AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**EFEITOS DO COBRE E DO MAGNÉSIO NA MICROESTRUTURA DA LIGA Al-19%Si
FUNDIDA POR CENTRIFUGAÇÃO**

CHESTER CONTATORI

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto**

**São Paulo
2017**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**EFEITOS DO COBRE E DO MAGNÉSIO NA MICROESTRUTURA DA LIGA
Al-19%Si FUNDIDA POR CENTRIFUGAÇÃO**

CHESTER CONTATORI

**Tese apresentada como parte dos requisitos
para obtenção do Grau de Doutor em
Ciências na área de Tecnologia Nuclear -
Materiais**

Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto

Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN

São Paulo
2017

FOLHA DE APROVAÇÃO

Autor: Chester Contatori

Título: Efeitos do cobre e do magnésio na microestrutura da liga Al-19%Si fundida por centrifugação

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Ciências.

Data: ____ / ____ / ____

Banca Examinadora

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha mãe, Maria Therezinha Sacco (*in memoriam*), com todo o meu amor e gratidão, pelo grande apoio e incentivo recebido ao longo de minha vida, especialmente quanto a minha formação.

AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Antônio Augusto Couto, minha eterna gratidão pela orientação, dedicação, apoio, prontidão, conselhos, incentivos e amizade concedida. Levarei o seu exemplo de vida, retidão, dedicação e profissionalismo para toda a minha vida. Muito obrigado por tudo.

Ao Dr. Nelson Batista Lima, pela amizade, pelos valiosos conhecimentos transmitidos e pela atenção dispensada durante os ensaios realizados nos laboratórios de difração.

Ao Dr. Jan Vatauvuk, pelos valiosos conhecimentos transmitidos ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

Ao Dr. Givanildo Alves dos Santos, pelos valiosos conhecimentos transmitidos nas avaliações deste trabalho.

Ao Dr. Garabed Kenchian, pelos valiosos conhecimentos transmitidos no desenvolvimento e utilização de software de análise de imagens.

Ao Mestre Nilton Inacio Domingues Junior, pela colaboração nos processos de fundição das ligas estudadas, na Universidade Presbiteriana Mackenzie

A Universidade Presbiteriana Mackenzie, pela colaboração na utilização do Laboratório de Fundição.

Ao Dr. Renato Baldan, pela colaboração na aplicação do Software de simulação de fases.

A minhas filhas, e em especial a minha querida esposa pelo companheirismo, compreensão, paciência e apoio durante todo o desenvolvimento do processo de doutorado.

RESUMO

CONTATORI, C. *Efeitos do cobre e do magnésio na microestrutura da liga Al-19%Si fundida por centrifugação*, 2017. 195 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares – IPEN-CNEN/SP. São Paulo

As ligas de alumínio hipereutéticas fundidas por centrifugação apresentam a possibilidade de obtenção de um gradiente funcional de propriedades no material (“*Functionally Graded Material*” - *FGM*). Na fundição por centrifugação, os compostos menos densos tenderão a se concentrar no diâmetro interno de um tubo centrifugado. Como a massa específica do silício e do Mg_2Si são menores do que a do alumínio, as partículas dessas fases tendem a concentrar-se na parede interna de tubos centrifugados. Em função disto, este estudo tem como objetivo dar uma contribuição ao entendimento dos mecanismos de migração das partículas de silício e de Mg_2Si numa liga de alumínio hipereutética com 19% de silício e com adições de cobre e magnésio fundidas por centrifugação. Diante disto, foram obtidos tubos da liga Al-19%Si com adições de até 5% de cobre e 5% de magnésio por meio da fundição centrífuga numa rotação de 1700 rpm. A caracterização microestrutural em diversas regiões dos tubos centrifugados foi feita utilizando-se a microscopia óptica e eletrônica de varredura com sistema de análise de imagens. A fração das fases presentes e a dureza Vickers foram determinadas ao longo da parede do tubo em diversas posições de vazamento. A fundição centrífuga promove a segregação de partículas de silício primário e de Mg_2Si , com massas específicas menores para a parede interna do tubo. Esta segregação é mais acentuada na região final de vazamento devido ao maior tempo de centrifugação até a solidificação. Uma retenção de partículas junto à parede externa do tubo ocorre em decorrência da mais elevada taxa de resfriamento da liga fundida em contato com a parede do molde mais frio. Esta retenção também foi maior na região do tubo de início de vazamento em relação à de final de vazamento. A adição de cobre intensificou a migração das partículas devido ao aumento da densidade do líquido. O aumento do teor de cobre na liga também inibiu a presença de dendritas de alumínio primário que ocorrem em grandes quantidades nas regiões centrais das paredes dos tubos centrifugados. O perfil de dureza ao longo da parede do tubo indicou um aumento de dureza relacionado diretamente à quantidade de partículas de silício (β) e Mg_2Si .

Palavras Chave: Fundição Centrífuga, Segregação de Partículas, Mg_2Si , Liga Al-19%Si.

ABSTRAT

CONTATORI, C. *Effects of copper and magnesium on the microstructure of alloy Al-19% Si fused by centrifugation*, 2017. 195 p. Thesis (Doctorate in Nuclear Technology) - Nuclear Energy Research Institute - IPEN-CNEN / SP. Sao Paulo

A functionally gradient material, in terms of its properties, can be obtained with centrifugally cast hypereutectic aluminum alloys. In centrifugal casting, the less dense compounds tend to concentrate close to the inner wall of a centrifugally cast tube. Since the specific mass of silicon and Mg_2Si are less than that of aluminum, particles of these phases tend to concentrate at the inner walls of centrifugally cast tubes. On the basis of this, the aim of this study was to contribute towards increased understanding of the mechanism of segregation of silicon and Mg_2Si particles in a centrifugally cast hypereutectic aluminum - 19% silicon alloy to which copper and magnesium were added. Hence, tubes of Al-19%Si alloy with up to 5% copper and up to 5% magnesium were centrifugally cast at rotational speed of 1700 rpm. Microstructural examination of various regions of the centrifugally cast tubes was carried out using an optical microscope and a scanning electron microscope coupled to an image analyzer. The amount of phases that formed and the Vickers hardness were determined across the thickness of the tube at different positions. Centrifugal casting promotes segregation of primary silicon and Mg_2Si particles, (with lower specific weights) towards the inner walls of the tube. This segregation was higher at regions that were last to be cast, and due to longer centrifugation until solidification. Retention of particles close to the outer wall of the tube took place due to higher cooling rate of the cast alloy in contact with the cold walls of the mold. This retention was also higher at regions of the tube that were cast first compared with those that were cast last. The addition of copper increased particle migration due to increase in density of the liquid. Increase in the amount of copper in the alloy also inhibited the presence of primary aluminum dendrites that form in large quantities at the central regions of centrifugally cast tube walls. The hardness profile along the tube wall indicated an increase in hardness and this is directly related to the quantity of (β) silicon and Mg_2Si particles.

Keywords- Centrifugal casting, particle segregation, Mg_2Si , alloy Al-19%Si.

LISTA DE TABELAS

Tabela-01: Classificação do alumínio e suas ligas para fundição.....	26
Tabela-02: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-1	57
Tabela-03: Distribuição de partículas região inicial de vazamento – tubo-1	64
Tabela-04: Dureza superficial na região inicial de vazamento – tubo-1	66
Tabela-05: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento tubo-1	68
Tabela-06: Distribuição de partículas região central de vazamento – tubo-1	76
Tabela-07: Dureza superficial na região central de vazamento – tubo-1	78
Tabela-08: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento tubo-1...	80
Tabela-09: Distribuição de partículas região final de vazamento – tubo-1	87
Tabela-10: Dureza superficial na região final de vazamento – tubo-1	89
Tabela-11: Distribuição dos elementos químicos existentes na região inicial de vazamento – tubo-2.....	95
Tabela-12: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-2	98
Tabela-13: Distribuição de partículas região inicial de vazamento – tubo-2.....	105
Tabela-14: Dureza superficial na região inicial de vazamento – tubo-2.....	107
Tabela-15: Distribuição dos elementos químicos existentes na região central de vazamento – tubo-2.....	108
Tabela-16: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento tubo-2	111
Tabela-17: Distribuição de partículas região central de vazamento – tubo-2	118
Tabela-18: Dureza superficial na região central de vazamento – tubo-2.....	119
Tabela-19: Distribuição dos elementos químicos existentes na região final de vazamento – tubo-2.....	121
Tabela-20: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento tubo-2	124
Tabela-21: Distribuição de partículas região final de vazamento – tubo-2	131
Tabela-22: Dureza superficial na região final de vazamento – tubo-2	132
Tabela-23: Distribuição dos elementos químicos existentes na região inicial de vazamento – tubo-3.....	141
Tabela-24: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-3	144
Tabela-25: Distribuição de partículas região inicial de vazamento – tubo-3.....	151
Tabela-26: Dureza superficial na região inicial de vazamento – tubo-3.....	152

Tabela-27: Distribuição dos elementos químicos existentes na região central de vazamento – tubo-3.....	153
Tabela-28: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento tubo-3	156
Tabela-29: Distribuição de partículas região central de vazamento – tubo-3.....	163
Tabela-30: Dureza superficial na região central de vazamento - tubo-3	165
Tabela-31: Distribuição dos elementos químicos existentes na região final de vazamento – tubo-3.....	166
Tabela-32: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento tubo-3	169
Tabela-33: Distribuição de partículas região final de vazamento – tubo-3	176
Tabela-34: Dureza superficial na região final de vazamento – tubo-3	178

LISTA DE FIGURAS

Figura-1	Diagrama de fases alumínio-silício	25
Figura-2	Esquema de fundição centrífuga horizontal	32
Figura-3	Esquema de um projeto de máquina centrífuga horizontal	32
Figura-4	Representação esquemática das forças atuantes nas partículas do metal	37
Figura-5	Esquema da variação do raio de centrifugação em função do tempo	39
Figura-6	Representação da distribuição das partículas e sua segregação na centrifugação.....	43
Figura-7	Imagem dos cilindros resultantes da fundição centrífuga.....	47
Figura-8	Imagem do forno de indução ao ar, Inductotherm.....	47
Figura-9	Representação esquemática de uma fundição por centrifugação horizontal com sistema de resfriamento do molde	49
Figura-10	Imagem da centrífuga utilizada na fundição por centrifugação.....	49
Figura-11	Imagem dos detalhes da (A) Coquilha e dos (B) Roletes utilizados na fundição por centrifugação	49
Figura-12	Esquema de corte dos tubos fundidos por centrifugação.....	50
Figura-13	Imagem do microscópio óptico Olympus BX51M.....	50
Figura-14	Esquema de divisões de imagens longitudinais das amostras	52
Figura-15	Esquema de divisões de imagens tiradas da superfície das amostras	52
Figura-16	Imagem do microcópico eletrônico de varredura TM-3000, acoplado ao sistema de dispersão de energia por raio X “Quantax-70”	53
Figura-17	Imagem do difratômetro de raios X MULTIFLEX, marca RIGAKU	54
Figura-18	Imagem do medidor de dureza Vickers, marca BUEHLER.....	54
Figura-19	Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	56
Figura-20	Distribuição de partículas de silício no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-1	57
Figura-21	Imagens da posição-4, do eixo “B” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M	58
Figura-22	Imagens do eixo “A” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	59
Figura-23	Imagens do eixo “B” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	60
Figura-24	Imagens do eixo “C” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	61
Figura-25	Imagens do eixo “D” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	62

Figura-26	Imagens do eixo “E” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	63
Figura-27	Distribuição de partículas superfície região inicial vazamento tubo-1	64
Figura-28	Dureza superficial na região inicial de vazamento tubo-1	66
Figura-29	Imagens das microestruturas no eixo radial da região central de vazamento tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	67
Figura-30	Distribuição de partículas de silício na região central de vazamento do tubo1	69
Figura-31	Imagens da posição-9, do eixo “C” da região central de vazamento do tubo-1, foto tirada do microscópio óptico Olympus BX51M.....	70
Figura-32	Imagens do eixo “A” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	71
Figura-33	Imagens do eixo “B” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	72
Figura-34	Imagens do eixo “C” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	73
Figura-35	Imagens do eixo “D” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	74
Figura-36	Imagens do eixo “E” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	75
Figura-37	Distribuição de partículas na superfície da região central de vazamento tubo-1	77
Figura-38	Dureza superficial na região central de vazamento tubo-1	78
Figura-39	Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	79
Figura-40	Distribuição de partículas de silício no eixo radial da região final de vazamento tubo-1.....	81
Figura-41	Imagens da posição-5, da região final de vazamento do tubo-1, foto tirada do microscópio óptico Olympus BX51M.....	81
Figura-42	Imagens do eixo “A” da região final vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	82
Figura-43	Imagens do eixo “B” da região final vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	83
Figura-44	Imagens do eixo “C” da região final vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	84
Figura-45	Imagens do eixo “D” da região final vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	85
Figura-46	Imagens do eixo “E” da região final vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	86
Figura-47	Distribuição de partículas superfície região final de vazamento tubo-1.....	88

Figura-48	Dureza superficial na região final vazamento tubo-1	89
Figura-49	Difratograma de raios X da liga Al-19Si-2,5Cu-2,5Mg – região inicial de vazamento do tubo-2.....	90
Figura-50	Imagens da região inicial de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	91
Figura-51	Imagens da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	91
Figura-52	Imagens da região final de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	91
Figura-53	Imagens da face externa da parede do tubo-2, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	92
Figura-54	Imagens da face interna da parede do tubo-2, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	93
Figura-55	Imagens da face externa da parede do tubo-2, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	93
Figura-56	Imagens da face interna da parede do tubo-2, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	94
Figura-57	Imagens da face externa da parede do tubo-2, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	94
Figura-58	Imagens da face interna da parede do tubo-2, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	94
Figura-59	Elementos químicos na região inicial de vazamento do tubo-2	95
Figura-60	Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	97
Figura-61	Distribuição de partículas na região inicial de vazamento tubo-2.....	98
Figura-62	Imagem da posição-8 do eixo radial da região inicial vazamento do tubo-2, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M.....	99
Figura-63	Imagens do eixo “A” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	100
Figura-64	Imagens do eixo “B” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	101
Figura-65	Imagens do eixo “C” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	102
Figura-66	Imagens do eixo “D” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51	103
Figura-67	Imagens do eixo “E” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	104
Figura-68	Distribuição de partículas na superfície da região inicial de vazamento do tubo-2	106
Figura-69	Dureza superficial na região inicial vazamento tubo-2	107

Figura-70	Elementos químicos na região central de vazamento do tubo-2.....	108
Figura-71	Imagens das microestruturas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	110
Figura-72	Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-2	111
Figura-73	Imagem da posição 9, do eixo radial da região central de vazamento do tubo-2, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M	112
Figura-74	Imagens do eixo “A” da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	113
Figura-75	Imagens do eixo “B” da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	114
Figura-76	Imagens do eixo “C” da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	115
Figura-77	Imagens do eixo “D” da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	116
Figura-78	Imagens do eixo “E” da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	117
Figura-79	Distribuição de partículas na superfície da região central de vazamento do tubo-2	119
Figura-80	Dureza superficial na região central vazamento tubo-2	120
Figura-81	Elementos químicos na região final de vazamento do tubo-2	121
Figura-82	Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	123
Figura-83	Distribuição de partículas na região final de vazamento tubo-2.....	124
Figura-84	Imagens do eixo “A” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	126
Figura-85	Imagens do eixo “B” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	127
Figura-86	Imagens do eixo “C” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	128
Figura-87	Imagens do eixo “D” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	129
Figura-88	Imagens do eixo “E” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	130
Figura-89	Distribuição de partículas superfície região final vazamento tubo-2	132
Figura-90	Dureza superficial na região final vazamento tubo-2	133
Figura-91	Fases apresentadas no resfriamento da liga Al-19Si-5Mg-5Cu	134
Figura-92	Difratograma de raios X da liga Al-19Si-5Cu-5Mg – região inicial de vazamento do tubo-3.....	135

Figura-93	Difratograma de raios X da liga Al-19Si-5Cu-5Mg – região final de vazamento do tubo-3.....	136
Figura-94	Imagens da região inicial de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	136
Figura-95	Imagens da região central de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	137
Figura-96	Imagens da região final de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	137
Figura-97	Imagens da face externa da parede do tubo-3, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	138
Figura-98	Imagens da face interna da parede do tubo-3, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	138
Figura-99	Imagens da face externa da parede do tubo-3, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	139
Figura-100	Imagens da face interna da parede do tubo-3, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	139
Figura-101	Imagens da face externa da parede do tubo-3, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	139
Figura-102	Imagens da face interna da parede do tubo-3, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70	140
Figura-103	Elementos químicos na região inicial de vazamento do tubo-3	141
Figura-104	Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio Óptico Olympus BX51M.....	143
Figura-105	Distribuição de partículas na região inicial de vazamento tubo-3.....	144
Figura-106	Imagens metalográficas da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	145
Figura-107	Imagens do eixo “A” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	146
Figura-108	Imagens do eixo “B” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	147
Figura-109	Imagens do eixo “C” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	148
Figura-110	Imagens do eixo “D” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	149
Figura-111	Imagens do eixo “E” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	150
Figura-112	Distribuição de partículas na superfície da região inicial de vazamento do tubo-3.....	152
Figura-113	Dureza superficial na região inicial vazamento tubo-3	153
Figura-114	Elementos químicos na região central de vazamento do tubo-3.....	154

Figura-115	Imagens das microestruturas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	155
Figura-116	Distribuição de partículas na região central de vazamento tubo-3	156
Figura-117	Imagens do eixo “A” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	158
Figura-118	Imagens do eixo “B” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	159
Figura-119	Imagens do eixo “C” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	160
Figura-120	Imagens do eixo “D” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	161
Figura-121	Imagens do eixo “E” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	162
Figura-122	Distribuição de partículas na superfície da região central de vazamento do tubo-3	164
Figura-123	Dureza superficial na região central vazamento tubo-3.....	165
Figura-124	Elementos Químicos na Região Final de Vazamento do Tubo-3.....	167
Figura-125	Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	168
Figura-126	Distribuição de partículas na região final de vazamento tubo-3.....	169
Figura-127	Imagens do eixo “A” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	171
Figura-128	Imagens do eixo “B” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	172
Figura-129	Imagens do eixo “C” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	173
Figura-130	Imagens do eixo “D” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	174
Figura-131	Imagens do eixo “E” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M.....	175
Figura-132	Distribuição de partículas na superfície da região final de vazamento do tubo-3	177
Figura-133	Dureza superficial na região final de vazamento tubo-3	178
Figura-134	Distribuição de silício (β) na região inicial de vazamento dos tubos	179
Figura-135	Distribuição de silício (β) na região central de vazamento dos tubos	179
Figura-136	Distribuição de silício (β) na região final de vazamento dos tubos.....	180
Figura-137	Distribuição de Mg_2Si na região inicial de vazamento dos tubos.....	180
Figura-138	Distribuição de Mg_2Si na região central de vazamento dos tubos.....	180
Figura-139	Distribuição de Mg_2Si na região final de vazamento dos tubos	181

Figura-140 Resultados de dureza superficial na liga Al-19Si	182
Figura-141 Resultados de dureza superficial na liga Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu	182
Figura-142 Resultados de dureza superficial na liga Al-19Si-5Mg-5Cu	182
Figura-143 Distribuição de partículas de Mg_2Si e silício em tubo.....	184
Figura-144 Dendritas de partículas de Mg_2Si	185
Figura-145 Distribuição de partículas Mg_2Si , conforme rotação centrífuga.....	185
Figura-146 Segregação de partículas de Mg_2Si e Silício em diversas rotações	186
Figura-147 Segregação de partículas de Mg_2Si e Silício em função da temperatura.....	187
Figura-148 Segregação de partículas em função das temperaturas do metal vazado.....	187
Figura-149 Esquema das colisões existentes entre partículas de Silício e Mg_2Si provenientes do campo de força centrífuga	188

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
2	OBJETIVOS.....	21
3	REVISÃO DE LITERATURA	22
3.1	Fundição de metais	30
3.2	Fundição por centrifugação	31
3.3	Modelagem matemática da segregação de partículas de uma liga em alumínio processada em fundição por centrifugação	34
3.3.1	Análise e modelagem da velocidade das partículas, desaceleração, deslocamento e segregação das mesmas no processo de arrefecimento.	36
3.3.2	Modelagem da velocidade das partículas	39
3.3.3	Modelagem de segregação das partículas.....	41
3.3.4	Modelagem do deslocamento das partículas	42
3.3.5	Modelagem da segregação das partículas.....	43
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	46
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	55
5.1	Resultados (tubo-1) liga Al-19Si.....	55
5.1.1.	Análise da região inicial de vazamento - tubo-1.....	55
5.1.2.	Análise da região central de vazamento - tubo-1	67
5.1.3.	Análise da região final de vazamento - tubo-1	79
5.2.	Resultados (tubo-2) liga Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu	90
5.2.1.	Análise da região inicial de vazamento - tubo-2.....	95
5.2.2.	Análise da região central de vazamento - tubo-2.....	108
5.2.3.	Análise da região final de vazamento - tubo-2	120
5.3.	Resultados (tubo-3) liga Al-19Si-5Mg-5Cu	133
5.3.1.	Análise da região inicial de vazamento - tubo-3.....	140
5.3.2.	Análise da região central de vazamento - tubo-3.....	153
5.3.3.	Análise da região final de vazamento - tubo-3	166
5.3.4.	Discussão sobre os resultados dos três tubos.....	178
6.	CONCLUSÕES.....	190
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	191
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	192

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, tratados internacionais, protocolos e leis vem sendo elaborados com o objetivo de redução da emissão de gases que provocam o efeito estufa. A redução está associada, entre outros fatores, à busca de formas alternativas de combustíveis que possam substituir os derivados de petróleo. O Brasil, a partir da década de 1980 criou o Pró-Álcool, com combustível derivado da cana-de-açúcar que é renovável. Além destes estudos para desenvolver novos combustíveis, atualmente a redução de massa no veículo representa significativamente um aumento de eficiência do automóvel e, conseqüentemente, menos emissão de poluentes. O potencial de redução de massa de veículos por meio do uso de ligas de alumínio se torna óbvio quando comparada a diferença de massa específica do próprio material, que equivale a $2,67 \text{ g/cm}^3$, quando comparado com as ligas ferrosas (aços e ferros fundidos) que variam em torno de $7,8 \text{ g/cm}^3$. Além disto, o alumínio pode ser totalmente reciclado sem perda da qualidade.

A produção de alumínio e ligas de alumínio fundido tem aumentado consideravelmente nas últimas décadas. Ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente por sua alta fluidez, baixa contração nos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem e seu baixo coeficiente de expansão térmica. As ligas de alumínio com 5-20% de Si (em porcentagem de massa) são as mais comuns e as mais usadas na indústria. A característica marcante destas ligas é que elas consistem de uma fase primária, de alumínio ou de silício, e de uma estrutura eutética (Al-12,6%Si) composta por essas duas fases. Este estudo pode surtir efeitos positivos para uma possível aplicação em camisas de cilindros automotivos, considerando a necessidade de resistência ao desgaste devido à abrasão que o pistão exerce na superfície interna da camisa quando do funcionamento do motor, o que poderá ser atingida com a concentração de partículas de Silício (β) e Mg_2Si , resultantes do processo de fundição por centrifugação. Geralmente, as camisas de cilindros têm sido feitas de ferro fundido, que atende os requisitos necessários. As ligas com alto teor de silício atribuem ao produto alta resistência ao desgaste, requisito necessário na parede interna da camisa. Contudo, os

altos teores de silício tornam a liga de alumínio frágil, inviabilizando a utilização deste material em muitas das aplicações.

O processo de fundição por centrifugação favorece a produção de peças com eixo de simetria, tais como: tubos, caldeiras, vasos de pressão, etc. Camisas de cilindros automotivos podem surgir através da fabricação de tubos centrifugados, visto que na fundição por centrifugação, a ação da força centrífuga faz com que o produto final apresente uma menor porosidade e grãos mais finos, melhorando todas as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Entretanto, a principal característica almejada no processo de centrifugação das ligas Al-Si é a possibilidade de obtenção de um gradiente funcional de propriedade no material (“*Functionally Graded Material*” - *FGM*). Ocorre que, no processo de fundição por centrifugação, os compostos menos densos tenderão a se concentrar no diâmetro interno da peça. Como a massa específica do silício (2,33 g/cm³) é menor do que a do alumínio no estado líquido (2,56g/cm³) pretende-se com a centrifugação obter uma maior concentração de partículas de silício primário na parede interna do tubo, onde é necessária uma elevada resistência ao desgaste, enquanto que o restante do tubo apresentará um teor de silício mais baixo, evitando a fragilização da liga decorrente do alto teor de silício.

A adição de cobre nas ligas de alumínio melhora a dureza e a resistência mecânica. Além disto, a adição do cobre nas ligas Al-Si hipereutéticas também aumenta a massa específica da liga no estado líquido, favorecendo, a migração das partículas de silício primário para a parede interna do tubo durante o processo de fundição por centrifugação. Além do cobre, serão também adicionadas quantidades variadas de magnésio. O magnésio em ligas Al-Si forma o intermetálico Mg₂Si. Este intermetálico, com massa específica de 1,88 g/cm³, também vai migrar para a parede interna da camisa de cilindro fundida por centrifugação. Diante do exposto, o presente trabalho pretende estudar os efeitos do cobre e do magnésio na microestrutura de ligas hipereutéticas Al-Si.

As liga Al-Si hipereutéticas estudadas terão o teor de silício em aproximadamente 19% em massa. O cobre será adicionado em teores de até 5% em massa. O magnésio também será adicionado em teores de até 5% em massa. Os parâmetros do processo de fundição por centrifugação estudadas serão a velocidade de centrifugação de 1.700 rpm e a temperatura de vazamento fixada em 750°C. O estudo focará no entendimento da cinética de migração das partículas de silício primário e de Mg₂Si para a parede interna do molde cilíndrico.

Este estudo tem muitos aspectos inéditos. Como estão apresentados mais detalhadamente na Revisão Bibliográfica, poucos trabalhos tem sido feitos em ligas Al-Si

fundidas por centrifugação. Alguns dos trabalhos estudam também materiais com gradiente funcional (“Functionally Graded Material” - FGM), mas todos compósitos de ligas Al-Si como matriz. Uma linha de pesquisa de ligas Al-Si fundidas por centrifugação investigada na literatura é o compósito de matriz Al-Si hipereutética e reforço de partículas Mg_2Si e outra liga com adição de magnésio. Outra linha de investigações é o compósito da liga Al-Si hipoeutética com reforço de carbetos de silício (SiC). Contudo, não existem estudos relacionados aos efeitos das adições de cobre e magnésio na microestrutura de ligas Al-Si fundidas por centrifugação nem dos efeitos dos parâmetros de processo, onde a rotação aplicada atue acima de 1600 rpm.

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo geral estudar os efeitos do cobre, do magnésio na microestrutura de ligas hipereutéticas Al-19%Si, fundidas através do processo de fundição centrífuga. O estudo focará no entendimento da cinética de migração das partículas de silício primário (β) e de Mg_2Si para a parede interna do cilíndrico fundido.

Este trabalho irá analisar o efeito da variação do teor de cobre em até 5% e de magnésio em até 5%, no comportamento das partículas de silício primário (β) e de Mg_2Si decorrentes do processo de fundição centrífuga da liga de alumínio-silício hipereutética com 19% de Si em massa.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Considerando os tratados internacionais visando à redução na emissão de poluentes nos veículos automotivos, tendo por marco a Convenção sobre as Mudanças Climáticas que ocorreu em 1992 na cidade do Rio de Janeiro, denominada de ECO-92 e posteriormente no Protocolo de Kyoto, em 1997, onde foram realizadas várias alterações em relação às metas propostas no Rio, como por exemplo, a de que o conjunto dos países mais industrializados deveria diminuir a emissão de gases de dióxido de carbono, contribuintes para o efeito estufa. Considerando que esta redução está associada, entre outros fatores, à busca de formas alternativas de combustíveis que possam substituir os derivados de petróleo, bem como um substituto para a gasolina e diesel, pois são usados principalmente nos automóveis e caminhões, possuidores de uma eficiência moderada e de preço acessível na maioria dos países, o Brasil está empenhado na consolidação do acordo por meio de um programa de implantação até 2020, com inclusive o estabelecimento de autos de infração, conforme determina a Portaria nº 38 de 01/04/2014 do DENATRAN e a Resolução nº 452, de 26/09/2013 do CONTRAN, Conselho Nacional de Trânsito.

Está sendo considerado também que o Brasil se lançou na década de 1980 com o Pró-Álcool como seu combustível derivado da cana de açúcar e renovável. Nesta época foram então criados os primeiros motores a álcool, que nada mais eram do que os próprios motores a gasolina que passaram por algumas pequenas alterações devido ao baixo poder de fogo do álcool em relação à gasolina. Com o advento do aperfeiçoamento dos sistemas de injeção eletrônica e posteriormente com a consolidação dos motores Flex (gasolina/álcool), conseguiu-se uma melhor eficiência e baixa manutenção dos motores inicialmente adaptados. Não obstante, os motores com sistema diesel, passaram por estudos para a utilização do biodiesel, combustível menos agressivo ao meio ambiente.

Além destes estudos para desenvolver novos combustíveis, que sejam de fontes renováveis, e que emitam menos poluentes, atualmente a redução de massa no veículo representa significativamente um aumento de eficiência do automóvel. A diminuição na massa dos veículos reduz consideravelmente a emissão de gases, uma vez que o estando o

veículo mais leve, o trabalho necessário para realizar o movimento é menor. Segundo a Associação Brasileira do Alumínio-ABAL, a Administração Nacional de Tráfego em Estradas dos EUA (*National Highway Traffic Safety Administration – NTHSA*) divulgou que a diminuição da massa dos veículos é uma das medidas mais eficazes na redução do consumo de combustível e tem impacto direto nas emissões de CO₂. Uma redução de 100 kg na massa total de um carro equivale a uma redução de 9 g de CO₂ por quilômetro rodado (ABAL-2013).

Entre os materiais mais cotados para essa nova fase da indústria automotiva norte-americana e, por consequência, global, está o alumínio, devido à sua propriedade de alta relação resistência mecânica e leveza. O potencial de redução de massa de veículos por meio do uso do alumínio se torna óbvio quando comparada a diferença de massa específica do próprio material, que equivale a 2,7 g/cm³. As ligas ferrosas (aços e ferros fundidos) variam em torno de 7,8 g/cm³. Neste contexto as montadoras de veículos automotivos, buscando atender as exigências de mercado, cuja tendência é a procura por veículos mais leves e econômicos, estão projetando seus lançamentos com blocos de motores em alumínio.

Conforme pode ser constatado em entrevista divulgada pela ABAL, “*Hoje as montadoras produzem juntas cerca de três milhões de motores por ano no País com bloco em ferro fundido e planejam migrar para o alumínio*” (ABAL-2017). Por outro lado, os pistões automotivos são fabricados em Liga de Alumínio, enquanto que as camisas onde os mesmos se deslocam são fabricadas geralmente em Ferro Fundido, devido à alta resistência ao desgaste do material, pois é submetido a intenso processo de atrito com os anéis do pistão.

Nas superfícies internas das camisas de um motor deslocam-se os pistões e anéis, promovendo um considerável desgaste entre a camisa de cilindro e anéis do pistão em razão do atrito existente. As camisas automotivas são hoje normalmente produzidas em ferro fundido, pois necessitam serem fabricadas em material resistente ao desgaste, devido à abrasão que os anéis de pistão exercem na superfície interna das mesmas quando do funcionamento do motor. O desenvolvimento de camisas em material mais leve e com resistência ao desgaste compatível às do ferro fundido certamente possibilitará uma redução ainda maior no peso dos motores de combustão.

Todas as indústrias, especialmente a aeroespacial e automobilística, estão atualmente à procura de ligas leves ou ligas cujas propriedades são favoráveis e com altos valores de resistência mecânica em contrapartida com o baixo peso, boa ductilidade, dureza, resistência à corrosão, entre outras. Além de seu baixo peso, há outras vantagens das ligas

de alumínio as quais incluem o ponto de fusão relativamente baixo, boa condição de fundição, boa usinabilidade, bom acabamento superficial e alta condutibilidade térmica e elétrica.

Outra vantagem na utilização do alumínio está no fato de sua forte característica de resistência a corrosão, pois o material pode ser utilizado em ambientes agressivos, principalmente por contaminação aquosa sem que haja corrosão apreciável. Este fato ocorre, graças a proteção de uma fina camada de óxido de alumínio (Al_2O_3) presente na superfície do metal que impede a propagação do processo de corrosão.

Dentre os diversos metais utilizados nas indústrias no mundo, o alumínio apresenta um dos maiores crescimentos de consumo, tornando-se, atualmente, a segunda indústria metalúrgica do mundo, superada apenas pela indústria do aço (MALAVASI, J, 2008). Um elevado número de ligas de alumínio vem sendo desenvolvida para utilização em processos de fundição, porém muitas destas ligas são derivadas de seis tipos básicos: alumínio-cobre, alumínio-cobre-silício, alumínio-silício, alumínio-magnésio, alumínio-zinco-magnésio e alumínio-estanho.

Ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente por sua alta fluidez, baixa contração nos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem e baixo coeficiente de expansão térmica (RAJAN, T.P.D. et al, 2010).

As composições mais utilizadas em todos os processos de fundição são aquelas do sistema alumínio-silício, sendo as ligas de alumínio com (5% a 20%) de Si (em porcentagem em massa) as mais comuns e as mais usadas na indústria. Os teores de silício no alumínio podem alcançar até 25% (*Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998); (*Physical Metallurgy and Processes*, Handbook of Aluminum, 2003). Considerando que as ligas de alumínio da família Al-Si são as mais utilizadas, apresenta-se na Fig.1 o diagrama de fases Al-Si, onde abaixo pode ser observado as divisões da liga Al-Si: (MCDONALD et al, 2004; ASENSIO LOSANO et al, 2006)

- ✓ Ligas hipereutéticas, as mais comuns, com teor na faixa de 13-20% em massa de Si;
- ✓ Liga eutética com 12,6% em massa de Si;
- ✓ Ligas hipoeutéticas com teor de Si menor que da liga eutética.

As ligas hipoeutéticas são formadas por uma fase primária de alumínio com morfologia dendrítica constituídas por ramos secundários, terciários e até de maior ordem. Os vazios entre esses ramos dendríticos são preenchidos por fases intermetálicas e por uma estrutura eutética (GRUGEL et al, 1993). A estrutura eutética no estado não-modificado

exibe a fase (β) Si com morfologia acicular na forma de grandes plaquetas. No entanto, essa morfologia pode ser controlada em seu crescimento por modificadores que permitem um refino da estrutura eutética e podem melhorar a ductilidade das peças fundidas. A adição de modificadores diminui a temperatura de nucleação e de crescimento na interface sólido/líquido, em razão do refino da estrutura eutética, o que força a fase (β) Si a adotar uma morfologia fibrosa e irregular (CHADWICK et al, 1973).

A resistência mecânica e ductilidade destas ligas, especialmente as com alto teor de silício, pode ser substancialmente melhorada pela adição de modificadores de grão. A modificação dos grãos das ligas Al-Si é particularmente vantajosa e pode ser efetivamente obtida pela adição de quantidades controladas de sódio e estrôncio, que refina o silício eutético, podendo também utilizar cálcio e antimônio.

Figura 1: Diagrama de fases alumínio-silício

Fonte: ASENSIO LOSANO, J; SUAREZ PENA, B; 2006

Um sistema padrão de quatro dígitos é designado para alumínio e ligas de alumínio fundido. O primeiro dígito indica o grupo do maior elemento de liga, como mostrado na Tab. 1 (*Casting Metals*, ASM. Handbook, 1998, Vol. 15).

Na designação do tipo 1XX.X, o segundo e o terceiro dígitos indicam o conteúdo mínimo de alumínio. O quarto dígito, após o ponto decimal, indica a forma do produto: O (zero) indica fundido e 1 denota lingote. Nas designações 2XX.X a 8XX.X (ligas de alumínio), o segundo e o terceiro dígito não tem significância numérica, mas indicam as várias ligas do grupo. O dígito a direita do decimal indica a forma do produto, similar ao que ocorre para as ligas do grupo 1XX.X. Ligas modificadas são identificadas com uma letra

maiúscula precedendo a identificação numérica. A Tab. 1 apresenta as séries das ligas de alumínio.

Tabela 1: Classificação do alumínio e suas ligas para fundição

CLASSE	LIGAS
1XX.X	Alumínio não-ligado com, no mínimo, 99,00% de pureza
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício, com cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Não-usuais
7XX.X	Zinco
9XX.X	Estanho

Fonte: Autor da tese.

A produção de alumínio e ligas em alumínio fundidas tem aumentado consideravelmente nas últimas décadas. Adições de silício ao alumínio puro aumentam fortemente a fluidez, a resistência à formação de trincas de contração e melhoram as características de alimentação, que podem ser associadas a elementos endurecedores (Mg ou Cu). Ligas Al-Si que não contém grandes adições de cobre são utilizadas quando boa fluidez e boa resistência à corrosão são requeridas. Por outro lado, quando dureza e resistência são essenciais, adições de magnésio tornam as ligas tratáveis termicamente. Ligas de Al-Si hipoeutéticas (7 a 10% Si) apresentam alta ductilidade e baixa resistência, porém, nestes casos, adições de magnésio são usadas para compensar os baixos níveis de silício, contribuindo para o endurecimento da liga (*Physical Metallurgy and Processes*, 2003).

Quando o magnésio é adicionado às ligas de Alumínio- Silício hipereutética, parte das partículas de silício formam o eutético, uma parcela do silício combina com o magnésio formando o Mg_2Si e o restante apresentam-se na forma de silício (β). Como estamos tratando de uma liga hipereutética de alumínio com 19% de silício, tem-se a formação do intermetálico Mg_2Si e de partículas de silício(β). Nas ligas com teor de silício suficiente para a formação do intermetálico Mg_2Si , pode-se calcular o teor de Mg_2Si através da equação, como segue (*Physical Metallurgy and Processes*, 2003, V. 1, p 171).

$$\% Mg_2Si = 1,578 \times (\%Mg) \quad \text{(Equação-01)}$$

Considerando que, neste estudo haverá um acréscimo de magnésio em até 5%, o teor de Mg_2Si poderá chegar em até 7,89% conforme cálculo apresentado na equação-01.

A adição de cobre aumenta substancialmente a dureza e a resistência mecânica da liga, tanto na condição bruta de fusão como tratada termicamente. Ligas contendo teores de cobre entre 4% a 6% respondem fortemente ao tratamento térmico. Porém, o elemento reduz a resistência à corrosão em geral sob algumas condições específicas como a corrosão sob tensão. Adições de cobre também reduzem a resistência à formação de trinca de contração e diminuem a fundibilidade (*Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, Vol. 15).

Considerando os estudos efetivados por grupos de pesquisadores sobre fundição centrífuga em ligas de alumínio, cujas conclusões estão apresentadas adiante, foi possível obter as orientações necessárias ao desenvolvimento deste trabalho.

Rajan et al. estudaram a caracterização dos compósitos das ligas de alumínio AA 356 (Al-7,5Si-0,35Mg) e AA 2124 (Al-4,5Cu-1,6 Mg-0,25Zn-0,2Si) reforçados com 15% vol. de Carbetto de Silício “SiC”, com dimensão média de 23 μm . O compósito foi processado através de fundição centrífuga horizontal. Os autores concluíram que o SiC migrou para a parte externa do tubo centrifugado, devido à sua maior massa específica, proporcionando um substancial aumento de dureza e resistência mecânica nesta região (RAJAN et al, 2010).

Seguindo esta linha de pesquisa, isto é, com compósitos de ligas de alumínio processadas através de fundição centrífuga vertical, Velinho, Sequeira et al. efetuaram uma investigação por meio de microtomografia de raios X, buscando informações sobre o comportamento do compósito da liga de alumínio Al-7Si-0,3Mg com reforço de 10% vol. de SiC. Neste trabalho os autores observaram algumas porosidades geradas no processo devido aos gases da liga. Os autores concluíram que o SiC migra de forma suave ao longo da peça, proporcionando características mecânicas benéficas ao desempenho do material (VELHINHO et al, 2003).

Os pesquisadores Wang K., Cheng W.J. e Xué H.S., efetuaram uma abordagem em um processo de fundição centrífuga horizontal utilizando também um compósito de 20% vol. de Carbetto de Silício “SiC”, cuja densidade é ($3,21g/cm^3$), portanto superior à do alumínio líquido ($2,56g/cm^3$), reforçando uma liga de alumínio com composição próxima do eutético (11,85%Si). Vale destacar que o carbetto de silício SiC é um material de alta dureza, largamente utilizado, por exemplo, na fabricação de abrasivos, refratários e cerâmicas. Os autores buscaram identificar as regiões de maior concentração de SiC no produto final centrifugado. A liga de alumínio também continha 0,98%Cu; 0,85%Mg; 0,95%Ni e

0,28%Fe e as partículas de SiC de 15, 30 e 59 μm . Os autores concluíram que no processo houve a migração do SiC para a parte externa do cilindro centrifugado, numa concentração de 55% vol., distribuído uniformemente. A variação no tamanho das partículas contribuiu para a melhoria na distribuição do SiC, com partículas finas dispersas entre as partículas grosseiras. A porosidade dos compósitos foi inferior a 0,35% vol., que pode ser atribuído à segregação e ao movimento de rotação de partículas de SiC ao fluxo de material fundido gerado pelo aumento da pressão metalostática e as opostas migrações de partículas de gás e de SiC durante o vazamento na centrífuga (WANG et al, 2011).

Xiaoyu Huang et al. efetuaram estudo de fabricação de pistões automotivos em liga de alumínio reforçado com SiC através do processo de fundição centrífuga vertical. O estudo partiu de uma liga hipereutética de alumínio (18% Si), reforçada com 17,2% vol. de SiC, nos tamanhos de 15 μm e 30 μm . Dentre os resultados obtidos, concluiu-se que “pistões compostos”, baseados em liga de alumínio parcialmente reforçados com partículas de “SiC”, foram fabricados com sucesso por fundição centrífuga. O produto de estudo apresentou uma grande quantidade de partículas de SiC na cabeça do pistão, atendendo aos requisitos, tais como a dureza, resistência ao desgaste e ao comportamento de expansão térmica de pistões (HUANG, Xiaoyu et al, 2011).

Xuedong Lin et al. investigaram a influência de alguns parâmetros, tais como, temperatura de vazamento do fundido, temperatura do molde e velocidade de rotação da centrífuga em relação ao raio do tubo fundido, sobre a segregação das partículas de Mg_2Si e Si primário. Os autores procuraram identificar o processo de segregação e distribuições das partículas de Mg_2Si e Si primário, considerando o tamanho e fração em volume das partículas primárias no tubo centrifugado de uma liga comercial de alumínio com composição química de 18%Si e 1,2%Mg. Concluíram que o índice de segregação das partículas cresceu com o aumento da temperatura de vazamento e da temperatura do molde, chegando a uma relação de 59% e diminuiu com o aumento da velocidade de centrifugação, chegando a uma relação de 53% do volume total investigado. Estes autores também concluíram que o tamanho das partículas de Mg_2Si e Si diminuiu com o aumento da temperatura de vazamento, temperatura no molde e da rotação de centrifugação, com seus diâmetros mudando de 70 μm a 30 μm para 30 μm a 18 μm , concentrando-se na região interna do tubo. Finalizaram concluindo que cilindros fabricados com material com gradiente funcional (FGM) possuem melhor expansão térmica e características mecânicas superiores aos cilindros convencionais de motos e automóveis (XUEDONG, Lin et al, 2013).

Vale ressaltar também o estudo de Zhang et al. onde foi investigada a influência da velocidade de rotação e taxa de resfriamento sobre a formação e distribuição graduada de partículas de Mg_2Si , em tubos centrifugados de liga de alumínio hipereutética. Partiu-se do alumínio puro, sendo acrescido Mg e Si de forma a obter uma liga hipereutética (Al-15% wt. Mg_2Si), centrifugado nas velocidades de 800, 1200 e 1600 rpm. Concluiu-se que velocidades de rotação mais baixas resultaram em uma melhor distribuição de gradiente de partículas primárias de Mg_2Si . Porém, acompanhada de um elevado volume de defeitos. Com um aumento na velocidade de rotação, uma aparente mudança do perfil de distribuição de partículas na periferia exterior foi observada. Enquanto isso, a influência da velocidade de rotação sobre a distribuição de partículas no interior do tubo centrifugado foi muito pequena. A taxa extremamente alta de resfriamento conseguida através da utilização de um molde de cobre com arrefecimento de água conduziu a uma microestrutura refinada nas proximidades da parede externa do tubo, quando comparado com a mesma área em outros tubos obtidos através da utilização de moldes de grafite. Foi então sugerido que tanto a microestrutura e a macro-segregação nos tubos centrifugados são toleráveis, no entanto, são necessárias novas investigações com técnicas otimizadas (ZHANG, Jian et al, 2000).

Já os pesquisadores Xie Young et al. investigaram as características microestruturais e os efeitos dos parâmetros de processo sobre essas características, em processo de fabricação de tubo centrifugado de liga de alumínio hipereutética (Al-19Si-5Mg), nas velocidades de 450, 600 e 800 rpm, nas condições iniciais de temperatura de molde em 220°C e temperatura de metal vazado em 780°C. Observaram que uma grande quantidade de partículas de Mg_2Si e de silício primário foram concentradas na camada interna do tubo de liga Al-19Si-5Mg preparadas por fundição centrífuga. Estas partículas formaram um gradiente de distribuição muito evidente nas faces interna, do meio, e externa do tubo centrifugado, percorrendo na direção da espessura, resultando numa distribuição funcionalmente gradual. Quando a velocidade da centrífuga foi aumentada, as quantidades de partículas de Mg_2Si e Si primário aumentaram na face interna e diminuíram no meio e na face externa da parede do tubo centrifugado. Contudo, quando a rotação do equipamento foi mantida em 600 rpm e a temperatura do molde preaquecido foi aumentado de 220°C para 250°C e 360°C e/ou quando a temperatura de vazamento do metal fundido foi aumentada de 780°C para 786°C, uma elevada quantidade de partículas de Si primário migrou para a face interna do tubo, em uma distribuição graduada, obviamente devido a um maior período de tempo de solidificação do metal fundido (XIE, Young et al, 2009).

O estudo apresentado pelos pesquisadores Jayakumar, Rajan e Pai, mostrou que a adição de Mg na proporção de 3 a 5% na liga comercial de alumínio AA 390 (17%Si), desencadeou uma transformação de parte do silício primário existente na matriz em Mg_2Si , sendo que devido ao efeito do processo de centrifugação, o silício primário Si e a fase Mg_2Si segregaram gradualmente no sentido da periferia interna da peça fundida, face interna do tubo centrifugado, devido à menor massa específica destas fases em comparação com a matriz. O aumento do teor de Mg aumentou a concentração de Mg_2Si , enquanto a percentagem de silício primário Si diminuiu. O tamanho do Mg_2Si na fase de reforço é menor, sendo distribuído nas bordas das partículas primárias de silício e também individualmente na matriz (JAYAKUMAR, E. et al, 2012).

3.1 Fundição de Metais

O processo de fundição é utilizado pela humanidade há séculos, destinando-se a produção de joias, armas, peças decorativas e diversas outras aplicações, quer sejam de uso doméstico ou para uso industrial, que vão desde uma simples válvula industrial com peso aproximado de algumas gramas até peças de geometria mais complexas que podem atingir até algumas centenas de quilogramas. Basicamente, a fundição de metais consiste no vazamento de metal líquido em um molde com geometria determinada, seja ela simples ou complexa, conforme especificação de projeto da peça a ser fabricada, seguido da remoção da referida peça do molde após a solidificação do metal líquido (KAY, I. M, 2004 e GROOVER, M.P, 2007).

Componentes fundidos proporcionam uma boa flexibilidade na produção de processo de conformação metalúrgica, principalmente quando a forma geométrica e o tamanho são fundamentais na elaboração do projeto. Vale destacar a existência de algumas ligas que somente podem ser produzidas e utilizadas através do processo de fundição, neste caso exemplificamos as ligas de ferro fundido, as quais são ligas ternárias de ferro, silício e carbono, originando o Carboneto de Ferro - Fe_3C (RUNDMAN, K. B. et al, 1999).

Por outro lado, pode-se dizer que os processos de fundição de peças metálicas, quando comparados aos demais processos produtivos, apresentam uma certa vantagem em relação ao custo e a flexibilidade na elaboração do ferramental. Para a produção de uma única peça ou de várias peças, o ferramental pode ser fabricado com custo baixo, visto que ele poderá ser produzido em madeira ou isopor, e, mesmo para grande séries de peças este custo ainda é viável quando comparado a outros processos de fabricação primários (LIAO, H. et al, 2003).

Os processos de fundição podem ser classificados em fundição de lingotes ou fundição de peças. Pode-se dizer que a fundição de lingote destina-se a produção de formas simples, para futuros processamentos destes metais em processos de conformação, tais como: laminação ou forjamento. Por outro lado, a fundição de peças destina-se a fabricação de geometrias complexas, muito próximas da forma a ser apresentada pela peça desejada (BEELEY, P., 2001).

Dentre os diversos tipos de fundição de peças, eles diferem no tipo de material do molde, na forma na qual a pressão é aplicada no metal fundido quando do vazamento, que pode ser por gravidade, força centrífuga, vácuo, baixa pressão e alta pressão. Com relação aos moldes utilizados nos processos de fundição, eles são classificados em moldes dispensáveis e moldes permanentes. Os moldes dispensáveis são utilizados uma única vez no processo de fundição de peças, sendo destruído durante a realização do mesmo, enquanto os moldes permanentes podem ser utilizados em novos processos de fundição, isto é, por várias vezes. Os moldes dispensáveis são produzidos em areia de sílica, cromita, zirconita, gesso e suspensões líquidas refratárias. Os moldes dispensáveis são montados dentro de modelos em madeira, polímeros ou metal, porém podem ser montados também em modelos de cera, poliestireno expandido (EPS) ou outros materiais poliméricos (RAVI, B, 2005). Os moldes permanentes são utilizados diversas vezes em processos de fundição, não sendo necessário a utilização de modelos na sua confecção.

3.2 Fundição por Centrifugação

De acordo com o estudo de Jan BOHACEK et al. o processo de fundição por centrifugação tem dois ramos distintos, a fundição centrífuga vertical e horizontal (ou rotação), onde vertical e horizontal definem o posicionamento do eixo de rotação do molde.

Na fundição centrífuga vertical a centrífuga possui um eixo vertical, que rotaciona o molde, e o material é injetado no molde aderindo à parede do mesmo na mesma rotação do eixo. Este processo possui um número maior de aplicações quando comparado ao processo de fundição centrífuga horizontal, pois é possível produzir peças que não são simétricas ou cilíndricas.

A fundição centrífuga vertical, é comumente usada para fundição de peças não - cilíndricas, tais como: válvulas, hélices, rodas dentadas etc. Por outro lado, peças cilíndricas, como tubos, mangas, utilizam-se desta segunda técnica, desde que o comprimento da peça a ser fundida seja maior do que o diâmetro da carcaça e que contém um furo cilíndrico através do eixo longitudinal.

A principal diferença entre a fundição centrífuga vertical e horizontal é na resultante das forças que atuam sobre o material fundido. No molde de eixo vertical a resultante das forças é constante, enquanto que no molde de eixo horizontal a força centrífuga é periodicamente perturbada pela ação da força da gravidade e por vibrações inerentes do processo. A vantagem comum dos dois processos de fundição ocorre devido a obtenção de elevadas propriedades mecânicas dos produtos, quando comparados com os processos convencionais de fundição, isto é, por gravidade (JAN BOHACEK et al, 2014).

Considerando a fundição centrífuga horizontal segue o diagrama esquemático do processo como mostrado na Fig. 2 e esquema de projeto de máquina na Fig. 3. O enchimento começa com o molde preaquecido, porém com temperatura relativamente baixa quando comparada ao metal fundido, no molde já girando em rotação constante. A solidificação ocorre imediatamente, quando a massa fundida atinge o primeiro ponto da parede do molde. Uma nuvem de finos cristais começa a nuclear junto do molde. Devido à interação entre as forças de inércia e a força de cisalhamento, os núcleos são distribuídos uniformemente no volume de metal vazado, de forma contínua e crescente resultando em uma estrutura muito fina

Figura 2: Esquema de fundição centrífuga horizontal

Fonte: J. BOHACEK, A. KHARICHA, A. LUDWIG and M. WU2– 2014

Figura 3: Esquema de um projeto de máquina centrífuga horizontal

Fonte: *Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, vol 15, p. 633

Devido à interação entre as forças de inércia e a força de cisalhamento, os núcleos são distribuídos uniformemente no volume de metal vazado, de forma contínua e crescente resultando em uma estrutura muito fina. Possíveis colunas de cristais solidificados a partir da parede do molde, geralmente são rompidas devido as intensas forças tangenciais associando-se então a estrutura fina. Em seguida, a força centrífuga pode facilmente exceder em magnitude (100 G), o que ajuda a suprimir a contração e empurra possíveis inclusões e impurezas em direção ao centro do molde, devido à diferença de massa específica.

A força G é a força exercida durante uma centrifugação, sendo relacionada com a força da gravidade, portanto uma magnitude de 100 G, significa estar na ordem de 100 vezes a força da gravidade. Na execução deste estudo a força G média gira em torno de 172, sendo a (Equação 01) efetuada no cálculo.

$$G = \omega^2 R / g \quad (\text{Equação-02})$$

onde: $\omega = 1700 \text{ rpm}$ ou 178 rad. s^{-1}

$R = 53,5 \text{ mm}$

$g = 9,80665 \text{ m.s}^{-2}$

O segundo fenômeno que melhora as propriedades mecânicas é inerente à vibração, que promove o aumento da velocidade de solidificação e da turbulência. A velocidade angular “ Ω ” tem de ser cuidadosamente escolhida, pois quando “ Ω ” é muito baixo, faz com que o líquido deixe de aderir à parede do molde, o que é conhecido como "chuva", isto é, uma cortina de gotículas de metal caindo para baixo a partir do topo do molde. Por outro lado, velocidades angulares “ Ω ” excessivas conduzem geralmente a fortes vibrações, que é inadmissível devido resultar em trincas longitudinais causadas pela tensão circular na camada inicialmente solidificada. Além disso, mesmo para pequenas diferenças de massa específica entre dois elementos de liga, uma elevada velocidade angular “ Ω ” pode resultar em uma significativa segregação dos elementos. Por esta razão, a velocidade angular “ Ω ” juntamente com muitos outros parâmetros do processo, tais como a temperatura e taxa de vazamento, que formam o fundido vazado exigem um rigoroso controle (JAN BOHACEK et al, 2014).

No caso das ligas Al-Si, o silício diminui a contração de solidificação de 6,0 % do alumínio puro para 3,5 % nas ligas contendo 12,0 % de silício. O tamanho de grão resultante em peças fundidas em altas velocidades (1000 a 1500 rpm) são menores, principalmente no diâmetro externo. Considerando que as ligas de Al-Si possuem um menor intervalo de solidificação, dependendo da quantidade de silício, quando comparadas com outros elementos de liga, as mesmas apresentam menor tendência a porosidades espalhadas,

as quais se concentram nas regiões de menor perda de calor. A ação da força centrífuga faz com que os compostos menos densos (silício) concentrem-se no diâmetro interno da peça, podendo ser uma condição desejada em determinadas circunstâncias. A microestrutura final de uma liga fundida é muito importante, pois influencia suas propriedades mecânicas. Grandes grãos colunares, resultante de outros processos de fundição, são indesejáveis e o grão mais fino obtido na fundição por centrifugação melhora todas as propriedades mecânicas das ligas de alumínio (*Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, Vol. 15)

Ligas de Al-Si hipereutéticas fundidas em processo de fundição por centrifugação horizontal, produzem tubos com características interessantes permitindo uma possível aplicação na produção de camisa de cilindro automotivos, pois parte do silício adicionado ao alumínio (acima de 12%) é segregado para a face interna do tubo, aumentando consideravelmente a resistência ao desgaste na face. Associando-se a obtenção de grãos menores resultantes do processo de centrifugação, ao alto teor de silício segregado na parte interna do tubo cilíndrico que provoca o aumento da resistência ao desgaste, assim como, estando o restante do tubo cilíndrico com baixo teor de silício, o que provoca uma condição menos frágil ao conjunto, serão atendidos os requisitos de resistência ao desgaste na superfície interna do tubo centrifugado (*Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, Vol. 15).

3.3 Modelagem Matemática da Segregação de Partículas de uma Liga em Alumínio processada em Fundição por Centrifugação

Segundo o estudo de B. Balout e J. Litwin, quando um compósito em matriz de metal sofre o processo de fundição centrífuga, a velocidade de centrifugação, a desaceleração, o deslocamento, e a segregação das partículas são modelados de acordo com as mudanças no raio do molde da centrífuga, bem como devido as variações na viscosidade de metal fundido quando a temperatura diminui durante o processo de arrefecimento.

Estes autores utilizaram uma liga de alumínio fundido A356 reforçada por 10% em volume de partículas de carboneto de silício (SiC), com um diâmetro médio de 12 μm , para realizar as experiências e uma modelagem matemática. Foi demonstrado que a fração em volume de partículas na face externa do molde variou de acordo com a viscosidade do metal líquido utilizado, seja ela constante ou variável. Modelando a segregação de partículas com viscosidade variável produz resultados que são mais próximos dos obtidos com experiências, o que não é o caso quando uma viscosidade constante é usado. De fato, quanto maior as temperaturas iniciais do molde e do metal de vazamento, quanto maior o efeito da variação da viscosidade sobre a segregação das partículas.

Reiterando o apresentado no item 3.1 deste trabalho, fundição centrífuga é uma tecnologia que se baseia em uma força centrífuga para produzir peças ocas e com eixo de simetria, tais como (cilindros, tubos, etc.). A técnica consiste num método eficaz para o vazamento de ligas metálicas em matriz de metal. A distribuição das partículas nos pontos críticos da secção é efetuada por centrifugação.

A fundição centrífuga de Compósitos em Matriz Metálica “CMM” permite a produção de peças leves de alta resistência, com microestruturas muito aceitáveis e que são quase livre de porosidades, sendo bastante compatível com outras partes em serviço (BALOUT e LITWIN, 2012).

Os autores Balout e Litwin, estudaram o movimento das partículas numa matriz líquida para estabelecer um método para controlar a sua concentração e distribuição em um compósito com gradação funcional. Entretanto, para simplificar a análise, e considerando que a determinação do tempo de solidificação durante a distribuição da temperatura no processo de centrifugação é um problema complicado, os autores adotaram como objeto deste estudo o metal líquido, buscando obedecer a lei de Stokes, isto é, neste caso a temperatura e a viscosidade são constantes.

No decorrer do desenvolvimento deste estudo, os autores constataram o deslocamento de partículas com massa específica superior a massa específica do líquido da liga, para a parte externa da coquilha de fundição ($\rho_p > \rho_l$), sendo o fenômeno intensificado com o aumento da velocidade de rotação e tamanho de partícula. Além disso, observou-se que quando a temperatura do molde e do metal são muito elevadas, o metal torna-se menos viscoso, e a distribuição desejada das partículas de reforço (SiC) ao longo da seção do molde não pode ser alcançada. Por outro lado, o tamanho das partículas influencia a sua distribuição no interior da matriz. A zona rica em partículas nas faces exterior/interior aumenta com o tamanho de partículas, dependendo da taxa de (massa específica da partícula / matriz). No entanto, sob certas condições, as partículas próximas da face exterior são menores em diâmetro, um fenômeno que é atribuível à frente de solidificação, o que tende a evitar que partículas de tamanho grande se movam livremente em direção à face exterior do molde.

De acordo com a lei de Stokes, para um fluxo laminar, a velocidade das partículas num líquido é constante e a sua aceleração é zero. No entanto, durante o processo de centrifugação, o raio da centrífuga muda com o deslocamento das partículas fundidas e a viscosidade aumenta durante o processo de arrefecimento. Assim, a velocidade das partículas não é constante ao longo do tempo. Portanto, para produção ideal utilizando um compósito em matriz metálica com gradação funcional, as leis de centrifugação e a variação

da velocidade das partículas através da matriz devem ser especificadas (BALOUT e LITWIN, 2012).

Estudos enfocando os impactos dos parâmetros da centrifugação, tais como o tamanho das partículas e a velocidade de rotação na segregação das partículas têm sido desenvolvidos. No entanto, a alteração na velocidade das partículas e na viscosidade da liga fundida, juntamente com o seu impacto em sua segregação, não foi considerada. O objetivo principal do estudo dos autores (B. Balout e J. Litwin) foi modelar durante o processo de centrifugação, a segregação das partículas em fração de volume da face externa da peça fundida rumo a face interna, considerando a alteração do raio de centrifugação, combinada com as variações na viscosidade em função do tempo e posição através da matriz. Isto foi realizado através da modelagem de cada parâmetro físico que afeta o movimento de partículas como a velocidade, a desaceleração, a aceleração e o deslocamento das partículas. Essa modelagem buscou medir a velocidade e a predição da sua fração em volume das partículas de (SiC) na face de moldagem externa, sabendo que um aumento ou uma diminuição na a velocidade da partícula afeta a segregação das mesmas.

Vale destacar que a lei de Stokes é atribuída ao cálculo da força de atrito experimentada por objetos esféricos que se movem no seio de um fluido viscoso, num regime laminar. De maneira geral, a lei de Stokes é válida para o movimento de partículas esféricas pequenas, movendo-se a velocidades baixas. A lei de Stokes pode ser escrita da seguinte forma:

$$F = 6 \pi \cdot r \cdot \eta \cdot v \quad (\text{Equação-03})$$

Onde: F – força de atrito;
 r – raio da partícula
 η – viscosidade do fluido;
 v – velocidade da partícula.

3.3.1 Análise e Modelagem da Velocidade das Partículas, Desaceleração, Deslocamento e Segregação das Mesmas no Processo de Arrefecimento.

O estudo de B. Balout e J. Litwin, demonstra que o índice de graduação das partículas e a variação da sua distribuição durante a centrifugação depende de vários parâmetros, tais como a diferença de massa específica entre os elementos de reforço e da matriz, o diâmetro de partícula, a velocidade de vazamento da massa fundida e a velocidade de rotação. Sob um fluxo laminar, a velocidade das partículas em um líquido é deduzida a partir da Lei de Stokes , para a temperatura e viscosidade do líquido constantes, portanto

com aceleração zero. Durante o vazamento centrífugo, uma partícula suspensa no meio líquido está sujeita a diferentes forças, tais como, a força centrífuga, a força viscosa, a força de repulsão, e a força gravitacional, vide Fig. 4.

Figura 4: Representação esquemática das forças atuantes nas partículas do metal

Fonte: B. BALOUT e J. LITWIN – 2012, adaptada.

A aceleração centrífuga (ω) é muito maior do que a aceleração da gravidade (g), e assim a força da gravidade e o deslocamento vertical da partícula pode ser ignorado. Consequentemente, a equação de equilíbrio de forças sobre a partícula pode ser expressa como:

$$F_{\omega} - F_{\eta} - F_R = F_{net} \quad (\text{Equação – 04})$$

Onde:

F_{net} é a força resultante sobre a partícula, F_{ω} é a força centrífuga, F_{η} é a força viscosa, F_R é a força de repulsão. O efeito da força repulsiva sobre a partícula é significativo apenas se a partícula estiver próxima da interface sólido-líquido. Se a partícula não é influenciada pela interface sólido-líquido, então o equilíbrio de forças pode ser expressa como:

$$F_{\omega} - F_{\eta} = F_{net} \quad (\text{Equação – 05})$$

A equação-03 pode ser escrita como:

$$\frac{4}{3} \pi R_p^3 (\rho_p - \rho_l) \omega^2 R - 6 \pi \eta R_p \frac{dR}{dt} = \frac{4}{3} \pi R_p^3 \rho_p \frac{d^2 R}{dt^2} \quad (\text{Equação – 06})$$

Onde:

R_p é o raio da partícula (mm), ω é a velocidade angular (rad/s), R é o raio centrifugação (mm), ρ_p , ρ_l são as massas específicas das partículas e líquidos (kg/m^3), respectivamente, η é a viscosidade de fusão (Pa.s). Com base na equação-05, a velocidade de uma partícula esférica que está se movendo em um líquido com a aceleração zero é expressa:

$$v_p = \frac{4\omega^2 \cdot R \cdot (\rho_p - \rho_l) \cdot R_p^2}{18\eta} \quad (\text{Equação – 07})$$

Novamente baseado na equação-06, por uma partícula que se move com uma velocidade constante, a posição da partícula no tempo “t”, pode ser escrito como:

$$R(t) = R_0 \exp \left[\frac{4\omega^2 \cdot (\rho_p - \rho_l) \cdot R_p^2 \cdot t}{18\eta} \right] \quad (\text{Equação – 08})$$

Onde, R_0 é posição da partícula no tempo $t=0$

Quando o metal líquido está sobreaquecido, a extração do sobreaquecimento pode durar por um curto ou longo tempo antes do início da solidificação, isto, de acordo com a temperatura inicial de vazamento, as condições de moldagem, e a velocidade do arrefecimento. Por outro lado, a viscosidade do metal fundido muda durante o processo de arrefecimento, isto em função do tempo e de posição através da matriz. Esta variação da viscosidade em função da temperatura pode ser determinada pela relação de Arrhenius:

$$\eta = A \exp \left(\frac{Q}{R_g \cdot T_m} \right) \quad (\text{Equação – 09})$$

Onde, “A” é uma constante, Q é a energia de activação de fluxo viscoso (kJ/mol), R_g é a constante dos gases perfeitos ($R_g = 8,31441 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$), T_m é a temperatura do metal na escala absoluta (K).

A viscosidade de fusão aparente também muda dependendo da fração em volume das partículas, por meio da equação-08 (B. BALOUT and J. LITWIN, 2012):

$$\eta_c = \eta \cdot \alpha \quad (\text{Equação – 10})$$

$$\alpha = 1 + 2.5 \cdot V_p(t) + 10.05 \cdot V_p^2(t) \quad (\text{Equação – 11})$$

Onde, η_c é a viscosidade de fusão aparente (Pa s), α é um coeficiente, $V_p(t)$ é a fração do volume das partículas em função do tempo.

De acordo com a Lei de Stokes (Equação-06), a partícula se move no líquido com aceleração zero, além disso, de acordo com a (Equação-07), a posição das partículas em determinado tempo (t) é calculada utilizando o raio da centrifugação correspondente à sua posição no momento (t_0). No entanto, a posição da partícula no momento (t) é influenciada

pela variação do raio da centrífuga durante o seu deslocamento e o aumento da viscosidade de fusão durante o processo de resfriamento. O raio da centrífuga entre o eixo de rotação e as partículas aumenta durante o movimento da partícula para a face exterior do molde e diminui durante o seu movimento em direção à face interior do material vazado. Este aumento/diminuição do raio de centrifugação gera uma aceleração/desaceleração das partículas durante seus deslocamentos. Além disso, a variação da temperatura do metal fundido durante o processo de resfriamento afeta a sua viscosidade. Um aumento ou diminuição na viscosidade durante o processo de moldagem pode afetar a velocidade de deslocamento das partículas, e certamente o seu índice de gradação. Portanto, o comportamento final das partículas é resultado da competição entre a desaceleração causada pelo aumento na viscosidade do fundido e aceleração/desaceleração causada pela variação no raio de centrifugação. Assim, para as condições experimentais, o raio de centrifugação, a viscosidade, e a velocidade das partículas não são constantes com o tempo, portanto esta condição deve ser considerada ao modelar a segregação de partículas, tal como será mostrado mais adiante neste estudo.

3.3.2 Modelagem da Velocidade das Partículas

Dando sequência ao estudo os autores B. Balout e J. Litwin, apresentam nesta etapa do trabalho a relação da velocidade das partículas durante o processo de centrifugação.

Figura 5: Esquema da variação do raio de centrifugação em função do tempo

Fonte: B. BALOUT e J. LITWIN – 2012, adaptada.

Na Fig. 5 está esquematizada a variação do raio de centrifugação com o tempo de uma partícula que avança em direção à face exterior do molde. Combinando as equações 7, 9, 10, e 11, a velocidade das partículas em cada intervalo de tempo pode ser determinada

considerando a variação do raio de centrifugação e viscosidade de fusão em função do intervalo de tempo e a posição das partículas no molde, por meio da seguinte equação:

$$v_{p(t_i \rightarrow t_i + \Delta t)} = \frac{(\rho_p - \rho_l) \cdot d_p^2 \cdot \omega^2 \cdot R_{(t_i)}}{18 \cdot A \cdot \exp\left(\frac{Q}{R_f \cdot T_{m,(t_i)}^{R_f}}\right) \cdot \alpha} \quad (\text{Equação – 12})$$

A variação das temperaturas de fusão e o raio de centrifugação podem ser expressos em cada intervalo de tempo, tendo em conta a posição do outro lado da seção, por meio das equações seguintes:

$$T_{m,(t_i + \Delta t)}^{R_f} = T_{m,(t_i)}^{R_f} - v_{c,(t_i)}^{R_f} \cdot \Delta t \quad (\text{Equação – 13})$$

- Massa específica da partícula menor que a massa específica do metal líquido ($\rho_p < \rho_l$):

$$R_{t_i + \Delta t} = R_{t_i} - v_{p(t_i)} \cdot \Delta t \quad (\text{Equação – 14})$$

- Massa específica da partícula maior que a massa específica do metal líquido ($\rho_p > \rho_l$):

$$R_{t_i + \Delta t} = R_{t_i} + v_{p(t_i)} \cdot \Delta t \quad (\text{Equação – 15})$$

Onde, $T_{m,t_i}^{R_f}$ é a temperatura de fusão em função de tempo e da posição através do molde (°C), $R_{t_i + \Delta t}$ é o raio de centrifugação (mm), no momento $t_i + \Delta t$ e R_{t_i} é o raio centrífuga (mm) no tempo t_i , $v_{p(t_i)}$ é a velocidade da partícula no momento t_i (mm / s), v_c é a taxa de arrefecimento (°C/s), Δt é o incremento de tempo (seg).

A combinação das Eqs 12, 13 e 15 nos possibilita distinguir a velocidade das partículas e deduzir a sua variação através da seção de fundição, devido ao aumento no raio de centrifugação e na viscosidade do material fundido. Além disso, de acordo com a lei de Stokes, a velocidade da partícula é constante, e a sua aceleração é zero. Em nosso estudo, essas condições foram atendidas, porque de acordo com a nossa modelagem, o raio e a viscosidade no processo de centrifugação permaneceram constantes durante o movimento da partícula ao longo de um determinado intervalo de tempo pequeno (por exemplo, de $(t_i - \Delta t)$ até t_i), o que significa que a velocidade na qual as partículas se moveram neste intervalo de tempo foi constante, portanto a sua aceleração é zero. O raio de centrifugação e a viscosidade do metal fundido aumentam quando tem-se um outro intervalo de tempo (por

exemplo, a partir de t_i até $(t_i + \Delta t)$). Neste novo intervalo de tempo, a velocidade da partícula é influenciada por um outro raio de centrifugação e um outro valor de viscosidade. Assim, as mudanças na velocidade das partículas, se mantém constante com a aceleração zero, neste novo intervalo de tempo (B. BALOUT and J. LITWIN).

3.3.3 Modelagem de Aceleração e Desaceleração das Partículas

Nesta etapa do trabalho os autores B. Balout e J. Litwin, focam os aspectos da aceleração e desaceleração das partículas quando do processo de centrifugação, deduzindo equações que buscam esclarecer os fenômenos que envolvem a movimentação das partículas.

A aceleração / desaceleração média das partículas em função do tempo e da posição pode ser modelada tendo em conta as velocidades constantes da partícula a cada dois intervalos de tempo sucessivos, através das seguintes equações:

$$a = \frac{\partial v}{\partial t} \quad (\text{Equação – 16})$$

$$\int_{v_1}^{v_2} dv = \int_{t_1}^{t_2} a \cdot dt \quad (\text{Equação – 17})$$

$$a_{t_i}^{R_j} = \frac{v_{(t_i \rightarrow t_i + \Delta t)}^{R_j} - v_{(t_i - \Delta t \rightarrow t_i)}^{R_j}}{\Delta t} \quad (\text{Equação – 18})$$

Onde: R_j é a posição inicial da partícula a partir do eixo de rotação.

A desaceleração / aceleração média da partícula é modelada com base na mudança da velocidade da partícula entre dois intervalos sucessivos de tempo. Assim, a desaceleração / aceleração da partícula entre dois intervalos de tempo sucessivos é constante, e a lei de Stokes, que expressa a velocidade da partícula com aceleração nula, é respeitada para cada intervalo de tempo, durante o deslocamento da partícula. A desaceleração muda ao passar para os outros intervalos de tempo sucessivos. Isto é repetido durante muitos intervalos até a temperatura atingir a temperatura liquidus do metal, onde a velocidade da partícula é considerada zero.

3.3.4 Modelagem do Deslocamento das Partículas

Agora os autores B. Balout e J. Litwin, apresentam equações que demonstram o deslocamento de partículas no processo de centrifugação.

A distância percorrida pela partícula para uma dada posição e intervalo de tempo pode ser determinada considerando sua velocidade e aceleração / desaceleração durante o processo de resfriamento, como segue:

$$S = \int_{v_1}^{v_2} \frac{v}{a} dv \quad (\text{Equação – 19})$$

$$S = \frac{v_2^2 - v_1^2}{2a} \quad (\text{Equação – 20})$$

$$S_{t_i}^{R_j} = \frac{\left(v_{t_i \rightarrow t_i + \Delta t}^{R_j}\right)^2 - \left(v_{t_i - \Delta t \rightarrow t_i}^{R_j}\right)^2}{2a_{t_i}^{R_j}} \quad (\text{Equação – 21})$$

A distância total percorrida pela partícula em função do tempo e da posição através da matriz pode ser expressa como se segue:

$$S_{\text{tot.}}^{R_j} = \sum_{i,j=0}^n S_{t_i}^{R_j} = \sum_{i,j=0}^n \frac{\left(v_{t_i \rightarrow t_i + \Delta t}^{R_j}\right)^2 - \left(v_{t_i - \Delta t \rightarrow t_i}^{R_j}\right)^2}{2a_{t_i}^{R_j}} \quad (\text{Equação – 22})$$

Onde: “S” é a distância percorrida (mm), “R” é a posição em relação ao eixo de rotação (mm), “v” é a velocidade da partícula (mm/s), “a” é a aceleração (mm / s²)

Na modelagem da velocidade, aceleração / desaceleração e deslocamento da partícula, foram consideradas as análises ao longo da espessura da peça dividida em vários sub-volumes. A distância do eixo de rotação ao meio de cada sub-volume (Rj) representa a posição inicial da partícula. A influência do movimento das partículas na sua segregação durante a solidificação é assumida como desprezível. Portanto, a segregação máxima das partículas nas faces exterior / interior é produzida durante o processo de arrefecimento antes do início da solidificação.

3.3.5 Modelagem de Segregação das Partículas

Finalizando o estudo B. Balout e J. Litwin, apresentam uma equação que busca esclarecer o índice de segregação de partículas no processo de centrifugação.

A fim de determinar a máxima fração em volume de partícula na face externa do molde e o seu índice de graduação através da seção de centrifugação, isto antes do início da solidificação, dividiu-se a espessura de moldagem em vários subvolumes (V_i), adotou-se: (L_i) no comprimento, (h) na altura, e a espessura (e), sendo que, cada um contém uma fração em volume de partículas iniciais em aproximadamente 10% em Volume, como esquematizado na Fig. 6.

A fração em volume final das partículas foi calculado em cada sub-volumes através da equação-13, tomando em consideração a variação da velocidade da partícula devido ao aumento da viscosidade e do raio de centrifugação em função do tempo e da posição.

Na modelagem, a variação da fração em volume das partículas em função do tempo foi considerado para garantir a conservação da fração total em volume das partículas através do metal matriz, de forma a assegurar a conservação da massa total em um determinado momento. Assim, a modelagem da segregação das partículas e das mudanças em suas frações de volume baseia-se no movimento das partículas e na conservação da relação volume / massa através da seção em qualquer instante de tempo.

Figura 6: Representação da distribuição das partículas e sua segregação na Centrifugação

Fonte: B. BALOUT e J. LITWIN – 2012.

$$f_{V_i}^{t_i} = f_{V_i}^{t_0} + f_{\rightarrow V_i}^{t_s} - f_{V_i \rightarrow}^{t_s} + \sum_{i=0}^n \Delta f_{V_{i+1}}^{t_s} \quad (\text{Equação - 23})$$

Onde:

$$f_{\rightarrow V_i}^{t_s} = \left[\sum_{i,j=0}^n f_{V_i}^{t_s} \left(R_j \mid \Delta R/2 < R_{j(\text{ini.})}^{t-0} + S_{(t_i)\text{tot}}^{R_j} < R_j \right) \right] - \sum_{i,j=0}^n \frac{f_{V_i}^{t_s}}{\Delta R} \cdot \left[R_j - \left(R_{j(\text{ini.})}^{t-0} + S_{(t_i)\text{tot}}^{R_j} \right) \right] + \left[\sum_{i,j=0}^n f_{V_i}^{t_s} \left(R_j \mid R_j < R_{j(\text{ini.})}^{t-0} + S_{(t_i)\text{tot}}^{R_j} < R_j + \Delta R/2 \right) \right] - \sum_{i,j=0}^n \frac{f_{V_i}^{t_s}}{\Delta R} \cdot \left[\left(R_{j(\text{ini.})}^{t-0} + S_{(t_i)\text{tot}}^{R_j} \right) - R_j \right]$$

$$f_{V_i \rightarrow}^{t_s} = \left(f_{V_i(\text{ini.})}^{t_0} + \sum_{i=0}^n f_{\rightarrow V_i}^{t_i} \right) \quad (\text{Equação - 24})$$

$$R(fv)_j^{t_s} \Big|_{j=0}^n = R(fv)_j^{t_0} \Big|_{j=0}^n + \sum_{i,j=0}^n S_{(fv)_{R_j}}^{t_i} \quad (\text{Equação - 25})$$

Sendo:

$f_{V_i}^{t_0}$, a fração em volume de partículas que correspondem ao volume V_i , no tempo $t_0 = 0$;

$f_{\rightarrow V_i}^{t_s}$ a fração em volume de partículas que entram no sub volume V_i no tempo t_s , momentos antes da solidificação começar neste volume.

$f_{V_i \rightarrow}^{t_s}$ é a fração em volume de partículas que saem do sub volume V_i no tempo t_s , antes da solidificação começar neste volume.

$f_{V_i}^{t_s} \left(R_j \mid R_{j(\text{ini.})}^{t-0} + S_{(t_i)\text{tot}}^{R_j} < R_j + \Delta R/2 \right)$ é a fração em volume das partículas que se deslocaram para o sub volume V_i , localizado entre $(R_j$ e $R_j - \Delta R/2)$, antes do início da solidificação neste volume.

Continuando temos que, é a fração em volume das partículas que se deslocaram para o sub volume V_i localizado entre $(R_j$ e $R_j + \Delta R/2)$, antes do início da solidificação neste volume, onde ΔR é o incremento no raio, sendo que na posição final da fração volumétrica das partículas o raio é representada por $R(fv)_j^{t_s} \Big|_{j=0}^n$

No entanto na posição inicial da fração volumétrica das partículas o raio é

$$R(fv)_j^{t_0} \Big|_{j=0}^n \quad \text{Isto para o tempo } t=0, \text{ por:}$$

$\Delta f v_{i+1}^{t_s}$ é a expressão representada na equação 14, que demonstra o excesso da fração volumétrica das partículas do sub volume V_{i+1} .

Finalizando temos:

T_L , é a temperatura do líquido;

$S_{(fv)_R}^{t_i}$ é a distância percorrida pelas partículas da posição inicial (R_j) em um determinado tempo de centrifugação (t_i), até o início da solidificação;

$v_{t_i}^{R_j}$ é a velocidade das partículas localizadas na posição inicial (R_j) para um dado tempo de centrifugação (t_i);

$a_{t_i}^{R_j}$ é a aceleração das partículas localizadas na posição inicial (R_j);

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho foi desenvolvido considerando a fundição centrífuga horizontal de três ligas hipereutéticas em Alumínio, sendo a composição da primeira Al-19%Si, a segunda Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu e a terceira na composição Al-19%Si-5%Mg-5%Cu. Como resultado obtiveram-se três tubos conforme demonstrado na Fig. 7.

Anteriormente ao processamento do primeiro tubo a ser analisado, foi efetuado a fundição de um tubo de perda em alumínio, para estabilização térmica do molde da centrífuga. Este procedimento também foi efetuado nos processos de fundição do segundo e terceiro tubos.

O primeiro tubo processado através de fundição centrífuga horizontal, foi produzido na liga de Alumínio com 19% em massa de Silício, sem a introdução do Cobre e Magnésio, para através das análises obtidas das amostras retiradas desta liga, entender o comportamento da liga diante do processo de fundição por centrifugação, para posteriormente comparar estes resultados aos que surgirão através do acréscimo dos demais elementos objetos deste estudo.

As matérias-primas utilizadas para realização do estudo são lingotes de Alumínio comercialmente puro, Silício puro, cobre eletrolítico, liga Al-Mg (Al-90%Mg), sendo que não houve adição de modificadores, refinadores de grãos, escorificantes e degaseificante, para preservar os entendimentos futuros sem a possibilidade de outro elemento interferir na cinética de movimentação das partículas de silício (β) e de Mg_2Si .

Os tubos fundidos pelo processo de fundição centrífuga, representados na Fig. 7 apresentaram as dimensões aproximadas abaixo:

Diâmetro externo	- 117 mm,
Diâmetro interno	- 97 mm,
Altura do cilindro	- 480 mm,
Peso do cilindro	- 4 Kg de liga fundida.

Figura 7: Imagem dos cilindros resultantes da fundição centrífuga:
(A) liga Al-19Si (B) liga Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu (C) liga Al-19Si-5Mg-5Cu

(A)

(B)

(C)

Fonte: Autor da Tese

Os tubos processados por centrifugação horizontal, tiveram suas ligas fundidas num forno de indução ao ar, Inductotherm, representado na Fig. 8, pertencente ao Laboratório de Fundição da Escola de Engenharia Mackenzie.

Figura 8: Imagem do forno de indução ao ar, Inductotherm.

Fonte: Autor da Tese

O processo foi efetuado por meio do vazamento do metal fundido num sistema de coquilha rotativa horizontal, fundição centrífuga, em uma velocidade de aproximadamente 1700 RPM, controlada por inversor de frequência, cuja representação esquemática apresenta-se na Fig. 9.

A Fig. 9 demonstra a representação esquemática da fundição por centrifugação, que consiste em uma centrífuga horizontal, a qual foi utilizada neste trabalho.

Por outro lado, as Fig. 10 e Fig. 11 mostram as visões gerais da centrífuga utilizada neste trabalho além dos detalhes da coquilha e dos roletes, respectivamente. Nesta centrífuga, cedida pelo Laboratório de Fundição da Escola de Engenharia Mackenzie, para realização deste experimento, foram processados os tubos correspondentes as três ligas estudadas.

A coquilha e a bica de vazamento na centrífuga foram preaquecidas com chama de oxiacetileno, durante um período de 1h 30 min., sendo as temperaturas controladas por meio de um pirômetro óptico em aproximadamente 350°C. A liga pesada de acordo com a capacidade do cadinho e a composição desejada foi fundida num forno de indução ao ar, como mostrado na Fig. 7.

Ressalta-se novamente que, foi feito um vazamento preliminar com alumínio puro, buscando o preaquecimento do sistema, através deste cilindro de perda, vazado à temperatura de aproximadamente 750°C, antes do processamento de cada liga a ser estudada. Após o término do vazamento preliminar, colocou-se novamente a chama de oxiacetileno na coquilha, bica de vazamento e cadinho auxiliar para manter as condições de operação até o início do vazamento da primeira liga a ser estudada, com composição de Al-19%Si, ocorrendo o mesmo nas demais ligas, isto é, Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu e Al-19%Si-5%Mg-5%Cu.

A temperatura do banho líquido foi controlada com o auxílio de um pirômetro de imersão, até atingir a temperatura de 820°C. O líquido foi vazado em cadinho auxiliar com capacidade de 4 quilograma de liga, para posterior vazamento na coquilha rotativa, apresentando a temperatura de aproximadamente 750°C quando do vazamento na bica da coquilha.

Figura 9: Representação esquemática de uma fundição por centrifugação horizontal com sistema de resfriamento do molde.

Fonte: CABRAL Neto, Abner – 1999.

Figura 10: Imagem da centrífuga utilizada na fundição por centrifugação.

Fonte: CABRAL Neto, Abner – 1999.

Figura 11: Imagem dos detalhes da (A) Coquilha e dos (B) Roletes utilizados na fundição por centrifugação.

(A)

(B)

Fonte: CABRAL Neto, Abner – 1999.

Após a conclusão dos tubos fundidos, nas ligas Al-19%Si, Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu e Al-19%Si-5%Mg-5%Cu, foram retiradas e identificadas 3 (três) anéis em cada tubo fundido. Os anéis foram cortados na espessura de 10 mm, conforme esquema apresentado na Fig. 12, sendo denominados de Amostra da Região Inicial de Vazamento, Amostra da Região Central de Vazamento e Amostra da Região Final de Vazamento. O primeiro anel foi retirado a 100 mm da borda de vazamento o segundo no meio do tubo e o terceiro a 100 mm da borda final do tubo, cuja representação encontra-se na Fig. 12. Preparou-se amostras metalográficas, para observação por microscopia óptica, executada por meio de técnicas convencionais de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. As microestruturas das amostras foram caracterizadas com o auxílio de um microscópio Óptico Olympus BX51M, acoplado a um sistema de digitalização de imagens, “Image Pro”, conforme Fig. 13. Com auxílio de um software de imagem foram efetuadas as análises das fases presentes, para determinação estatísticas das quantidades de fases existentes.

Figura 12: Esquema de corte dos tubos fundidos por centrifugação.

Fonte: Autor da Tese.

Figura 13: Imagem do microscópio óptico Olympus BX51M.

Fonte: Autor da Tese.

Embora existam softwares comerciais para análise de imagens, decidiu-se inicialmente desenvolver um sistema dedicado as necessidades deste projeto, o qual foi possível com ajuda de um especialista em software. Pretendia-se com isto uma personalização das medidas em decorrência das necessidades do estudo. Os resultados apresentaram-se de forma satisfatória até a introdução do cobre e do magnésio na liga básica (Al-19%Si), sendo que a partir deste instante houve o aparecimento de novas fases, além do silício (β) e alumínio, fazendo com que houvesse a necessidade de algumas adequações. Numa análise sobre as adequações necessárias notou-se que demandaria um longo tempo nas correções necessárias no software. Além disto, verificou-se que com as alterações necessárias não ocorreriam ganho significativo na análise quando comparado com os softwares existentes para estas medidas.

Portanto, para agilizar o tempo na condução do projeto, decidiu-se quantificar as fases existentes nas imagens das amostras por meio de software conhecido no círculo acadêmico, no caso Image-J, o qual possui recursos satisfatórios para identificação das imagens.

Considerando que, as micrografias tiradas no microscópio óptico Olympus BX51M são digitalizadas em tons monocromáticos, tornou-se possível a identificação das partículas de alumínio, silício (β) e Mg_2Si , cujos resultados são apresentados na forma de área. Os valores de cada partícula foram tomados em micrômetros quadrado (μm^2), sendo então possível estimar a fração de cada fase existente em cada amostragem de material analisado.

A partir das amostras metalográficas extraídas dos tubos fundidos por centrifugação horizontal e com auxílio das imagens obtidas no microscópio óptico Olympus BX51M, foram obtidas diversas micrografias, sendo inicialmente considerado um eixo aleatório partindo da face externa da parede do tubo em direção a face interna da parede do tubo.

Neste eixo aleatório, no caso denominado eixo radial, devido coincidir com o raio do tubo, foram registradas 14 micrografias equidistantes de 0,7 mm, partindo-se da face externa da parede do tubo e seguindo a configuração apresentada na Fig. 14.

Adotou-se este procedimento na tentativa de obter de forma continuada a evolução da distribuição das partículas ao longo da parede lateral do tubo centrifugado, da face externa até a face interna do tubo.

Figura 14: Esquema de divisões de imagens no eixo radial das amostras

Fonte: Autor da Tese

Notou-se que os resultados obtidos no eixo radial, com pontos muito próximos uns dos outros, apresentaram um valor estatístico baixo considerando a superfície da amostra, porém este método apresenta uma melhor percepção da cinética das partículas.

Buscando obter valores estatísticos mais significativos, decidiu-se efetuar um levantamento com um número maior de linhas sobre a superfície da amostra, abrangendo uma área maior de registros, conforme distribuição apresentada na Fig. 15.

Notou-se através dos resultados iniciais, não ser necessário a adoção de 14 pontos nesta segunda análise, pois valores pouco espaçados não contribuíram para uma melhor compreensão na distribuição das partículas na superfície da amostra. Neste sentido, efetuou-se a tiragem de 30 micrografias distribuídas em 5 linhas espaçadas de 1,6 mm, conforme a Fig. 15, buscando analisar a distribuição de partículas das fases (β) e Mg_2Si ao longo da espessura da parede do tubo centrifugado, de forma a obter um valor estimado de partículas segregadas por fase.

Figura 15: Esquema de divisões de imagens tiradas da superfície das amostras

Fonte: Autor da Tese

Destaca-se que, as imagens definidas na Fig. 15 foram extraídas a cada 1,6 mm, a partir da face externa da parede do tubo, equidistantes em 2 mm lateralmente, isto é, entre os eixos “A” e “E”, perfazendo um total de 30 imagens analisadas.

A composição de imagens distribuídas conforme a Fig. 15, permitiram através do software Image-J, efetuar a estimativa do teor de partículas de silício fase (β) e Mg_2Si existentes na superfície da amostra.

A partir dos valores estimativos encontrados a partir do software Image-J, efetuou-se a média por linha analisada (posições), entre os eixos “A” e “E”, sendo inclusive calculado seu desvio padrão.

Os resultados encontrados através dos procedimentos adotados na Fig. 14 e na Fig. 15, foram comparados e analisados, buscando entender melhor as tendências existentes no processo de fundição centrífuga sobre as partículas existentes.

Para complementação dos resultados obtidos por microscopia óptica foi utilizado também os recursos do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) TM-3000 acoplado ao sistema de análise química por energia dispersiva de raios X (EDS), QUANTAX-70, representado na Fig. 16.

Figura 16: Imagem do microscópio eletrônico de varredura TM-3000, acoplado ao sistema de dispersão de energia por raio X “Quantax-70”

Fonte: Autor da Tese

Neste equipamento foram analisados os elementos químicos existentes nas fases presentes. Tentou-se também quantificar as fases com as imagens obtidas no MEV para cada elemento químico presente na liga. Contudo, as imagens não ficaram nítidas o suficiente para uma boa definição com o software Image-J. Em função disto, optou-se por não utilizar esta técnica para quantificar e sim para auxiliar na identificação das fases. Diante disto,

resolveu-se então levantar o perfil ao longo da espessura do tubo de cada elemento químico presente na liga. Além disto, as fases presentes também foram identificadas por difração de raios X, utilizando-se o Difratorômetro de raios X MULTIFLEX, de marca RIGAKU, apresentado na Fig. 17.

Figura 17: Imagem do difratômetro de raios X MULTIFLEX, marca RIGAKU.

Fonte: Autor da Tese

Para o entendimento das possíveis fases presentes nestas ligas foi também feito uma simulação com resfriamentos variáveis a partir da liga fundida utilizando um software específico da Termotech. O modelo utilizado foi o de Scheil-Gulliver. Este é um modelo de solidificação fora do equilíbrio, onde admite-se equilíbrio local da frente de solidificação apenas na interface sólido-líquido, ou seja, não existe difusão no sólido. Após o término das análises as amostras foram submetidas a um mapeamento de durezas superficiais, por meio do equipamento de dureza Vickers, vide Fig. 18.

Figura-18 Imagem do medidor de dureza Vickers, marca BUEHLER

Fonte: Autor da Tese

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos nas análises dos tubos fundidos por centrifugação, apresentados a seguir, serão divididos por tubo e por posição de vazamento. No último item serão discutidos aspectos gerais e comparativos dos tubos avaliados.

5.1 RESULTADOS TUBO LIGA Al-19Si

Iniciamos este estudo com os resultados obtidos do tubo fundido na liga Al-19%Si, que doravante será denominado de (Tubo-1).

5.1.1 ANÁLISE da REGIÃO INICIAL de VAZAMENTO - Tubo-1

Considerando a distribuição proposta na Fig. 14, escolheu-se aleatoriamente um dos eixos entre “A” e “E”, demarcados na Fig. 15, para o levantamento radial ao longo da parede do tubo, buscando observar a distribuição das partículas de silício (β) ao longo da espessura da parede do tubo, na Região Inicial de Vazamento do Tubo-1.

Os resultados das análises das imagens da Fig. 19 através do software de análise Image-J estão compiladas na Tab. 02 e demonstradas na Fig. 20.

Destaca-se que, os percentuais apontados pelo software Image-J, são baseados nos cálculos estatísticos das fases existentes nas áreas das imagens metalográficas registradas pela microscopia óptica, em relação à área total da imagem registrada pelo microscópio.

Figura-19:Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Tabela 02 Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento do – tubo-1

EIXO RADIAL REGIÃO INICIAL VAZAMENTO			
POSIÇÃO	(%) PERCENTUAL EM ÁREA		
	Poros	Silício(β)	Dendrita Al
1	0,14	26,88	0
2	0,28	24,05	0
3	0,50	23,40	0,00
4	0,10	10,30	4,00
5	0,12	11,92	2,90
6	0,10	12,00	2,00
7	0,50	12,50	1,00
8	0,20	12,50	0,80
9	0,00	12,05	2,80
10	0,00	11,70	3,00
11	0,15	12,40	1,50
12	0,00	11,60	2,30
13	0,00	37,50	0,00
14	1,20	38,10	0,00

Fonte: Autor da Tese

Figura 20: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Conforme pode ser notado nesta análise efetuada no sentido longitudinal de um eixo aleatório da amostra retirada na Região Inicial de Vazamento do Tubo-1, existe uma tendência de segregação de partículas com massa específica menor, no caso Silício, rumo a

face interna da parede do tubo, formando um gradiente funcional de propriedades do material, indo ao encontro de algumas das conclusões dos pesquisadores, Xie Young et al [18].

No entanto, nota-se também um aprisionamento de silício (β) próximo a parede do molde. Entende-se que devido a diferença de temperatura da superfície do molde em relação ao metal fundido, pode ter ocorrido um rápido resfriamento do metal em contato com a superfície do molde, provocando um acelerado processo de solidificação, aprisionando partículas de silício (β) nesta região. Existe também a tendência da massa de metal líquido ter empurrado, ou melhor, aprisionado parte das partículas nesta região externa da parede do tubo.

Observa-se ainda, uma tendência na formação de dendritas de alumínio próximo da região central da parede do tubo, conforme ocorre nas diversas posições entre a 04 e 12 da Tab. 02, o que nos induz à tese da formação de uma região hipoeutética no centro da face da parede do tubo, tendo em vista que uma grande parte de partículas de silício (β) ficou retida nas proximidades da face externa da parede do tubo e outra significativa quantidade de partículas de silício (β) segregou rumo a face interna da parede do tubo.

A Fig. 21 a seguir mostra com maior clareza, o pico na formação das dendritas de alumínio da amostra retirada desta região.

Figura 21: Imagens da posição-4 do eixo radial da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Dando sequência às análises da amostra retirada da Região Inicial de Vazamento do Tubo-1, será iniciado o estudo do comportamento das partículas na superfície da amostra, conforme demonstrado na Fig. 15.

A Fig. 22 apresenta as imagens extraídas do eixo “A”, sendo seguida dos demais eixos analisados, conforme Fig. 23 a Fig. 26.

Figura 22: Imagens do eixo “A” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Figura 23: Imagens do eixo “B” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura 24: Imagens do eixo “C” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura 25: Imagens do eixo “D” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura 26: Imagens do eixo “E” da região inicial vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

As imagens das microestruturas obtidas pelo óptico Olympus BX51M entre os eixos “A” e “E”, foram submetidas a análise do software Image-J, cujos resultados estão apresentados na Tab. 03 e na Fig. 27, como segue:

Tabela 03 Distribuição de partículas região inicial de vazamento – tubo-1

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO										
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA					MÉDIA		Desvio Padrão	
		Silício(β)	Dendrita Al	Poros			EIXOS	Silício	Dend. Al	Silício
A	1	21,70	0,00	0,50	POSICÃO - 1	A	24,88	0,00	2,79	0,00
	2	13,30	0,21	0,20		B				
	3	17,80	0,90	0,40		C				
	4	12,00	0,00	0,20		D				
	5	12,50	5,00	0,10		E				
	6	33,60	0,00	0,63						
B	1	21,30	0,00	0,00	POSICÃO - 2	A	12,74	1,84	0,93	0,91
	2	14,20	2,60	0,15		B				
	3	16,00	0,54	0,40		C				
	4	12,80	0,00	0,10		D				
	5	12,10	2,60	0,15		E				
	6	33,00	0,00	0,65						
C	1	26,40	0,00	0,00	POSICÃO - 3	A	16,35	0,53	0,93	0,48
	2	12,60	2,10	0,00		C				
	3	16,17	0,00	0,35		D				
	4	12,20	2,60	0,20		E				
	5	11,90	2,70	0,10						
	6	33,80	0,00	0,40						
D	1	27,60	0,00	0,00	POSICÃO - 4	A	12,48	1,24	0,32	1,55
	2	11,60	1,60	1,30		B				
	3	15,00	0,00	0,35		C				
	4	12,80	0,00	0,60		D				
	5	11,90	0,63	0,10		E				
	6	31,20	0,00	0,30						
E	1	27,40	0,00	0,00	POSICÃO - 5	A	12,12	2,39	0,22	1,55
	2	12,00	2,70	0,35		B				
	3	16,80	1,20	0,00		C				
	4	12,60	3,60	0,20		D				
	5	12,20	1,00	0,00		E				
	6	32,25	0,00	0,50						
	1	27,40	0,00	0,00	POSICÃO - 6	A	32,77	0,00	0,95	0,00
	2	12,00	2,70	0,35		B				
	3	16,80	1,20	0,00		C				
	4	12,60	3,60	0,20		D				
	5	12,20	1,00	0,00		E				
	6	32,25	0,00	0,50						

Fonte: Autor da Tese

Figura 27:Distribuição de partículas superfície região inicial vazamento tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Num comparativo entre os valores encontrados na análise dos resultados encontrados no eixo radial da parede do tubo em 14 campos contínuos com os resultados obtidos na análise dos 5 eixos (A até E) distribuídos na superfície da amostra, observa-se que os valores de silício (β) segregados na face interna da parede do tubo apresentam valores estatísticos diferentes, ocorrendo uma segregação de silício (β) em torno de 38,10% no primeiro método e 32,77% no segundo método. A diferença de aproximadamente 16,26% entre as duas metodologias demonstra o baixo valor estatístico da análise num único eixo radial, enquanto a segunda metodologia apresenta valores estatísticos médios registrados sobre 5 linhas, dando uma melhor percepção da distribuição das partículas.

No entanto, a metodologia adotada na Fig. 14 demonstra uma determinação contínua da distribuição das partículas ao longo da parede do tubo, entre as faces externa e interna.

Os resultados encontrados nas duas metodologias adotadas confirmam a tendência de segregação de partículas de Silício (β), rumo a face interna da parede do tubo produzido por fundição centrífuga, constatando com isto, a formação de um gradiente funcional de propriedades do material, conforme apontado nos estudos dos pesquisadores Jan BOHACEK et al., destacado na revisão teórica deste trabalho.

Observando-se os resultados obtidos e apresentados nas Tab.02 e Tab.03, nota-se a formação de dendritas de Alumínio na região interna da amostra. Os resultados obtidos na segunda metodologia, isto é, a média dos resultados da superfície da amostra, demonstrou o surgimento de dendritas de alumínio a partir e 3,2 mm (posição 2) até aproximadamente 8,0 mm (posição 5) da face externa da parede do tubo, sendo que no ponto distante 8,0 mm da face externa houve um pico de 2,39% das referidas dendritas de alumínio.

Novamente destaca-se que, devido ao processo de fundição centrífuga provocar uma movimentação extremamente dinâmica à massa fundida, gerou uma condição hipoeutética na região central da parede do tubo, o que contribuiu para o surgimento de dendritas de alumínio.

Hipoteticamente, deduz-se que além da retenção das partículas de silício nas proximidades da superfície do molde, a segregação destas partículas rumo a face interna da parede do tubo, resultou na formação regiões hipoeutéticas no centro da parede do tubo, resultando na geração de dendritas de alumínio.

Completando o estudo foi efetuada a análise de dureza superficial da amostra retirada da região inicial de vazamento do tubo-1, dureza Vickers HV(5), considerando que

nesta carga obteve-se a melhor impressão da imagem da pirâmide do penetrador do equipamento, sendo seus resultados apresentados na Tab. 04 e Fig. 28.

Tabela 04 Dureza superficial na região inicial de vazamento – tubo-1

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO LIGA Al-19Si		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	61,6
P2	1,5	60,0
P3	2,5	55,0
P4	3,5	55,8
P5	4,5	56,8
P6	5,5	56,0
P7	6,5	58,0
P8	7,5	62,1
P9	8,5	67,0
P10	9,5	67,1

Fonte: Autor da Tese

Figura 28:Dureza superficial na região inicial vazamento tubo-1

Fonte: Autor da Tese

5.1.2 ANÁLISE da REGIÃO CENTRAL de VAZAMENTO - Tubo-1

Figura-29:Imagens das microestruturas partículas no eixo radial da região central de vazamento tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Buscando um melhor entendimento da cinética das partículas ao longo do raio do tubo, considerou-se novamente a distribuição proposta na Fig. 14 para o eixo radial da Região Central de Vazamento Tubo-1, cujas micrografias apresentam-se na Fig. 29, através de imagens obtidas em um eixo escolhido aleatoriamente.

Os resultados das análises das imagens da Fig. 29 através do software Image-J estão compiladas na Tab. 05 e demonstradas na Fig. 30.

Tabela 05 Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-1

POSICÃO	EIXO RADIAL REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO		
	(%) PERCENTUAL EM ÁREA		
	Poros	Silício(β)	Dendrita Al
1	0,00	23,50	0,00
2	0,20	16,42	0,00
3	0,20	11,34	3,80
4	0,00	11,00	5,10
5	0,20	10,80	7,00
6	0,70	8,60	19,30
7	0,00	9,00	21,00
8	0,70	10,50	7,81
9	0,00	8,15	27,80
10	0,40	22,19	0,00
11	0,30	26,90	0,00
12	0,40	30,10	0,00
13	0,60	36,00	0,00
14	0,50	38,64	0,00

Fonte: Autor da Tese

A análise efetuada em um eixo aleatório entre “A” e “E” da Região Central de Vazamento do Tubo-1, comprova novamente a mesma tendência de segregação de partículas de Silício, rumo a face interna da parede do tubo.

Ressalta-se ao novamente ao fato do aprisionamento das partículas de silício próximas à parede do molde, devido a diferença de temperatura da superfície do molde em relação ao metal fundido.

Estabelecendo um paralelo entre as regiões inicial e central, observa-se uma menor retenção de partículas nas proximidades da parede do molde, ou melhor, junto a face externa da parede do tubo.

Entende-se que a medida que o metal líquido caminha rumo a região final do molde de centrifugação, o início da solidificação do metal vazado ocorreu em um tempo

maior em relação as regiões inicial e central, resultando na melhor distribuição de partículas de silício (β) rumo a face interna da parede do tubo e no menor aprisionamento de partículas junto da parede do molde.

Figura 30: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Na região inicial de vazamento registrou-se 26,88% de partículas na face externa da parede do tubo enquanto que agora na região central de vazamento registrou-se 23,50% de partículas na face externa da parede do tubo.

Novamente observa-se a tendência na formação de dendritas de alumínio no interior da parede do tubo, conforme nota-se entre as posições 03 e 09 da Tab. 05.

Para melhor ilustrar o fato da tendência de incidência de dendritas de alumínio no interior da parede do tubo, apresenta-se na Fig. 31, a imagem da posição 09, tirada na distância de 6,3 mm da face externa da parede do tubo.

Figura 31: Imagens da posição-9, do eixo radial da região central vazamento do tubo-1, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Buscando um maior entendimento da segregação de partículas ao longo da espessura da parede do tubo, será realizado as análises do comportamento das partículas na superfície da amostra, conforme esquematizado na Fig. 15.

As análises da amostra retirada da Região Central de Vazamento do Tubo-1, será efetuada nas imagens extraídas da microscopia óptica que estão representadas da Fig. 32 até a Fig. 36.

Figura-32: Imagens do eixo “A” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-33: Imagens do eixo “B” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-34: Imagens do eixo “C” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-35: Imagens do eixo “D” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-36: Imagens do eixo “E” da região central vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Da mesma forma que foi efetuado na amostra da região inicial de vazamento do Tubo-1, as amostras da região central de vazamento do tubo-1, foram também submetidas a análise do software Image-J.

Os resultados encontrados nas imagens analisadas da Região Central de Vazamento do Tubo-1, demonstrou novamente a tendência de segregação de partículas de Silício rumo a face interna da parede do tubo produzido por fundição centrífuga, constatando com isto, a formação de um gradiente funcional de propriedades do material, conforme apontado nos estudos dos pesquisadores Jan BOHACEK et al., destacado na revisão teórica deste trabalho

Tabela 06 Distribuição de partículas região central de vazamento do tubo-1

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO										
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA				EIXOS	MÉDIA		Desvio Padrão	
		Silício(β)	Dendrita Al	Poros			Silício	Dend. Al	Silício	Dend. Al
A	1	20,65	0,00	0,30	POSIÇÃO - 1	A	20,16	1,12	1,87	2,24
	2	12,66	20,20	0,00		B				
	3	11,92	11,30	0,00		C				
	4	10,50	0,00	0,40		D				
	5	23,10	0,00	0,50		E				
	6	32,00	0,00	0,00						
B	1	20,67	0,00	0,00	POSIÇÃO - 2	A	11,27	18,44	0,89	5,55
	2	11,90	11,90	0,00		B				
	3	11,60	4,00	0,00		C				
	4	13,90	0,00	0,56		D				
	5	23,64	0,00	0,30		E				
	6	32,80	0,00	0,80						
C	1	16,70	0,00	0,00	POSIÇÃO - 3	A	11,64	6,80	0,34	7,24
	2	11,00	28,00	0,00		B				
	3	11,80	18,70	0,00		C				
	4	11,50	22,22	0,00		D				
	5	25,40	0,00	0,00		E				
	6	33,70	0,00	0,50						
D	1	22,40	5,60	0,00	POSIÇÃO - 4	A	11,73	4,44	1,17	8,89
	2	10,27	14,40	0,00		B				
	3	11,00	0,00	0,00		C				
	4	11,73	0,00	0,00		D				
	5	26,00	0,00	0,50		E				
	6	36,40	0,00	1,50						
E	1	20,40	0,00	0,00	POSIÇÃO - 5	A	24,71	0,00	1,13	0,00
	2	10,53	17,70	0,00		B				
	3	11,90	0,00	0,00		C				
	4	11,00	0,00	0,00		D				
	5	25,43	0,00	0,30		E				
	6	35,52	0,00	0,40						
	1	20,40	0,00	0,00	POSIÇÃO - 6	A	34,08	0,00	1,65	0,00
	2	10,53	17,70	0,00		B				
	3	11,90	0,00	0,00		C				
	4	11,00	0,00	0,00		D				
	5	25,43	0,00	0,30		E				
	6	35,52	0,00	0,40						

Fonte: Autor da Tese

Contudo, observando-se os resultados apresentados na Tab. 06, comprova-se a tendência de segregação de partículas de Silício (β), assim como, da formação de dendritas de Alumínio no interior da parede do tubo. A Fig. 37 mostra de forma mais clara a tendência de segregação das partículas de silício (β).

Fazendo-se novamente um comparativo entre os valores dos resultados encontrados no eixo radial da amostra, com os resultados obtidos na análise dos 5 (cinco) eixos distribuídos na superfície da amostra, observa-se que o silício (β) segregado para a face interna da parede do tubo apresenta valores estatísticos diferentes, ocorrendo uma segregação de silício (β) em torno de 38,64% no primeiro método e 34,08% no segundo método.

A diferença de aproximadamente 13,38% entre as duas metodologias, demonstra novamente o baixo valor estatístico da análise no eixo radial, em relação aos valores estatísticos médios registrados sobre a área da amostra.

No entanto, ressalta-se que, a metodologia adotada na Fig. 14, eixo radial, demonstra um melhor detalhamento da cinética das partículas ao longo do raio do tubo, isto é, entre as faces externa e interna da parede do tubo.

Constata-se uma tendência de aumento na segregação de partículas de Silício (β) à medida que a massa fundida movimenta-se no sentido da região final de vazamento do tubo-1, reforçando a hipótese apresentada sobre o tempo de início de solidificação da massa fundida ser superior no sentido da região final de vazamento.

Figura 37: Distribuição de partículas superfície região central vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Destaca-se também, a tendência no surgimento de dendritas de Alumínio a partir de 1,6 mm (posição 1) até aproximadamente 6,4 mm (posição 4) da face externa da parede do tubo, sendo que no ponto distante 3,2 mm (posição 2) da face externa houve um pico de 18,44% das mesmas.

Novamente, fazendo-se um comparativo entre os resultados encontrados através da análise dos valores encontrados no eixo radial da amostra, com os resultados obtidos na análise dos 5 (cinco) eixos distribuídos na superfície da amostra, observa-se que os valores são diferentes, ocorrendo uma segregação de silício (β) em torno de 38,64% no primeiro método e 34,08% no segundo método.

Ressalta-se os mesmos entendimentos apresentados nas considerações da amostra da Região Inicial de Vazamento do Tubo-1.

Completando o estudo foi efetuada a análise de dureza superficial da amostra retirada da região central de vazamento do tubo-1, dureza Vickers HV(5), sendo seus resultados apresentados na Tab. 07 e Fig. 38.

Tabela 07 Dureza superficial na região central de vazamento do tubo-1

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO LIGA Al-19Si		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	60,0
P2	1,5	54,3
P3	2,5	57,2
P4	3,5	56,0
P5	4,5	56,7
P6	5,5	57,0
P7	6,5	58,5
P8	7,5	62,7
P9	8,5	64,9
P10	9,5	66,0

Fonte: Autor da Tese

Figura 38: Dureza superficial na região central vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

5.1.3 ANÁLISE da REGIÃO FINAL de VAZAMENTO - Tubo-1

Figura-39: Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Considerando novamente a distribuição proposta na Fig. 14, foram apresentadas na Fig. 39, as imagens obtidas em um eixo escolhido aleatoriamente de forma longitudinal à parede do tubo da região final de vazamento do tubo-1.

Os resultados das análises das imagens da Fig. 39 através do software de análise de imagens Image-J estão compiladas na Tab. 08 e Fig. 40, destacando o comportamento das partículas de silício (β) ao longo da espessura da parede do tubo

Tabela 08 Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-1

EIXO RADIAL REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO			
POSIÇÃO	(%) PERCENTUAL EM ÁREA		
	Poros	Silício(β)	Dendrita Al
1	1,50	15,90	0,00
2	0,65	11,00	3,90
3	0,44	12,00	1,46
4	0,50	10,47	8,20
5	0,40	8,72	14,40
6	0,30	10,70	5,46
7	2,00	20,20	0,00
8	5,00	20,12	0,00
9	1,30	11,50	4,50
10	2,90	24,20	0,00
11	1,00	27,30	0,00
12	3,00	30,10	0,00
13	1,40	34,50	0,00
14	1,00	40,90	0,00

Fonte: Autor da Tese

A análise efetuada no eixo aleatório da amostra retirada da região final de vazamento do tubo-1, comprova a tendência de segregação de partículas de Silício (β) rumo a face interna da parede do tubo, formando um gradiente funcional de propriedades dos materiais, conforme constatado nas regiões inicial e central de vazamento do tubo-1.

Nota-se novamente o aprisionamento de partículas de silício junto da parede do molde, porém observa-se que a quantidade de partículas retidas está decrescendo a medida que a massa fundida caminha para a região final do tubo.

Observa-se que, no início da vazamento ocorre 26,88% de partículas retidas, no centro 23,50% e na região final de vazamento 15,90%, o que reforça a hipótese de que no processo de fundição centrífuga, o tempo de permanência do metal no estado líquido colabora para a uma melhor distribuição das partículas existentes no mesmo.

Figura 40: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Novamente observa-se a tendência na formação de dendritas de alumínio no interior da parede do tubo, conforme observa-se entre as posições 02 a 06 e posição 09 da Tab. 08, estando apresentado na Fig. 41 a micrografia cujo resultado apresentou uma maior incidência de dendritas de alumínio.

Figura 41: Imagens da posição-5, do eixo radial da região final de vazamento do tubo-1, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

As análises da superfície da amostra retirada da região final de vazamento do tubo-1, será efetuada nas imagens extraídas da microscopia óptica que estão representadas da Fig. 42 até a Fig. 46.

Figura-42: Imagens do eixo “A” da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-43: Imagens do eixo “B” da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-44: Imagens do eixo “C” da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-45: Imagens do eixo “D” da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-46: Imagens do eixo “E” da região final de vazamento do tubo-1, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Adotou-se os mesmos procedimentos utilizados na análise das amostras das regiões inicial e central de vazamento do tubo-1, para a efetivação das análises da amostra da região final de vazamento do tubo-1, isto é, as imagens tiradas através da microscopia óptica foram submetidas a análise do software Image-J.

Os resultados encontrados na análise da região final de vazamento do tubo-1, demonstraram novamente a tendência de segregação de partículas de Silício rumo a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga, cujos resultados estão apresentados na Tab. 09 e Fig. 47.

Tabela 09 Distribuição de partículas região final de vazamento do tubo-1

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO										
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA				EIXOS	MÉDIA		Desvio Padrão	
		Silício(β)	Dendrita Al	Poros			Silício	Dend. Al	Silício	Dend. Al
A	1	14,47	0,00	6,30	POSIÇÃO - 1	A	14,68	0,00	0,42	0,00
	2	12,75	0,00	0,80		B				
	3	12,00	0,00	0,44		C				
	4	17,80	0,00	4,00		D				
	5	22,50	0,00	0,34		E				
	6	35,43	0,00	0,66						
B	1	15,25	0,00	4,90	POSIÇÃO - 2	A	13,01	0,00	0,69	0,00
	2	12,40	0,00	1,60		B				
	3	12,50	6,60	0,60		C				
	4	18,00	0,00	3,70		D				
	5	20,50	0,00	0,25		E				
	6	35,41	0,00	0,50						
C	1	14,00	0,00	0,60	POSIÇÃO - 3	A	11,92	2,56	0,87	3,14
	2	13,50	0,00	0,75		B				
	3	10,45	6,20	1,70		C				
	4	16,82	0,00	0,55	POSIÇÃO - 4	D	16,74	0,00	1,67	0,00
	5	16,00	0,00	0,40		E				
	6	37,00	0,00	1,70						
D	1	14,90	0,00	0,24	POSIÇÃO - 5	A	22,21	0,00	4,49	0,00
	2	14,10	0,00	0,71		B				
	3	11,64	0,00	0,35		C				
	4	17,60	0,00	5,53		D				
	5	22,13	0,00	0,65		E				
	6	36,80	0,00	0,50						
E	1	14,80	0,00	0,35	POSIÇÃO - 6	A	36,03	0,00	0,72	0,00
	2	12,28	0,00	0,70		B				
	3	13,00	0,00	2,00		C				
	4	13,50	0,00	0,20		D				
	5	29,90	0,00	0,80		E				
	6	35,50	0,00	3,80						

Fonte: Autor da Tese

Figura 47: Distribuição de partículas superfície região final de vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

Na análise da região final de vazamento do tubo-1, nota-se que a concentração de partículas de Silício (β) na face interna da parede do tubo foi de 36,03%, contra 34,08% na região central e 32,77% da região inicial de vazamento, destacando com isso a tendência no aumento da segregação de partículas de silício (β) a medida que a massa fundida se movimenta para a região final do tubo.

Por outro lado, vale destacar que, há uma tendência da retenção de partículas próximo a parede do molde, isto é, na face externa da parede do tubo, provavelmente devido ao acelerado processo de solidificação do metal fundido quando em contato com a superfície do molde, pois sua temperatura é bem inferior à do metal fundido.

Destaca-se também a hipótese dos efeitos vibratórios inerentes ao sistema de fundição centrífuga, que associado ao tempo de permanência da massa de metal fundida até sua solidificação, muito contribui na movimentação das partículas de silício (β) rumo a face interna da parede do tubo. Nota-se que estes efeitos se tornam mais significativos a partir da região central de vazamento.

Finalizando o estudo do tubo-1, foi efetuado a análise de dureza superficial da amostra retirada da região final de vazamento do tubo-1, dureza Vickers HV(5), sendo seus resultados apresentados na Tab.10 e Fig. 48.

Tabela 10 Dureza superficial na região final de vazamento do tubo-1

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO LIGA Al-19Si		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	77,1
P2	1,5	74,1
P3	2,5	77,1
P4	3,5	74,6
P5	4,5	71,6
P6	5,5	73,4
P7	6,5	75,0
P8	7,5	77,0
P9	8,5	94,4
P10	9,5	95,2

Fonte: Autor da Tese

Figura 48:Dureza superficial na região final vazamento do tubo-1

Fonte: Autor da Tese

5.2 RESULTADOS TUBO LIGA Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu

Dando continuidade ao presente estudo e buscando um maior entendimento dos efeitos do cobre e do magnésio na microestrutura da liga hipereutética Al-19%Si fundida por centrifugação, realizou-se análises sobre os resultados obtidos neste segundo tubo fundido na liga Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu, que doravante será denominado de (Tubo-2).

Antes de iniciar as análises das imagens das microestruturas das amostras retiradas das regiões de vazamento do tubo-2, foi adotado alguns procedimentos buscando uma maior orientação quanto as prováveis fases a serem encontradas nesta liga preparada por fundição centrífuga.

Inicialmente, uma amostra retirada da região inicial de vazamento do tubo foi submetida ao Difratorômetro de raios X, para através da análise dos picos existentes em seu diagrama de resultados encontrar possíveis fases existentes na liga Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu, cujo resultado gráfico está apresentado na Fig. 49.

Figura-49: Difratoograma de raios X da liga Al-19Si-2,5Cu-2,5Mg – região inicial de vazamento do tubo-2.

Fonte: Imagem tirada da simulação no difratômetro de raios X MULTIFLEX, marca RIGAKU

Nota-se na Fig. 49, que o diagrama de fases aponta picos de Alumínio, Silício e pequenos picos dos intermetálicos Mg_2Si e Al_2Cu . Tendo como base as fases apresentadas nos resultados da difração da amostra da região inicial de vazamento, assim como, através da análise comparativa das imagens metalográficas tiradas da microscopia óptica com os resultados apresentados nos estudos dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.; Zhang, Jian et

al. e Xie, Young et al, foi possível de forma segura identificar as fases existentes nas amostras das três regiões de vazamento do Tubo-2, conforme as Fig. 50 a Fig. 52.

Figura–50: Imagens da região inicial de vazamento do tubo–2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura–51: Imagens da região central de vazamento do tubo–2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura–52: Imagens da região final de vazamento do tubo–2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Novamente, buscando uma certeza na análise dos resultados, decidiu-se submeter as amostras retiradas das regiões inicial, central e final de vazamento do tubo-2 à análise do Microscópio Eletrônico de Varredura acoplado ao Sistema de Dispersão de Energia por raios X (EDS), de forma a quantificar-se os elementos químicos existentes em cada segmento das amostras. Este procedimento se fez necessário para uma melhor orientação na identificação das fases, quando do processamento das análises quantitativas de Silício (β) e Mg_2Si ao longo da espessura da parede do tubo.

Neste sentido apresenta-se nas Fig. 53 e Fig. 55 imagens tiradas na microscopia eletrônica de varredura acoplada com EDS para mostrar imagens da face externa e face interna da parede do Tubo-2 do região inicial de vazamento.

Estas imagens foram destacadas para melhor ilustrar os elementos químicos existentes nas respectivas faces, sendo o alumínio representado pela cor amarela, o silício na vermelha, o magnésio na verde e o cobre no azul.

Observa-se nas imagens que o colorido está na forma de pigmentação, sendo que pode-se notar concentrações de vermelho, que significa maior incidência de silício, concentrações de verde para o magnésio uma extensa área em amarelo referente ao alumínio e diversos minúsculos pigmentos azuis espalhados.

O mesmo procedimento foi adotado nas regiões central e final de vazamento do Tubo-2, sendo representadas nas Fig. 56 e Fig. 57 para a região central e Fig. 58 e Fig. 59 para a região final de vazamento. Destaca-se a existência de porosidade nas imagens representadas por pequenas regiões em preto.

Figura-53: Imagens da face externa da parede do tubo-2, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-54: Imagens da face interna da parede do tubo-2, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-55: Imagens da face externa da parede do tubo-2, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-56: Imagens da face interna da parede do tubo-2, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-57: Imagens da face externa da parede do tubo-2, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-58: Imagens da face interna da parede do tubo-2, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

5.2.1 ANÁLISE da REGIÃO INICIAL de VAZAMENTO - Tubo-2

Seguindo com as análises do Tubo-2, apresenta-se na Tab. 11 o levantamento dos elementos químicos existentes na amostra retirada da região inicial do tubo, representados graficamente na Fig. 59.

Tabela 11: Distribuição dos elementos químicos existentes na região inicial de vazamento – tubo-2

POSIÇÃO	ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INICIAL VAZAMENTO TUBO-2				
	PERCENTUAL (%)				
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	Total
1	64,4	29,7	3,0	2,9	100
2	79,5	15,0	2,9	2,6	100
3	79,1	15,6	2,8	2,5	100
4	80,2	14,6	2,8	2,4	100
5	79,0	15,9	2,7	2,4	100
6	77,8	16,8	2,9	2,5	100
7	80,6	14,4	2,5	2,5	100
8	80,5	14,9	2,2	2,4	100
9	80,7	13,8	2,8	2,7	100
10	80,8	15,1	1,8	2,3	100
11	80,3	15,3	1,8	2,6	100
12	66,9	28,8	1,8	2,5	100
13	66,0	29,5	2,0	2,5	100
14	67,4	28,5	2,3	1,8	100

Fonte: Autor da Tese

Figura 59: Elementos químicos na região inicial de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Nota-se que, na face externa da parede do Tubo-2 o silício primário apresenta a concentração em torno de 29,7%, ocorrendo uma oscilação de valores ao longo da espessura da parede do tubo, registrando um valor em torno de 28,5% quando da aproximação da face interna da parede do tubo-2. Nesta amostra retirada da região inicial de vazamento, embora o silício tenha sofrido um acréscimo de concentração na face interna do tubo, quando comparado aos valores registrados ao longo da espessura da parede do tubo, entretanto sua concentração está muito próxima ao registrado na parede externa do tubo.

Estes resultados reforçam a hipótese de um possível aprisionamento de partículas de silício (β) na face externa da parede do tubo devido ao acelerado processo de solidificação do metal líquido na região, como resultado da diferença de temperaturas do metal vazado e a parede do molde. Destaca-se também a possibilidade do metal líquido, dificultar a movimentação de parte das partículas de silício (β) rumo a face interna da parede do tubo, devido sua massa específica ser superior, colaborando com isto para a retenção destas partículas nas proximidades da face externa do tubo. Além disto, ressalta-se que os valores registrados no equipamento servem para orientação quando da quantificação de partículas, pois o silício está presente na composição da parede do tubo na forma da liga eutética, no intermetálico Mg_2Si e como partícula primária de silício (β).

Por outro lado, observa-se que os elementos cobre e magnésio apresentam uma distribuição regular ao longo da parede do tubo, oscilando em valores de concentração condizente com suas composições em massa na liga.

Seguindo com o estudo, analisou-se as imagens das microestruturas extraídas da microscopia óptica, conforme Fig. 60 para estimar os valores de segregação de silício (β) e Mg_2Si ao longo da parede do tubo-2.

Figura-60: Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Na Fig. 60 são apresentadas as imagens registradas de um eixo aleatório na secção radial da parede do tubo, da região inicial de vazamento do tubo-2, extraídas do microscópio óptico Olympus BX51M, cujos resultados estimativos de distribuição de partículas encontram-se registrados nas Tab. 12 e Fig. 61.

Tabela 12: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento do tubo-2

POSIÇÃO	REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO TUBO-2			
	PERCENTUAL EM ÁREA			
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Dendrita Al	Poros
1	24,34	0,53	0,00	0,71
2	12,34	0,09	4,61	0,00
3	11,10	0,06	5,10	0,00
4	7,77	0,21	5,29	0,00
5	8,87	0,03	5,21	0,00
6	10,20	0,22	8,34	0,00
7	12,66	0,24	7,40	0,00
8	10,02	0,21	9,13	0,00
9	18,59	0,77	0,00	0,00
10	23,38	0,92	0,00	0,00
11	27,70	2,06	0,00	1,94
12	31,15	1,55	0,00	2,67
13	35,92	1,21	0,00	0,00
14	40,79	0,86	0,00	1,15

Fonte: Autor da Tese

Figura 61: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Analisando os resultados apresentados nas imagens da região inicial de vazamento do Tubo-2, constata-se na face externa da parede do tubo, partículas de Silício (β) na concentração de aproximadamente 24,34%, conforme a Fig. 61.

Novamente ocorre uma retenção das partículas com menor massa específica, como demonstrado na liga Al-19Si. Observa-se também a tendência de migração das partículas de Mg_2Si e de Silício (β) rumo a face interna da parede do tubo, semelhante ao ocorrido no primeiro tubo estudado, valendo destacar a formação de um gradiente funcional de propriedades do material, conforme apontado nos estudos dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.[16]; Zhang, Jian et al. [17]; Xie, Young et al. [18] e Jan BOHACEK et al.[29], apresentado na revisão teórica deste trabalho.

No entanto, esta liga apresenta dendritas de alumínio, como ocorrido na região inicial de vazamento da liga Al-19%Si, conforme pode ser observado na Fig. 62.

Embora a liga seja hipereutética, considerando que parte do silício (β) ficou retido nas proximidades da parede do molde devido ao acelerado processo de solidificação, outra parcela transformou-se no intermetálico Mg_2Si e finalmente devido a ação do processo de centrifugação partículas de silício (β) movimentaram-se rumo a face interna da parede do tubo, pode ter ocorrido uma tendência na formação de regiões hipoeutéticas no interior da parede do tubo, resultando no aparecimento de dendritas de alumínio.

Figura 62: Imagens da posição-8, do eixo longitudinal da região inicial vazamento do tubo-2, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

As análises da superfície da amostra retirada da região inicial de vazamento do tubo-2 estão representadas da Fig. 63 até a Fig. 67.

Figura-63: Imagens do eixo “A” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-64: Imagens do eixo “B” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-65 Imagens do eixo “C” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-66 Imagens do eixo “D” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-67 Imagens do eixo “E” da região inicial de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados encontrados na análise da amostra da região inicial de vazamento do tubo-2, demonstraram novamente a tendência de segregação de partículas de Silício e Mg_2Si para a face interna da parede do tubo produzido por fundição centrífuga, constatando novamente as considerações dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.[16]; Zhang, Jian et al. [17]; Xie, Young et al. [18] e Jan BOHACEK et al.[29], destacadas na revisão teórica, referentes ao processo de fundição utilizado.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab. 13 e Fig. 68, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas de forma longitudinal da amostra.

Tabela 13 Distribuição de partículas região inicial de vazamento do tubo-2

DISTRIBUIÇÃO DEPARTÍCULAS REGIÃO INICIAL TUBO-2														
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA							MÉDIA			Desvio Padrão		
		Silício(β)	Mg2Si	Dendritas Al	Poros				Silício	Mg2Si	Dend.Al	Silício	Mg2Si	Dend.Al
A	1	22,00	0,63	0,00	0,00	POSICÃO - 1	A	22,51	0,62	0,00	2,66	0,36	0,00	
	2	10,60	0,00	5,41	0,00		B							
	3	11,10	0,44	3,00	0,00		C							
	4	9,18	0,55	2,00	0,00		D							
	5	22,44	0,82	7,20	0,00		E							
	6	32,34	0,46	0,00	0,00		A							
B	1	23,06	1,30	0,00	0,00	POSICÃO - 2	B	10,58	0,32	5,46	0,08	0,27	0,32	
	2	10,50	0,17	5,40	0,00		C							
	3	11,00	0,40	4,21	0,00		D							
	4	8,72	0,93	11,00	0,00		E							
	5	22,18	3,20	4,80	0,00		A							
	6	32,20	2,00	0,00	2,40		B							
C	1	25,53	0,32	0,00	0,00	POSICÃO - 3	C	11,87	0,45	4,42	0,94	0,10	1,93	
	2	10,70	0,50	5,50	0,00		D							
	3	11,76	0,61	7,10	0,00		E							
	4	11,60	1,62	12,34	0,00		A							
	5	25,90	2,60	4,25	0,00		B							
	6	33,50	1,10	0,00	0,00		C							
D	1	24,22	0,33	0,00	0,00	POSICÃO - 4	D	10,42	1,28	7,63	1,27	0,81	3,78	
	2	10,62	0,76	6,00	0,00		E							
	3	11,87	0,30	6,00	0,00		A							
	4	11,90	2,70	7,64	0,00		B							
	5	25,00	0,53	0,00	0,00		C							
	6	35,25	1,56	0,00	2,15		D							
E	1	17,75	0,50	0,00	0,10	POSICÃO - 5	E	24,38	1,79	3,25	1,74	1,02	2,83	
	2	10,50	0,18	5,00	0,00		A							
	3	13,61	0,51	1,80	0,00		B							
	4	10,72	0,60	5,15	0,00		C							
	5	26,36	1,80	0,00	0,00		D							
	6	41,80	2,15	0,00	1,00		E							
	1	17,75	0,50	0,00	0,10	POSICÃO - 6	A	35,02	1,45	0,00	3,56	0,62	0,00	
	2	10,50	0,18	5,00	0,00		B							
	3	13,61	0,51	1,80	0,00		C							
	4	10,72	0,60	5,15	0,00		D							
	5	26,36	1,80	0,00	0,00		E							
	6	41,80	2,15	0,00	1,00									

Fonte: Autor da Tese

Observa-se dendritas de Alumínio a partir de aproximadamente 2 mm de distância da face externa da parede do tubo (posição-2). Esta tendência persiste até

aproximadamente 8 mm da face externa da parede do tubo (posição-5), demonstrando com isto a existência de regiões hipoeutéticas no interior da face da parede do tubo, reforçando a hipótese apontada na análise do eixo radial desta amostra.

Os resultados das análises da superfície da amostra retirada da parede do tubo, da região inicial de vazamento do tubo-2, conforme registrado na Fig. 68, reforça o encontrado quando da análise das imagens do eixo radial desta amostra.

Figura 68: Distribuição de partículas na superfície da região inicial de vazamento tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Finalizando as análises da região inicial de vazamento do tubo-2, efetuou-se os levantamentos de dureza superficial, dureza Vickers HV(5), cujos resultados encontram-se na Tab. 14 e Fig. 69.

Tabela 14 Dureza superficial na região inicial de vazamento do tubo-2

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	115,0
P2	1,5	114,5
P3	2,5	111,9
P4	3,5	113,0
P5	4,5	113,0
P6	5,5	120,3
P7	6,5	110,7
P8	7,5	119,5
P9	8,5	122,2
P10	9,5	129,1

Fonte: Autor da Tese

Figura 69:Dureza superficial na região inicial vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

5.2.2 ANÁLISE da REGIÃO CENTRAL de VAZAMENTO - Tubo-2

Dando continuidade às análises do tubo-2, apresenta-se na Tab. 15 o levantamento dos elementos químicos existentes na amostra retirada da região central do tubo, representados graficamente na Fig. 70.

Tabela 15: Distribuição dos elementos químicos existentes na região central de vazamento do tubo-2

POSIÇÃO	ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO CENTRAL VAZAMENTO TUBO-2				
	PERCENTUAL (%)				Total
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	
1	55,7	39,4	2,5	2,4	100
2	63,4	32,3	2,3	2,0	100
3	84,8	11,0	2,0	2,2	100
4	81,1	14,3	1,7	2,9	100
5	82,6	13,3	1,6	2,5	100
6	82,4	12,7	1,8	3,1	100
7	82,5	13,0	1,9	2,6	100
8	83,0	13,6	1,7	1,7	100
9	80,7	15,4	2,1	1,8	100
10	81,8	14,5	1,5	2,2	100
11	79,9	16,0	2,0	2,1	100
12	78,9	17,1	2,0	2,0	100
13	72,6	22,9	2,4	2,1	100
14	51,2	44,3	2,5	2,0	100

Fonte: Autor da Tese

Figura 70: Percentual de elementos químicos na região central de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Ao observar-se os valores levantados no microscópio eletrônico de varredura acoplado ao sistema de dispersão de energia por raio X, que estão registrados na Tab. 15 nota-se que na face externa da parede do tubo-2, o silício (β) apresenta uma concentração em torno de 39,4%, passando a seguir por uma ligeira queda com valores subsequentes oscilantes entre 11% e 22% ao longo da espessura da parede do tubo, registrando quando da aproximação da face interna da parede do tubo-2 um valor em torno de 44,3%.

Comparando-se os valores registrados das amostras retiradas das regiões inicial e central de vazamento, nota-se que a concentração de partículas de silício primário na face externa da parede do tubo passou dos 29,7% da região inicial para 39,4% na região central. Continuando, ao comparar-se a concentração de partículas de silício primário na face interna da parede do tubo, nota-se também, que houve um novo acréscimo, passando dos 28,5% registrados na região inicial para 44,3% na região central.

Estes resultados reforçam a hipótese de um possível aprisionamento de partículas de silício (β) na face externa da parede do tubo devido ao acelerado processo de solidificação do metal líquido na região, assim como, um possível aumento na migração de partículas de silício (β) para a face interna da parede do tubo.

Ressalta-se novamente que os valores registrados no equipamento servem para orientação quando da quantificação de partículas, pois o silício está presente na composição da parede do tubo na forma da liga eutética, no intermetálico Mg_2Si e como partícula primária de silício (β).

Observa-se também, que os elementos cobre e magnésio apresentam uma distribuição regular ao longo da parede do tubo, oscilando em valores de concentração condizente com suas composições em massa na liga.

Seguindo com o estudo, analisou-se as imagens das microestruturas extraídas da microscopia óptica, conforme Fig. 71 para estimar os valores de segregação de silício (β) e Mg_2Si ao longo da parede do tubo-2.

Figura-71: Imagens das microestruturas no eixo radial da região central de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados estimativos de segregação de partículas encontram-se registrados nas Tab. 16 e Fig. 72.

Tabela 16 Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-2

POSIÇÃO	REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO TUBO-2			
	PERCENTUAL EM ÁREA			
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Dendrita Al	Poros
1	23,92	1,84	0,00	1,85
2	15,50	0,57	3,25	0,00
3	10,90	1,22	10,40	0,00
4	11,37	1,47	4,68	0,00
5	11,50	0,83	8,39	0,00
6	12,80	0,91	6,21	0,00
7	11,90	0,98	7,17	0,00
8	11,03	1,05	10,17	0,00
9	10,05	1,00	13,47	0,00
10	18,88	2,42	2,72	0,00
11	24,17	1,92	0,00	0,00
12	27,59	1,50	0,00	0,00
13	35,10	2,52	0,00	2,10
14	41,41	3,52	0,00	0,00

Fonte: Autor da Tese

Figura 72: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Analisando os resultados apresentados das regiões central e inicial de vazamento do Tubo-2, e, estabelecendo-se um comparativo dos resultados, nota-se que os valores

registrados possuem pouca diferença, isto é, na região inicial houve um aprisionamento de 24,34% de silício (β) e na central 23,92%, redução de 1,42%. Com relação a segregação de partículas para a face interna da parede do tubo, a região inicial apresentou 40,79% de partículas e na central 41,41%, isto é, um acréscimo de 1,52% de partículas de silício (β).

Entretanto, a região central apresentou um concentração de dendritas de alumínio mais significativa que a inicial. Observa-se na região central pico de 13,47% de dendrita de alumínio, contra pico de 9,13% na região inicial.

A fig. 73 apresenta uma melhor ilustração do aparecimento das dendritas de alumínio encontradas na microestrutura da amostra.

Figura 73: Imagens da posição-9, do eixo radial da região central vazamento do tubo-2, tirada do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Prosseguindo o estudo efetuou-se a análise da superfície da amostra retirada da região central de vazamento do tubo-2, cujas micrografias estão representadas da Fig. 74 até a Fig. 78.

Figura-74: Imagens do eixo “A” da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-75: Imagens do eixo “B” da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-76: Imagens do eixo “C” da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-77: Imagens do eixo “D” da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-78: Imagens do eixo “E” da região central de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados encontrados na análise das imagens tiradas da superfície da amostra da região central de vazamento do tubo-2, demonstraram novamente a tendência de segregação de partículas de Silício e Mg_2Si rumo a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab. 17 e Fig. 79, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas de forma longitudinal da amostra.

Tabela 17 Distribuição de partículas região central de vazamento do tubo-2

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO CENTRAL TUBO-2													
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA						MÉDIA			Des vio Padrão		
		Silício(β)	Mg2Si	Dendritas Al	Poros				EIXOS	Silício	Mg2Si	Dend.Al	Silício
A	1	17,50	0,50	0,00	0,00	POSIÇÃO - 1	A	18,60	1,89	0,83	2,46	1,22	0,79
	2	11,70	1,40	11,50	0,00		B						
	3	12,75	0,80	9,03	0,00		C						
	4	12,00	0,88	7,16	0,00		D						
	5	29,72	2,57	0,00	0,00		E						
	6	33,14	3,38	0,00	0,00								
B	1	22,00	3,00	0,67	4,00	POSIÇÃO - 2	A	11,10	1,29	8,75	1,10	0,29	2,82
	2	11,90	1,30	12,33	0,00		B						
	3	10,71	0,50	9,30	0,00		C						
	4	7,90	0,65	6,42	0,00		D						
	5	29,80	1,84	0,00	0,00		E						
	6	34,81	2,70	0,00	1,00								
C	1	21,00	0,80	1,70	0,90	POSIÇÃO - 3	A	11,01	1,01	10,51	0,89	0,33	2,37
	2	10,10	1,40	8,50	0,00		B						
	3	10,70	1,45	7,60	0,00		C						
	4	12,00	1,40	5,86	0,00		D						
	5	30,70	1,86	0,00	0,00		E						
	6	35,60	2,22	0,00	0,00								
D	1	15,70	3,61	1,80	2,20	POSIÇÃO - 4	A	11,00	1,09	9,76	1,70	0,30	4,04
	2	9,50	0,75	6,30	0,00		B						
	3	10,62	1,25	12,90	0,00		C						
	4	12,60	1,10	14,50	0,00		D						
	5	33,00	3,71	0,00	0,00		E						
	6	35,50	2,20	0,00	0,50								
E	1	16,80	1,56	0,00	1,70	POSIÇÃO - 5	A	30,69	2,33	0,00	1,21	0,76	0,00
	2	12,30	1,60	5,10	0,00		B						
	3	10,26	1,03	13,72	0,00		C						
	4	10,50	1,44	14,86	0,00		D						
	5	30,21	1,66	0,00	0,00		E						
	6	38,33	3,90	0,00	1,60								
	1	16,80	1,56	0,00	1,70	POSIÇÃO - 6	A	35,48	2,88	0,00	1,68	0,67	0,00
	2	12,30	1,60	5,10	0,00		B						
	3	10,26	1,03	13,72	0,00		C						
	4	10,50	1,44	14,86	0,00		D						
	5	30,21	1,66	0,00	0,00		E						
	6	38,33	3,90	0,00	1,60								

Fonte: Autor da Tese

Observa-se a tendência na formação de dendritas de alumínio, confirmando a hipótese da ocorrência de regiões hipoeutéticas no interior da face da parede do tubo, como considerado na análise do eixo radial desta amostra.

Constata-se a tendência da ocorrência de retenção das partículas com menor massa específica na região próxima a face do molde, provavelmente devido ao seu rápido processo de solidificação, assim como, devido ao seu aprisionamento pelo metal líquido.

Observa-se também a migração das partículas de Mg_2Si e de Silício (β) rumo a face interna da parede do tubo, formando um Gradiente Funcional de Propriedades de Materiais.

Figura 79: Distribuição de partículas na superfície da região central de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Os resultados de dureza Vickers HV(5), encontram-se na Tab. 18 e Fig. 80.

Tabela 18: Dureza superficial na região central de vazamento do tubo-2

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	100,2
P2	1,5	124,4
P3	2,5	120,0
P4	3,5	123,0
P5	4,5	120,1
P6	5,5	123,7
P7	6,5	109,0
P8	7,5	114,0
P9	8,5	124,2
P10	9,5	127,6

Fonte: Autor da Tese

Figura 80:Dureza superficial na região central vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

5.2.3 ANÁLISE da REGIÃO FINAL de VAZAMENTO - Tubo-2

As análises da região final de vazamento do Tubo-2, são iniciadas a partir do levantamento dos elementos químicos existentes na amostra desta região.

Observa-se na Tab. 19 e Fig.81 levantadas através da microscopia eletrônica de varredura acoplada ao sistema de dispersão de energia por raio X, que na face externa da parede do Tubo-2 o silício primário (β) apresenta uma concentração em torno de 25,9%, ocorrendo uma oscilação de valores ao longo da espessura da parede do tubo, registrando um valor em torno de 32% quando da aproximação da face interna da parede do Tubo-2.

A Tab. 19 e a Fig. 81 demonstram na região final de vazamento, tendência similar ao ocorrido nas amostra retiradas das regiões inicial e central de vazamento, de silício (β) junto da face interna do tubo.

Tabela 19: Distribuição dos elementos químicos existentes na região final de vazamento do tubo-2

ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO FINAL VAZAMENTO TUBO-2					
POSIÇÃO	PERCENTUAL (%)				
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	Total
1	69,1	25,9	2,0	3,0	100
2	72,3	23,3	1,7	2,7	100
3	76,5	19,0	2,0	2,5	100
4	83,6	12,2	1,7	2,5	100
5	82,1	13,0	2,4	2,5	100
6	81,8	13,5	2,3	2,4	100
7	82,0	13,7	2,0	2,3	100
8	79,9	15,7	1,9	2,5	100
9	77,8	17,4	2,4	2,4	100
10	78,8	16,9	2,3	2,0	100
11	75,9	19,4	2,5	2,2	100
12	71,7	23,2	2,9	2,2	100
13	68,4	26,8	3,0	1,8	100
14	63,4	32,0	2,8	1,8	100

Fonte: Autor da Tese

Figura 81: Percentual de elementos químicos na região final de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Estes resultados reforçam novamente a hipótese de um possível aprisionamento de partículas de silício (β) na face externa da parede do tubo devido ao acelerado processo de solidificação do metal líquido na região, como resultado da diferença de temperaturas do metal vazado e a parede do molde.

Reitera-se também que os valores registrados no equipamento servem para orientação quando da quantificação de partículas, pois o silício está presente na composição da parede do tubo na forma da liga eutética, no intermetálico Mg_2Si e como partícula de silício (β).

Assim como ocorrido nas regiões inicial e central de vazamento do Tubo-2, observa-se que os elementos cobre e magnésio apresentam uma distribuição regular ao longo da parede do tubo, oscilando em valores de concentração condizente com suas composições em massa na liga.

As imagens das microestruturas extraídas da microscopia óptica, conforme apresentadas na Fig. 82 foram utilizadas para estimar os valores de segregação de silício (β) e Mg_2Si ao longo do eixo radial da parede do tubo na região final de vazamento.

Figura-82: Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados estimativos de segregação de partículas encontrados estão registrados nas Tab. 20 e Fig. 83.

Tabela 20 Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento tubo-2

REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO TUBO-2				
POSIÇÃO	PERCENTUAL EM ÁREA			
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Dendrita Al	Poros
1	13,62	1,21	0,00	0,08
2	7,59	0,79	5,81	0,14
3	9,56	0,79	8,99	2,15
4	11,85	1,42	5,68	1,37
5	11,07	1,31	6,68	0,00
6	6,79	0,96	5,85	0,00
7	11,90	0,97	7,08	0,00
8	11,66	1,32	8,54	0,46
9	12,09	1,29	6,51	0,00
10	23,72	1,48	0,00	0,00
11	34,79	2,43	0,00	4,21
12	35,81	1,17	0,00	0,00
13	36,12	3,13	0,00	0,00
14	40,01	3,48	0,00	0,00

Fonte: Autor da Tese

Figura 83: Distribuição de partículas na região final de vazamento tubo-2

Fonte: Autor da Tese

A análise dos resultados apresentados nas imagens da região final de vazamento do tubo-2, apresentou na face externa da parede do tubo, partículas de Silício (β) em uma concentração de aproximadamente 13,62%, conforme apresentado na Fig. 82.

Este valor é muito inferior aos registrados nas regiões inicial (24,34%) e central (23,92%) de vazamento, reforçando a hipótese que devido aos efeitos inerentes do processo de fundição centrífuga, o tempo de permanência do metal no estado líquido colabora para a uma melhor distribuição das partículas contidas no metal.

A melhor distribuição das partículas existentes no metal líquido não inibiu o aparecimento de regiões hipoeutéticas, pois ocorreu o aparecimento de dendritas de alumínio em um comportamento similar ao das regiões inicial e central de vazamento, conforme pode ser observado nas posições 5, 6 e 7 da Fig. 82.

Supõem-se que regiões hipoeutéticas surgiram ao longo da espessura da parede do tubo, conforme hipóteses levantadas anteriormente.

Observa-se também a tendência de migração das partículas de Mg_2Si e de Silício (β) rumo a face interna da parede do tubo, semelhante ao ocorrido na região inicial e central de vazamento do tubo, resultando na formação de um Gradiente Funcional de Propriedades de Materiais.

Finalizando esta etapa analisou-se a superfície da amostra retirada da região final de vazamento do tubo-2 através das imagens extraídas da microscopia óptica que estão representadas da Fig. 84 até a Fig. 88.

Figura-84: Imagens do eixo “A” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-85: Imagens do eixo “B” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-86: Imagens do eixo “C” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-87: Imagens do eixo “D” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-88: Imagens do eixo “E” da região final de vazamento tubo-2, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados encontrados na final de vazamento do tubo-2, demonstraram novamente a tendência de segregação de partículas de Silício e Mg_2Si rumo a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab. 21 e Fig. 89, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas de forma longitudinal da amostra.

Tabela 21 Distribuição de partículas região final de vazamento do tubo-2

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO FINAL TUBO-2														
EIXOS	POS.	PERCENTUAL EM ÁREA							MÉDIA			Desvio Padrão		
		Silício(β)	Mg2Si	Dendritas Al	Poros				EIXOS	Silício	Mg2Si	Dend.Al	Silício	Mg2Si
A	1	10,90	1,00	0,00	0,00	POSICÃO - 1		A	15,58	1,12	0,00	2,38	0,15	0,00
	2	10,70	0,50	7,80	1,50			B						
	3	12,80	0,60	9,40	0,00			C						
	4	10,72	0,30	4,00	0,50			D						
	5	27,31	0,65	2,70	0,60			E						
	6	36,40	0,55	0,00	0,00			A						
B	1	16,40	1,10	0,00	0,70	POSICÃO - 2		B	12,12	1,05	5,76	2,49	0,31	3,16
	2	11,50	1,10	0,00	3,90			C						
	3	11,70	0,30	10,90	0,00			D						
	4	11,70	0,80	3,40	2,60			E						
	5	26,75	0,70	3,20	3,80			A						
	6	36,42	0,65	0,00	0,40			B						
C	1	16,90	1,00	0,00	0,00	POSICÃO - 3		C	11,16	0,84	8,85	1,02	0,37	1,73
	2	17,00	1,40	9,00	3,00			D						
	3	11,10	0,80	8,00	0,00			E						
	4	11,20	0,60	5,40	4,00			A						
	5	26,50	0,90	0,00	0,85			B						
	6	36,60	1,40	0,00	0,00			C						
D	1	17,50	1,40	0,00	0,00	POSICÃO - 4		D	11,94	0,96	4,26	1,04	0,79	0,71
	2	11,30	1,00	5,00	2,64			E						
	3	10,21	1,20	10,00	0,00			A						
	4	12,39	2,50	4,70	0,00			B						
	5	27,81	1,25	0,00	0,90			C						
	6	36,10	1,50	0,00	0,00			D						
E	1	16,20	1,09	0,00	0,00	POSICÃO - 5		E	27,03	0,90	1,18	0,47	0,22	1,45
	2	10,10	1,25	7,00	1,70			A						
	3	10,00	1,30	5,94	0,00			B						
	4	13,70	0,60	3,80	1,00			C						
	5	26,80	1,00	0,00	5,50			D						
	6	37,00	2,10	0,00	1,00			E						

Fonte: Autor da Tese

A análise dos resultados apresentados nas superfícies das três regiões deste tubo, estimou-se uma concentração de partículas de Silício (β) na parede externa do tubo em aproximadamente 15,58% na região final, 18,60% na central e 22,51% na inicial, o que demonstra uma menor retenção de partículas a medida que o metal caminha para o final do tubo centrifugado. Percebe-se também que a segregação de partículas de silício (β) aumenta à medida que o material caminha para o final do tubo, sendo registrado no início de vazamento 35,02%, na região central 35,48% e na final 36,50%.

A região final de vazamento do tubo-2 apresenta dendritas de alumínio da mesma forma que as regiões inicial e central, demonstrando a ocorrência de regiões hipoeutéticas ao longo de toda a extensão do tubo fundido.

Figura 89: Distribuição de partículas na superfície da região final de vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

Finalizando as análises efetuou-se os levantamentos de dureza superficial da amostra, dureza Vickers HV(5), conforme demonstrado na Tab. 22 e Fig. 90.

Tabela 22: Dureza superficial na região final de vazamento do tubo-2

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	44,6
P2	1,5	100,0
P3	2,5	115,0
P4	3,5	118,0
P5	4,5	115,0
P6	5,5	119,0
P7	6,5	107,0
P8	7,5	118,0
P9	8,5	120,0
P10	9,5	126,3

Fonte: Autor da Tese

Figura 90:Dureza superficial na região final vazamento do tubo-2

Fonte: Autor da Tese

5.3 RESULTADOS TUBO LIGA Al-19Si-5Mg-5Cu

Embora os resultados apresentados nas ligas Al-19Si e Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu tenham demonstrado comportamento semelhante quanto a segregação de partículas de silício (β) rumo a face interna da parede do tubo submetido a fundição centrífuga, assim como, na formação de um gradiente funcional de propriedades do material, confirmando o apresentado por alguns autores registrados na revisão bibliográfica deste estudo, decidiu-se realizar uma complementação do estudo analisando o comportamento da liga Al-19Si-5Mg-5Cu.

Considerando que a adição de cobre influenciou a massa específica da liga fundida, o que pode ter melhorado a segregação de partículas de silício (β) e Mg_2Si , associado a precipitação do intermetálico Mg_2Si , elemento importante na formação da resistência mecânica do tubo, resolveu-se acrescentar uma quantidade maior destes dois elementos para compararmos os resultados das ligas e poder entender melhor a influência da massa específica do material fundido na movimentação das partículas, assim como, a importância do Mg_2Si na resistência mecânica do material.

Dando continuidade ao presente estudo foi realizada a análise sobre os resultados obtidos do tubo fundido na liga Al-19%Si-5%Mg-5%Cu, doravante denominado de (Tubo-3).

Antes de iniciar as análises das imagens das microestruturas das amostras retiradas das regiões de vazamento do tubo-3, foi adotado alguns procedimentos buscando uma maior orientação quanto as fases prováveis a serem encontradas nesta nova liga preparada por fundição centrífuga.

Inicialmente efetuou-se uma análise da liga Al-19%Si-5%Mg-5%Cu através do Software Termotech de simulação de fases, cujos resultados gráfico estão apresentados na Fig. 91.

Figura-91: Fases apresentadas no resfriamento da liga Al-19Si-5Mg-5Cu

Fonte: Imagem da simulação do Software da Termotech

Na análise da Fig. 91 observa-se que no resfriamento do metal vazado, isto por volta dos 660°C, inicia-se o processo de precipitação do silício primário (β), seguido da formação do intermetálico Mg_2Si que se precipita a partir de aproximadamente 565°C, quando aos 577°C começa a se formar a fase eutética da liga. No entanto, temos também a formação da fase do intermetálico Al_2Cu à aproximadamente 470°C, além da formação de um terceiro intermetálico $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ o qual tem sua precipitação quase que simultaneamente à formação da fase eutética.

Com os resultados apresentados na simulação do Software da Termotech espera-se encontrar além das fases eutética e silício (β), também os intermetálicos Mg_2Si , Al_2Cu e $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ nas futuras análises a serem processadas nas respectivas amostras retiradas do tubo-3.

Contudo, buscando a confirmação das possíveis fases existentes na liga Al-19Si-5Mg-5Cu processada por fundição centrífuga, as amostras retiradas da região inicial de vazamento e região final de vazamento foram submetidas ao difratômetro de raios X, para posterior análise dos picos existentes em seu diagrama dos resultados.

Pode-se notar nas Fig. 92 e Fig. 93 que os difratogramas de raios X apontaram picos de Alumínio, Silício e pequenos picos dos intermetálicos Mg_2Si e Al_2Cu , não ocorrendo pico da fase $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, prevista na simulação do software da Termotech.

Figura-92: Difratograma de raios X da liga Al-19Si-5Cu-5Mg – região inicial de vazamento do tubo-3

Figura-93: Difratoograma de raios X da liga Al-19Si-5Cu-5Mg – região final de vazamento do tubo-3

Fonte: Imagem tirada da simulação no difratômetro de raios X MULTIFLEX, marca RIGAKU

Com base nas fases apresentadas no software da Termotec e nos resultados da difração das amostras das regiões inicial, central e final de vazamento, assim como, através da análise dos resultados apresentados nos estudos dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.[16]; Zhang, Jian et al. [17] e Xie, Young et al. [18], foi possível de forma segura identificar as fases existentes nas imagens metalográficas tiradas das amostras das três regiões de vazamento do Tubo-3, conforme demonstrado nas Fig. 94 até e Fig. 96.

Figura-94: Imagens da região inicial de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-95: Imagens da região central de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-96: Imagens da região final de vazamento do tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

No entanto, buscando a certeza na análise dos resultados até agora apresentados, decidiu-se submeter as amostras retiradas das regiões inicial, central e final de vazamento do Tubo-3 à análise do Microscópio Eletrônico de Varredura acoplado ao Sistema de Dispersão de Energia por raios X (EDS), de forma a quantificar-se os elementos químicos existentes em cada segmento das amostras, buscando uma melhor orientação na identificação das fases quando do processamento de suas análises quantitativas.

Neste sentido apresenta-se nas Fig. 97 e Fig. 98 imagens tiradas na microscopia eletrônica de varredura acoplada com EDS para mostrar imagens da face externa e face interna da parede do Tubo-3 do região inicial de vazamento.

Estas imagens foram destacadas para melhor ilustrar os elementos químicos existentes nas respectivas faces, sendo o alumínio representado pela cor amarela, o silício na vermelha, o magnésio na verde e o cobre no azul.

Observa-se nas imagens que o colorido está na forma de pigmentação, sendo que pode-se notar concentrações de vermelho, que significa maior incidência de silício, concentrações de verde para o magnésio uma longo extensão de amarelo referente ao alumínio e diversos minúsculos pigmentos azuis espalhados.

Figura-97: Imagens da face externa da parede do tubo-3, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-98: Imagens da face interna da parede do tubo-3, região inicial de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Continuando a análise, as figuras 99 e 100 mostram as imagens externa e interna da parede do tubo na região central e as figuras 101 e 102 as imagens interna e externa da parede do tubo na região final de vazamento.

Figura-99: Imagens da face externa da parede do tubo-3, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-100: Imagens da face interna da parede do tubo-3, região central de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-101: Imagens da face externa da parede do tubo-3, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Figura-102: Imagens da face interna da parede do tubo-3, região final de vazamento, tiradas do microscópio MEV TM-3000 c/ EDS-Quantax 70

Fonte: Autor da Tese

Através das imagens extraídas da microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema (EDS), tiradas da secção longitudinal da amostra da região inicial de vazamento, conforme representado na Fig. 14, destacada no capítulo Métodos, foi efetuado o levantamento dos valores estimativos dos elementos químicos presentes na amostra.

Os valores registrados pelo equipamento, Microscópio Eletrônico de Varredura TM-3000 com sistema EDS - Quantax-70, serviram para elaboração da quantificação dos elementos químicos ao longo da superfície das amostras das regiões inicial, central e final de vazamento do Tubo-3, desde a face externa de sua parede até sua face interna.

5.3.1 ANÁLISE da REGIÃO INICIAL de VAZAMENTO - Tubo-3

Dando início ao estudo da região inicial de vazamento do tubo, apresenta-se na Tab. 23 e na Fig. 103 os valores registrados pela microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema de dispersão de energia por raios X (EDS) sobre os elementos químicos na superfície da amostra.

Tabela 23: Distribuição dos elementos químicos existentes na região inicial de vazamento – tubo-3

ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INICIAL VAZAMENTO TUBO-3					
POSIÇÃO	PERCENTUAL (%)				
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	Total
1	66,5	29,0	2,7	1,8	100
2	78,0	16,0	2,7	3,3	100
3	79,9	14,5	2,1	3,5	100
4	78,6	15,0	2,6	3,8	100
5	80,0	13,7	2,8	3,5	100
6	80,9	15,1	1,8	2,2	100
7	80,9	14,3	2,4	2,4	100
8	81,5	13,5	2,3	2,7	100
9	79,3	15,6	2,6	2,5	100
10	78,7	17,4	2,1	1,8	100
11	75,7	18,8	2,6	2,9	100
12	72,0	23,8	2,2	2	100
13	68,8	27,4	2,3	1,5	100
14	56,3	38,9	3,2	1,6	100

Fonte: Autor da Tese

Figura 103: Percentual de elementos químicos na região inicial de vazamento do tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Observa-se na face externa da parede do tubo-3 que o silício (β) apresenta uma concentração em torno de 29% na face externa do tubo, ocorrendo sua variação ao longo da espessura da parede, sendo atingido um pico em torno de 38,9% quando da aproximação da

face interna da parede do Tubo-3. Nota-se que a partir da concentração de 29% de silício (β) os valores passam a oscilar entre 13,5% e 18,8%, iniciando a seguir sucessivos acréscimos de forma gradativa até o valor final de 38,9% nas proximidades da face interna do tubo.

Esta flutuação reforça a hipótese de um possível aprisionamento de partículas de silício (β) na face externa da parede do tubo devido ao acelerado processo de solidificação do metal líquido na região, como resultado da diferença de temperaturas do metal vazado e a parede do molde. Há uma tendência da massa de metal líquido, no caso com massa específica maior que as partículas de silício (β), dificultar sua migração rumo a face interna da parede do tubo, colaborando com isto para a retenção destas partículas nas proximidades da face externa do tubo.

Nota-se que, tanto o elemento cobre como o elemento magnésio apresentaram comportamento regular ao longo da parede do tubo-3, com valores médios de concentração dentro do estabelecido na composição da liga fundida.

Seguindo com o estudo, analisou-se as imagens das microestruturas extraídas da microscopia óptica, conforme Fig. 104 para estimar os valores de segregação de silício (β) e Mg_2Si ao longo da parede do tubo-3.

Figura-104: Imagens das microestruturas no eixo radial da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

A Fig. 104 apresenta as diversas imagens registradas na secção de um eixo aleatório tirado radialmente da Região Inicial de Vazamento da parede do tubo-3, extraídas do microscópio óptico Olympus BX51M.

A análise efetuada através do software de imagens Image-J, apresentou os resultados estimativos de segregação de partículas registrados nas Tab. 24 e Fig. 105.

Tabela 24: Distribuição de partículas no eixo radial da região inicial de vazamento Tubo-3

REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO TUBO-3			
POSIÇÃO	PERCENTUAL EM ÁREA		
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Poros
1	26,61	2,94	1,01
2	16,61	1,81	0,16
3	16,44	0,12	0,06
4	13,21	0,23	0,28
5	14,30	0,44	2,70
6	14,64	1,84	0,00
7	15,32	1,29	0,00
8	14,21	0,54	0,13
9	15,34	1,25	0,12
10	15,21	1,10	0,68
11	19,10	0,74	2,09
12	24,34	1,23	1,40
13	29,18	2,73	0,02
14	41,15	3,53	2,47

Fonte: Autor da Tese

Figura 105: Distribuição de partículas na região inicial de vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Analisando os resultados apresentados nas imagens da região inicial de vazamento do tubo-3, constata-se na face externa da parede do tubo, dendritas de Mg_2Si e partículas de Silício (β), conforme é apresentado na Fig. 106.

Nota-se a ocorrência de retenção das partículas com massa específica menor, como ocorrido nos tubos anteriores. Observa-se também a tendência de migração das partículas de Mg_2Si e de Silício (β) rumo a face interna da parede do tubo.

Observa-se que a liga não apresenta dendritas de alumínio, como ocorrido na região inicial de vazamento das ligas anteriores. Este resultado pode ser em decorrência do acréscimo de 5% de cobre, que resultou no aumento da massa específica do metal líquido e consequentemente na redução da tendência de formação de regiões hipoeutéticas.

Percebe-se a formação de um Gradiente Funcional de Propriedades de Materiais, conforme apontado em estudos dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.[16]; Zhang, Jian et al. [17] e Xie, Young et al. [18], assim como, observa-se a constatação das conclusões dos pesquisadores Jan BOHACEK et al., com respeito a fundição centrífuga.

Figura 106: Imagens metalográficas da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Seguindo com as análises, apresenta-se adiante o estudo do comportamento das partículas na superfície da amostra.

A Fig. 107 apresenta as imagens extraídas do eixo “A”, sendo seguida dos demais eixos analisados, conforme Fig. 108 até e Fig. 111.

Figura-107: Imagens do eixo “A” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-108: Imagens do eixo “B” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-109: Imagens do eixo “C” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-110: Imagens do eixo “D” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-111: Imagens do eixo “E” da região inicial de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados encontrados na análise da amostra da Região Inicial de Vazamento do Tubo-3, demonstraram novamente a tendência de segregação de partículas de Silício (β) e Mg_2Si para a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga, constatando novamente as considerações dos pesquisadores Xuedong, Lin et al.[16]; Zhang, Jian et al. [17]; Xie, Young et al. [18] e Jan BOHACEK et al.[29], destacadas na revisão teórica, referentes ao processo de fundição utilizado.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab.25 e Fig. 112, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas do eixo radial da amostra.

Tabela 25: Distribuição de partículas região inicial de vazamento – tubo-3

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO INICIAL TUBO-3										
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA				EIXOS	MÉDIA		Desvio Padrão	
		Silício(β)	Mg_2Si	Poros			Silício	Mg_2Si	Silício	Mg_2Si
A	1	20,60	3,21	8,4	POSIÇÃO - 1	A	22,25	3,70	2,35	0,81
	2	13,10	2,01	0		B				
	3	10,20	0,72	0		C				
	4	17,44	2,65	0		D				
	5	19,45	4,51	0,6		E				
	6	34,56	4,20	2,1	POSIÇÃO - 2	A	14,45	3,18	1,28	0,69
B	1	20,82	3,60	0,5		B				
	2	15,25	3,06	0		C				
	3	15,10	4,40	0		D				
	4	15,56	1,50	0		E				
	5	13,40	2,00	0,80	POSIÇÃO - 3	A	12,89	3,16	2,19	1,51
	6	36,00	3,07	3,27		B				
C	1	19,96	5,20	2,75		C				
	2	15,48	3,09	0,17		D				
	3	10,85	3,00	0		E				
	4	11,30	5,11	0,40	POSIÇÃO - 4	A	14,08	3,22	2,21	1,58
	5	15,80	2,61	2,60		B				
	6	38,02	6,10	3,27		C				
D	1	23,65	3,70	3,18		D				
	2	15,73	3,72	0,47		E				
	3	15,66	5,06	0,11	POSIÇÃO - 5	A	16,08	3,32	1,94	0,93
	4	12,30	1,75	0		B				
	5	15,77	4,16	0		C				
	6	34,70	9,17	1		D				
E	1	26,21	2,81	0	POSIÇÃO - 6	E	35,38	4,67	1,53	2,83
	2	12,70	4,00	0,17		A				
	3	12,63	2,64	1,85		B				
	4	13,81	5,1	0		C				
	5	15,97	3,33	5,47		D				
	6	33,60	0,8	0		E				

Fonte: Autor da Tese

Figura 112: Distribuição de partículas na superfície da região inicial vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Os resultados das análises da superfície da amostra retirada da parede do tubo da Região Inicial de Vazamento, conforme Tab. 25 e Fig. 112, constataam as tendências apontadas nas análises das imagens do eixo radial adotado aleatoriamente nesta amostra, prevalecendo os comentários já efetuados para a amostra.

Efetuuou-se também, levantamentos das durezas superficiais da amostra, dureza Vickers HV(5), cujos valores estão apresentados na Tab. 26 e Fig. 113.

Tabela 26: Dureza superficial na região inicial de vazamento – tubo-3

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO INICIAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-5Mg-5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	128,0
P2	1,5	120,0
P3	2,5	114,0
P4	3,5	108,0
P5	4,5	113,0
P6	5,5	116,0
P7	6,5	120,8
P8	7,5	128,0
P9	8,5	138,0
P10	9,5	148,0

Fonte: Autor da Tese

Figura 113:Dureza superficial na região inicial vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

5.3.2 ANÁLISE da REGIÃO CENTRAL de VAZAMENTO - Tubo-3

Inicialmente na região central de vazamento do tubo, foi efetuado o levantamento dos elementos químicos presentes na superfície da amostra. Este processo tal como nos anteriores, foi efetuado através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema de dispersão de energia por raios X (EDS), e seus resultados estão apresentados na Tab. 27 e na Fig. 114.

Tabela 27: Distribuição dos elementos químicos na região central de vazamento tubo-3

ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO CENTRAL VAZAMENTO TUBO-3					
POSIÇÃO	PERCENTUAL (%)				
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	Total
1	74,4	19,6	2,7	3,3	100
2	79,6	15,4	2,0	3,0	100
3	81	14,1	2,1	2,8	100
4	79,9	14,7	2,3	3,1	100
5	79	15,9	1,8	3,3	100
6	79,4	15,8	1,7	3,1	100
7	81,2	14,1	1,5	3,2	100
8	80,4	15,2	1,5	2,9	100
9	78,6	15,9	2,3	3,2	100
10	77,7	18,0	2,4	1,9	100
11	70,8	24,7	2,3	2,2	100
12	67,8	27,0	3,2	2,0	100
13	64,1	29,5	4,2	2,2	100
14	57,4	36,1	4,1	2,4	100

Fonte: Autor da Tese

Figura 114: Percentual de elementos químicos na região central de vazamento do tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Observa-se na face externa da parede do tubo, que o silício apresenta uma concentração em torno de 19,6%, ocorrendo sua variação ao longo da espessura da parede, sendo atingido um pico em torno de 36,1% quando da aproximação da face interna da parede do tubo. Ressalta-se novamente, que a flutuação aponta para a hipótese de um possível aprisionamento de partículas de silício (β) na face externa da parede do tubo devido ao acelerado processo de solidificação do metal líquido na região, como resultado da diferença de temperaturas do metal vazado e a parede do molde.

Destaca-se também a tendência da massa de metal líquido, com massa específica superior às das partículas de silício, dificultar sua migração rumo a face interna da parede do tubo, colaborando com isto para a retenção destas partículas nas proximidades da face externa do tubo.

A análise da microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema de dispersão de energia por raios X, foi fundamental na orientação das posteriores análises de microscopia óptica, para determinação dos valores de segregação das partículas.

A partir das imagens metalográficas extraídas da microscopia óptica, foi possível estimar os valores de segregação de silício (β) e do intermetálico Mg_2Si ao longo da parede do Tubo-3, num eixo radial escolhido aleatoriamente da parede do tubo, conforme demonstrado na Fig. 14, do capítulo métodos.

Figura-115: Imagens das microestruturas no eixo radial da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Na Fig. 115 estão apresentadas as imagens registradas num eixo radial da parede do tubo, da região central de vazamento do tubo-3, extraídas do microscópio óptico Olympus BX51M, cujas análises que apresentam os resultados estimativos de segregação de partículas encontra-se na Tab. 28 e Fig. 116.

Tabela 28: Distribuição de partículas no eixo radial da região central de vazamento tubo-3

REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO TUBO-3			
Posições	PERCENTUAL EM ÁREA		
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Poros
1	22,26	0,20	0,52
2	15,40	0,11	0,68
3	13,22	0,20	0,77
4	12,20	0,24	1,31
5	12,86	0,08	0,55
6	15,45	0,50	0,06
7	13,07	0,49	0,04
8	13,21	1,40	0,00
9	17,00	0,51	0,00
10	15,67	5,40	0,00
11	20,40	3,93	0,15
12	23,70	4,84	0,63
13	35,30	5,03	0,23
14	43,45	3,31	2,57

Fonte: Autor da Tese

Figura 116: Segregação de partículas na região central de vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Observa-se nos resultados apresentados na Fig. 116 que houve segregação de partículas de Mg_2Si , assim como, de silício (β) para a face interna da parede do tubo.

Analisando o comportamento das partículas nas regiões inicial e central de vazamento, nota-se que a medida que o metal fundido caminha rumo a região final do molde de vazamento, tanto as partículas de silício (β) como de Mg_2Si apresentaram uma menor retenção na face externa do tubo fundido, isto é, nas proximidades da parede do molde.

Comparando os valores de partículas retidas próximo da face do molde na região inicial de vazamento do metal líquido, estimadas estatisticamente em 22,25% de Silício e 2,94% de Mg_2Si com os valores da região central de vazamento, estimadas estatisticamente em 18,27% de Silício e 0,20% de Mg_2Si , percebe-se a diminuição de partículas retidas próximas a face do molde.

Vale destacar que a liga também não apresenta dendritas de alumínio na região central de vazamento, diferentemente do ocorrido na liga Al-19%Si.

Novamente observou-se a tendência na formação de um Gradiente Funcional de Propriedades de Materiais, conforme descrito na fase inicial de vazamento desta liga.

Seguindo com as análises da amostra retirada da região central de vazamento do Tubo-3, teve início o estudo do comportamento das partículas na superfície da amostra, conforme demonstrado na Fig. 15.

A Fig. 117 apresenta as imagens extraídas do eixo “A”, sendo seguida dos demais eixos analisados, conforme Fig. 118 até a Fig. 121.

Figura-117: Imagens do eixo “A” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-118: Imagens do eixo “B” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-119: Imagens do eixo “C” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-120: Imagens do eixo “D” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-121: Imagens do eixo “E” da região central de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Seguindo a mesma tendência da região inicial de vazamento os resultados apresentados na análise da amostra da região central de vazamento do Tubo-3, demonstraram novamente segregação de partículas de Silício (β) e Mg_2Si rumo a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab. 29 e Fig. 122, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas de forma longitudinal da amostra.

Tabela 29: Distribuição de partículas região central de vazamento – tubo-3

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO CENTRAL TUBO-3										
EIXOS	POS.	PERCENTUAL EM ÁREA					MÉDIA		Desvio Padrão	
		Silício(β)	Mg_2Si	Poros			Silício	Mg_2Si	Silício	Mg_2Si
A	1	14,76	2,30	0,63	POSIÇÃO - 1	A	18,27	1,84	5,06	0,43
	2	9,20	0,80	0,00		B				
	3	13,63	1,70	0,45		C				
	4	13,01	1,20	0,00		D				
	5	23,63	5,51	0,00		E				
	6	35,82	5,30	1,20	POSIÇÃO - 2	A	15,31	1,06	5,12	0,38
B	1	13,86	2,30	0,17		B				
	2	11,80	1,00	0,00		C				
	3	14,24	1,10	0,10		D				
	4	12,56	2,25	0,00		E				
	5	22,21	7,60	0,00	POSIÇÃO - 3	A	13,90	1,95	0,97	1,11
	6	35,92	2,95	0,90		B				
C	1	14,30	1,30	0,10		C				
	2	12,75	1,68	0,00		D				
	3	15,40	2,17	0,00		E				
	4	13,70	1,60	0,00	POSIÇÃO - 4	A	14,22	2,02	1,75	0,71
	5	15,60	4,50	0,30		B				
	6	36,60	5,13	0,55		C				
D	1	26,42	1,90	3,72		D				
	2	22,00	0,57	0,00		E				
	3	13,80	3,97	1,27	POSIÇÃO - 5	A	16,79	5,60	5,61	1,74
	4	17,50	3,27	0,00		B				
	5	8,20	3,00	0,00		C				
	6	40,00	3,48	3,03		D				
E	1	22,00	1,40	1,70		E				
	2	20,80	1,24	0,00	POSIÇÃO - 6	A	36,49	4,18	1,94	0,91
	3	12,41	0,81	0,00		B				
	4	14,32	1,80	1,00		C				
	5	14,30	7,40	0,00		D				
	6	34,10	4,06	0,00		E				

Fonte: Autor da Tese

Figura 122: Distribuição de partículas na superfície da região central de vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Os resultados das análises da superfície da amostra retirada da parede do tubo, na região central de vazamento do tubo-3, confirma a tendência de segregação das partículas, como demonstrado na análise do eixo radial aleatório desta amostra.

Esta nova análise da amostra confirma a não apresentação de dendritas de alumínio, como ocorrido na região inicial de vazamento da liga.

Analizando os valores médios de partículas de silício (β) encontradas na face externa da parede do tubo, isto é, na região de contato com a face do molde, percebe-se que na região inicial de vazamento registrou-se um valor médio de 22,25% e na região central de vazamento um valor médio de 18,27%. No entanto, as partículas retidas de Mg_2Si , que inicialmente tinham um valor médio de 3,70% nas proximidades da superfície do molde, quando da região inicial de vazamento, tiveram uma redução do valor médio para 1,84% na região central de vazamento.

As análises evidenciam a formação de um gradiente funcional de propriedades dos materiais e confirmam a tendência de migração de partículas com menor massa específica rumo a face interna da parede do tubo, conforme está ocorrendo desde o primeiro tubo produzido por fundição centrífuga.

A análise de dureza superficial da amostra da região central de vazamento do tubo, dureza Vickers HV(5), está representada na Tab. 30 e Fig. 123.

Tabela 30: Dureza superficial na região central de vazamento – tubo-3

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO CENTRAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-5Mg-5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	120,3
P2	1,5	118,6
P3	2,5	116,0
P4	3,5	109,7
P5	4,5	100,0
P6	5,5	120,0
P7	6,5	133,0
P8	7,5	133,0
P9	8,5	140,8
P10	9,5	147,2

Fonte: Autor da Tese

Figura 123:Dureza superficial na região central vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

5.3.3 ANÁLISE da REGIÃO FINAL de VAZAMENTO - Tubo-3

Finalizando o estudo do tubo-3, efetuou-se na região final de vazamento o levantamento dos elementos químicos presentes na superfície da amostra retirada da parede do tubo. O processo tal como anteriormente efetuado foi consolidado através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema de dispersão de energia por raios X (EDS), e seus resultados estão apresentados na Tab. 31 e na Fig. 124.

Tabela 31: Distribuição dos elementos químicos existentes na região final de vazamento – tubo-3

ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO FINAL VAZAMENTO TUBO-3					
POSICÃO	PERCENTUAL (%)				
	Alumínio	Silício(β)	Mg	Cu	Total
1	74,7	19,6	2,6	3,1	100
2	80,4	14,5	2,2	2,9	100
3	81,6	13,6	2,4	2,4	100
4	82,9	12,2	2,2	2,7	100
5	79,5	15,7	2,2	2,6	100
6	78,5	16,9	2,4	2,2	100
7	80,8	14,5	2,3	2,4	100
8	80,1	15,4	2,2	2,3	100
9	82,1	13,3	2,1	2,5	100
10	80,5	12,8	3,1	3,6	100
11	72,1	22,0	3,0	2,9	100
12	67,6	27,8	2,5	2,1	100
13	61,2	33,7	2,9	2,2	100
14	57,9	37,0	3,5	1,6	100

Fonte: Autor da Tese

Na região final de vazamento do tubo-3, observa-se na face externa da parede tubo que o silício primário (β) apresenta uma concentração em torno de 19,6% na face externa do tubo, ocorrendo sua variação ao longo da espessura da parede, sendo atingido um pico em torno de 37,0% quando da aproximação da face interna da parede do tubo.

Novamente, observa-se um possível aprisionamento de partículas de silício na face externa da parede do tubo, provavelmente devido ao acelerado processo de solidificação da massa fundida na região, como resultado da diferença de temperaturas do metal vazado e a parede do molde.

Figura 124: Percentual de elementos químicos na região final de vazamento do tubo-3

Fonte: Autor da Tese

Destaca-se novamente que a análise da microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada ao sistema de dispersão de energia por raios X, orientou as posteriores análises efetuadas por microscopia óptica, na determinação dos valores de segregação das partículas.

A partir das imagens metalográficas extraídas da microscopia óptica, foi possível estimar os valores de segregação de silício (β) e do intermetálico Mg_2Si ao longo da parede do Tubo-3, num eixo radial aleatório da parede do tubo, conforme imagens metalográficas apresentadas na Fig. 125.

Figura-125: Imagens das microestruturas no eixo radial da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

A Fig. 125 apresenta as imagens registradas de um eixo radial escolhido aleatoriamente da parede do tubo da região final de vazamento. Os resultados estimativos de distribuição de partículas encontram-se registrados nas Tab. 32 e Fig. 126.

Tabela 32: Distribuição de partículas no eixo radial da região final de vazamento do tubo-3

REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO TUBO-3			
POSIÇÃO	(% PERCENTUAL EM ÁREA		
	Silício (B)	Mg ₂ Si	Poros
1	16,76	2,44	1,35
2	13,46	0,17	0,71
3	12,11	0,00	1,43
4	13,43	0,96	0,48
5	12,70	0,79	3,42
6	12,45	0,53	2,07
7	12,20	4,35	2,07
8	14,10	5,24	2,04
9	13,70	3,67	3,76
10	18,77	6,84	0,53
11	25,32	3,51	2,74
12	30,65	3,16	1,92
13	38,20	4,39	4,98
14	44,64	3,27	10,83

Fonte: Autor da Tese

Figura 126: Distribuição de partículas na região final de vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

A face externa da parede do tubo na região final de vazamento da amostra, apresentou uma tendência de retenção de partículas em torno de 16,76%. Analisando o resultado apresentado, nota-se que houve uma tendência de segregação das partículas de Silício (β) para a face interna do tubo, apresentando uma concentração em torno de 44,64%.

Com relação as partículas de Mg_2Si , observou-se uma retenção de partículas na face externa do tubo, podendo ser considerado os mesmos efeitos ocorridos ao silício.

Destaca-se novamente que a liga não apresentou dendritas de alumínio em nenhuma de suas regiões de vazamento, diferentemente do ocorrido nas ligas anteriores.

Hipoteticamente, o fato pode ser considerado em decorrência da adição de 5% em massa de cobre na liga original (Al-19Si), resultando no aumento da massa específica da liga que associada às condições do processo, diminui sua tendência na formação de regiões hipoeutéticas.

Novamente observou-se a tendência na formação de um Gradiente Funcional de Propriedades de Materiais, conforme observado em todas as regiões das ligas submetidas ao processo de fundição centrífuga.

Seguindo com as análises da amostra retirada da região final de vazamento do tubo-3, efetuou-se a análise do comportamento das partículas na superfície da amostra, conforme demonstrado na Fig. 15, cujas imagens metalográficas estudadas estão apresentados das Fig. 127 até a Fig. 131.

Figura-127: Imagens do eixo “A” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-128: Imagens do eixo “B” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-129: Imagens do eixo “C” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-130: Imagens do eixo “D” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Figura-131: Imagens do eixo “E” da região final de vazamento tubo-3, tiradas do microscópio óptico Olympus BX51M

Fonte: Autor da Tese

Os resultados apresentados na análise da superfície da amostra da região final de vazamento do tubo, demonstraram novamente segregação de partículas de Silício (β) e Mg_2Si rumo a face interna da parede do tubo, produzido por fundição centrífuga.

Os resultados obtidos na aplicação do software Image-J, estão apresentados na Tab. 33 e Fig. 132, sendo comprovada as mesmas considerações efetuadas na análise das imagens tiradas de forma longitudinal da amostra.

Tabela 33: Distribuição de partículas região final de vazamento – tubo-3

DISTRIBUIÇÃO DE PARTÍCULAS REGIÃO FINAL TUBO-3												
EIXOS	POS.	(%) PERCENTUAL EM ÁREA					EIXOS	MÉDIA		Desvio Padrão		
		Silício(β)	Mg2Si	Poros				Silício	Mg2Si	Silício	Mg2Si	
A	1	13,20	1,71	0,75			POSIÇÃO - 1	A	16,22	1,64	1,63	0,30
	2	15,40	1,06	0,24				B				
	3	9,70	1,79	0,00				C				
	4	20,10	8,80	0,00				D				
	5	26,40	3,10	2,51				E				
	6	36,20	3,95	7,70								
B	1	17,34	1,30	0,00			POSIÇÃO - 2	A	14,86	2,57	0,51	1,62
	2	14,07	2,11	0,37				B				
	3	12,30	1,42	0,00				C				
	4	12,23	2,63	0,00				D				
	5	25,20	6,60	0,00				E				
	6	38,50	5,60	1,00								
C	1	17,86	1,74	0,00			POSIÇÃO - 3	A	13,00	1,40	2,55	0,22
	2	14,80	5,30	0,00				C				
	3	11,10	1,30	1,97				D				
	4	17,07	2,06	0,61				E				
	5	24,50	3,77	4,03			POSIÇÃO - 4	A	18,12	3,28	3,24	2,80
	6	37,00	3,35	2,75				B				
						C						
D	1	16,01	1,35	0,00				D	25,37	4,28	0,61	1,54
	2	14,60	1,00	0,00			E					
	3	15,80	1,14	0,00								
	4	20,95	1,29	0,00			POSIÇÃO - 5	A	37,24	4,56	0,76	0,81
	5	25,33	2,45	0,00				B				
	6	37,00	5,00	1,63				C				
E	1	16,67	2,12	0,00				D	37,24	4,56	0,76	0,81
	2	15,43	3,40	0,00			E					
	3	16,10	1,34	0,00								
	4	20,27	1,60	0,00			POSIÇÃO - 6	A	37,24	4,56	0,76	0,81
	5	25,40	5,47	1,80				B				
	6	37,50	4,92	9,00				C				

Fonte: Autor da Tese

Os resultados das análises da superfície da amostra retirada da parede do tubo, na Região Final de Vazamento do tubo, confirma a tendência de segregação das partículas, como demonstrado na análise da secção longitudinalmente desta amostra.

Figura 132: Distribuição de partículas na superfície região final vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

A análise da superfície da região final da amostra novamente consolida os resultados anteriores desta liga quanto a ausência de dendritas de alumínio.

Analisando os valores estimados de partículas de silício (β) encontradas na face externa da parede do tubo, isto é, na região de contato com a face do molde, constata-se a tendência de redução no aprisionamento de partículas a medida que a massa de metal líquido caminha rumo a região final de vazamento do molde.

Tomando por base as análises efetuadas nas superfícies das amostras das três regiões de vazamento, observa-se que no início de vazamento a segregação de partículas de silício (β) foi aproximadamente 35,38%, contra 36,49% na região central e 37,24% na região final de vazamento.

No entanto, considerando as partículas de Mg_2Si , embora tenha ficado evidente a tendência de migração para a face interna do tubo, percebe-se uma pequena estabilidade no comportamento da cinética destas partículas ao longo de seu deslocamento para a região final de vazamento, conforme pode ser constatado em suas concentrações, sendo 4,67% na região inicial, 4,18% na central e 4,56% na final.

A análise de dureza superficial da amostra da região final de vazamento do tubo, dureza Vickers HV(5), está representada na Tab. 34 e Fig. 133.

Tabela 34: Dureza superficial na região final de vazamento – tubo-3

ENSAIO DE DUREZA VICKERS		
REGIÃO FINAL DE VAZAMENTO		
LIGA Al-19Si-5Mg-5Cu		
Posições	Distancia Face Externa (mm)	Dureza Registrada HV (5)
P1	0,5	133,7
P2	1,5	114,0
P3	2,5	122,0
P4	3,5	112,5
P5	4,5	122,5
P6	5,5	121,6
P7	6,5	130,8
P8	7,5	133,8
P9	8,5	145,5
P10	9,5	152,0

Fonte: Autor da Tese

Figura 133: Dureza superficial na região central vazamento tubo-3

Fonte: Autor da Tese

5.3.4 DISCUSSÃO SOBRE OS RESULTADOS DOS TUBOS

Os processos de fundição por centrifugação apresentam uma estrutura mais homogênea com grãos mais finos, menor porosidade, melhorando todas as propriedades mecânicas do material, que é resultado da ação da força centrífuga.

Embora as ligas processadas por fundição centrífuga tenham apresentado uma segregação do silício (β) e também do Mg_2Si rumo a parede interna dos tubos, demonstrando a ocorrência de um gradiente funcional de propriedade no material (“*Functionally Graded*”).

Material” - FGM), notou-se um acréscimo na segregação de silício (β) e Mg_2Si da liga com 5% de Mg e 5% de Cu em relação a liga com 2,5% de Mg e 2,5% de Cu, rumo a parede interna do tubo, o que comprova a influência da massa específica da liga na movimentação das partículas, conforme pode ser observado nas Fig.134 até a Fig. 139.

Figura 134: Distribuição de silício (β) na região inicial de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Figura 135: Distribuição de silício (β) na região central de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Figura 136: Distribuição de silício (β) na região final de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Figura 137: Distribuição de Mg_2Si na região inicial de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Figura 138: Distribuição de Mg_2Si na região central de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Figura 139: Distribuição de Mg_2Si na região final de vazamento dos tubos

Fonte: Autor da Tese

Nota-se que as três ligas apresentaram uma tendência à retenção de partículas de silício (β) junto da face externa do tubo centrifugado, assim como, de Mg_2Si nas ligas com adição de cobre e magnésio. Observa-se também na região inicial de vazamento, uma maior retenção destas partículas quando comparada as demais regiões, independentemente da liga processada.

A tendência da retenção de partículas está vinculada ao fato da parede do molde estar numa temperatura inferior à do metal fundido. Consequentemente o metal fundido ao entrar em contato com o molde tem seu processo de solidificação acelerado, resultando no aprisionamento das partículas próximos a superfície do molde.

Vale destacar os valores de dureza superficial levantados das amostras analisadas, para melhor entender os efeitos da segregação das partículas de silício (β) e Mg_2Si na dureza do material, resultante do processo de fundição centrífuga, conforme demonstrado da Fig. 140 até a Fig. 142.

Observa-se que os valores apurados de dureza Vickers na face interna da liga Al-19%Si oscilaram entre 65 e 85 (HV-5). No entanto, quando do levantamento da dureza Vickers na superfície da parede do tubo da liga Al-19%Si-2,5%Mg-2,5%Cu, registraram-se valores na faixa de 120 e 130 (HV-5). Por outro lado, o levantamento da dureza Vickers na superfície da parede do tubo da liga Al-19%Si-5%Mg-5%Cu, apresentou valores registrados entre 145 e 155 (HV-5). Analisando os valores obtidos nas três ligas, que o valor da dureza cresce no sentido de região final de vazamento, demonstrando a tendência de crescimento à medida que a segregação de partículas vai aumentando.

Figura 140: Resultados de dureza superficial liga Al-19Si

Fonte: Autor da Tese

Figura 141: Resultados de dureza superficial liga Al-19Si-2,5Mg-2,5Cu

Fonte: Autor da Tese

Figura 142: Resultados de dureza superficial liga Al-19Si-5Mg-5Cu

Fonte: Autor da Tese

Os resultados demonstram a tendência do aumento na dureza da face interna dos tubos como consequência da introdução dos elementos magnésio e cobre, na liga Al-19%Si.

Percebe-se que a introdução de 2,5% de magnésio e 2,5% de cobre, resultou num aumento de dureza em torno de 66% sobre a liga Al-19%Si.

Quando do acréscimo destes elementos passa para 5% cada, observou-se um aumento na dureza em relação a liga Al-19%Si, em torno de 114%.

Observa-se também, que a tendência de migração das partículas de menor massa específica rumo a face interna do tubo, cresce à medida que o metal fundido caminha para a região final de vazamento do tubo centrifugado.

Esta tendência pode ser atribuída em decorrência do maior tempo de exposição da massa fundida às ações inerentes do processo de fundição centrífuga antes de seu início de solidificação. Notou-se que o tempo para o início da solidificação é maior à medida que o metal caminha para regiões mais distantes do início de vazamento.

Diante dos resultados apresentados, vale ressaltar que no processo de fundição centrífuga, ocorrem inúmeras condições dinâmicas, onde a massa fundida é submetida a diversas ações inerentes do processo, tais como: Força centrífuga atuante, vibrações provenientes do mecanismo, variação da viscosidade em função da temperatura e velocidade de solidificação da massa fundida quando em contato com o molde.

Estas variáveis podem gerar distorções no comportamento dinâmico das partículas, gerando um aprisionamento mais acentuado na face externa do tubo e uma menor segregação de partículas na face interna do tubo nas regiões iniciais de vazamento.

Estabelecendo um paralelo deste trabalho com estudos desenvolvidos por pesquisadores, temos que, o grupo de pesquisa formado por XUEDONG, Lin et al [16], estudou a liga Al-18%Si-1,2%Mg reforçada com partículas de Si e Mg_2Si , vazada em molde à temperatura de 255°C e metal à 720°C, demonstraram uma tendência de migração de partículas de silício (β) e Mg_2Si rumo a face interna de tubo submetido ao processo de fundição centrífuga horizontal.

A Fig. 143, apresentada as microestruturas da parede do tubo estudado, tiradas a partir de 1,5mm da face interna, ponto (a), espessadas a cada 2mm até a face externa da parede do tubo estudado no ponto (f).

Os autores constataram a formação de um Gradiente Funcional de Propriedades do Material (FGM) ao longo da parede do tubo, da mesma forma que foi observado e destacado neste trabalho.

Eles identificaram as partículas de Mg_2Si (escuras) e partículas de Silício primário (cinza), tal como foi apontado neste trabalho. Observaram também, uma tendência no aparecimento de dendritas de Alumínio, conforme pode ser notado na Fig. 143, nos detalhes (d), (e) e (f), da mesma forma que foi encontrado neste trabalho e destacado nas Fig. 21, Fig. 31, Fig. 41, Fig. 62 e Fig. 73.

Figura 143: Distribuição de partículas de Mg_2Si e silício primário no tubo

Fonte: XUEDONG, Lin et al, 2013 [16].

Finalizando vale destacar que os pesquisadores concluíram através de seus testes experimentais uma elevação na dureza do material na região interna do tubo centrifugado, resultantes da segregação de partículas de Mg_2Si e silício primário, estando em conformidade com os ensaios realizados neste trabalho, cujos resultados estão destacados da Fig. 140 até a Fig. 142.

Por outro lado, analisando os estudos dos pesquisadores ZHANG, Jian et al [17], constata-se que o grupo analisou o comportamento do processo de fundição centrífuga em relação à rotação aplicada, assim como, na taxa de resfriamento do metal vazado, para uma liga Al-15 Mg_2Si , buscando entender o comportamento das partículas de Mg_2Si .

Estabelecendo um paralelo com os resultados encontrados nesta tese, torna-se possível efetuar as seguintes discussões:

- Os pesquisadores efetuaram o processo nas rotações de 800, 1200 e 1600 rpm, em molde de grafite resfriado ao ar. Eles concluíram que para rotações maiores ocorrem menos defeitos de fundição. Considerando que, este trabalho foi executado na rotação de 1700 rpm, e considerando os resultados destes pesquisadores, justifica-se os resultados apresentados nos tubos centrifugados;

- Eles concluíram também, que nas rotações mais elevadas, isto é, a 1600rpm aumentou a taxa de solidificação, retendo partículas de Mg_2Si na face externa dos tubos. Este resultado justifica o observado neste trabalho a respeito da retenção das partículas com menor massa específica na face externa dos tubos.
- Encontraram dendritas de Mg_2Si na face externa do tubo, vide Fig. 144, devido ao rápido processo de solidificação nas proximidades do molde de grafite, pela diferença de temperatura, tal como ocorrido na liga com Al-19Si-5Mg-5Cu, processada neste trabalho e apontado na Fig. 106, pág. 145;
- Demonstraram também, a ocorrência da melhor segregação de partículas de Mg_2Si para a face interna dos tubos estudados na rotação de 1600 rpm, gráfico apresentado na Fig. 145. Considerando que a fundição centrífuga, objeto deste estudo foi desenvolvida a 1700 rpm, os resultados obtidos tenderam à condição mais favorável para a segregação das partículas de menor massa específica.

Figura 144: Dendritas de partículas de Mg_2Si

Fonte: ZHANG, Jian et al, 2000 [17].

Figura 145: Distribuição de partículas de Mg_2Si , conforme rotação centrífuga

Fonte: ZHANG, Jian et al, 2000 [17], adaptado.

Analisando as considerações dos pesquisadores XIE Yong et al [18] no estudo desenvolvido da liga Al-19%Si-5%Mg processada através de fundição centrífuga, nota-se pontos importantes que reforçam as considerações deste trabalho, quanto a importância da rotação no processo de centrifugação, da temperatura do molde em relação a temperatura do material vazado, assim como, quanto a temperatura inicial de vazamento do metal na movimentação das partículas.

A rotação de centrifugação é novamente analisada, sendo comparado o comportamento da segregação de partículas de Silício e Mg_2Si no processo de fundição centrífuga nas rotações de 450, 600 e 800 rpm.

Os pesquisadores concluíram que dentre as rotações analisadas em 800 rpm um maior número de partículas de Silício e Mg_2Si segregaram para a face interna do tubo.

Observando a Fig. 146, temos nas imagens (a), (b) e (c) para rotação de 450 rpm, as imagens (d), (e) e (f) para 600 rpm e finalizando as imagens (g), (h) e (i) com 800 rpm. Observa-se nas faces internas dos tubos, imagens (a), (d) e (g), que a maior segregação de partículas ocorreu na imagem (g), portanto na maior rotação.

Figura 146: Segregação de partículas de Mg_2Si e silício em diversas rotações

Fonte: XIE Yong et al, 2009 [18].

Os autores também estudaram o comportamento das partículas em função da temperatura do molde, processando o vazamento do metal no molde a 250°C e 360°C. A Fig.147 representa nas posições (a) face interna, (b) e (c) face externa, com o molde na temperatura de 250°C e para as posições (d) face interna, (e) e (f) face externa, com o molde

na temperatura de 360°C. Eles concluíram que na temperatura de 360°C houve uma menor retenção de partículas na face externa do tubo, conforme representado na Fig. 147.

Figura 147: Segregação de partículas em função das temperaturas do molde

Fonte: XIE Yong et al, 2009 [18].

Estudaram também os efeitos da temperatura de vazamento na movimentação e retenção de partículas na parede do tubo, concluindo que para temperaturas maiores de vazamento ocorre uma maior movimentação de partículas para a face interna do tubo, além de uma menor retenção das mesmas na face externa do tubo. A Fig. 148 esclarece as conclusões, comparando-se os pontos (a), (b) e (c) para o vazamento do metal a 706°C com os pontos (d), (e) e (f) para o metal vazado a 786°C. Nota-se que o ponto (d) apresenta mais partículas de Silício e Mg_2Si em relação ao ponto (a), face interna do tubo, e o ponto (f) menos partículas de Silício e Mg_2Si em relação ao ponto (c), da face externa do tubo.

Figura 148: Segregação de partículas em função das temperaturas do metal vazado

Fonte: XIE Yong et al, 2009 [18].

É importante destacar que o estudo destes pesquisadores sobre a liga Al-19%Si-5%Mg apresentou dendritas de Alumínio, conforme pode ser observado nas imagens (f) e (i) da Fig. 146, (c); (e) e (f) da Fig. 147 e (b), (c), (e) e (f) da Fig. 148.

Este fato não ocorreu na liga Al-19%Si-5%Mg-5%Cu, objeto deste trabalho, o que reforça a hipótese apresentada quanto a influência do cobre na massa específica do metal vazado e consequentemente na formação de regiões hipoeutéticas. No desenvolvimento deste trabalho, observou-se dendritas de alumínio até a inclusão de 2,5% de cobre na liga, no entanto a partir de 5% de adição do cobre as dendritas de alumínio deixaram de aparecer. Este fato dá indícios que adições a partir de 5% de cobre na liga Al-19%Si-5%Mg, inibem o aparecimento de regiões hipoeutéticas, além de melhorar a segregação de partículas de Silício primário e Mg_2Si e consequentemente aumentar a dureza na face interna do tubo, conforme destacado neste trabalho. Hipoteticamente pode ser considerado que, dendritas de alumínio originárias em temperaturas mais elevadas do metal líquido, antes do início do processo de transformação da fase eutética e migração de partículas de silício, tenham sido aprisionadas no meio da parede do tubo, decorrente do processo de solidificação do metal, antes de sua composição com o silício. Estes pesquisadores também estudaram o comportamento das partículas de Silício e Mg_2Si , cujas massas específicas são menores em relação ao metal vazado, no processo de fundição centrífuga. A partir deste ponto, estabeleceram uma hipótese sobre a movimentação destas partículas associadas a colisão entre elas.

Figura 149: Esquema das colisões existentes entre partículas de Silício e Mg_2Si provenientes do campo de força centrífuga

Fonte: XIE Yong et al, 2009 [18], adaptado.

Segundo os pesquisadores, as partículas mais leve de Mg_2Si sob ação da força centrífuga, conforme esquema da Fig. 149, movimentam-se para a camada interna do tubo devido sua menor massa específica em relação a do metal vazado. Como a aceleração

centrípeta destas partículas é aproximadamente 13,9 vezes maior que a do Silício primário, por serem menores que o Silício, um conjunto destas partículas se chocam com partículas de Silício, mais lentas, e começam a impulsionar o silício para a região interna do tubo. As sucessivas colisões entre as partículas auxilia na aceleração da movimentação do conjunto Silício e Mg_2Si rumo a face interna do tubo centrifugado.

6. CONCLUSÕES

Os resultados apresentados no desenvolvimento deste trabalho, justificam as seguintes conclusões:

1. O processo de fundição centrífuga promove a segregação de partículas com massa específica menores para a face interna do tubo fundido;
2. O processo de fundição centrífuga forma um gradiente funcional de propriedades dos materiais (FMG);
3. Devido a temperatura do molde ser inferior à do metal fundido vazado ocorre a retenção de partículas junto da face externa do tubo fundido, em decorrência do acelerado processo de resfriamento do metal nas proximidades da parede do molde;
4. A inclusão do cobre na liga promoveu a elevação da massa específica do metal fundido, colaborando para a segregação das partículas com menor massa específica junto a face interna do tubo fundido por fundição centrífuga;
5. A adição a partir de 5% de cobre na liga metálica, além de possibilitar uma maior segregação do silício primário para a face interna do tubo, colaborou na formação de regiões eutéticas no interior do tubo, inibindo a formação de dendritas de alumínio;
6. A concentração de partículas de silício e Mg_2Si influenciam diretamente na elevação da dureza superficial na região de sua concentração;
7. Observa-se que, há uma aumento na tendência de migração das partículas de menor massa específica rumo a face interna do tubo, à medida que o metal fundido caminha para a região final de vazamento do tubo centrifugado;
8. Conclui-se que o tempo de permanência do metal vazado no estado líquido, colaborou para uma melhor migração de partículas de Silício e Mg_2Si para a face interna do tubo;
9. O aumento na velocidade rotacional do processo provoca a aceleração do início de solidificação do metal vazado, promovendo uma maior retenção de partículas na face externa do tubo.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Analisar os efeitos ocorridos nas ligas existentes nos pontos desprezados, isto é, nos primeiros 100 mm do tubos e nos últimos 100 mm dos tubos;
2. Estudar os efeitos do cobre e magnésio na liga Al-17%Si com até 4% de cobre e até 4% de magnésio na rotação de 1500 rpm, adicionando refinadores de grão no metal fundido. .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [01] Portaria nº 38 de 01/04/2014 / DENATRAN - Departamento Nacional de Trânsito (D.O.U. 02/04/2014)
- [02] Resolução Nº 452 do Conselho Nacional de Transito – CONTRAN; (2013)
- [03] <<http://abal.org.br/aplicacoes/automotivo-e-transportes/contribuicao-sustentavel>> acessado em 19/05/2017
- [04] <<http://www.abal.org.br/aluauto/ed33/entrevista.htm>> acessado em 19/05/2017
- [05] MALAVASI, J.; *Fundição do alumínio e suas ligas*: Escola Senai Nadir Dias de Figueiredo, 2008.
- [06] *Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, Vol. 15.
- [07] MCDONALD, Stuart D.; NOGITA, Kazuhiro; DAHLE, Arne K. – Eutectic nucleation in Al-Si alloys. *ELSEVIER – Acta Materialia*, 2004, 52 p. 4273-4280.
- [08] ASENSIO LOSANO, J; SUAREZ PENA, B- Microstructure-properties correlation of pressure die cast eutectic aluminum-silicon alloys for escalator step (Part-I), *Materials Characterization*, 2006, 56, p.169-177.
- [09] GRUGEL, R.N.; Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified AL-Si alloy- *J. Materials Science*, 1993, v. 28, p. 677.
- [10] CHADWICK, G.A. – Metallography of phase transformations, *Londres Butterworth*, 1972, p. 302.
- [11] RAJAN, T.P.D.; PILLAI R.M.; PAI, B.C. – Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicion carbide metal matrix composites. *ELSEVIER - Materials Characterization*, 2010, 61, p. 923-928
- [12] *Physical Metallurgy and Processes*, Handbook of Aluminum, 2003, V. 1, p 171.
- [13] VELHINHO, A.; SEQUEIRA, P.D.; MARTINS, Rui; VIGNOLES, G.; FERNANDES, Braz F.; BOTAS, J.D.; ROCHA, L.A. – X ray tomographic imaging of Al/SiCp functionally graded composites fabricated by centrifugal casting. *ELSEVIER - Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 2003, B 200, p. 295-302

- [14] WANG, K.; CHENG, J.F.; SUN, W.J.; XUE, H.S. – An approach for increase of reinforcement content in particle rich zone of centrifugally cast SiCp/Al composites. *ELSEVIER - Journal of Composite Materials*, 2011, 46(9), p. 1021-1027
- [15] HUANG, Xiaoyu; LIU, Changming; Lv, Xunjia; LIU, Guanghui; LI, Fuqiang, Li – “Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting.” *ELSEVIER - Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211, p. 1540-1546
- [16] LIN, Xuedong; LIU, Changming; XIAO, Haibo – Fabrication of Al-Si-Mg functionally graded materials tube reinforced with in situ Si / Mg₂Si particles by centrifugal casting. *ELSEVIER – Composites*, 2013, Part B, 45, p. 8-21
- [17] ZHANG, Jian; FAN, Zhongyun; WANG, Yuqing; ZHOU, Benlian – Hypereutectic aluminium alloy tubes with graded distribution of Mg₂Si particles prepared by centrifugal casting. *ELSEVIER - Materials and Design*, 2000, 21, p. 149-153
- [18] XIE, Young; LIU, Changming; ZHAI, Yanbo; WANG, Kai; LING, Xuedong – Centrifugal casting processes of manufacturing in situ functionally gradient composite materials of Al-19Si-5Mg alloy. *RARE METALS*, Aug 2009, Vol. 28, N° 4, p. 405
- [19] JAYAKUMAR, E.; RAJAN, T.P.D.; PAI, B.C. – Effect of Mg on solidification Microstructures of Homogenous and Functionally Graded A390 Aluminum Alloys. *Trans Indian Inst. Met.*, December – 2012, 65(6), p.677-681
- [20] KAY, I. M.; Metalcasting Processes. In: GENG, H - *Manufacturing Engineering Handbook* – New York – McGraw -Hill, 2004, p.19.1 - 19.16.
- [21] GROOVER, M.P.; *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes and Systems*. - New York - Wiley & Sons, 3 ed., 2007. p 195-245
- [22] RUNDMAN, K. B.; *Metal Casting* – Houghton: Michigan Technological University, 1999. p. 1-7
- [23] BEELEY, P. – *Foundry Technology* – Oxford: Butterworth–Heinemann, 2001, p. 3-14; p. 659-661
- [24] RAVI, B.;- *Metal Casting; Computer-aided Design and Analysis*. New Delhi: Prentice-Hall of India, 2005. P.1-17
- [25] PIO, L. Y.; SULAIMAN, S.; HAMOUDA, A.M.; AHMAD, M. M. H. M. – Grain refinement of LM6 AL-Si alloy sand casting to enhance mechanical properties. *ELSEVIER -Journal of materials Processing Technology*, 2005, 162, p. 435-441.
- [26] MCDONALD, S. D.; NOGITA, K.; DAHLE, A., K. – Eutectic grain size and strontium concentration in hypoeutectic aluminum-silicon alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 422, p. 184-191.

- [27] SCHAFFER, P.L.; ARNBERG, L.; DAHLE, A. K. - Segregation of particles and its influence on the morphology of the eutectic silicon phase in Al-7wt. %Si alloys, *PERGAMON - Scripta Materialia*, 2006, 54, P. 677-682.
- [28] CABRAL Neto, Abner – **Estudo de Ligas Al-Si Fundidas por Centrifugação para Aplicação como Camisa de Cilindro Automotivo** – 1999, Dissertação (Mestrado) – Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, São Paulo
- [29] JAN BOHACEK, ABDELLAH KHARICHA, ANDREAS LUDWIG and MENGHUAI WU2– Simulation of Horizontal Centrifugal Casting: Mold Filling and Solidification – *ISIJ International*, 2014, Vol. 54, No. 2, pp. 266–274.
- [30] *Casting.Metals*, ASM. Handbook, 1998, vol 15, p. 633
- [31] B. BALOUT and J. LITWIN – Mathematical Modeling of Particle Segregation During Centrifugal Casting of Metal Matrix Composites – *JMEPEG*, 2012, 21: p. 450-462
- [32] E. PANDA; D. MAZUMDAR, and S.P. MEHROTRA – Mathematical Modeling of Particle Segregation During Centrifugal Casting of Metal Matrix Composites - *Metall. Mater. Trans. A*, 2006, 37, p 1675–1687;
- [33] P.S.S. RAJU and S.P. MEHROTRA – Mathematical Modeling of Centrifugal Casting of Metal Matrix Composites - *Mater. Trans. JIM*, 2000, 41, p 1626–1635;
- [34] Y. WATANABE, N. YAMANAKA, and Y. FUKUI, Control of Composition Gradient in a Metal-Ceramic Functionally Graded Material Manufactured by the Centrifugal Method - *Composites A*, 1998, 29A, p 595–601;
- [35] A. VELHINHO, P.D.; SEQUEIRA, F.; BRAZ FERNANDES; J.D. BOTAS, and L.A. ROCHA, Functionally Graded Metal-Matrix Composites Produced, by Centrifugal Casting: Effect of Particle Grain Size on Reinforcement Distribution. Presented at Proceedings of **THE SEVENTH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS**, Oct 15–18 2002, Beijing, China, 423–425, 2003, p 257–262;
- [36] M.F. FORSTER; R.W. HAMILTON; R.J. DASHWOOD; and P.D. LEE – Centrifugal Casting of Aluminium Containing In Situ Formed TiB - *Mater. Sci. Technol.*, 2003, 19, p. 1215–1219;
- [37] L. LAJOYE and M. SUERY – Modelling of Particle Segregation During Centrifugal Casting of Al-Matrix Composites - Proceedings of the **INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ADVANCES IN CAST REINFORCED METAL COMPOSITES**, Sep 26–30, 1988, Chicago, IL, p 15–20;
- [38] D.R. POIRIER and E.J. POIRIER – Heat Transfer Fundamentals for Metal Casting - *TMS, Warrendale, PA*, 1991, p 1–59;

- [39] A. GRABOWSKI; M. NOWAK, and J. SLEZIONA – Optical and Conductive Properties of AlSi-Alloy/SiC Composites: Application in Modelling CO₂ Laser Processing of Composites - *Opt. Lasers Eng.*, 2005, 43, p 233–246;
- [40] D.M. STEFANESCU, A. MOITRA, A.S. KACAR, and B.K. DHINDAW – Influence of Buoyant Forces and Volume Fraction of Particles on the Particle Pushing / Entrapment Transition During Directional Solidification of Al/SiC and Al/Graphite Composites - *Metall. Trans. A*, 1990, 21A, p 231–239;
- [41] CHIRITA, G.; SOARES, D.; SILVA, F.S. – Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al-Si alloys – *ELSEVIER – Materials and Design*, 2008, 29 p. 20-27
- [42] KORI, S. A; MURTY, B. S.; CHAKRABORTY, M.: Development of an efficient grain refiner for Al–7Si alloy and its modification with strontium, *ELSEVIER - Materials Science and Engineering*, 2000, v. A283, p. 94-104
- [43] LIM Ying Pio; SHAMSUDDIN Sulaiman; ABDEL Majid Hamounda; MEGAT Mohamad Hamdan Ahmad – Grain refinement of LM6 Al-Si alloy sand casting to enhance. *ELSEVIER – Journal of Materials Processing Technology*, 2005, p.162-163, p. 435-441
- [44] SRITHARAN, T.; LI, H. – Influence of titanium to boron ration on the ability to grain refine aluminium-silicon alloys. *ELSEVIER – Journal of Materials Processing Technology*, 1997, 63, p. 585-589
- [45] LIAO, H.; SUN,G.: Mutual Poisoning Effect Between Sr and B in Al-Si Casting Alloys, *PERGAMON - Scripta Materialia*, 2003, vol. 48, p. 1035-1039