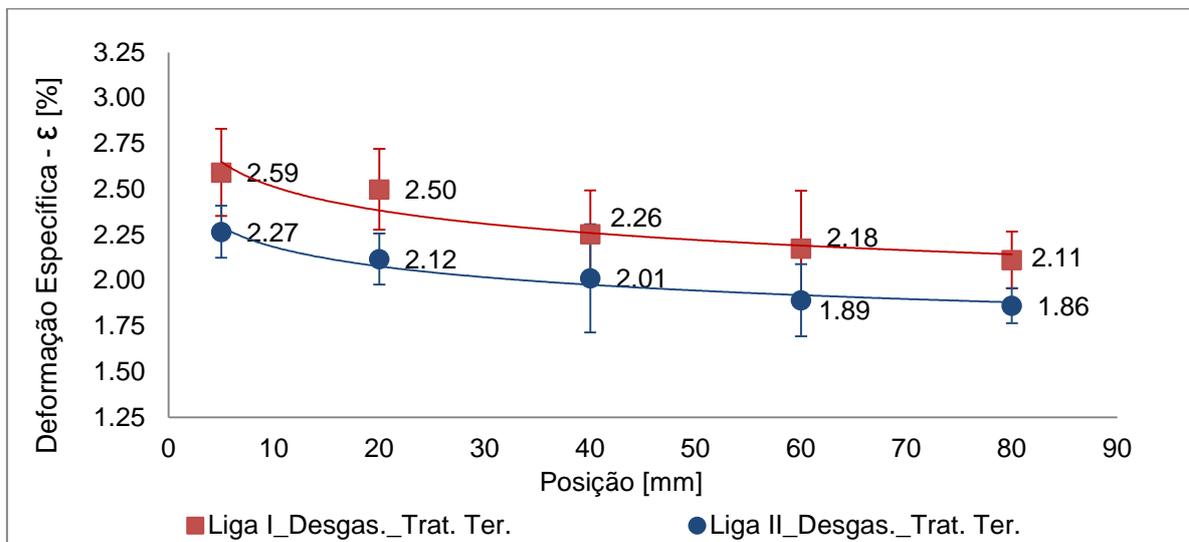


Figura 5.74 – Comparação entre as Ligas I e II em função da deformação específica na condição desgaseificada tratada termicamente.

Analisando a Figura 5.73, observa-se a Liga II respondeu melhor a aplicação do tratamento térmico T6, em relação ao aumento no limite de resistência à tração, isso deve-se principalmente a diferença de composição química entre as ligas. A Liga II apresenta maior percentual em peso de Mg (aproximadamente 0,6%, já Liga I apenas 0,25%). O Mg é o elemento necessário para precipitação da fase Mg_2Si , base do endurecimento por precipitação e responsável pelas boas propriedades mecânicas nas condições de tratamento térmico (KAYGISIZ e MARAŞLI, 2015).

Ha *et. al.* (2017) analisaram a solubilidade do Mg e seu efeito nas propriedades mecânicas em ligas Al-7Si-0,4Mg e Al-7Si-0,8Mg (com teores de Fe <0,1%) durante o tratamento térmico T6. A liga de Al-7Si-0,8Mg apresentou a maior solubilidade do Mg, cerca de 0,55% em massa, sendo assim, a partir dos ensaios de tração, os autores identificaram que a liga de Al-7Si-0,8Mg mostrou maior resistência e um alongamento semelhante ao da liga de Al-7Si-0,4Mg. A solubilidade no Mg em ligas de Al-Si-Mg apresentada por Ha *et. al.* (2017), apresenta-se bem próximo ao descrito por Duarte e Oliveira (2010), que afirmam que o limite de solubilidade do Mg para atuar como agente endurecedor corresponde a aproximadamente 0,6%.

Conforme Figura 5.74, observa-se que a Liga I apresentou maior deformação que Liga II, apesar desse aumento ser de aproximadamente 12% para cada posição em análise. O efeito do tratamento térmico, com os teores de magnésio, melhoraram significativamente a deformação da Ligas I e II (conforme Figuras 5.72 e 5.74). Mas conforme a análise de Ha *et. al.* (2017), ligas com 0,4 e 0,8% de Mg, após tratamento térmico T6 apresentam deformação semelhante, sendo assim, acredita-se que as maiores deformações encontradas para Liga I deve-se a menor presença de ferro nesta liga em comparação com a Liga II. Já que, conforme descrito por Tunçay e Bayoglu (2017), em ligas de Al-Si-Mg o teor de ferro é prejudicial na deformação do material, e os autores afirmam que o alongamento é reduzido pelo aumento dos teores de ferro.

5.5. Influência da Composição Química, Percentual de Porosidade e Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas

Com os dados obtidos empiricamente apresentados nos itens anteriores foi possível construir gráficos que relacionam as propriedades mecânicas com percentual de porosidade e efeito dos tratamentos térmicos para ambas as ligas.

Nas Figuras 5.75 e 5.76, observa-se os gráficos do limite de resistência à tração (LRT) em função do percentual volumétrico de porosidade para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). Também pode-se observar as curvas de ajuste dos valores experimentais obtidos e as funções lineares geradas. A qualidade da concordância entre resultados experimentais e as equações geradas (grau de ajuste) foi apresentado em termos do coeficiente de correlação R^2 do método dos mínimos quadrados.

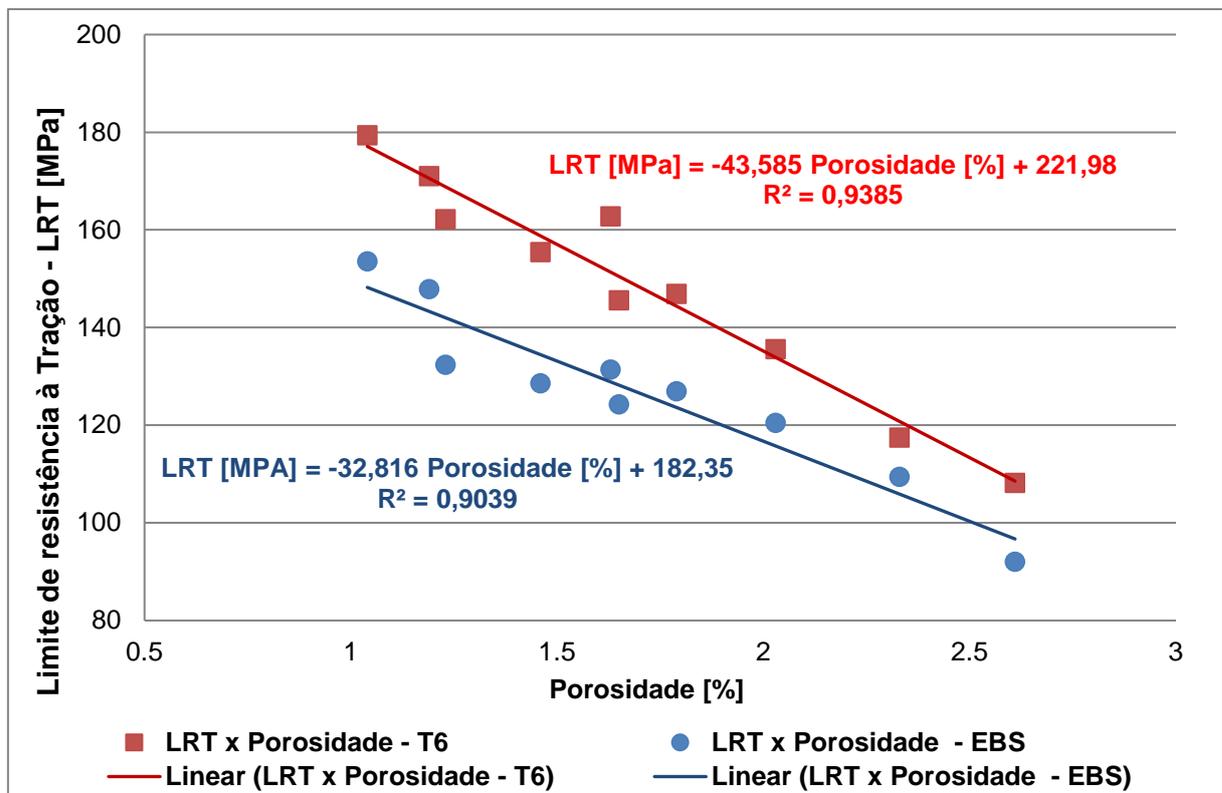


Figura 5.75 – Limite de Resistência à Tração x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)

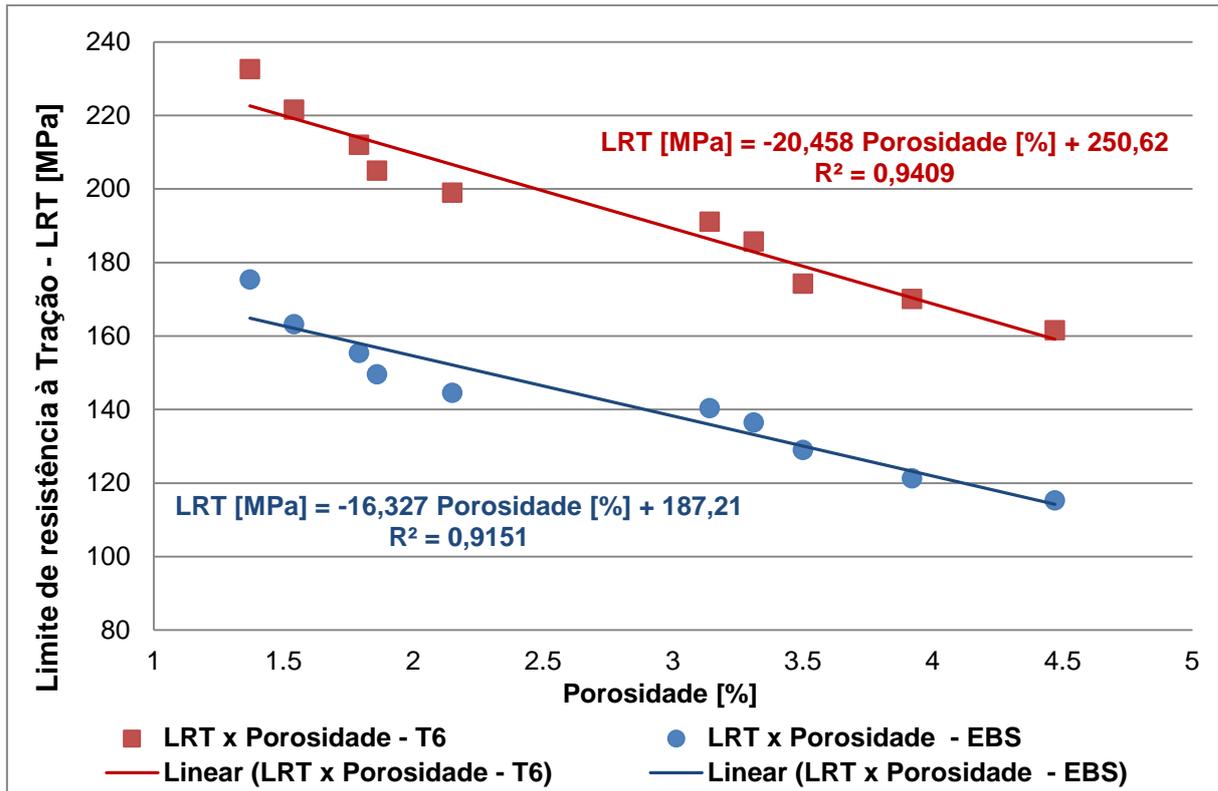


Figura 5.76 – Limite de Resistência à Tração x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg)

Analisando os gráficos, o efeito negativo da porosidade no limite de resistência a tração (LRT) é evidente nas condições brutas de solidificação e tratadas termicamente das Ligas I e II, já o tratamento térmico T6 melhora significativamente a resistência à tração. Sendo assim, analisando os gráficos e as equações encontradas a partir de regressão linear, foi possível quantificar o efeito da porosidade e do tratamento térmico T6 no limite de resistência à tração das ligas.

Nas amostras da Liga I nas condições brutas de solidificação e tratadas termicamente (T6) observou-se que a cada 1% de porosidade no volume da amostra a tendência é o material apresentar uma queda em torno de 20% no seu limite de resistência à tração. A mesma análise foi realizada para a Liga II, e constatou-se que a cada 1% de porosidade volumétrica espera-se que o material apresente uma queda em torno de 10% no seu limite de resistência à tração.

Já o efeito do tratamento térmico em relação à resistência à tração, em ambas as ligas, é positivo. O tratamento térmico (T6) proporcionou um aumento em

torno de 15% no limite de resistência à tração nas amostras analisadas da Liga I. Em relação à Liga II, após realização do tratamento térmico, observou-se um aumento de aproximadamente 25% no limite de resistência à tração nas amostras analisadas.

Nas Figuras 5.77 e 5.78, observa-se os gráficos da deformação específica em função do percentual volumétrico de porosidade, as curvas de ajuste dos valores experimentais obtidos e as funções lineares geradas, para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

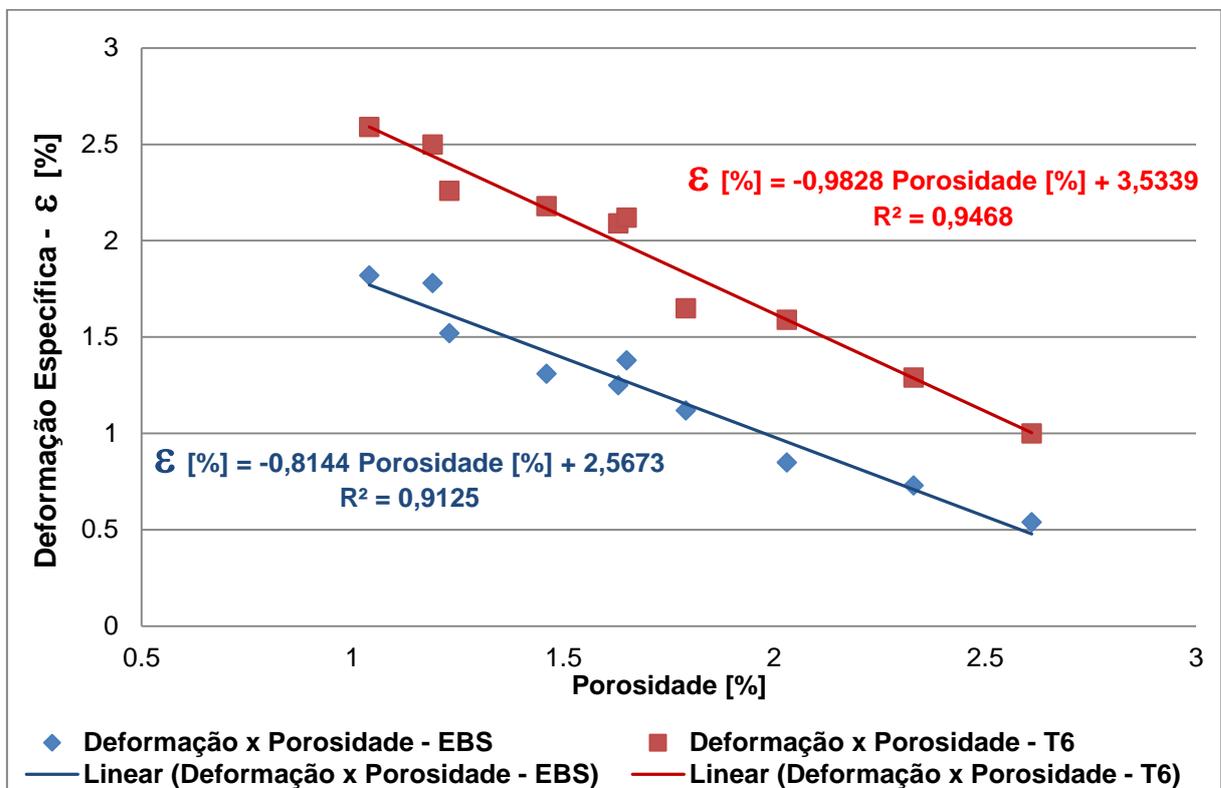


Figura 5.77 – Deformação Específica x Percentual volumétrico de porosidade para Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)

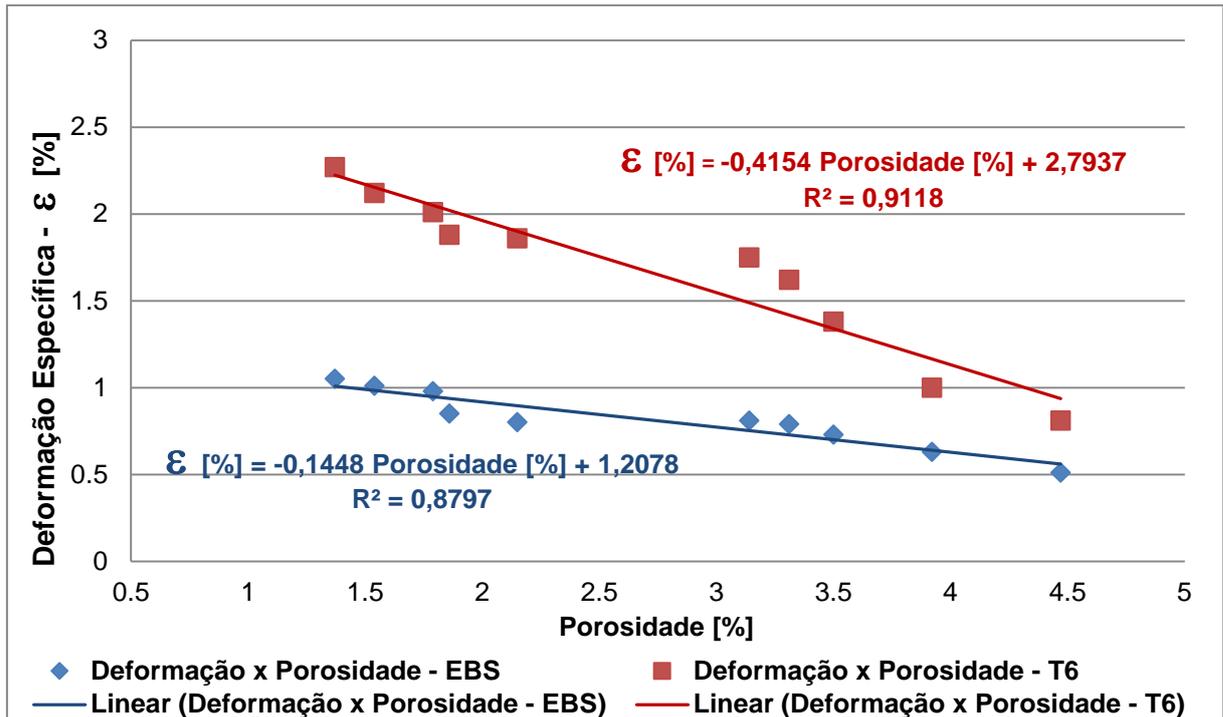


Figura 5.78 - Deformação Específica x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg)

Conforme as Figuras 5.77 e 5.78, analisando um intervalo pequeno de porosidade, até 2,5 %, é possível afirmar que nas amostras da Liga I nas condições brutas de solidificação e tratadas termicamente (T6) que a cada 1% de porosidade no volume da amostra a tendência é que o material apresente uma queda na sua deformação específica longitudinal de aproximadamente 30%. Já para a Liga II, constatou-se que a cada 1% de porosidade volumétrica espera-se que o material apresente uma queda em torno de 18% na sua deformação.

Em relação a aplicação do tratamento térmico T6, conforme os gráficos, a Liga I apresenta em média um aumento de 27% na sua deformação específica longitudinal, já a Liga II estima-se um aumento de 57% na deformação específica longitudinal com aplicação do tratamento térmico, essa melhora constatou-se para materiais com até 2,5% de porosidade no volume.

Nas Figuras 5.79 e 5.80, observa-se os gráficos da dureza Brinell em função do percentual volumétrico de porosidade para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). Também pode-se observar as curvas de ajuste dos valores experimentais obtidos e as funções lineares geradas.

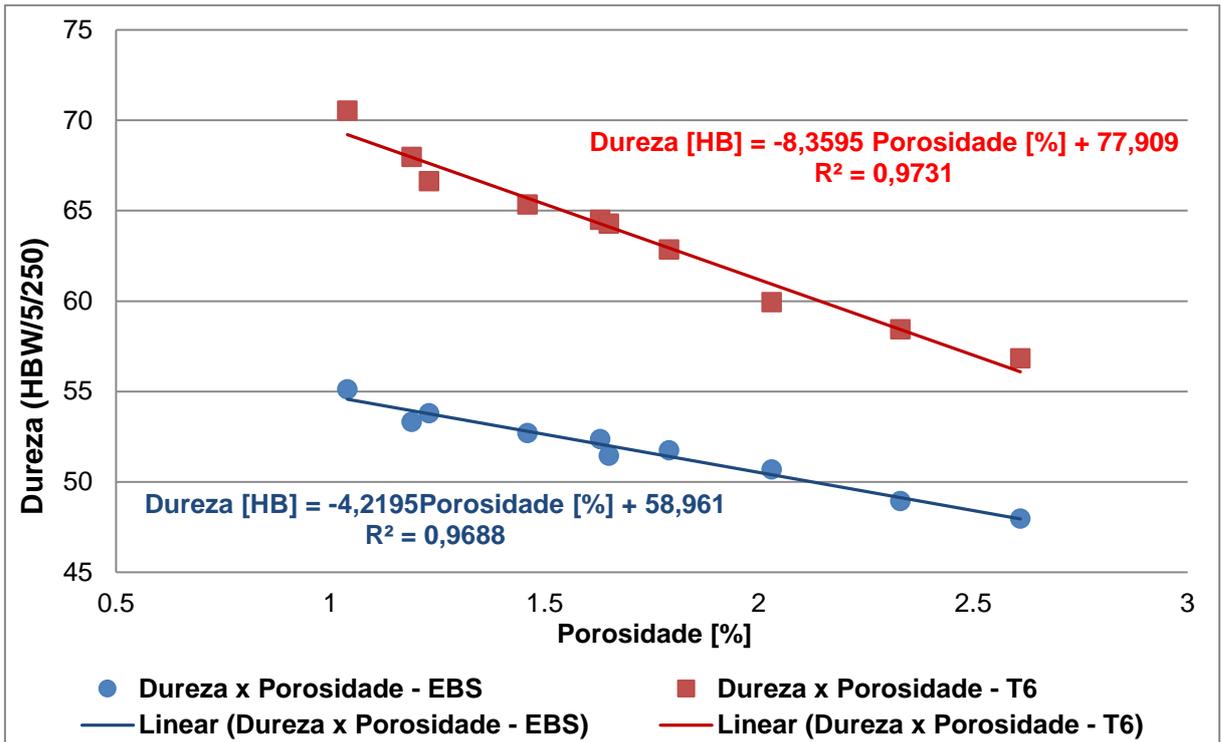


Figura 5.79 – Dureza Brinell x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)

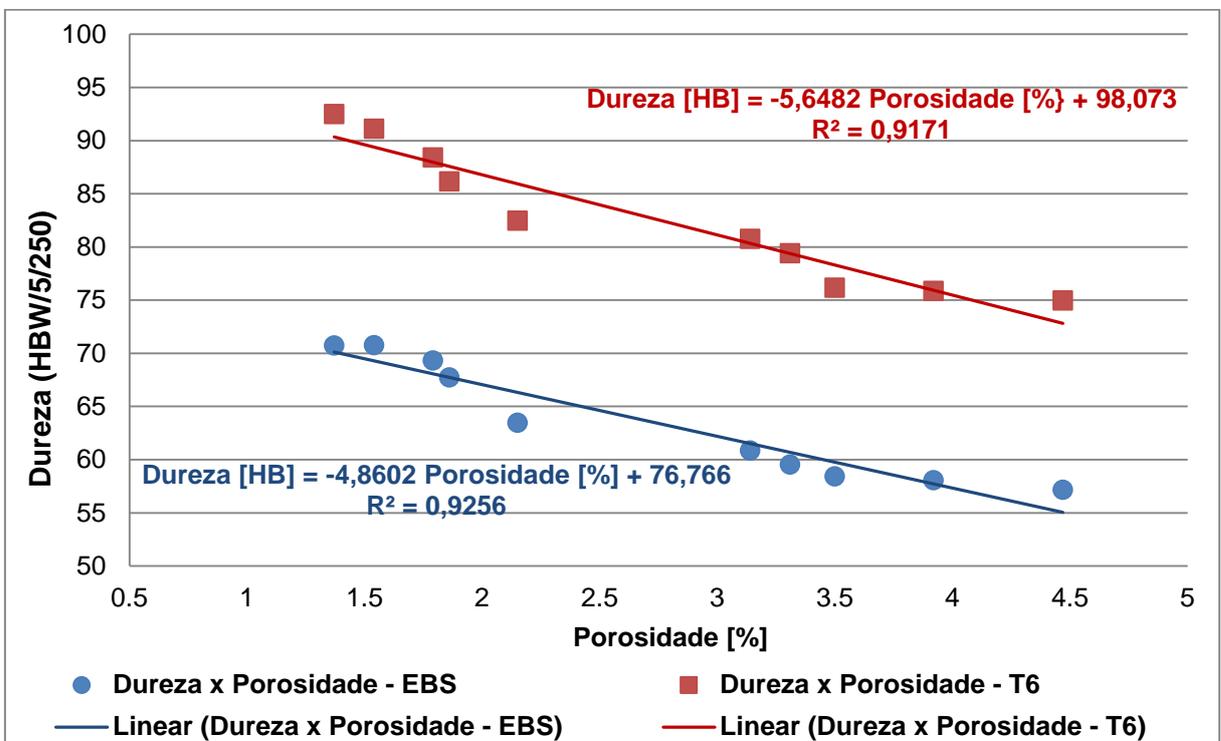


Figura 5.80 – Dureza Brinell x Percentual volumétrico de porosidade para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

Nas amostras da Liga I nas condições brutas de solidificação e tratadas termicamente (T6) observou-se que a cada 1% de porosidade no volume da amostra a tendência é o material apresentar uma queda em torno de 10% na dureza. Em relação a Liga II, identificou-se que a cada 1% de porosidade volumétrica espera-se que o material apresente uma queda em torno de 5% na dureza Brinell.

Após aplicação do tratamento térmico T6, o efeito do tratamento térmico em relação à dureza, em ambas as ligas, é positivo, conforme observa-se nas Figuras 5.79 e 5.80. O tratamento térmico (T6) proporcionou um aumento de aproximadamente 23% na dureza das amostras analisadas das Ligas I e II.

A Tabela 5.16 representa de uma forma resumida a relação do aumento do percentual de porosidade com as propriedades mecânicas das Ligas I e II, para as ligas nas condições brutas de solidificação e tratadas termicamente.

Tabela 5.16 - Influência do aumento da porosidade nas propriedades mecânicas

Composição química	Condição	Porosidade [%]	Limite de resistência à tração – LRT [MPa]	Deformação – ϵ [%]	Dureza [HB]
Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg)	Condição bruta de solidificação	1% ↑	20% ↓	30% ↓	10% ↓
	Tratamento Térmico – T6				
Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg)	Condição bruta de solidificação	1% ↑	10% ↓	18% ↓	5% ↓
	Tratamento Térmico – T6				

Conforme a Tabela 5.16 observa-se que o efeito do tratamento térmico nas ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) não altera a influência negativa da porosidade em suas propriedades mecânicas. E nota-se também, que na liga II a influência negativa da porosidade nas propriedades mecânicas em análise é aproximadamente 50% menor do que o efeito observado na liga I. Desta forma, acredita-se que os maiores teores de silício e magnésio proporcionam características mecânicas superiores para a liga II, o que acaba se contrapondo aos

efeitos negativos da porosidade e permitindo que a liga II apresente melhores limites de resistência à tração e maior dureza.

Em relação à construção dos modelos matemáticos que relacionam as propriedades mecânicas em função da composição química, percentual volumétrico de porosidade e as condições em análise (brutas de solidificação e tratadas termicamente), foi necessário organizar as variáveis escolhidas e construir uma base de dados, que encontra-se no Anexo VII.

A seguir, são apresentadas as equações geradas para cada um dos modelos matemáticos propostos. Ressalta-se que em todas as equações geradas, como as variáveis referentes aos tratamentos térmicos foram qualitativos, os valores que podem assumir são “0” quando o tratamento não existir e “1” quando tratamento existir.

A Equação (5.1) apresenta a relação entre o limite de resistência à tração (LTR), a composição química, percentual de porosidade e o tratamento térmico T6.

$$LRT \text{ (MPa)} = 87,3 + 23,85 \text{ Si (\%)} - 97 \text{ Fe(\%)} + 44,4 \text{ Mg (\%)} - 20,29 \text{ Porosidade (\%)} + 37,00 \text{ TT_T6} \quad (5.1)$$

A Equação (5.2) apresenta a relação entre deformação específica (ϵ), a composição química, percentual de porosidade e o tratamento térmico T6.

$$\epsilon \text{ [\%]} = 1,818 + 0,200 \text{ Si (\%)} - 2,37 \text{ Fe(\%)} + 0,42 \text{ Mg (\%)} - 0,3833 \text{ Porosidade (\%)} + 0,7755 \text{ TT_T6} \quad (5.2)$$

A Equação (5.3) apresenta a relação entre dureza, a composição química, percentual de porosidade e o tratamento térmico T6.

$$\text{Dureza (HB)} = 32,95 + 5,48 \text{ Si (\%)} + 3,3 \text{ Fe(\%)} + 16,0 \text{ Mg (\%)} - 5,059 \text{ Porosidade (\%)} + 15,551 \text{ TT_T6} \quad (5.3)$$

As equações 5.1, 5.2 e 5.3, são válidas para as ligas de Al-Si-Mg que apresentarem a composição química dentre os limites analisados (6,5% – 3,8% Si, 0,6% - 2,5% Mg e 0,6% - 0,35% Fe), e obtidas mediante os mesmos processos e condições realizados nesse estudo.

A partir da análise da adequação dos modelos gerados (Anexo VIII), criou-se a Tabela 17, que mostram os resultados de coeficiente de determinação R^2 e do Teste “F” dos modelos.

Tabela 5.17 - Resultados de coeficientes de determinação “ R^2 ” e do teste “F” para os modelos gerados

Equação	Coeficientes de determinação “ R^2 ” [%]	Teste “F”	
		F	P - valor
5.1	84,16	52,87	0,000
5.2	76,03	32,72	0,000
5.3	94,34	167,06	0,000

Segundo Corradi *et. al.* (2010), na análise de variância de um modelo, uma parte da variação total das observações em torno da média é descrita pela equação de regressão, enquanto o restante faz parte dos resíduos; assim, quanto maior for a fração descrita pela regressão, ou seja, quanto mais próximo de 1 for o valor de R^2 , melhor será o ajuste do modelo de dados observados. Segundo Kumar *et. al.* (2014) o coeficiente de determinação R^2 fornece a proporção de variabilidade em uma amostra de dados, é uma medida estatística que indica quão bem a equação de regressão se aproxima da amostra de dados. Tanto Corradi *et. al.* (2010) e Kumar *et. al.* (2014) afirmam que um modelo apresenta-se bem ajustado quando apresenta um coeficiente de determinação maior que 90% , $R^2 > 0,9$.

Desta forma, analisando a adequação dos modelos gerados pode-se observar que apenas o modelo gerado para estimar a dureza se mostrou muito bem ajustado, conforme mostram os resultados de coeficiente de determinação R^2 , apresentados na Tabela 5.17. Mas cabe salientar que os modelos gerados para estimar o limite de resistência à tração (LTR) e a deformação em função da composição química, percentual de porosidade e o tratamento térmico T6, não precisam ser descartados,

já que para os dois modelos, o coeficiente de determinação R^2 mostrou-se próximo a 80%, o que é um valor significativo e permite o uso dos modelos para predição.

Já segundo a análise de variância realizada em todos os modelos gerados, os resultados apresentaram valores significativos para o Teste “F”. Segundo Almeida *et. al.* (2012), Kumar *et. al.* (2014) e SRINIVAS e PRASAD (2014), uma maneira de avaliar a significância no Teste “F” é utilizando o p-valor. Se o p-valor $< \alpha$, não há evidências de diferença significativa entre tratamentos, ao nível de significância (α) escolhido, o que significa que, para cada modelo os regressores X são importantes para explicar a variabilidade em Y, e, portanto, contribuem significativamente para o modelo.

Na criação dos modelos propostos, utilizou-se o nível de significância $\alpha = 0,05$, que segundo SRINIVAS e PRASAD (2014) é o mais comumente utilizado. Sendo assim, conforme Tabela 5.17, os modelos apresentam-se estatisticamente significativos segundo os resultados do Teste “F”,

Para todos os modelos gerados foram analisados os gráficos de resíduos apresentados no Anexo VIII, com o objetivo da verificação de padrões que poderiam prejudicar a qualidade dos modelos. Na observação visual dos gráficos observou-se que o gráfico de normalidade dos resíduos mostra que os resíduos seguem uma distribuição normal, e o gráfico dos resíduos versus os valores ajustados não apresentam qualquer padrão. Assim, a variância é constante e a relação entre as variáveis é linear, não prejudicando a qualidade dos modelos.

Com a análise das relações entre as variáveis desenvolveram-se modelos matemáticos para uma solução viável para prever as propriedades de limite de resistência a tração, deformação e dureza das ligas de Al-Si-Mg fundidas, que colaboram para uma melhor compreensão na avaliação do comportamento mecânico em função da composição química, porosidade e aplicação do tratamento térmico T6. Todos os modelos foram verificados quanto à qualidade, através de análises estatísticas e se apresentaram uteis para a predição das propriedades mecânicas das ligas de Al-Si-Mg.

6. CONCLUSÕES

A partir da metodologia aplicada e dos resultados desta pesquisa, as seguintes conclusões foram obtidas:

Respondendo o objetivo geral da pesquisa, quando se analisou a correlação da composição química, o percentual de porosidade e os efeitos dos tratamentos térmicos com a variação nas propriedades mecânicas de limite a resistência à tração (LRT), deformação específica longitudinal (ϵ) e *dureza*, em ligas de Al-Si-Mg fundidas, chegou-se nos seguintes modelos matemáticos:

$$LRT \text{ (MPa)} = 87,3 + 23,85 \text{ Si (\%)} - 97 \text{ Fe(\%)} + 44,4 \text{ Mg (\%)} - 20,29 \text{ Porosidade (\%)} + 37,00 \text{ TT_T6};$$

$$\epsilon \text{ [\%]} = 1,818 + 0,200 \text{ Si (\%)} - 2,37 \text{ Fe(\%)} + 0,42 \text{ Mg (\%)} - 0,3833 \text{ Porosidade (\%)} + 0,7755 \text{ TT_T6};$$

$$Dureza \text{ (HB)} = 32,95 + 5,48 \text{ Si (\%)} + 3,3 \text{ Fe(\%)} + 16,0 \text{ Mg (\%)} - 5,059 \text{ Porosidade (\%)} + 15,551 \text{ TT_T6}.$$

Esses modelos matemáticos se apresentam como uma solução viável para estimar essas propriedades em ligas de Al-Si-Mg fundidas, nas condições analisadas.

Com relação a obtenção das ligas, foi possível desenvolver duas ligas com diferentes composições químicas: Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). A diferença na composição química entre as ligas permitiu a análise da influência da composição química na variação nas propriedades mecânicas nas ligas de Al-Si-Mg. Após análise química, constatou-se que além dos elementos químicos principais Al, Si e Mg, o elemento químico Fe apresentou-se em ambas as ligas,

oriundo da matéria prima e ferramentas utilizadas durante processo de fusão, na composição de 0,3% e 0,6% nas Ligas I e II.

Conclui-se que durante o processo de solidificação de ambas as ligas, as condições de solidificação permitiram taxas de resfriamento semelhantes durante a solidificação ao longo de todo o lingote, o que explica os grãos pequenos e uniformes e as pequenas alterações nos espaçamentos dos braços dendríticos secundários. Constatou-se também que essas pequenas alterações não influenciaram na variação das propriedades mecânica das ligas em estudo.

O estudo também revelou que às microestruturas das amostras nos estados brutos de solidificação, de ambas as ligas, apresentaram a presença de uma matriz Al- α , e das seguintes estruturas: o microconstituente eutético Al- α +Si; microconstituente eutético Al- α +Mg₂Si; e os intermetálicos Al₅FeSi e Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂. Após a realização da última etapa do tratamento térmico T6, envelhecimento artificial, identificou-se na microestrutura das ligas o arredondamento das partículas do microconstituente eutético com Si (Al- α +Si) e a presença de grandes regiões de morfologia irregular do microconstituente eutético com Mg₂Si (Al- α +Mg₂Si), onde pressupõe-se que as mesmas contribuíram para o endurecimento por precipitação.

Em relação a porosidade, o método picnométrico empregado demonstrou-se eficaz para determinar o percentual de porosidade no volume das amostras das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), com e sem aplicação de tratamento de degaseificação com pastilhas de hexacloretano. Nos lingotes produzidos com ambas as ligas, identificou-se a presença de maior porosidade nas amostras retiradas de posições mais distantes da base da lingoteira. Já, o processo de degaseificação reduziu em torno de 50% o percentual volumétrico de porosidade em todas as amostras. Sendo que a Liga I apresentou menores percentuais volumétricos de porosidade, isso deve-se principalmente ao menor teor de ferro em sua composição, sendo que quanto menor o teor de ferro menor tendência para a formação dos intermetálicos de ferro Al₅FeSi (forma de agulhas), já que os espaços entre intermetálicos no formato de agulhas são difíceis de serem preenchidos com metal líquido gerando pontos de nucleação de poros.

Durante a análise das propriedades mecânicas das ligas nos estados bruto de solidificação, observou-se que as amostras referentes à Liga II, na condição desgaseificada, apresentaram maiores limites de resistência à tração e dureza. Sendo que, para as amostras retiradas da posição mais próxima da base da lingoteira, onde o efeito negativo da porosidade é menor, obteve-se o maior limite de resistência a tração (175,5 MPa) e a maior dureza Brinell (70,7 HB). Constatando-se dessa forma que, o fato da Liga II ter um maior teor de silício e ferro (6,5%Si e 0,6%Fe) comparado à Liga I (3,8%Si e 0,3%Fe), contribuiu para aumento da dureza, o aumento do teor de Si e Fe provocou um aumento na proporção das fases de silício eutético e na formação intermetálicos de ferro Al_5FeSi e $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, que são fases duras, resultando assim no aumento de dureza.

Ainda, em relação a análise das propriedades mecânicas das ligas nos estados bruto de solidificação, a Liga I, na condição desgaseificada, que apresentou os maiores percentuais de deformação específica, a maior deformação foi encontrada nas amostras retiradas da posição mais próxima da base da lingoteira, $\epsilon = 1,82\%$. Isso se explica devido a Liga I apresentar teores volumétricos de porosidade inferiores ao da Liga II e também, menores teores de silício e ferro, elementos que podem diminuir a ductilidade das ligas de alumínio, já que durante a solidificação esses elementos podem formar partículas grosseiras de silício.

Quando se analisou as propriedades mecânicas após a aplicação dos tratamentos térmicos, nas diferentes posições em análises dos lingotes em ambas as ligas, pode-se concluir que o tratamento térmico (T6) proporcionou um aumento significativo no limite de resistência à tração, percentual de deformação específica e dureza de ambas as ligas. No entanto, foi na Liga II que observou-se maior eficácia com a realização do tratamento térmico (T6), gerando um aumento de aproximadamente 25% no limite de resistência à tração, aumento de 57% no percentual de deformação e aumento de aproximadamente 23% na dureza das amostras analisadas. Dessa forma, conclui-se que a Liga II por apresenta maior percentual em peso de Mg (aproximadamente 0,6%), em relação a Liga I (apenas 0,25%) respondeu melhor ao tratamento térmico, já que o Mg é o elemento necessário para precipitação da fase Mg_2Si , base do endurecimento por precipitação e responsável pelo significativo alongamento e boa resistência a tração.

Em relação à influência da porosidade nas propriedades mecânicas das ligas I e II, nos estados brutos de solidificação e tratadas termicamente, pode-se confirmar o efeito negativo da porosidade nas propriedades em análise. Os maiores efeitos foram notados na Liga I. Nas amostras da Liga I observou-se que a cada 1% de porosidade no volume da amostra a tendência é o material apresentar uma queda em torno de 20% no seu limite de resistência à tração, 30% na deformação específica longitudinal e 10% na dureza. Para a Liga II a influência negativa da porosidade nas propriedades mecânicas em análise foi aproximadamente 50% menor do que o efeito observado na Liga I. Sendo assim, conclui-se que os maiores teores de silício e magnésio, encontrados na Liga II, proporcionaram características mecânicas superiores, o que acaba se contrapondo aos efeitos negativos da porosidade e permitindo que a Liga II apresente melhores propriedades mecânicas, principalmente após aplicação do tratamento térmico T6.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Para continuidade da pesquisa, sugere-se as seguintes propostas:

1. Ampliar a faixa de composição química das ligas em termos de variação nos teores de Si e Mg;
2. Avaliar as formações microestrutural das ligas em condições de solidificação controlada, como a vertical ascendente, permitindo a obtenção de uma gama de estruturas de solidificação;
3. Analisar outras propriedades mecânicas como resistência ao impacto e ao desgaste, correlacionando os comportamentos com as variáveis metalúrgicas;
4. Estabelecer outros modelos matemáticos para previsão das estruturas e propriedades em função de parâmetros de processo.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDULWAHAB, M.; MADUGU, I. A.; ASUKE, F.; FAYOMI, O.S.I.; AYENI, F. A. Effect of thermal ageing treatment on the mechanical properties of antimony-modified A356.0-type Al-Si-Mg alloy. **J. Mater. Environ. Sci.** 4 (1), 87-92, 2013.

ABEDI, A. et al. Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si alloys containing different amounts of magnesium. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 29, n. 10, p. 971-978, 2013.

ABNT NBR NM ISO 6506-1:2010. Materiais metálicos – Ensaio de dureza Brinell. **Associação Brasileira de Normas Técnicas**, 2010.

AMMAR, H.R.; SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminium-silicon casting alloys. **International Journal of Fatigue**, 30, pp. 1024-1035, 2008.

Ashby, M. F. e Jones, D. R. H.; **Engineering Materials 1: An Introduction to Properties**, Applications and Design, 3a ed., Butterworth Heinemann, 2005

ASM – Castings, **ASTM International**, V. 15, Metals Park, OH, 1998.

ASM – Castings, **ASTM International**, V. 15, 9th, Edition Metals Handbook, 2002.

ASTM B597-92(1998), Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum Alloys (Withdrawn 2002), **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 1998.

ASTM E 8M – 04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2004.

ASTM E1382-97. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. USA: **ASTM International**; 2004.

ASTM Standard B311-93. Test Method for Density Determination for Powder Metallurgy (P/M) Materials Containing Less Than Two Percent Porosity. **American Society for Testing and Materials**, Philadelphia. PA; (reproved 2002).

BIDMESHKI, C.; ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S.G.; NOGHANI, M.T. Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17,5%Si alloys. **J. Mater. Res. Technol.** 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.11.008>.

BOEIRA, A.P. **Macrossegregação e Formação de Poros na Solidificação de ligas Al-Cu: Modelagem Numérica e Desenvolvimento Experimental**, Tese de Doutorado. UNICAMP – DEMA, Campinas – São Paulo. 2006.

BUENO, A. W.; DEGREVE, L. **Manual de Laboratório de Físico-química**. McGraw-Hill, São Paulo, 1980.

DWIVEDI, D. K.; SHARMA, Rajesh; KUMAR, Anesh. Influence of silicon content and heat treatment parameters on mechanical properties of cast Al–Si–Mg alloys. **International Journal of Cast Metals Research**. 2013.

DIONI, D.; CECHEL, S.; CORNACCHIA, G.; FACCOLI, M.; PANVINI, A. Effects of artificial aging conditions on mechanical properties of gravity cast B356 aluminum alloy. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China** 25, pp. 1035-1042, 2015.

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

DOBZJAŃSKI, L. A.; BOREK, W.; MANIARA, R. Influence of the crystallization condition on Al-Si-Cu casting alloys structure. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, n. 1-2, pp. 211-214, 2006.

DONG, Q-Z; CHOI, Y-S; HONG, J-H; HWANG, H-Y. Prediction of mechanical properties of Al alloys with change of cooling rate. **Overseas Foundry**, v.9 n.4, 2012.

DUARTE, I. R.; OLIVEIRA, C. A. S. Efeito do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento na liga AlSi7Mg obtida em molde de areia e coquilha. Revista do IST, Joinville - SC, pp. 24 - 32, 2010.

EMAMY, M. et al. The effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure, hardness and tensile properties of Al–Mg 2 Si die-cast composite. **Materials & Design**, v. 46, pp. 881-888, 2013

FARAJI, M.; WRIGHT, J. P.; KATGERMAN, L. In-situ observation of the nucleation kinetics and the mechanism of grain refinement in Al–Si alloys (Part I). **Materials Letters**, 64, pp. 1016–1018, 2010.

FUOCO, R. Capítulo The Heat Treatment no livro CAST ALUMINUM ALLOYS - The reference Guide,. In: **CTIF - CQRDA. (Org.). CAST ALUMINUM ALLOYS**. Paris: CTIF, 2002.

FURLAN, T. S. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. (Dissertação de mestrado apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – SP). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo. 2008.

Gomes, L.G. Jácome, P. D. Ferreira, I. L. Moutinho,, D.J. Rocha,, O.L. Garcia, A., "Macrosegregation and Porosity during Directional Solidification of a Ternary Al-9wt%Si-3wt%Cu Alloy", **Defect and Diffusion Forum**, Vols. 312-315, pp. 405-410, 2011

GOMES, L. G. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegração e Mocoporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu**. (Tese apresentada ao Curso de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas – SP). Universidade Estadual de Campinas. Campinas/São Paulo. 2012.

GOPIKRISHNA. S; BINU. C. Y. Study on effects of T6 heat treatment on grain refined A319 alloy with magnesium and strontium addition. **International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering**, v.2, 2013.

Ha, S. H.; Lee, S. Y.; Yoon, Y. O.; Kim, S. K. Supersaturation Behavior of Al Solid Solutions and its Effect on Tensile Property in Al-7Si-xMg Alloys during Solution Heat Treatment (x: 0.4 and 0.8 Mass%), **Materials Science Forum**, Vol. 877, pp. 73-77, 2017.

HEKMAT-ARDAKAN, A.; LIU, X.; AJERSCH, F.; CHEN, X.G. Wear behaviour of hypereutectic Al-Si-Cu-Mg casting alloys with variable Mg contents. **Wear**, 269, pp. 684-692, 2010.

HOSSAIN, A.; KURNY, A. S. W. Effect of ageing temperature on the mechanical properties of Al-6Si-0.5Mg cast alloys with Cu additions treated by T6 heat treatment. **Universal Journal of Materials Science**, 1(1), pp. 1-5, 2013.

IRIZALP, S.G.; SAKLAKOGLU, N. Effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure and mechanical properties of thixoformed A380 aluminum alloy. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, 17, pp. 58-62, 2014.

ISLAM, M. A; FARHAT, Z. N. The influence of porosity an hot isostatic pressing treatment on wear characteristics of cast and P/M aluminum alloys. **Wear**, 271, p. 1594-1601. 2011.

KAEEL, A. J. Study the effect of solution treatment on mechanical properties of al-7%si-0.3%mg alloy. **Natural and Applied Sciences**. v. 4 n. 4, 2013.

KAYGISIZ, Y.; MARAŞLI, N. Microstructural, mechanical and electrical characterization of directionally solidified Al-Si-Mg eutectic alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 618, p. 197-203, 2015.

KUCHARČÍK, L; BRUNA, M., SLADEK A.: Influence of Chemical Composition on Porosity in Aluminum Alloy. **Archives of Foundry Engineering**, 14, 2, pp. 5-8, 2014.

Kumar, A., Mahapatra, M. M., Jha, P. K., Mandal, N. R., & Devuri, V. Influence of tool geometries and process variables on friction stir butt welding of Al–4.5% Cu/TiC in situ metal matrix composites. **Materials & Design**, v. 59, p. 406-414, 2014.

LI, Chong et al. Microstructural formation in hypereutectic Al–Mg 2 Si with extra Si. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 477, n. 1, pp. 212-216, 2009.

LI, R.X.; LI, R.D.; ZHAO, Y.H.; HE, L.Z.; LI, C.X.; GUAN, H.R.; HU, Z.Q. Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy. **Materials Letters**, v.58, pp. 2096-2101, 2004.

LIMA, N. A. G. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. Dissertação de mestrado. Faculdade de Engenharia Universidade do Porto. Porto. 2012.

LIPÍNSKI, T. Improvement of mechanical properties of AlSi7Mg alloy with fast cooling homogenous modifier. **Archives of Foundry Engineering**, v. 8 n.1, 85 – 88, 2008.

LOTFPOUR, M. et al. Effect of Hot Extrusion on Microstructure and Tensile Properties of Ca Modified Mg-Mg 2 Si Composite. **Procedia Materials Science**, v. 11, p. 38-43, 2015.

Ma, Z.; Samuel, A. M.; Samuel, F. H.; Doty, H. W.; Valtierra, S. A study of tensile properties in Al–Si–Cu and Al–Si–Mg alloys: Effect of β -iron intermetallics and porosity. **Materials Science and Engineering: A**, v. 490, n. 1, p. 36-51, 2008.

MANENTE, Andrea; TIMELLI, Giulio. Optimizing the heat treatment process of cast aluminium alloys. **INTECH Open Access Publisher**, 2011.

MASKERY, I; ABOULKHAIR, N.T; CORFIELD, M.R; TUCK, C.; CLARE, A.T.; LEACH, R.K.; WILDMAM, R.D.; ASHCROFT, I.A.; HAGUE, R.J.M. Quantification and characterisation of porosity in selectively laser melted Al-Si10-Mg using X-ray computed tomography. **Material Characterization**, 111, pp. 193-204, 2016.

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

METALS HANDBOOK; American Society for Metals; v.3; **Alloy Phase Diagrams**; 10^a ed.; 1993.

Mohamed, A. M. A.; Samuel, F. H. A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. In **Heat Treatment: Conventional and Novel Applications**; InTech: Rijeka, Croatia, 2012.

MOUSTAFA, M.A. Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al-Si eutectic alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, pp. 605-610, 2009.

MOUTINHO, D. J. C. **Análise da evolução microestrutural e da formação de macrossegregação e microporosidade na solidificação unidirecional transitória de ligas ternárias Al-Cu-Si**. (Tese apresentada ao Curso de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas – SP). Universidade Estadual de Campinas. Campinas/São Paulo. 2012.

OLIVEIRA, Ricardo Orcélio Miranda; DA ROCHA, Otávio Fernandes Lima. Tratamento térmico de precipitação-T6 aplicado em roda de liga leve de motocicleta. **HOLOS**, v. 5, pp. 372-382, 2014.

OSÓRIO, W. R.; GOULART, P. R.; GARCIA, A. Effect of silicon content on microstructure and electrochemical behavior of hypoeutectic Al-Si alloys. **Materials Letters**, 62, pp. 365 – 368, 2008.

PATAKHAM, Ussadawut; KAJORNCHAIYAKUL, Julathep; LIMMANEEVICHITR, Chaowalit. Modification mechanism of eutectic silicon in Al–6Si–0.3 Mg alloy with scandium. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 575, p. 273-284, 2013.

PEREIRA, G.S.; BOLFARINI, C.; KIMINAMI, C.S.; BOTTA FILHO, W.J. A influência da composição química e da taxa de resfriamento na microestrutura da liga Al-Si A380. **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, pp.2920-2926, 2002.

POURBAHARI, B.; EMAMY, M. Effects of La intermetallics on the structure and tensile properties of thin section gravity die-cast A357 Al alloy. **Materials & Design**, v. 94, p. 111-120, 2016.

PUPARATTANAPONG, K.; LIMMANEEVICHITR, C. Effect of scandium on porosity formation in Al–6Si–0.3Mg alloys. **The Indian Institute of Metals – IIM**. pp. 1-8. 2016.

REDDY, S.M.; REDDY, A.C. Effect of contact time, sliding speed and normal pressure on friction of AL-Si-Mg-Fe alloy. **Inst. J. of Engg. Sci. & Mgmt. (IJESM)**, Vol. 5, Issue 1, pp. 237-241, 2015.

SABAU, A.; VISWANATHAN, S. Porosity Prediction in Aluminum A356 Alloy Castings. **Oak Ridge**: Oak Ridge National Laboratory. 2008.

SEGUNDO, E. H.; VERRAN, G. O.; BATISTA, G. M. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356. **Revista Matéria**, v.20, n.4, pp. 936-945, 2015.

SERRANO-MUNOZ, I; BUFFIERE, J. Y; VERDU, C; Y. GAILLARD, Y; MU, P; NADOT, Y. Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, Volume 82, Part 3, pp. 361-370, 2016.

SHABANI, M. O.; MAZAHERY, A. Prediction of mechanical properties of cast a356 alloy as a function of microstructure and cooling rate. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 56, 2011.

SHABANI, M. O.; MAZAHERY, A.; BAHMANI, A.; P. DAVAMI, P.; VARAHRAM, N. Solidification of A356 Al alloy: experimental study and modeling. **Kovove Mater**, 49, 253–264, 2011.

SHERCLIFF, H.R. & ASHBY, M.F. - "A Process for Age Hardening of Aluminum Alloys - I the Model", **Acta Metallurgica et Materialia**, v.38, n^o 10, pp.1789-1802, 1990.

SIEGFANZ, S; GIERTLER, A; MICHELS, W; KRUPP, U. Influence of the microstructure on the fatigue damage behaviour of the aluminium cast alloy AlSi7Mg0.3. **Materials Science & Engineering**, A 565, pp. 21-26, 2013.

SINGH, G.; SINGH, K.; SINGH, J. Modelling of the Effect of Process Parameters on Tensile Strength of Friction Stir Welded Aluminium Alloy Joints. **Experimental Techniques**, v. 38, n. 3, p. 63-71, 2014.

SRINIVAS, M. Sessa; PRASAD, M. V. R. D. To Investigate the affect of Process Parameters on Mechanical Properties of Tig Welded 6351 Aluminum Alloy by Anova. **International Journal of Engineering Research**, v. 2, n. 9, p. 50-62, 2014.

TAYLOR, J.A. Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys. **Procedia Materials Science**, 1, pp. 19-33, 2012.

TEICHMANN, K.; MARIORA, C. D.; ANDERSEN, S. J.; MARTHINSEN, K. The effect of preaging deformation on the precipitation behavior of an Al–Mg–Si Alloy. **Metall. Mater. Trans.** v. 43, p. 4006, 2012

TUNÇAY, Tansel; BAYOĞLU, Samet. The Effect of Iron Content on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Cast Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 48, p. 794-804, 2017.

WANG, Y.; LIAO, H.; WU, Y.; YANG, J. Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. **Materials and Design** 53, pp. 634-638, 2014.

YAO, J.Y.; TAYLOR, J.A. Characterisation of intermetallic particles formed during solution treatment of an Al-7Si-0,4Mg-0,12Fe alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 519, pp. 60-66, 2012.

YILDINM, M.; OZYUREK, D. The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys. **Materials and Design**, 51, pp. 767-774, 2013.

ANEXOS

Anexo I – Procedimentos adotados junto ao software ImageJ para determinação do tamanho médio do grão.

1. Definiu-se a escala a ser utilizada no ImageJ (Menu Analyze, opção Set Scale...). Utilizou-se o diâmetro da amostra como referência para ajuste da escala.
2. Aumentou-se o contraste entre as cores das imagens para tentar distinguir melhor as mesmas (Menu Process, opção Enhance Contrast..., preencheu-se o campo Saturated pixels com 0, a caixa e marcação Equilize histogram foi acionada);
3. Transformou-se as imagens das amostras em imagens de 8 bits de tons de cinza (Menu Image, opção Type >, opção 8-bit).
4. Novamente, aumentou-se o contraste das imagens equalizando o histograma (Menu Process, opção Enhance Contrast..., preencheu-se o campo Saturated pixels com 0, a caixa e marcação Equilize histogram foi acionada);
5. Aplicou-se nas imagens das amostras um filtro de mediana para remoção de ruídos na imagem (Menu Process, opção Filters >, opção Median..., preencheu-se o campo Radius com o valor 4);
6. Buscou-se realçar os limites entre os tons de cinza (Menu Process, opção Sharpen);
7. Encontrou-se as bordas presentes nas imagens das amostras (Menu Process, opção Find Edges);
8. Transformou-se as imagens das amostras em imagens binárias (Menu Process, opção Binary >, opção Make Binary);
9. Inverteu-se as cores da imagem (Menu Edit, opção Invert) para fundo branco com objetos pretos, isso por que, após tornar a imagem binária – a mesma apresentava-se com fundo preto e objetos brancos;
10. Removeu-se os pontos dentro da imagem, devido aos ruídos e formação da própria imagem (Menu Process, opção Binary >, opção Fill Holes);

11. Após os contornos bem delineados, realizou-se uma análise das partículas (Menu Analyze, opção Analyze Particles..., preencheu-se o campo Size com 50-Infinity, marcou-se a caixa de marcação Pixel units, deixou-se o campo Circularity com 0.00-1.00, na caixa de seleção Show escolheu-se a opção Outlines e, marcou-se as caixas de marcação Display results, Exclude on edges, Clear results e Summarize);
12. Após criação da janela de resultados dos tamanhos de cada grão, calculou-se o tamanho de grão médio (na janela Results, Meu Results, opção Summarize).

A Figura 1 representa a sequência dos procedimentos adotados no software ImageJ para determinar o tamanho médio dos grãos nas imagens para as diferentes posições analisadas nas ligas I e II.

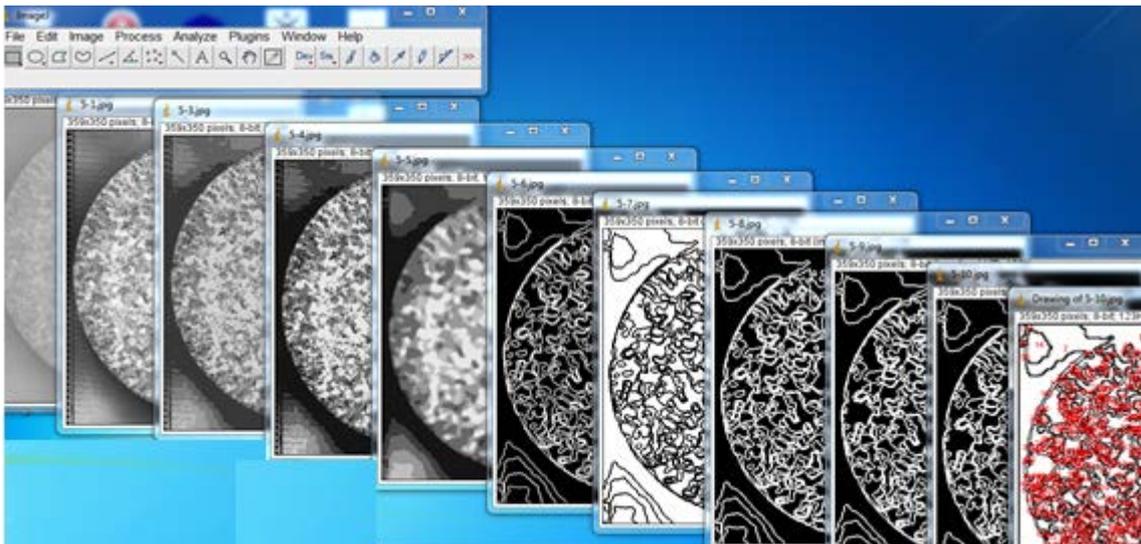
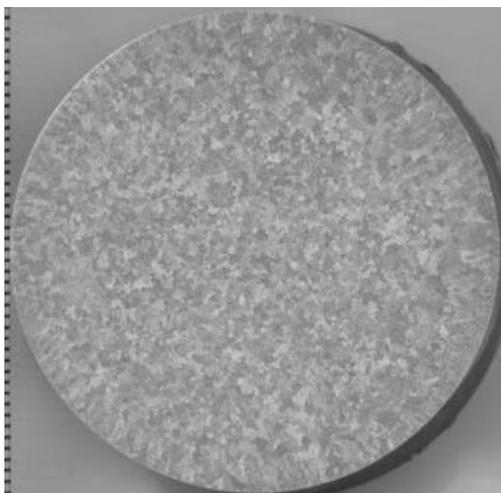
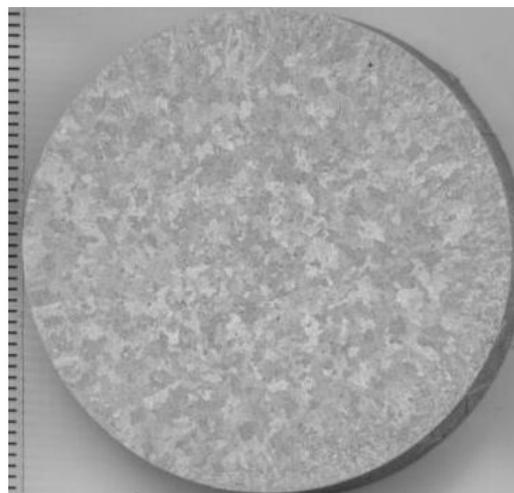


Figura 1 - Recursos aplicados nas imagens das amostras no software ImageJ.

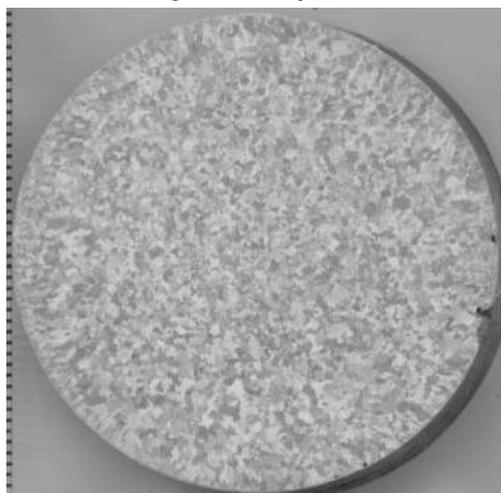
Anexo II – Imagens Macrografia



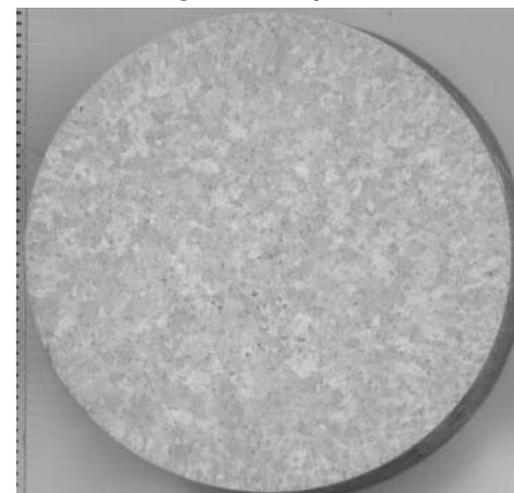
Liga I – Posição 1



Liga II – Posição 1



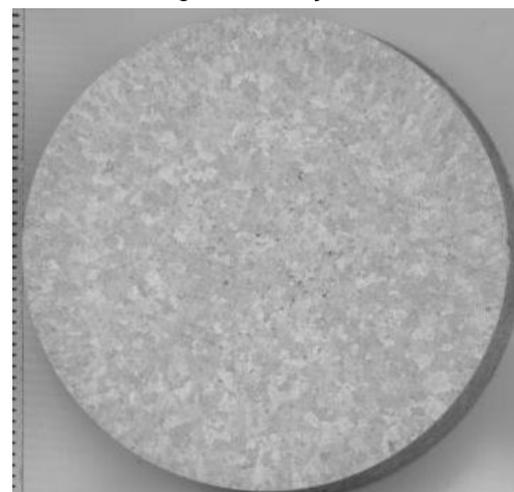
Liga I – Posição 2



Liga II – Posição 2



Liga I – Posição 4



Liga II – Posição 4

Figura 1 - Macroestruturas de amostras transversais do lingotes das ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) , no estado desgaseificado.

Anexo III – Propriedades Microestruturais

Tabela 1- Tamanho de grão (mm) das liga I e II nos estados brutos de Solidificação e desgaseificados.

Liga I				
Posição (mm)	EBS		Desgaseificada	
	Média (mm)	Desvio Padrão (mm)	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)
5	1,079	0,209	1,083	0,212
20	1,104	0,217	1,108	0,217
40	1,087	0,227	1,092	0,218
60	1,083	0,211	1,124	0,225
80	1,094	0,222	1,108	0,214
Liga II				
Posição (mm)	EBS		Desgaseificada	
	Média (mm)	Desvio Padrão (mm)	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)
5	1,111	0,217	1,135	0,230
20	1,105	0,232	1,126	0,209
40	1,062	0,204	1,097	0,218
60	1,087	0,222	1,127	0,224
80	1,084	0,218	1,003	0,222

Tabela 2 - Espaçamento dendritico Secundário (λ_2) para as ligas I e II nos estados brutos de solidificação e desgaseificados.

Liga I				
Posição (mm)	EBS		Desgaseificada	
	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)
5	50,0	7,2	53,8	5,9
20	51,7	8,0	52,3	4,9
40	54,9	9,3	54,2	5,9
60	59,8	11,2	55,7	10,4
80	59,8	9,7	56,9	7
Liga II				
Posição (mm)	EBS		Desgaseificada	
	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)	Média (μm)	Desvio Padrão (μm)
5	43,7	3,4	44,4	6,9
20	49,5	7,0	47,1	4,2
40	51,7	5,2	48,1	4,2
60	53,0	4,3	52,9	4,9
80	53,2	5,4	53,2	5,8

Anexo IV – Percentual de Porosidade

Tabela 1 - Percentual volumétrico de porosidade para as ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,94	1,49	1,74	1,36	1,63	0,21
20	2,06	1,59	1,66	1,87	1,79	0,17
40	2,39	1,84	1,94	1,95	2,03	0,18
60	2,41	2,25	1,96	2,71	2,33	0,23
80	2,13	2,37	2,81	3,12	2,61	0,36
Liga I – Desgaseificada						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,05%	1,38%	0,89%	0,86%	1,04%	0,17%
20	0,89%	1,47%	1,31%	1,10%	1,19%	0,20%
40	0,86%	1,53%	1,30%	1,25%	1,23%	0,19%
60	1,24%	1,86%	1,23%	1,28%	1,46%	0,23%
80	1,53%	1,64%	1,64%	1,68%	1,65%	0,04%

Tabela 2 - Percentual volumétrico de porosidade para as ligas II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de Soldificação e desgaseificados, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga II – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	2,96%	3,26%	3,14%	3,21%	3,14%	0,10%
20	3,15%	3,43%	3,38%	3,28%	3,31%	0,10%
40	3,36%	3,57%	3,58%	3,50%	3,50%	0,08%
60	3,76%	3,97%	3,94%	4,00%	3,92%	0,08%
80	4,10%	4,69%	4,56%	4,51%	4,47%	0,20%
Liga II – Desgaseificada						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,23%	1,32%	1,46%	1,45%	1,37%	0,09%
20	1,35%	1,45%	1,61%	1,72%	1,54%	0,13%
40	1,66%	1,67%	1,80%	2,00%	1,79%	0,12%
60	1,81%	1,71%	1,83%	2,10%	1,86%	0,12%
80	2,07%	1,98%	2,16%	2,40%	2,15%	0,13%

Anexo V – Propriedades Mecânicas ligas I e II fundidas

Tabela 1 – Dureza Brinell para a liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	52,83	52,36	51,9	52,36	0,38
20	51,44	51,9	51,9	51,74	0,22
40	50,98	50,98	50,09	50,69	0,42
60	48,37	49,22	49,22	48,94	0,40
80	47,95	48,37	47,54	47,96	0,34
Liga I – Desgaseificado					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	55,28	54,78	55,28	55,12	0,24
20	53,31	53,8	52,83	53,31	0,39
40	53,31	54,28	53,8	53,8	0,40
60	53,8	52,36	51,9	52,69	0,81
80	51,9	51,44	50,98	51,44	0,37
Liga II – EBS					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	60,68	60,68	61,26	60,87	0,27
20	59,54	58,44	60,68	59,55	0,92
40	58,44	58,44	58,44	58,44	0,00
60	57,89	58,44	57,89	58,07	0,26
80	57,36	57,36	56,83	57,18	0,25
Liga II – Desgaseificado					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	70,28	71,71	70,28	70,76	0,68
20	69,57	72,45	70,28	70,77	1,23
40	70,28	68,88	68,88	69,34	0,66
60	68,19	67,52	67,52	67,74	0,32
80	64,91	62,44	63,05	63,47	1,05

Tabela 2 - Limite de resistência à tração para as ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de Solidificação e desgaseificados, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	132,33	129,41	142,95	122,96	131,90	7,22
20	124,73	129,93	128,64	123,79	126,77	2,57
40	123,98	117,23	114,84	120,97	120,73	2,76
60	105,2	109,35	103,88	119,33	109,44	6,06
80	89,8	91,95	92,06	95,03	92,21	1,86
Liga I – Desgaseificada						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	159,2	151,32	149,97	153,76	153,56	3,53
20	134,54	155,92	143,9	156,99	147,84	9,24
40	137,37	120,98	141,34	131,36	132,76	7,67
60	127,23	140,57	123,64	122,83	128,57	7,12
80	123,62	134,97	116,57	121,76	124,23	6,72
Liga II – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	145,6	141,22	139,32	135,39	140,35	3,62
20	139,94	140,91	133,82	130,73	136,35	4,23
40	128,86	128,16	130,7	128,26	129,00	1,02
60	122,08	120,27	124,69	118,06	121,27	2,43
80	125,22	111,98	107,32	116,73	115,31	6,62
Liga II – Desgaseificada						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	173,45	169,14	186,18	173,39	175,54	6,39
20	163,52	163,41	155,99	169,82	163,18	4,90
40	156,92	155,48	159,3	146,9	155,40	4,98
60	149,51	148,69	150,16	149,62	149,50	0,53
80	142,14	151,6	146,19	137,9	144,46	5,06

Tabela 3 – Deformação específica para a liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,19	1,23	1,56	1,04	1,25	0,19
20	1,28	1,23	0,77	1,19	1,12	0,21
40	0,86	0,74	0,89	0,91	0,85	0,07
60	0,99	0,74	0,69	0,49	0,73	0,18
80	0,59	0,49	0,59	0,49	0,54	0,05
Liga I – Desgaseificado						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,78	1,85	1,68	1,95	1,82	0,10
20	1,7	1,8	1,6	1,98	1,77	0,14
40	1,46	1,53	1,6	1,48	1,52	0,06
60	1,36	1,31	1,36	1,23	1,31	0,05
80	1,35	1,25	1,4	1,5	1,38	0,09
Liga II – EBS						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	0,79	0,86	0,79	0,79	0,81	0,03
20	0,86	0,74	0,69	0,86	0,79	0,08
40	0,74	0,69	0,67	0,81	0,73	0,06
60	0,54	0,5	0,78	0,65	0,62	0,11
80	0,49	0,49	0,52	0,54	0,51	0,02
Liga II – Desgaseificada						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	0,99	1,09	0,94	1,19	1,05	0,09
20	1,04	0,99	1,11	0,98	1,01	0,08
40	1,2	0,86	0,93	0,92	0,98	0,13
60	0,79	0,74	0,95	0,91	0,85	0,09
80	0,79	0,74	0,72	0,91	0,79	0,08

Anexo VI – Propriedades mecânicas das ligas I e II tratadas termicamente

Tabela 1 – Dureza Brinell para a liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, tratadas termicamente, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS – T6					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	64,28	63,66	65,55	64,5	0,79
20	62,44	63,05	63,05	62,85	0,28
40	61,85	58,99	58,99	59,94	1,35
60	57,89	58,44	58,99	58,44	0,45
80	56,31	56,83	57,36	56,83	0,27
Liga I – Desgaseificado – T6					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	69,57	69,57	72,45	70,53	1,36
20	68,19	68,19	67,52	67,97	0,32
40	66,2	66,85	66,85	66,63	0,31
60	64,91	64,91	66,2	65,34	0,61
80	64,28	64,91	66,2	64,28	0,64
Liga II – EBS – T6					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	89,75	91,8	90,77	90,77	0,84
20	90,77	88,75	88,75	89,42	0,95
40	85,85	87,77	84,91	86,18	1,19
60	80,44	78,74	80,44	79,87	0,8
80	76,29	74,72	73,95	74,99	0,97
Liga II – Desgaseificado – T6					
Posição (mm)	Medição 1 (HB)	Medição 2 (HB)	Medição 3 (HB)	Média (HB)	Desvio Padrão (HB)
5	93,91	91,8	91,8	92,5	1
20	89,75	92,85	90,77	91,12	1,29
40	87,77	89,75	87,77	88,43	0,93
60	85,85	87,77	84,91	86,18	1,19
80	82,18	83,99	81,3	82,49	1,12

Tabela 2 - Limite de resistência à tração para as ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, tratadas termicamente, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	156,74	173,45	158,43	162,59	162,80	6,51
20	143,72	148,5	148,4	146,4	146,76	1,94
40	139,02	132,17	130,73	140,95	135,72	4,35
60	119,07	115,84	113,47	121,54	117,48	3,07
80	108,21	100	112	113	108,30	5,12
Liga I – Desgaseificada – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	179,38	177,92	183,54	176,67	179,38	2,59
20	175,38	163,12	180,16	165,41	171,02	7,01
40	147,34	165,54	173,23	162,59	162,18	9,40
60	164,52	140,55	155,68	161,15	155,48	9,18
80	138,48	149,88	149,34	144,62	145,58	4,58
Liga II – EBS – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	191,47	197,11	186,18	190	191,19	3,93
20	190	197,28	180	170,73	181,95	9,61
40	176,8	170,99	175	170,83	173,41	2,58
60	170,09	170,13	173,45	173,45	170,92	1,46
80	169,14	151,6	170,07	149,62	160,11	9,53
Liga II – Desgaseificada – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (MPa)	Medição 2 (MPa)	Medição 3 (MPa)	Medição 4 (MPa)	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
5	226,61	238,01	230	233,26	231,97	4,21
20	233,26	221,61	215,26	212,42	221,23	4,54
40	204,54	221,58	210	209,83	211,49	6,23
60	201,15	204,22	202,7	202,7	204,25	2,91
80	192,42	197,5	195,37	204,71	197,50	4,54

Tabela 3 – Deformação específica para a liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), nos estados brutos de solidificação e desgaseificados, tratadas termicamente, em relação as diferentes posições em estudo.

Liga I – EBS – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	2,25	2	1,87	2,25	2,09	0,16
20	1,50	1,62	1,62	1,86	1,65	0,13
40	1,50	1,75	1,625	1,5	1,59	0,10
60	1,25	1,25	1,50	1,16	1,29	0,13
80	1,25	1,00	0,90	0,85	1,00	0,15
Liga I – Desgaseificado – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	2,25	2,87	2,75	2,50	2,59	0,24
20	2,50	2,60	2,75	2,15	2,50	0,22
40	2,40	1,87	2,50	2,25	2,26	0,24
60	2,65	2,25	2,00	1,80	2,18	0,32
80	2,15	2,00	1,95	2,35	2,11	0,16
Liga II – EBS – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	1,50	1,87	1,75	1,87	1,75	0,15
20	1,62	1,50	1,75	1,62	1,62	0,09
40	1,42	1,50	1,35	1,25	1,38	0,09
60	1,00	0,87	1,12	1,00	1,00	0,09
80	0,90	0,75	0,78	0,82	0,81	0,06
Liga II – Desgaseificada – T6						
Posição (mm)	Medição 1 (%)	Medição 2 (%)	Medição 3 (%)	Medição 4 (%)	Média (%)	Desvio Padrão (%)
5	2,25	2,12	2,50	2,20	2,27	0,14
20	2,25	2,05	1,92	2,25	2,12	0,14
40	2,50	1,75	2,00	1,80	2,01	0,30
60	2,05	2,12	1,75	1,65	1,89	0,20
80	2,00	1,75	1,80	1,90	1,86	0,10

Anexo VII - Base de dados para construção dos modelos matemáticos

Base de dados para as ligas Al-Si-Mg								
Nome da Liga	Variáveis Dependentes			Variáveis Independentes				
	Propriedades Mecânicas			Composição Química			Processo de Fabricação	
	Limite de Resistência à Tração [MPa]	Deformação Específica ϵ [%]	Dureza [HB]	Si [%]	Fe [%]	Mg [%]	Porosidade [%]	Tratamento Térmico
	Y1	Y2	Y3	X1	X2	X3	X4	X5
Liga I	131,4	1,25	52,36	3,81	0,359	0,255	1,63	CBS
	126,93	1,12	51,74	3,77	0,343	0,258	1,79	CBS
	120,51	0,85	50,69	3,73	0,357	0,255	2,03	CBS
	109,44	0,73	48,94	3,73	0,350	0,252	2,33	CBS
	92,06	0,54	47,96	3,65	0,351	0,249	2,61	CBS
	153,56	1,82	55,12	3,81	0,359	0,255	1,04	CBS
	147,84	1,78	53,31	3,77	0,343	0,258	1,19	CBS
	132,36	1,52	53,80	3,73	0,357	0,255	1,23	CBS
	128,57	1,31	52,69	3,73	0,350	0,252	1,46	CBS
	124,3	1,38	51,44	3,65	0,351	0,249	1,65	CBS
	162,8	2,09	64,50	3,81	0,359	0,255	1,63	T6
	146,87	1,65	62,85	3,77	0,343	0,258	1,79	T6
	135,6	1,59	59,94	3,73	0,357	0,255	2,03	T6
	117,46	1,29	58,44	3,73	0,350	0,252	2,33	T6
	108,21	1	56,83	3,65	0,351	0,249	2,61	T6
	179,38	2,59	70,53	3,81	0,359	0,255	1,04	T6
	171,02	2,5	67,97	3,77	0,343	0,258	1,19	T6
	162,18	2,26	66,63	3,73	0,357	0,255	1,23	T6
155,48	2,18	65,34	3,73	0,350	0,252	1,46	T6	
145,58	2,12	64,28	3,65	0,351	0,249	1,65	T6	
Liga II	140,39	0,81	60,87	6,620	0,583	0,505	3,14	CBS
	136,45	0,79	59,55	6,580	0,627	0,622	3,31	CBS
	129,00	0,73	58,44	6,290	0,605	0,630	3,50	CBS
	121,27	0,63	58,07	6,170	0,640	0,609	3,92	CBS
	115,31	0,51	57,18	5,920	0,582	0,626	4,47	CBS
	175,39	1,05	70,76	6,620	0,583	0,505	1,37	CBS
	163,18	1,01	70,77	6,580	0,627	0,622	1,54	CBS
	155,40	0,98	69,34	6,290	0,605	0,630	1,79	CBS
	149,54	0,85	67,74	6,170	0,640	0,609	1,86	CBS
	144,52	0,8	63,47	5,920	0,582	0,626	2,15	CBS
	191,10	1,75	90,77	6,620	0,583	0,505	3,14	T6
	185,68	1,62	89,42	6,580	0,627	0,622	3,31	T6
	174,26	1,38	86,18	6,290	0,605	0,630	3,50	T6
	170,07	1	79,87	6,170	0,640	0,609	3,92	T6
	161,54	0,81	74,99	5,920	0,582	0,626	4,47	T6
	232,56	2,27	92,50	6,620	0,583	0,505	1,37	T6
	221,54	2,12	91,12	6,580	0,627	0,622	1,54	T6
	212,04	2,01	88,43	6,290	0,605	0,630	1,79	T6
205,00	1,88	86,18	6,170	0,640	0,609	1,86	T6	
198,99	1,86	82,49	5,920	0,582	0,626	2,15	T6	

Anexo VIII – Análises de Regressão

Regression Analysis: LRT (MPA) versus Si (%); Fe(%); Mg (%); Porosidade (%); TT_T6

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Regression	5	36638,9	7327,8	52,87	0,000
Si (%)	1	1153,7	1153,7	8,32	0,007
Fe (%)	1	73,4	73,4	0,53	0,472
Mg (%)	1	69,8	69,8	0,50	0,483
Porosidade (%)	1	10115,0	10115,0	72,98	0,000
TT_T6	1	13687,9	13687,9	98,75	0,000
Error	34	4712,7	138,6		
Total	39	41351,6			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
11,7732	88,60%	86,93%	84,16%

Coefficients

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	87,3	15,2	5,73	0,000	
Si (%)	23,85	8,27	2,89	0,007	33,47
Fe (%)	-97	134	-0,73	0,472	85,36
Mg (%)	44,4	62,5	0,71	0,483	34,76
Porosidade (%)	-20,29	2,38	-8,54	0,000	1,48
TT_T6	37,00	3,72	9,94	0,000	1,00

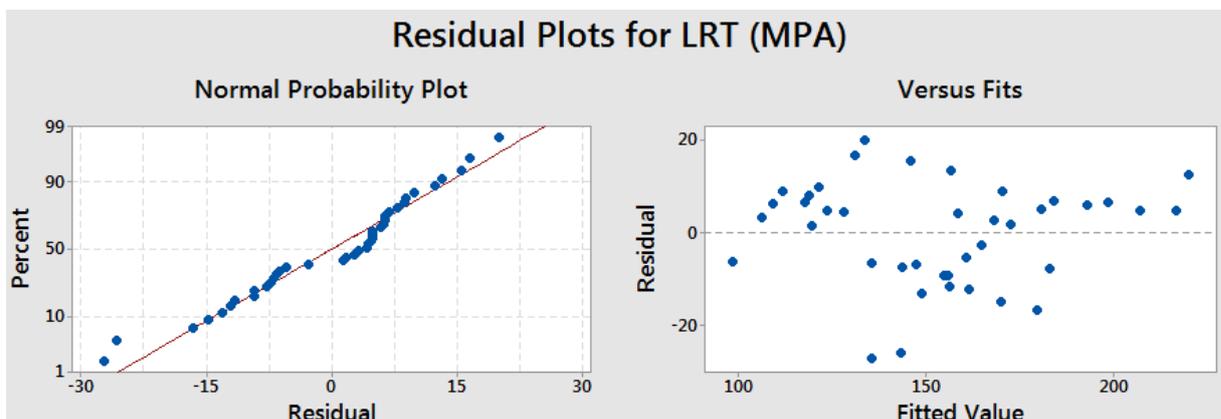
Regression Equation

LRT (MPA) = 87,3 + 23,85 Si (%) - 97 Fe (%) + 44,4 Mg (%) - 20,29 Porosidade (%) + 37,00 TT_T6

Fits and Diagnostics for Unusual Observations

Obs	LRT (MPA)	Fit	Resid	Std Resid	
14	117,46	143,19	-25,73	-2,29	R
15	108,21	135,37	-27,16	-2,45	R

R Large residual



Regression Analysis: ϵ [%] versus Si (%); Fe(%); Mg (%); Porosidade (%); TT_T6

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Regression	5	11,2652	2,25303	32,72	0,000
Si (%)	1	0,0813	0,08129	1,18	0,285
Fe (%)	1	0,0438	0,04384	0,64	0,430
Mg (%)	1	0,0064	0,00638	0,09	0,763
Porosidade (%)	1	3,6092	3,60922	52,41	0,000
TT_T6	1	6,0140	6,01400	87,33	0,000
Error	34	2,3415	0,06887		
Total	39	13,6067			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
0,262428	82,79%	80,26%	76,03%

Coefficients

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	1,818	0,340	5,35	0,000	
Si (%)	0,200	0,184	1,09	0,285	33,47
Fe (%)	-2,37	2,98	-0,80	0,430	85,36
Mg (%)	0,42	1,39	0,30	0,763	34,76
Porosidade (%)	-0,3833	0,0529	-7,24	0,000	1,48
TT_T6	0,7755	0,0830	9,34	0,000	1,00

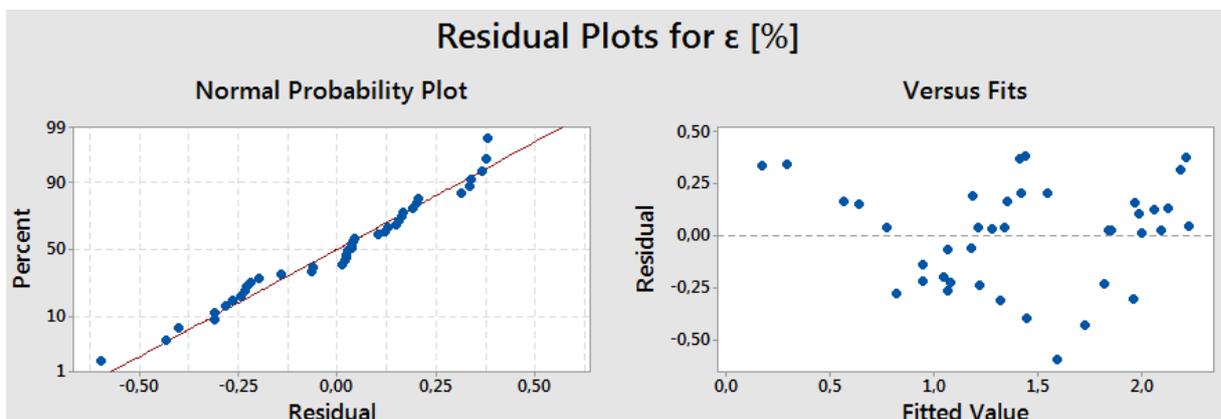
Regression Equation

$$\epsilon \text{ [%]} = 1,818 + 0,200 \text{ Si (%) } - 2,37 \text{ Fe (%) } + 0,42 \text{ Mg (%) } - 0,3833 \text{ Porosidade (%) } + 0,7755 \text{ TT_T6}$$

Fits and Diagnostics for Unusual Observations

Obs	ϵ [%]	Fit	Resid	Std Resid
15	1,000	1,596	-0,596	-2,41 R

R Large residual



Regression Analysis: Dureza (HB) versus Si (%); Fe(%); Mg (%); Porosidade (%); TT_T6

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Regression	5	5566,32	1113,26	167,06	0,000
Si (%)	1	60,86	60,86	9,13	0,005
Fe (%)	1	0,08	0,08	0,01	0,912
Mg (%)	1	9,03	9,03	1,35	0,253
Porosidade (%)	1	628,90	628,90	94,38	0,000
TT_T6	1	2418,34	2418,34	362,91	0,000
Error	34	226,57	6,66		
Total	39	5792,89			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
2,58141	96,09%	95,51%	94,34%

Coefficients

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	32,95	3,34	9,86	0,000	
Si (%)	5,48	1,81	3,02	0,005	33,47
Fe (%)	3,3	29,3	0,11	0,912	85,36
Mg (%)	16,0	13,7	1,16	0,253	34,76
Porosidade (%)	-5,059	0,521	-9,71	0,000	1,48
TT_T6	15,551	0,816	19,05	0,000	1,00

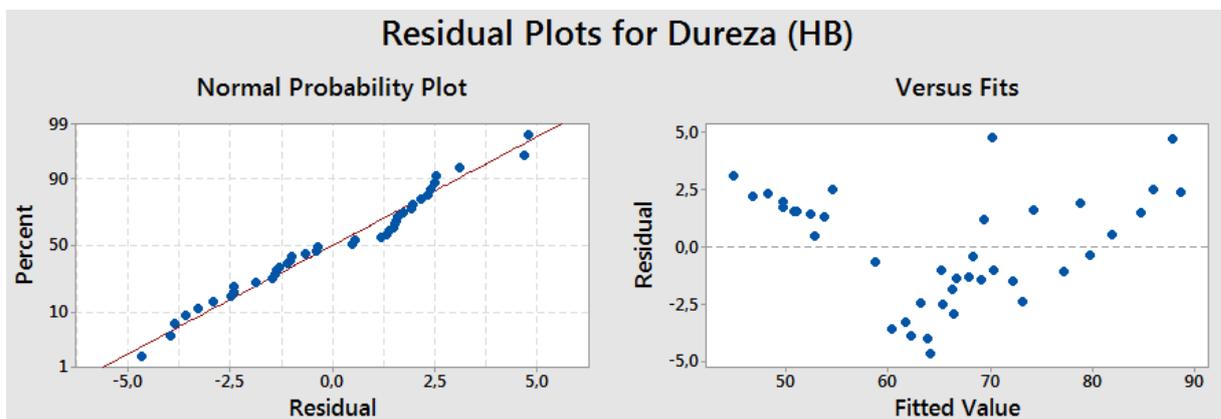
Regression Equation

$$\text{Dureza (HB)} = 32,95 + 5,48 \text{ Si (\%)} + 3,3 \text{ Fe(\%)} + 16,0 \text{ Mg (\%)} - 5,059 \text{ Porosidade (\%)} + 15,551 \text{ TT_T6}$$

Fits and Diagnostics for Unusual Observations

Obs	Dureza (HB)	Fit	Resid	Std Resid	
35	74,99	70,20	4,79	2,15	R
36	92,50	87,79	4,71	2,12	R

R Large residual





Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria Acadêmica
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - 3º. andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: proacad@pucrs.br
Site: www.pucrs.br/proacad