



**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE
MINAS GERAIS**



Dissertação de Mestrado

Evelyn Dayrell Lopes Junior

**CARACTERIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE ALIMENTAÇÃO
E FLUIDEZ DAS LIGAS $AlSi7Cu3Mg$ E $AlSi10Mg(Cu)$**

**Belo Horizonte
2015**



Evelyn Dayrell Lopes Júnior

CARACTERIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE ALIMENTAÇÃO E FLUIDEZ DAS LIGAS AISi7Cu3Mg E AISi10Mg(Cu)

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de mestre

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais
Linha de Pesquisa: Seleção, Processamento e Caracterização.
Orientador: Prof. Dr. Sandro Cardoso Santos
Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro

Belo Horizonte
2015

A minha esposa Soraia pelo encorajamento e apoio nesse desafio. Aos meus filhos Raffaella e Enzo por serem crianças felizes. Aos meus pais por toda a história de uma vida.

AGRADECIMENTOS

Aos meus orientadores, Prof. Dr. Sandro Cardoso Santos e Prof.^a Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro pela conduta e conhecimentos transmitidos que abriram meu caminho para o fascinante universo das pesquisas.

À direção da Nemark do Brasil pelo interesse, apoio e importância dados ao desenvolvimento desse projeto.

Aos colegas do laboratório metalúrgico da Nemark do Brasil pela dedicação, esforço para condução dos experimentos e as ricas discussões que elevaram a qualidade desse trabalho.

"Saber muito não lhe torna inteligente. A inteligência se traduz na forma que você recolhe, julga, maneja e, sobretudo, onde e como aplica esta informação."

(SAGAN, 2013)

RESUMO

Este trabalho apresenta o estudo de duas das mais importantes características tecnológicas relacionadas ao comportamento das ligas durante os processos de fundição: a fluidez e a capacidade de alimentação proporcionadas pelo metal líquido. A fluidez é a habilidade da liga líquida em preencher toda a cavidade do molde durante seu vazamento, enquanto a capacidade de alimentação determina a sanidade do material decorrente do fenômeno da solidificação. Os processos de amostragem para caracterização da fluidez foram desenvolvidos em uma coquilha tipo espiral, ou seja, a cavidade do molde é um estreito canal em trajeto espiral. A coquilha Tatur foi utilizada para a caracterização da capacidade de alimentação da liga, concebida com geometria particular de sua cavidade, que proporcionou a formação de descontinuidades e deformações externas específicas das amostras. Dois métodos de dosagem do metal líquido foram propostos, testados e analisados com o intuito de prover melhoria da coerência morfológica das amostras produzidas. Esses métodos foram chamados de “método de dosagem dinâmica” e “método de pré-dosagem”. As ligas de alumínio $AlSi7Cu3Mg$ e $AlSi10Mg(Cu)$ foram caracterizadas nesse trabalho com a utilização dos métodos propostos, sendo evidenciadas as características específicas de cada uma. Foi demonstrada a influência de algumas variáveis de processo, como superaquecimento da liga, temperatura do molde e vazão do metal nos padrões morfológicos das amostras Tatur e nos resultados de fluidez da liga.

Palavras-chave: ligas de alumínio, ligas (metalurgia), massalotes (fundição), sistema de canais (fundição).

ABSTRACT

This work shows the study of two of the most important technological features related to the alloy behavior during the foundry process: the fluidity and feeding capacity provided by the molten alloy. The Fluidity is associated to the ability of the liquid metal to fill the entire mold cavity during the pouring, while the feeding capacity sets the material soundness due the solidification phenomenon. The fluidity sampling process was performed with a spiral permanent mold, wherein the mold cavity is a narrow channel, designed as a spiral path. The feeding capacity characterization was achieved with the Tatur mold. This one has a particular cavity geometry, which results in the formation of internal and external shrinkages on the samples. Two dosing methods of liquid metal were proposed, tested and analyzed in order to improve the morphological coherency of the samples. These methods were called "dynamic dosing method" and "pre-dosing method". The aluminum alloys AlSi7Cu3Mg and AlSi10Mg (Cu) were analyzed using the proposed methods, showing specific characteristics of each one. It was demonstrated the influence of certain process variable such as alloy superheating, mold temperature and metal flow on the morphological standards of Tatur samples and fluidity results.

Keywords: aluminum alloys, alloys (metallurgy), Feeders (foundry), gate systems (foundry).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio esquemático de ligas binárias.....	24
Figura 2 – Diagramas de fases binários com faixa de concentração dos solutos para as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).	25
Figura 3 – Estruturas dendríticas com indicações das formas de dimensionamento.	28
Figura 4 – Correlação entre os EDS e as propriedades mecânicas.	29
Figura 5 – Variações das microestruturas da liga eutética Al-Si em solidificação direcional.....	32
Figura 6 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A.....	32
Figura 7 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B.....	33
Figura 8 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B+C.	33
Figura 9 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C.....	33
Figura 10 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com indicações de seus constituintes.	35
Figura 11 – As variações da solubilidade do hidrogênio em função das variações de temperaturas, para as ligas AlCu4 e AlSi12 e para alumínio puro Al.....	38
Figura 12 – Sequência de nucleação e crescimento de poros gasosos, devido ao fenômeno de segregações durante o processo de solidificação.....	40
Figura 13 – Ocorrência de porosidades por segregação gasosa.....	40
Figura 14 – Ilustração esquemática dos regimes de contração de um metal.	41
Figura 15 – Modelo de solidificação de uma esfera teórica não alimentada.....	42
Figura 16 – Três regimes de contração do metal.....	43
Figura 17 – Porosidades pela ausência de alimentação interdendrítica.	43
Figura 18 – Principais morfologias do ferro em ligas de alumínio.....	45
Figura 19 – Curva de solidificação e sua derivação para a liga AlSi9Cu3Mg0,5Fe1.	46
Figura 20 – Representação esquemática da coquilha Tatur, com indicação das características resultantes possíveis de suas amostras.	48
Figura 21 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com presença de Inclusões de óxidos.	51
Figura 22 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com a ocorrência de descontinuidades ocasionadas por frentes frias de metal.	52
Figura 23 – Desenhos esquemáticos de dispositivos para ensaios de fluidez.....	53

Figura 24 – Dinâmica da solidificação, segundo Flemings, para metais puros e ligas eutéticas em dutos.	54
Figura 25 – Esquema da solidificação, segundo Flemings, para ligas hipoeutéticas em dutos.	55
Figura 26 – Dinâmica de solidificação, segundo de MacParland, para ligas hipereutéticas em dutos.	57
Figura 27 – Fluxograma de atividades de pesquisa.	61
Figura 28 – Curvas de solidificação das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).	63
Figura 29 – Fluxograma de processamento das ligas.	64
Figura 30 – Pirômetro de imersão Inditemp II.	65
Figura 31 – Espectrômetro AMETEK modelo LAB LAVM10.	66
Figura 32 – Equipamento de controle de impurezas Alu Speed tester.	66
Figura 33 – Padrão de classificação qualitativa das amostras produzidas pelo Alu Speed Tester.	67
Figura 34 – Correlação entre resultados obtidos pelo princípio de Arquimedes e o princípio da primeira bolha.	68
Figura 35 – Equipamento gerador de vácuo para produção de amostras para controles de densidades.	70
Figura 36 – Equipamentos para controles térmicos dos moldes.	71
Figura 37 – Equipamento para controle térmico da liga, Data Logger PCE-T 390 ...	72
Figura 38 – Balança Shimadzu série UX	73
Figura 39 – Microscópio óptico Olympus GX51.	74
Figura 40 – Desenho esquemático da coquilha Tatur.	75
Figura 41 – Amostras do Tatur do trabalho de Couper et al., em liga A356 B.	76
Figura 42 – Amostras do Tatur citadas como exemplo típico no trabalho de Bruna et al.	76
Figura 43 – Amostras Tatur produzidas inicialmente com grandes variações morfológicas.	77
Figura 44 – Vazamento em coquilha Tatur pelo método de dosagem direta.	77
Figura 45 – Vazamento em coquilha Tatur com bacia acoplada.	78
Figura 46 – Esquema de desmoldagem de amostras da coquilha Tatur.	79
Figura 47 – Esquema da coquilha Tatur com dispositivo de dosagem proposto.	80
Figura 48 – Método de dosagem dinâmica para a coquilha Tatur.	81
Figura 49 – Método de Pré-dosagem para a coquilha Tatur.	82

Figura 50 – Esquema de controle dimensional dos rechupes em vale “b” e vertical “c” das amostras Tatur.	86
Figura 51 – Controle de amostras Tatur com graminho.	87
Figura 52 – Esquema de pesagem de amostras Tatur para definição de suas densidades.....	89
Figura 53 – Características morfológicas controladas nas amostras Tatur.....	92
Figura 54 – Etapas de preparação de acabamento superficial da amostra Tatur.....	93
Figura 55 – Forma de controle do ângulo ϕ para caracterização da contração geral “d”	93
Figura 56 – Coquilha espiral conforme proposto por Campbell.	95
Figura 57 – Nova proposta para vazamento em coquilha espiral.	96
Figura 58 – Aquecimento da coquilha espiral com sistema de queimadores a gás ..	97
Figura 59 – Foto termográfica da coquilha espiral com indicações dos pontos de controle de temperatura:	99
Figura 60 – Corpo de prova obtido em coquilha espiral.....	101
Figura 61 – Marcação das regiões das amostras espiral para corte e embutimento.	102
Figura 62 – Definição dos pontos de controle microestrutural nas amostras embutidas.	102
Figura 63 – Amostras Tatur resultantes de três métodos distintos de dosagem:....	108
Figura 64 – Detalhe das cristas das amostras Tatur para molde a 90 ± 15 °C, com liga a 685 ± 5 °C e 780 ± 5 °C.	113
Figura 65 – Detalhe das cristas das amostras Tatur para molde a 440 ± 15 °C, com liga a 675 ± 5 °C e 780 ± 5 °C.....	114
Figura 66 – Refinamento das estruturas das amostras Tatur em função das variações das temperaturas da liga e do molde.....	119
Figura 67 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a 90 ± 15 °C com liga AlSi7Cu3Mg a 690 ± 5 °C e 750 ± 5 °C.....	121
Figura 68 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a 390 ± 15 °C com liga AlSi7Cu3Mg a 690 ± 5 °C e 750 ± 5 °C.....	122
Figura 69 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a 90 ± 15 °C com liga AlSi10Mg(Cu) a 700 ± 5 °C e 770 ± 5 °C.....	122
Figura 70 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a 390 ± 15 °C com liga AlSi10Mg(Cu) a 700 ± 5 °C e 770 ± 5 °C.....	123

Figura 71 – Amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, com aplicação de líquido penetrante	125
Figura 72 – Amostras Tatur produzidas com a liga AlSi10Mg(Cu), com aplicação de líquido penetrante	125
Figura 73 – Amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, dispostas em máscara com formato do molde.....	128
Figura 74 – Amostras Tatur da liga AlSi10Mg(Cu), dispostas em máscara com formato do molde	128
Figura 75 – Macrografias das amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, pelo método de pré-dosagem.....	132
Figura 76 – Macrografia das amostras Tatur produzidas com liga AlSi10Mg(Cu), pelo método de pré-dosagem.....	132
Figura 77 – Correlação entre a fluidez da liga e as temperaturas do molde	134
Figura 78 – Correlação entre as temperaturas da liga, as temperaturas do molde e a fluidez do metal.....	136
Figura 79 – Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 670 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C.	138
Figura 80 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 670 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C	139
Figura 81 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 770 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C	139
Figura 82 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 770 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C	139
Figura 83 – Micrografias das amostras em função das variações de temperaturas da liga e do molde.....	140
Figura 84 – Fluidez da liga AlSi7Cu3Mg com presença de óxidos.	142
Figura 85 – Fluidez da liga AlSi7Cu3Mg com adição de estrôncio, como modificador.	143

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Relações entre microestruturas eutéticas e as morfologias de crescimento.....	31
Tabela 2 – Relação entre o tempo de crescimento e as espessuras de óxidos formadas em ligas de alumínio.	50
Tabela 3 – Composição química das ligas de alumínio AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).....	62
Tabela 4 – Matriz de número de amostras. Relação de temperaturas de aquecimento de molde e temperaturas de liga.	85
Tabela 5 – Matriz de teste, relacionando temperaturas de aquecimento de molde, com temperaturas de liga, para amostras Tatur produzidas com ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg.....	90
Tabela 6 – Tempos de vazamento obtidos pelos métodos de dosagem dinâmica, pré-dosagem e dosagem direta.	105
Tabela 7 – Dosagem de metal obtidas pelos métodos de dosagem dinâmica, pré-dosagem e dosagem direta.....	107
Tabela 8 – Relação qualitativa entre vazão, dosagem e morfologia das amostras Tatur pelos três métodos.	109
Tabela 9 – Temperaturas e tempos de transporte obtidos durante vazamentos efetuados em coquilha Tatur, com a liga AlSi7Cu3Mg.	111
Tabela 10 – Resultados morfológicos das amostras Tatur obtidas pelo método de dosagem dinâmica, com a liga AlSi7Cu3Mg.....	116
Tabela 11 – Densidades das amostras Tatur em função das temperaturas do molde e da liga.	117
Tabela 12 – Resultados morfológicos das amostras Tatur para as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) pelo método de pré-dosagem.....	126
Tabela 13 – Resultados morfológicos dos ângulos φ das contrações gerais "d" de amostras Tatur produzidas com as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu)	129
Tabela 14 – Densidades das ligas coletadas nos fornos e das amostras Tatur produzidas pelo método de pré-dosagem.....	130
Tabela 15 – Temperaturas dos componentes da coquilha espiral	133

Tabela 16 – Comprimentos de fluidez em cm para diferentes faixas de temperaturas de liga e molde.....	135
---	-----

LISTA DE SÍMBOLOS

A	[mm ²]	= área superficial do molde
a	[mm]	= raio do canal
B		= constante
C	[kJkg ⁻¹ K ⁻¹]	= calor específico
C _L		= concentração de soluto no líquido
C ₀		= composição da liga
C _S		= concentração de soluto no sólido
D _A	[g/cm ³]	= densidade da amostra da liga
D _{H₂O}	[g/cm ³]	= densidade água
D _T	[g/cm ³]	= Densidade da amostra Tatur
F _{s^{cr}}		= fração sólida crítica
H	[kJkg ⁻¹]	= calor de fusão
h	[Wm ⁻² K ⁻¹]	= coeficiente de transferência de calor
H _H	[ml/mg]	= solubilidade do hidrogênio
H ₀	[ml/mg]	= solubilidade padrão do hidrogênio
K	[Wm ⁻¹ K ⁻¹]	= condutividade térmica
k		= coeficiente de distribuição no equilíbrio
L _f	[mm]	= comprimento da fluidez
M _A	[g]	= massa da amostra da liga
M _{AH₂O}	[g]	= massa da amostra da liga pesada em água
<u>M</u> _{DDin}	[g]	= média das massas das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica
<u>M</u> _{DDir}	[g]	= média das massas das amostras produzidas pelo método de dosagem direta
<u>M</u> _{Préd}	[g]	= média das massas das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem
M _T	[g]	= Massa da amostra Tatur
M _{TH₂O}	[g]	= Massa da amostra Tatur pesada em água
P	[Pa]	= pressão de teste
P ₀	[Pa]	= pressão padrão
S	[mm]	= circunferência do canal do molde
S ₁ e S ₂		= constantes de Sievert

ΔT	[K]	= intervalo de temperatura
T	[K]	= temperatura da liga
\bar{t}_{DDin}	[s]	= média dos tempos de vazamento pelo método de dosagem dinâmica
\bar{t}_{DDir}	[s]	= média dos tempos de vazamento pelo método de dosagem direta
T_f	[K]	= temperatura de fusão
\bar{I}_{ft}	[°C]	= média das variações de temperatura ocorridas durante o transporte entre forno e coquilha
T_L	[°C]	= temperatura da liga
T_M	[°C]	= temperatura do molde
T_m	[K]	= temperatura de vazamento
$\bar{t}_{PréD}$	[s]	= média dos tempos de vazamento pelo método de pré-dosagem
\bar{I}_R	[°C/s]	= taxa de resfriamento média de transporte da liga
\bar{t}_t	[s]	= média das variações dos tempos de transporte ocorridos entre forno e coquilha
T_r	[K]	= temperatura ambiente
v	[mms ⁻¹]	= velocidade do fluxo do metal
Δy	[mm]	= seção de controle do fluxo
α	[m ² s ⁻¹]	= difusividade térmica do molde
λ_1	[μ m]	= espaçamento dos braços dendríticos primários
λ_2	[μ m]	= espaçamento dos braços dendríticos secundários
λ_3	[μ m]	= espaçamento dos braços dendríticos terciários
ρ	[kgm ⁻³]	= densidade
σ_{ft}	[°C]	= desvio padrão das variações de temperatura ocorridas durante o transporte entre forno e coquilha
σ_{MDDin}	[g]	= desvio padrão das massas das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica
σ_{MDDir}	[g]	= desvio padrão das massas das amostras produzidas pelo método de dosagem direta
$\sigma_{MPréD}$	[g]	= desvio padrão das massas das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem
σ_R	[°C/s]	= desvio padrão das taxas de resfriamento ocorridas durante o transporte entre forno e coquilha

σ_{tDDin} [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento pelo método de dosagem dinâmica
σ_{tDDir} [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento pelo método de dosagem direta
$\sigma_{tPréD}$ [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento pelo método de pré-dosagem
σ_{tt} [s]	= desvio padrão dos tempos de transporte ocorridos entre forno e coquilha
φ [°]	= ângulo da contração geral da amostra Tatur

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
2 OBJETIVOS	22
2.1 OBJETIVOS GERAIS.....	22
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	22
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1 A LIGA DE ALUMÍNIO.....	23
3.2 MICROESTRUTURA.....	26
3.2.1 Tamanho do grão	26
3.2.2 Espaçamento dos braços dendríticos	27
3.2.3 Estrutura eutética	30
3.2.4 Precipitados.....	34
3.3 DESCONTINUIDADES EM PEÇAS FUNDIDAS.....	35
3.3.1 Porosidades geradas por gases.....	36
3.3.1.1 <i>Absorção de gases pelo metal líquido</i>	36
3.3.1.2 <i>Segregação de gases durante a solidificação</i>	39
3.3.2 Porosidades geradas por rechupes.....	40
3.3.2.1 <i>Microporosidades</i>	43
3.3.2.2 <i>Efeitos do ferro</i>	44
3.3.2.3 <i>Efeitos da modificação eutética</i>	46
3.3.3 Teste Tatur	47
3.4 INCLUSÕES.....	49
3.4.1 Inclusões de óxidos	50
3.5 FLUIDEZ DO ALUMÍNIO LÍQUIDO	51
3.5.1 Modelos de solidificação para a fluidez.....	53
3.5.2.1 <i>Modelo de Flemings</i>	54
3.5.2.2 <i>Modelo de MacParland</i>	57
3.5.2 Efeito da composição química.....	58
3.5.3 Efeito do superaquecimento.....	58
3.5.4 Efeito do refinamento de grão	59
3.5.5 Efeito da modificação eutética.....	60
4 METODOLOGIA	61
4.1 FLUXO DE ATIVIDADES	61
4.2 LIGAS DE ALUMÍNIO ALSI7CU3MG E ALSI10MG(CU).....	62

4.3 INSTRUMENTAÇÕES E CONTROLES.....	64
4.3.1 Controles e instrumentação para as ligas	64
4.3.1.1 Fluxo de preparação do alumínio	64
4.3.1.2 Temperaturas das ligas	65
4.3.1.3 Composição química das ligas.....	65
4.3.1.4 Escórias das ligas.....	66
4.3.1.5 Conteúdo de gases nas ligas	68
4.3.2 Instrumentação para controles durante o processo	71
4.3.2.1 Controle térmico dos moldes.....	71
4.3.2.2 Temperaturas das ligas.....	72
4.3.3 Equipamentos para preparação e análises das amostras.....	72
4.3.3.1 Controles de massas.....	73
4.3.3.2 Corte e preparação das amostras	73
4.3.3.3 Análise micrográfica	74
4.4 CARACTERIZAÇÃO DA ALIMENTAÇÃO COM COQUILHA TATUR.....	74
4.4.1 Projeto da coquilha Tatur	74
4.4.1.1 Método de Dosagem Dinâmica	80
4.4.1.2 Método de Pré-dosagem.....	81
4.4.2 Análise dos métodos de dosagem direta, dinâmica e pré-dosagem	82
4.4.2.1 Controle das vazões pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem.....	83
4.4.2.2 Controle das dosagens pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem.....	84
4.4.2.3 Avaliação das morfologias das amostras pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem.....	84
4.4.3 Temperaturas da liga durante transporte	84
4.4.4 Caracterização da liga AlSi7Cu3Mg pelo método de dosagem dinâmica, com variação de temperaturas da liga e do molde.....	85
4.4.4.1 Morfologia de amostras pelo método de dosagem dinâmica	86
4.4.4.2 Densidade	87
4.4.4.3 Macrografia de amostras pelo método de dosagem dinâmica	89
4.4.5 Caracterização das ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg pelo método de pré-dosagem, com variação de temperaturas da liga e do molde	89
4.4.5.1 Morfologia das amostras pelo método de pré-dosagem.....	92

4.4.5.2 Macrografia de amostras pelo método de pré-dosagem	94
4.5 CARACTERIZAÇÃO DA FLUIDEZ COM COQUILHA ESPIRAL	94
4.5.1 Projeto da coquilha espiral	94
4.5.2 Comportamento térmico do molde com sistema de vazamento de bacia com obturador	97
4.5.3 Correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde para a liga AlSi7Cu3Mg.	99
4.5.4 Verificação do modelo de solidificação.....	100
4.5.5 Influência dos óxidos na fluidez.....	102
4.5.6 Teste de influência da modificação eutética.....	103
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	104
5.1 RESULTADOS DA COQUILHA TATUR.....	104
5.1.1 Avaliação do dispositivo dosador para coquilha Tatur	104
5.1.1.1 Tempo de vazamento.....	105
5.1.1.2 Dosagem	106
5.1.1.3 Morfologia das amostras	108
5.1.2 Temperaturas da liga durante transporte	109
5.1.3 Correlações entre temperaturas da coquilha e da liga AlSi7Cu3Mg pelo método de dosagem dinâmica	111
5.1.3.1 Morfologia das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica ..	112
5.1.3.2 Densidades das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica	117
5.1.3.3 Macrográficas das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica	118
5.1.4 Caracterização das ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg pelo método da pré-dosagem.....	119
5.1.4.1 Morfologia das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem	120
5.1.4.2 Densidade das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem.....	130
5.1.4.3 Macrografias das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem	131
5.2 FLUIDEZ – COQUILHA ESPIRAL.....	133
5.2.1 Sistema de vazamento do coquilha espiral	133
5.2.2 Correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde.....	135
5.2.3 Verificação do modelo de solidificação.....	138
5.2.4 Influência dos óxidos na fluidez.....	142
5.2.5 Influência da modificação eutética	143

6 CONCLUSÕES	145
6.1 MÉTODO DE CARACTERIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE ALIMENTAÇÃO	145
6.1.1 Geral.....	145
6.1.2 Específico.....	146
6.2 MÉTODO DE CARACTERIZAÇÃO DA FLUIDEZ.....	150
6.2.1 Geral.....	150
6.2.2 Específico.....	151
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	154

1 INTRODUÇÃO

A utilização de ligas de alumínio vem aumentando muito ao longo das décadas. Esses materiais proporcionam importantes vantagens em suas aplicações, como ótimas características mecânicas, peso reduzido e alta condutividade térmica.

A indústria automotiva é o maior mercado para as fundições de alumínio e vem a cada dia ampliando a aplicação desse material em seus produtos, pois um dos principais objetivos estabelecido para esse setor é a redução de consumo de combustíveis e, conseqüentemente, as emissões de gases poluentes, sendo a redução de peso dos veículos uma das principais vertentes para alcançar essa meta.

Os desafios tecnológicos para as fundições de alumínio estão se tornando cada vez maiores, pois as novas aplicações de suas ligas ocorrem em substituição a produtos antes constituídos por aços e ferros fundidos, além disso, os produtos correntes normalmente produzidos com ligas de alumínio estão passando por reduções dimensionais e incrementos de complexidade geométrica, bem como aumento dos limites de suas propriedades mecânicas.

É senso comum que, as características de uma liga determinam a qualidade de um produto. Várias combinações de elementos e fatores podem convergir para a ocorrência de descontinuidades, fomentadas por fenômenos físicos e químicos que ocorrem durante os processos de vazamento e solidificação. Nesse contexto, além da garantia da qualidade da liga de alumínio, quanto à presença de inclusões, aos limites da composição química, à presença de gases e ao controle de temperatura, o conhecimento de suas características tecnológicas é muito importante para o domínio dos processos e obtenção dos melhores resultados para os produtos.

O presente trabalho apresenta o estudo de metodologias para a caracterização de dois dos mais importantes aspectos tecnológicos verificados em processos de fundição, quando se busca a melhor continuidade dos materiais. O primeiro é a capacidade de alimentação da liga, que se traduz no suprimento de metal líquido que ocorre na interface líquido/ sólido, durante sua mudança de fase, onde ocorrem contrações volumétricas inerentes ao fenômeno da solidificação. A baixa capacidade

de alimentação de um sistema está associada à ocorrência de descontinuidades dos materiais. O segundo aspecto tecnológico é a fluidez que se relaciona à capacidade de uma liga, em estado líquido, em escoar para preencher as cavidades de um molde, ou seja, descontinuidades como juntas frias e fusões incompletas estão associadas a sistemas onde as ligas apresentam baixa fluidez.

Quanto à caracterização da capacidade de alimentação das ligas, o método estudado foi o Tatur, que consiste no vazamento do metal em coquilha com geometria particular, a qual proporciona amostras com características relacionadas às descontinuidades oriundas dos fenômenos de contração do material.

Os estudos de caracterização da fluidez das ligas foram desenvolvidos com a utilização da coquilha espiral, a qual contém um canal de pequena secção, construído em um trajeto espiral, por onde o metal líquido escoar até sua solidificação e interrupção do fluxo de metal. As interpretações dos resultados são dadas pelo comprimento das amostras.

Essa pesquisa teve como ambiente de desenvolvimento a empresa Nematik do Brasil, situada em Betim/MG, fundição de produtos automotivos como blocos de motores, cabeçotes e carcaças de transmissões. As ligas de alumínio utilizadas nessa pesquisa têm como principais elementos de adição em suas composições químicas o silício, o cobre e o magnésio, sendo suas nomenclaturas $AlSi7Cu3Mg$ e $AlSi10Mg(Cu)$. Na produção da Nematik do Brasil, essas ligas são de origem secundária, ou seja, são recicladas a partir de uma série de diferentes tipos de sucatas de alumínio. Internamente são utilizados retornos da produção, como canais e massalotes. Sucatas coletadas no mercado, tais como rodas, radiadores, motores, recipientes para bebidas e outros são utilizadas na elaboração da liga por fornecedores externos. Isso significa que esse tipo de liga traz consigo certa quantidade de impurezas não desejada, que representam um compromisso entre custos de processos de purificação e limites aceitáveis de suas presenças para a qualidade e funcionalidade do produto.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

- Revisão da metodologia de caracterização de descontinuidades e variações morfológicas de ligas de alumínio, resultantes do processo de solidificação em coquilha Tatur.
- Revisão da metodologia de caracterização da fluidez de ligas de alumínio em coquilha espiral.
- Verificação da adequação dessas metodologias para aplicação de testes em ambiente industrial.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliação dos métodos de vazamento, solidificação e desmoldagem aplicados às coquilhas Tatur e Espiral.
- Definição de procedimentos e parâmetros de controle necessários à utilização das coquilhas Tatur e Espiral.
- Avaliação dos resultados obtidos com testes em coquilhas Tatur e Espiral e suas correlações com aspectos de aplicações tecnológicas nos processos de fundição.
- Revisão dos parâmetros de controle necessários para a garantia da qualidade das ligas em estado líquido.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 A LIGA DE ALUMÍNIO

Os elementos solutos presentes nas ligas de fundição desempenham importante papel nas características físicas e químicas dos produtos, pois proporcionam diversas formações de suas microestruturas, conforme as concentrações encontradas.

De acordo com Zolotarevsky (2007, p.1), os elementos que apresentam solubilidades acima de 1% com o alumínio são o magnésio, cobre, silício, lítio, manganês, germânio e a prata, porém nenhum desses elementos pode formar soluções sólidas contínuas. Dentre esses, os principais são apenas quatro: magnésio, cobre, zinco e silício. O magnésio e o cobre proporcionam os máximos valores de solubilidade no alumínio em função da relação favorável entre seus raios atômicos, alcançando até 11,7% e 10,5% respectivamente. Ambos proporcionam ganhos de resistência à tração da ordem 30 a 40 MPa.

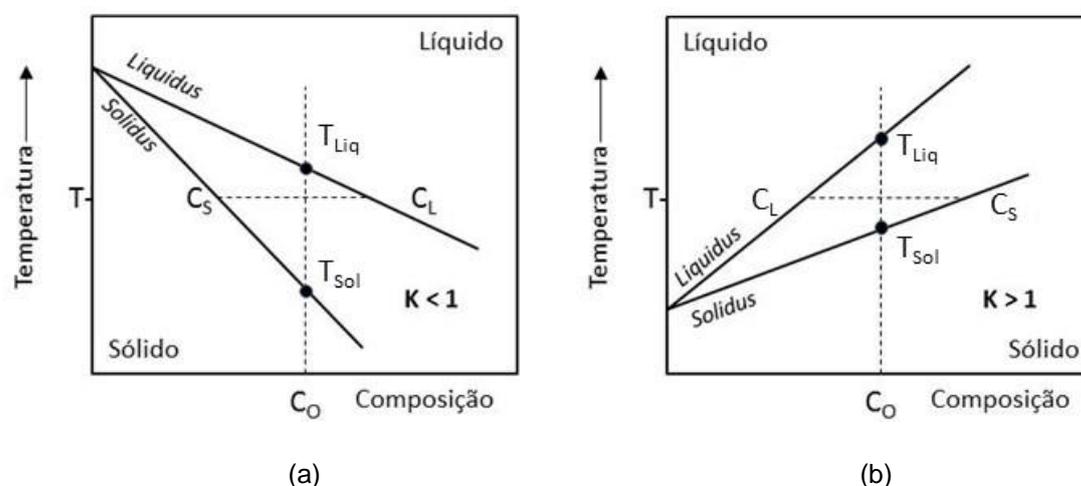
Os efeitos do zinco são significativos apenas quando adicionado em conjunto com magnésio e cobre; o silício confere a formação da fase eutética, garantindo ótimas características tecnológicas, bem como ganhos de resistência à tração.

A maior parte dos elementos básicos das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) utilizadas neste trabalho são rejeitadas pelo alumínio durante o processo de solidificação. Esse fenômeno pode ser verificado pelos diagramas de fases binárias desses solutos. Conforme Garcia (2007, p.58), durante a solidificação da liga, a incorporação de um soluto ao solvente ocorre no intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus* e forma uma solução sólida binária. O coeficiente de distribuição (k) do soluto no solvente pode ser caracterizado pela razão entre a concentração de soluto no sólido (C_s) e a correspondente solução de soluto no líquido (C_L), conforme a equação (1):

$$k = \frac{C_s}{C_L} \quad (1)$$

A determinação do coeficiente de distribuição em função da concentração de soluto e da temperatura pode ser feita, considerando como retas as linhas *solidus* e *liquidus*, conforme o diagrama da Figura 1. Para coeficientes de distribuição menor que a unidade, a solubilidade do soluto no sólido é menor que no líquido, enquanto para os coeficientes de distribuição maior que a unidade, a situação é a oposta. Assim, para $k < 1$ o soluto é rejeitado e para $k > 1$ o solvente é rejeitado.

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio esquemático de ligas binárias.

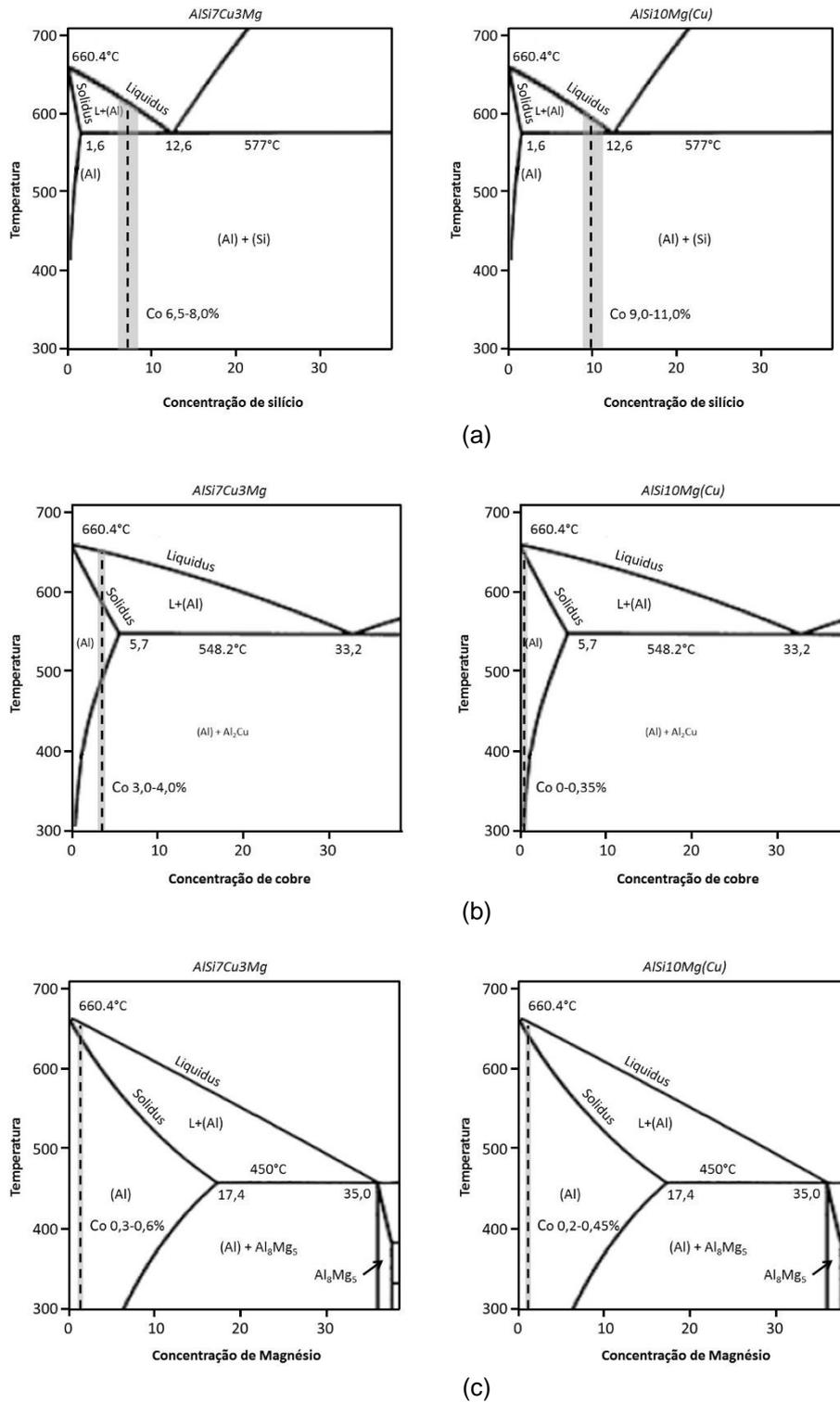


(a) $k < 1$; (b) $k > 1$.

Fonte: Garcia, A (2007, p.58).

Na Figura 2 são apresentados os diagramas binários do alumínio com a indicação da concentração dos solutos que constituem as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu). Verifica-se que todos eles se situam em posições onde os coeficientes de redistribuição de solutos são menores que a unidade ($k < 1$). O silício, o cobre e o magnésio são rejeitados durante o processo de solidificação, com consequentes formações de estruturas eutéticas e precipitados.

Figura 2 – Diagramas de fases binários com faixa de concentração dos solutos para as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).



(a) Diagrama de fase Alumínio-Silício; (b) Diagrama de fase Alumínio- Cobre; (c) Diagrama de fase Alumínio-Magnésio.

Fonte: Murray, J. (1998, v.3) – adaptado.

3.2 MICROESTRUTURA

Durante o fenômeno da solidificação de uma liga, as características da microestrutura têm papel fundamental na definição das propriedades mecânicas e formação de descontinuidades do produto.

As variáveis de processo influenciam diretamente na solidificação da liga, determinando as microestruturas obtidas nos produtos fundidos e conseqüentemente nas características dessas.

A compreensão de características morfológicas, tais como tamanho do grão, formação dendrítica, modificação eutética e formação de precipitados provem importantes meios para o estudo das variáveis do processo de fundição e formação de defeitos.

3.2.1 Tamanho do grão

O tamanho do grão tem um importante papel na determinação das características do material, segundo Campbell (2003, p.267) o desenvolvimento de grãos pequenos durante a solidificação do fundido é geralmente uma vantagem. Para um determinado volume de material, quando os grãos ali contidos são pequenos, a somatória das áreas de contorno de grãos é grande, e isso remete a uma menor concentração de impurezas nesses contornos, devido à maior distribuição dessas. As conseqüências práticas para estruturas de grãos refinados são geralmente:

1. Aumento da resistência do material a trincas a quente durante o processo de solidificação.
2. Maior resistência às trincas devidas ao processo de soldagem ou durante processo de remoção de sistema de alimentação por facas de corte (para fundidos em aço).
3. Redução da dispersão das ondas de ultrassom e raio X, permitindo melhores inspeções não destrutivas.
4. Aumento da resistência dos contornos de grão à corrosão.
5. Aumento do limite de escoamento do material (conforme relação de Hall-Petch).

6. Maior ductilidade e dureza.
7. Maior resistência à fadiga (incluindo fadiga a quente).
8. Redução de porosidades e dimensão dos poros.
9. Melhoramento das características tecnológicas do material.

3.2.2 Espaçamento dos braços dendríticos

Processos industriais de fundição de alumínio em moldes metálicos produzem materiais onde o pro-eutético de alumínio se solidifica assumindo estruturas dendríticas.

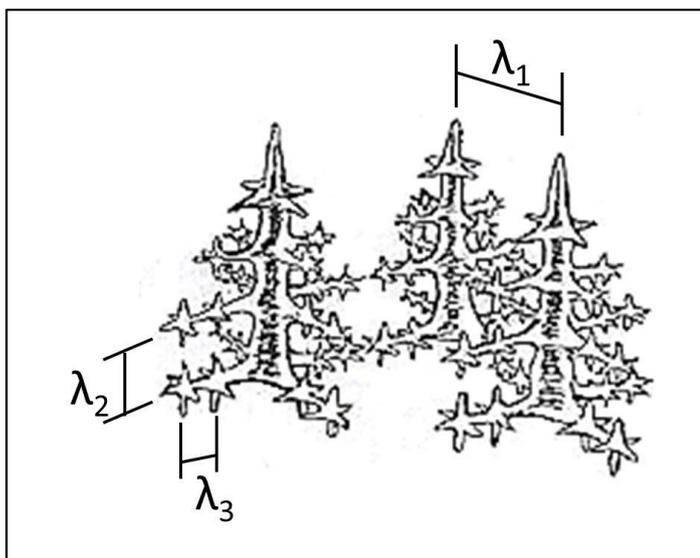
As estruturas dendríticas são geradas a partir de instabilidades a frente da interface sólido-líquido, em um fenômeno chamado super-resfriamento constitucional. Conforme Glicksman (2011, p.215), a condição de instabilidade da frente sólido-líquido ocorre em função da estrutura cristalina do metal solvente, os elementos solutos e suas concentrações, a velocidade da interface de solidificação e o gradiente térmico no qual ocorre a solidificação.

Conforme Garcia (2007 p.214), se o gradiente da temperatura no líquido é reduzido e a velocidade da frente de solidificação aumentada, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e a célula começa a mudar suas características. A direção cristalográfica preferencial passa a exercer um efeito mandatório e o crescimento passa a ser desviado para essa direção. Simultaneamente, a seção da estrutura transversal da célula, também devido aos efeitos da natureza cristalográfica, começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração tipo cruz de malta. À medida que a velocidade de crescimento é aumentada ainda mais, começa o surgimento de perturbações laterais que são denominadas de ramificações ou braços secundários e acabam por definir claramente o tipo de estrutura conhecida como dendrítica (palavra de origem grega que significa árvore), conforme Figura 3.

Um modo conveniente e muito utilizado na determinação dos efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada consiste na medida de espaçamentos

celulares ou dendríticos, ou seja, a distância entre células (λ_c) ou braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2), ou de maior ordem (GARCIA, 2007, p.220).

Figura 3 – Estruturas dendríticas com indicações das formas de dimensionamento.



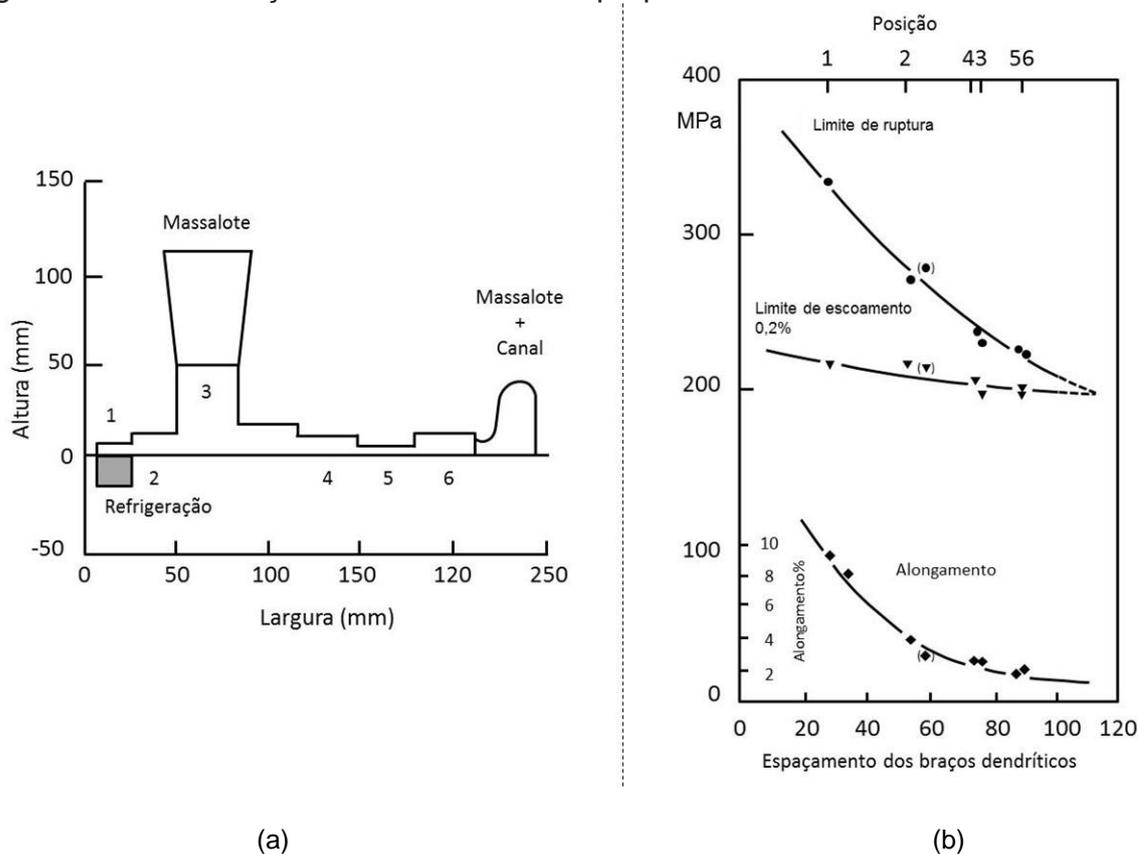
(λ_1) braços primários; (λ_2) braços secundários; (λ_3) braços terciários.

Fonte: Garcia, A. (2007 p.220).

Segundo Campbell (2003, p. 270), geralmente quando vem mencionado o espaçamento entre os braços dendríticos, esse se refere ao espaçamento dendrítico secundário (EDS). No entanto, se os braços terciários estiverem presentes em um espaçamento menor, então o espaçamento seria referido a estes. Alternativamente, caso os braços secundários não estivessem presentes, o que ocorre raramente, o espaçamento referido seria o primário. Quanto menores as dimensões do EDS, melhores são as propriedades mecânicas (resistência à tração) da liga fundida. As variações das dimensões do EDS estão relacionadas com as velocidades de solidificação. Um resultado típico é exibido na Figura 4, onde no quadro (a) está esquematizado um molde de fundição, com regiões enumeradas de 1 a 6, indicando posições de diferentes volumes. Essas posições são correlacionados no quadro (b) aos resultados de testes de propriedades mecânicas obtidas para elas. As geometrias com maiores volumes propiciaram períodos de tempo de solidificação mais longos e vice-versa. Observam-se que as regiões onde as solidificações ocorreram com maior velocidade, os limites de resistência à ruptura são mais elevados, bem como o limite

de escoamento. À medida que a velocidade de resfriamento é reduzida (e o EDS cresce), essas propriedades mecânicas caem.

Figura 4 – Correlação entre os EDS e as propriedades mecânicas.



(a) Esquema de molde de fundição; (b) Diagrama com resultados de propriedades mecânicas.

Fonte: Campbell, A. (2003 p.271) – adaptado.

As variações das morfologias das dendritas apresentam consequências adicionais, que também impactam nas propriedades mecânicas de resistência à tração. Segundo Zhang et al. (2003, p.4), quanto menores são os valores do EDS, menores serão as discontinuidades que ocorrem durante a solidificação eutética, tais como segregação, microporosidades e bolhas, as quais são prejudiciais às resistências elásticas e plásticas do material. Ele ainda preconiza que o crescimento dendrítico é afetado pelas taxas de transferência de calor entre metal e molde durante o processo de solidificação e também pela composição química, sendo que as variações de silício e cobre têm influências marcantes no refinamento dendrítico. No caso das variações das taxas de transferência de calor, há um refino considerável quando se reduz a temperatura do molde, porém uma redução da temperatura de superaquecimento da

liga resulta em um refinamento dendrítico bem mais marcante, por consequência uma temperatura de vazamento mais alta resulta em um maior EDS e consequentemente resistências à tração mais baixas.

3.2.3 Estrutura eutética

Uma liga eutética é assim chamada por apresentar a característica de ter sua temperatura de fusão reduzida na medida em que a concentração do elemento soluto aumenta. O ponto de fusão da liga é mais baixo que os pontos de fusão de cada elemento individualmente. A palavra eutético deriva do grego e significa “de fusão mais fácil” (GARCIA, p.243, 2007).

As ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) apresentam condições eutéticas, onde ocorre a solidificação polifásica do alumínio e silício, quando a concentração de silício aumenta a frente da interface sólido-líquido e chega a 12,7%, gerando condições para a solidificação do silício em uma segunda fase, simultaneamente ao alumínio.

As microestruturas eutéticas podem apresentar grandes variedades morfológicas e podem ser reunidas por meio da seleção de determinadas características. Glicksman (2011 p.400) descreve as estruturas eutéticas em duas categorias:

1. Tipo I, eutético regular: as duas fases (α e β) se solidificam simultaneamente em modo cooperativo, onde cada fase participa no desenvolvimento da difusão nos campos locais ao longo de interfaces sólido-líquido comuns. As microestruturas observadas nesse tipo são tipicamente lamelares ou em barras. Essas fases podem alterar-se entre placas largas e lamelas, ou quando uma fase cristalina predominante na fração de volume em relação à segunda, a fase menor pode tomar a forma de agulhas.
2. Tipo II, eutético irregular: nesse caso as duas formas (α e β) se solidificam de maneira menos coordenada. As microestruturas de eutéticos irregulares variam muito em função das propriedades cristalográficas das duas fases, bem como das diferenças entre as velocidades interfaciais.

Segundo Garcia (2007, p.247), pode-se estabelecer uma correlação entre o tipo de microestrutura do eutético e a morfologia da interface sólido/líquido de cada fase que compõem o eutético. Para o eutético do alumínio e silício, essa interface é do tipo difusa/facetada, conforme indicado na Tabela 1.

Tabela 1 – Relações entre microestruturas eutéticas e as morfologias de crescimento.

<i>Tipo</i>	<i>Microestrutura</i>	<i>Morfologia de crescimento das fases do eutético</i>	<i>Exemplos</i>
I	Regular	Difusa/ Difusa	Sn-Pb, Al-Zn, Al-Cu, Al-Ag
	Regular complexa	Difusa/ Facetada	Al-Si, Sn-Bi, Pb-Bi, Al-Ge
II	Irregular	Difusa/ Facetada	Al-Si, Fe-C
		Facetada/ Facetada	Compostos orgânicos

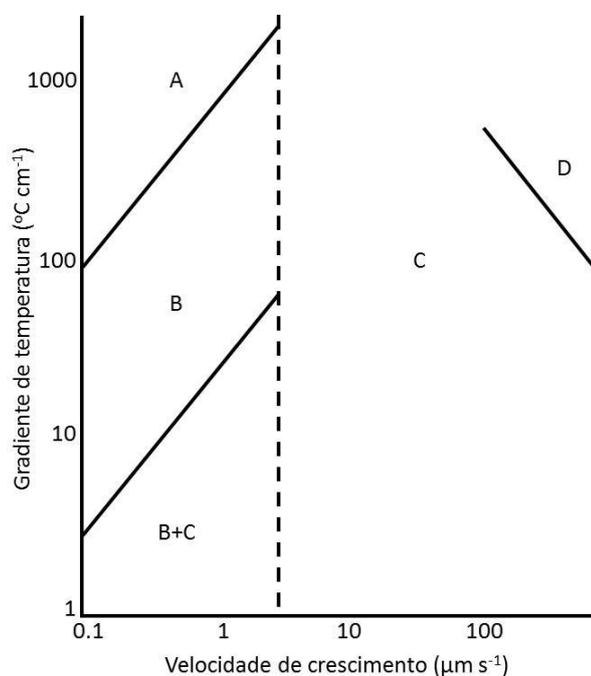
Fonte: Garcia, A. (2007 p.247).

Segundo Elliot (1983, p.157), estudos de solidificações direcionais trouxeram um melhor entendimento das várias estruturas formadas em ligas eutéticas. No caso da composição binária do alumínio e silício, a concentração para a formação da estrutura eutética é de 12,7% de silício.

As morfologias das microestruturas eutéticas formadas durante a solidificação das ligas alumínio silício apresentam formas variadas, sendo essas diretamente correlacionadas às condições térmicas durante seu crescimento, que compreendem às velocidades de crescimento e gradientes térmicos. No gráfico da Figura 5 apresentado por Elliott (1983, p.157) são indicadas as zonas de ocorrência da morfologia eutética para uma liga alumínio silício, onde essas se tornam diferenciadas em função das velocidades de crescimento e dos gradientes de temperatura, que ocorrem na interface entre o líquido e o sólido durante processo de solidificação direcional. Ocorrem partículas maciças em A, com campos de difusão longos e facetados na interface do alumínio, sendo crescimento dissociado, enquanto na região B, as partículas de silício são em barras ou angulares, com campos de difusão curtos, apresentando crescimento associado. Na região C, as partículas de silício se formam em plaquetas, apresentando campos de difusão curtos e parcialmente associado; pôr

fim, a região D apresenta partículas de silício fibrosas, com campos de difusão e crescimento associado.

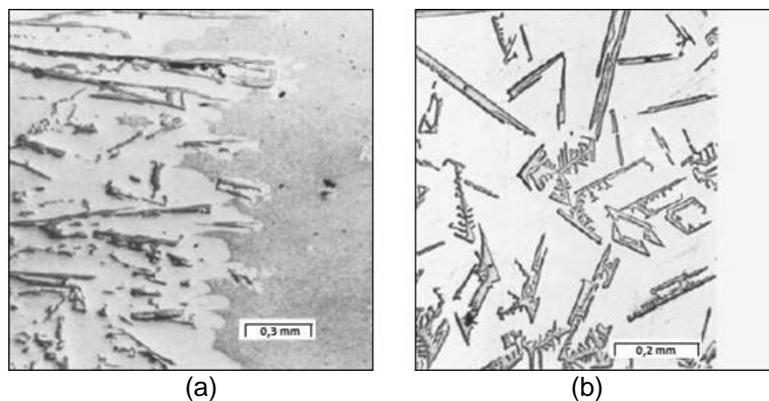
Figura 5 – Variações das microestruturas da liga eutética Al-Si em solidificação direcional.



Fonte: Elliott, R (1983, p.158) – adaptado.

Nas Figuras de 6 a 9 são indicadas as morfologias adquiridas pelo material conforme as regiões definidas no gráfico da Figura 5, em função do gradiente de temperatura e da velocidade de crescimento.

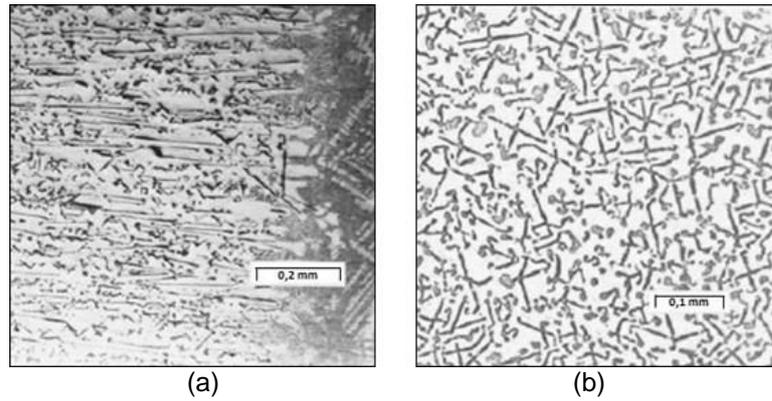
Figura 6 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região A.



(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, R (1983, p.160).

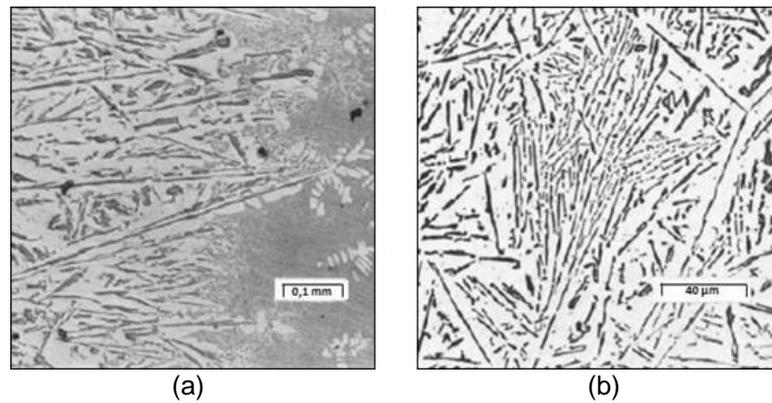
Figura 7 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B.



(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, R (1983, p.161).

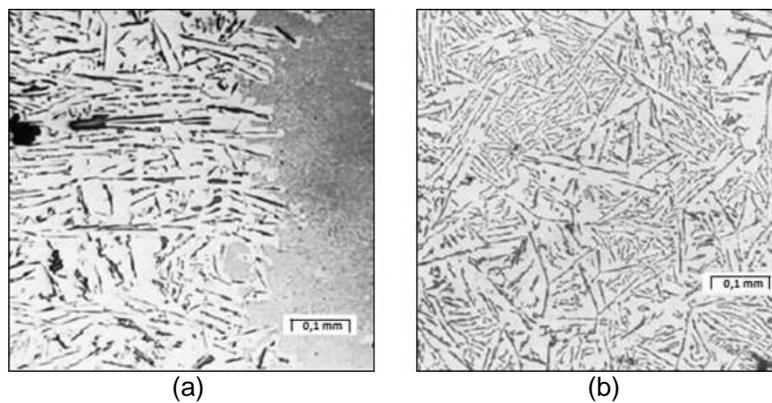
Figura 8 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região B+C.



(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, R (1983, p.164).

Figura 9 – Interfaces de solidificação da liga eutética Al-Si na região C.



(a) Seção longitudinal; (b) Seção transversal.

Fonte: Elliott, R (1983, p.165).

3.2.4 Precipitados

Além das reações eutéticas comuns às ligas alumínio silício, nas ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) ocorrem formações de precipitados, devido à presença de outros solutos, que se encontram em determinadas condições de concentração e temperatura, ocasionadas pelo fenômeno de rejeição desses durante o processo de solidificação.

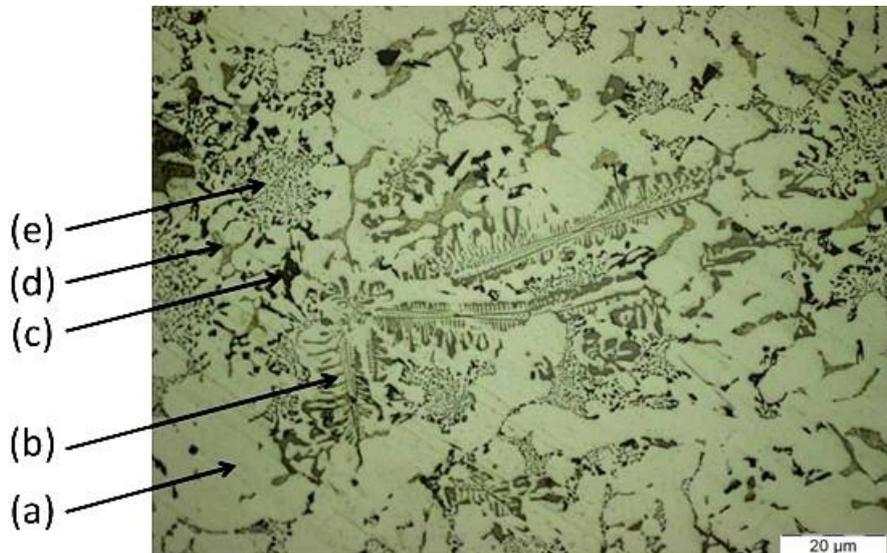
Tenekedjiev et al. (1992, p.7) citam os precipitados mais importantes e comumente encontrados em ligas de alumínio:

- Al_8Fe_2Si ou $Al_{12}Fe_3Si_2$ (α -AlFeSi) - ocorre na forma de escrita chinesa. Esta morfologia é a preferida em termos de precipitados intermetálicos de ferro, pois é menos prejudicial às propriedades mecânicas que os precipitados de forma aciculares, a fase β -AlFeSi.
- Al_5FeSi (β -AlFeSi) – é encontrado na forma acicular e mais abundantemente com o aumento da concentração de ferro. É particularmente prejudicial às propriedades mecânicas da liga.
- Mg_2Si (Silicato de magnésio) – é encontrado em ligas com alta concentração de magnésio. Em peças não tratadas termicamente se apresenta com morfologia em escrita chinesa. Quando essa fase é solubilizada através de tratamento térmico e ocorre novamente a precipitação, o silicato de magnésio se apresentará na forma acicular muito refinada e frequentemente não pode ser visualizada usando métodos clássicos de metalografia.
- $CuAl_2$ - essa fase ocorre normalmente em bolsas de eutético como fibras finas mescladas com solução sólida de alumínio. Essa fase pode conter magnésio dissolvido.
- $Al_8Mg_3FeSi_6$ – Ocorre com morfologia de escrita chinesa.
- $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ – Ocorre como material intermetálico que é normalmente atacada à fase $CuAl_2$.

A micrografia da liga AlSiCu3Mg é exibida na Figura 10. Essa amostra foi retirada de um cabeçote de motor em produção corrente, preparada e caracterizada pelo laboratório metalúrgico da Nematik do Brasil. Nela podem ser observados importantes precipitados encontrados nesses produtos, resultantes do processo de solidificação,

onde se verifica a presença de constituintes relativos ao ferro, magnésio e cobre, além do próprio alumínio.

Figura 10 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com indicações de seus constituintes.



(a) Pro-eutético de alumínio; (b) Precipitado de ferro, escrita chinesa- α -AlFeSi; (c) Precipitado de magnésio - Mg_2Si ; (d) precipitado de cobre - $CuAl_2$; (e) eutético Al-Si.

Fonte: Nematik do Brasil (2013)

3.3 DESCONTINUIDADES EM PEÇAS FUNDIDAS

Atualmente, plantas de fundição de alumínio estão utilizando quantidades significativas de ligas de alumínio primária e secundária para produzir peças de alta qualidade. A qualidade dos produtos fundidos depende diretamente da qualidade do metal com o qual esses vêm sendo produzidos. A compreensão da qualidade do metal líquido é de importância vital para prever as características do produto final. Qualquer desvio que ocorra durante a fase de preparação da liga poderá degradar a qualidade do produto final. Assim sendo, a qualidade de um produto fundido começa no controle na preparação de sua liga (DJURDJEVIĆ et al., p.63, 2010).

Os tópicos seguintes descreverem as descontinuidades relacionadas à qualidade da liga, onde são abordados os fenômenos físicos e químicos que levam às suas ocorrências, os impactos relevantes sobre a qualidade do produto.

3.3.1 Porosidades geradas por gases

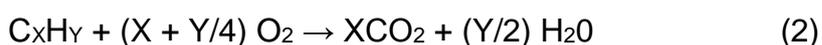
O metal líquido é altamente reativo quimicamente. Ele reage com os gases em contato acima dele e com o material sólido do recipiente que o contém. Qualquer tipo de impureza ou escória imersa ou superficial irá reagir com o metal também. Essas reações são ocasionadas pela constante busca do metal pelo estado de equilíbrio com o ambiente e são regidas pelos tempos disponíveis para que isso ocorra (CAMPBELL, 2003, p.1).

3.3.1.1 Absorção de gases pelo metal líquido

A maioria dos metais leves e ligas em estado líquido tem capacidade de absorção de gases. Os gases absorvidos pela superfície do metal são capazes de difundir-se no metal líquido em estado atômico (SHIMIZU K. et al. apud DISPINAR, 2005, p.9).

Oxigênio, nitrogênio e outros gases formam compostos químicos na superfície do metal, porém o hidrogênio aparece como principal gás, que pode penetrar e ficar em solução no metal líquido. O hidrogênio se difunde mais rapidamente, no metal líquido, que os outros gases (DISPINAR D, 2005 p.10).

Segundo Campbell (2003, p.1), o metal absorve hidrogênio de fontes como refratários úmidos e fornos aquecidos pela queima de combustíveis de hidrocarbonetos, como gás e óleo, representados por compostos como metano (CH₄), etano (C₂H₆) ou compostos por anéis aromáticos com benzeno (C₆H₆) e etc. As reações dessas combustões são descritas na equação (2).



Verifica-se que durante a combustão são formadas moléculas de água. Assim, a umidade proveniente da combustão, também presente em refratários e na atmosfera reagem, conforme equação (3).



Para o alumínio, as reações envolvidas são descritas nas equações (4) e (5):



Observa-se que os produtos da reação da água com o alumínio são o hidrogênio e o óxido de alumínio, ambos de ação degradante para a qualidade de produtos fundidos.

Outra fonte de umidade é a carga de alumínio sólido, na forma de lingotes ou retorno de material para o forno como canais, massalotes e peças refugadas.

O hidrogênio tem grande capacidade de penetração no metal líquido. Esse fenômeno ocorre mesmo através de camadas de óxidos do banho. O processo de difusão através do filme de alumina segue as seguintes etapas (WEIGEL J. et al. apud DISPINAR, 2005, p.10):

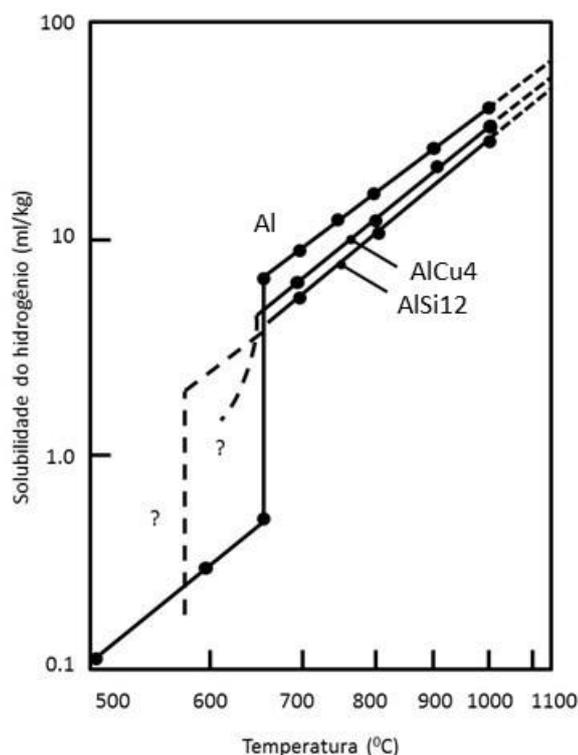
1. dissociação das moléculas de hidrogênio;
2. desenvolvimento de absorção ativa sobre a superfície do óxido;
3. liberação de hidrogênio absorvido para o filme óxido e suas passagens em solução;
4. movimentação do alumínio através da estrutura cristalina;
5. passagem do hidrogênio absorvido para o outro lado do filme óxido;
6. liberação dos átomos de hidrogênio;
7. transporte por convecção na solução líquida.

A solubilidade do hidrogênio no alumínio puro diminui com a redução da temperatura (TALBOT et al. apud DISPINAR, 2005, p.10). No gráfico da Figura 11 é apresentada a correlação entre a temperatura da liga e a solubilidade do hidrogênio. Pode-se observar pontos de abruptas variações da absorção de hidrogênio para cada composição de metal em função de suas temperaturas.

Conforme Campbell (2003, p.4), a concentração de hidrogênio no metal líquido está ligada também à pressão onde se encontra, sendo que em situações onde essa está

acima do equilíbrio, o hidrogênio será liberado para a atmosfera, e em situação contrária, o hidrogênio será absorvido pelo metal líquido.

Figura 11 – As variações da solubilidade do hidrogênio em função das variações de temperaturas, para as ligas AlCu4 e AlSi12 e para alumínio puro Al.



Fonte: CAMPBELL, J (2003 p.2) – adaptado.

Em um dia, no qual a umidade relativa do ar se encontra em cerca de 30%, o metal a 750 °C deveria conter cerca de 1ml.Kg⁻¹ (0,1ml.100g⁻¹) de hidrogênio dissolvido, o que seria uma quantidade baixa para a maioria dos produtos comerciais. Mesmo com 100% de umidade relativa, o teor de hidrogênio seria tolerável para a maioria das aplicações. Já em regiões onde o alumínio se encontra em contato com os refratários ou gases úmidos, essa terá pressão próxima à pressão de uma atmosfera de vapor d'água, causando o aumento da concentração de gás em solução próximo a 10 ml.Kg⁻¹, sendo muito prejudicial para a maioria dos produtos fundidos produzidos (CAMPBELL J., 2003 p.4).

3.3.1.2 Segregação de gases durante a solidificação

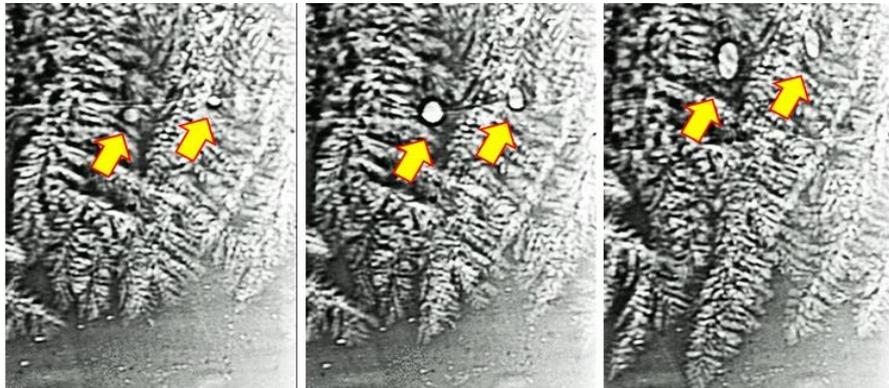
A formação de poros obedece às leis de nucleação e de crescimento, análoga à teoria aplicada para o desenvolvimento de um sólido a partir do líquido (CAMPBELL, 2003, p.80-82).

Conforme Garcia (2007, p.363), quando um metal líquido contém gás como, por exemplo, oxigênio, nitrogênio ou hidrogênio em solução, esse será rejeitado na interface sólido/líquido de forma similar a qualquer outro soluto. Se o gás no metal líquido já se encontra em condição de supersaturação, isso significa que há mais gás em solução do que a quantidade prevista para o equilíbrio, e conseqüentemente uma força motriz atuará no sentido de reduzir essa quantidade de gás. Durante a solidificação, o excesso de gás em solução poderá ser eliminado através da superfície livre do metal líquido, desde que as condições de difusão no líquido permitam, ou pela nucleação em bolhas de gás. Observações experimentais mostram que pode ocorrer nucleação de bolhas durante a solidificação, sendo que a subsequente distribuição dessas bolhas depende se elas venham a flutuar a partir do ponto em que são nucleadas até atingirem a superfície livre do metal ou até serem bloqueadas por cristais sólidos. É possível ainda que essas bolhas sejam capturadas pela frente de solidificação. Se a bolha fica oclusa na frente de solidificação, ela pode tornar-se um ponto de escape para o gás que está contido em excesso no líquido.

Na Figura 12 é apresentada a sequência do processo de solidificação do metal em filmagem por técnica de raio X, onde ocorre o crescimento dendrítico pelo efeito constitucional, com simultânea rejeição dos solutos, dentre eles o hidrogênio, o qual nucleia e cresce com conseqüente formação de poros nos interstícios das dendritas. Esses poros se caracterizam pela morfologia esférica.

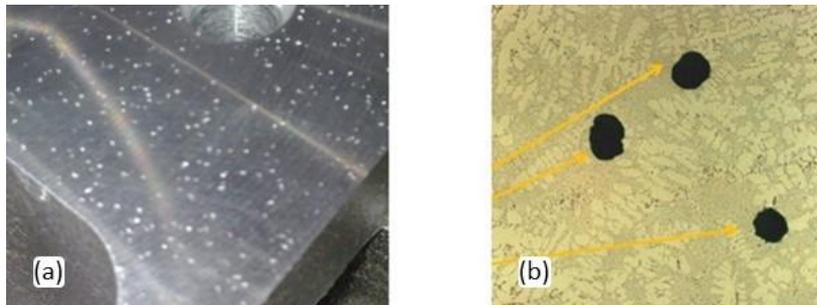
Os efeitos da segregação de gases durante a solidificação são vistos na Figura 13. Observa-se na imagem (a), a aparência dessas discontinuidades sobre a superfície usinada de um produto fundido, enquanto em (b), observa-se o mesmo tipo de ocorrência na microestrutura do material.

Figura 12 – Sequência de nucleação e crescimento de poros gasosos, devido ao fenômeno de segregações durante o processo de solidificação.



Fonte: Akamatsu, S. (2013). Sequência de filmagem por raio X – adaptado

Figura 13 – Ocorrência de porosidades por segregação gasosa.



(a) Porosidades em superfície usinada; (b) Micrografia da morfologia de poros gasosos.

Fonte: Nematik do Brasil (2013).

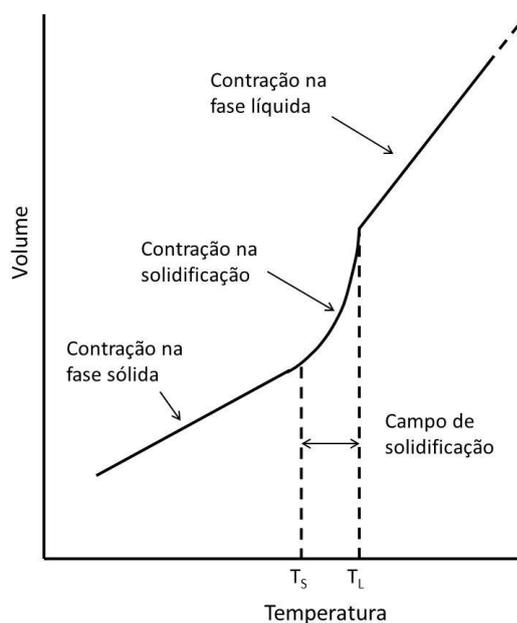
Esse tipo de descontinuidade pode levar à redução de características mecânicas dos produtos, assim como perdas de estanqueidade.

3.3.2 Porosidades geradas por rechupes

Rechupes ocorrem devido à diferença de densidade entre as fases sólidas e líquidas da liga. Com o decorrer da solidificação, o volume decresce e o metal líquido flui para compensar isso. Dependendo da quantidade e distribuição das regiões solidificadas, o fluxo líquido pode ser impedido ou completamente bloqueado e não poderá alimentar a região com falta de material pela contração volumétrica. Caso o metal líquido não possa alimentar a contração, uma grande tensão interna se desenvolverá, sendo capaz de formar poros (DISPINAR 2005, p.21).

Conforme Campbell (2003, p.205), o metal líquido ocupa um volume consideravelmente maior que o produto solidificado. Nesse processo, há três diferentes fases de contração. Na Figura 14 é exibido o comportamento volumétrico de um material que se contrai durante o processo de solidificação, na fase líquida, durante a solidificação, e na fase sólida.

Figura 14 – Ilustração esquemática dos regimes de contração de um metal.



Fonte: Campbell (2003, p.205) – adaptado.

Durante a fase líquida ocorre a contração da liga em função da redução da temperatura. Não há problemas de continuidade do material, pois as quantidades de metal necessárias para suprir a contração são obtidas com facilidade devido à fácil mobilidade do metal nessa fase.

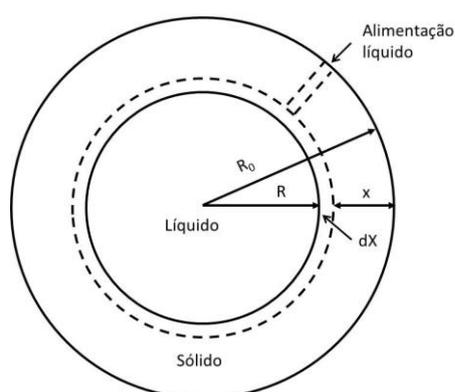
O fenômeno da contração durante a solidificação é potencialmente gerador de maiores problemas devido à formação de constituinte sólido com maior densidade que requer alimentação do metal líquido para preencher os espaços vazios gerados. A movimentação do líquido para alimentar esses espaços pode ser impedida pelo próprio constituinte sólido.

O alumínio puro apresenta uma contração de 7,14% durante sua solidificação, enquanto o silício contrai -2,9%, ou seja, apresenta uma expansão. Sendo assim a

liga alumínio silício apresenta contração inferior a outras ligas de alumínio devido a compensação da expansão do silício durante sua solidificação (WRAY, L. apud CAMPBELL, 2003, p.206).

A maioria dos materiais se contrai durante a solidificação, como é o caso da liga alumínio silício hipoeutética, com potencial formação de rechupes. Essas discontinuidades ocorrem em função do sentido da solidificação e alimentação na geometria do molde que contém o metal. Como forma de elucidar esse fenômeno, Campbell (2003, p 207) descreve a formação de rechupes por meio do modelo de uma esfera teórica não alimentada durante a solidificação, conforme a Figura 15. Considera-se que essa esfera seja preenchida completamente, através de um canal muito pequeno, negligenciável, até o ponto em que se forme uma crosta sólida ao seu redor de espessura X . A partir desse ponto, a alimentação da esfera é interrompida e a solidificação prossegue com incrementos dX de metal solidificado, como cascas de cebola, no sentido do centro da esfera. Como o volume de líquido remanescente tenderá a se contrair, seria necessário mais metal para ocupar o mesmo volume. Assim com a ausência de alimentação, região com vazios remanescerão ao centro da esfera.

Figura 15 – Modelo de solidificação de uma esfera teórica não alimentada.

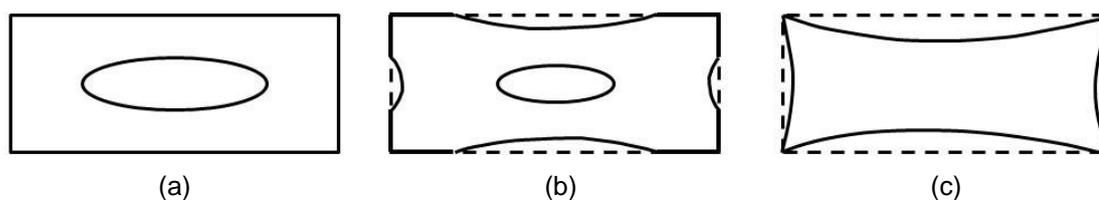


Fonte: Campbell (2003, p 207) – adaptado.

As altas tensões remanescentes no líquido residual, ocasionadas pelas pressões negativas geradas pelo aumento de densidade do metal durante o processo de solidificação podem ser reduzidas pela deformação plástica do sólido, em formas como exemplificado na Figura 16. São apresentados três possíveis resultados, sendo o primeiro o completo desenvolvimento do poro sem a deformação da estrutura sólida,

no segundo caso ocorre a formação do poro com deformação parcial do sólido, e no terceiro caso, não há a formação de poro, compensada pela completa deformação do sólido.

Figura 16 – Três regimes de contração do metal.



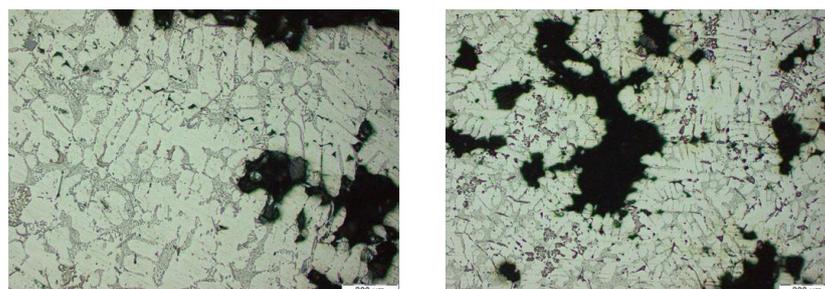
(a) nucleação efetiva de poro interno; (b) caso intermediário; (c) nenhuma nucleação de poro interno.

Fonte: Campbell (2003, p 208).

3.3.2.1 Microporosidades

Segundo Garcia (2007, p.362), microporosidades (micro rechupes) são gerados devido à dinâmica de solidificação de estruturas dendrítica, sendo seus surgimentos favorecidos em casos de ligas que apresentem elevadas contrações volumétricas na zona de solidificação e maiores intervalos nas zonas pastosas. Os encontros das dendritas que se desenvolvem durante a solidificação ocorrem com maiores ou menores tortuosidades e geram espaços interdendríticos, os quais deverão ser alimentados posteriormente para a plena continuidade do sólido. A falta de alimentação gerada pela dificuldade de movimentação do líquido nos espaçamentos interdendríticos levam à ocorrência espaços vazios nessas regiões, ou seja, conforme Figura 17.

Figura 17 – Porosidades pela ausência de alimentação interdendrítica.



Fonte: Nemark do Brasil (2015).

3.3.2.2 Efeitos do ferro

Segundo Taylor (2004, p.1), o ferro é um soluto comum em ligas de alumínio e pode ser adquirido em várias fontes com as quais o alumínio entra em contato, sendo considerado uma impureza para o sistema alumínio silício. As menores concentrações de ferro são obtidas no alumínio primário com cerca de 0,03–0,15%, não havendo uma forma economicamente viável de redução desse percentual.

O ferro pode ser adquirido durante o fluxo de sua utilização no processo de fundição, pelo contato com equipamentos e adição de ligas de baixa pureza. A constante refusão da liga tende a aumentar a concentração de ferro.

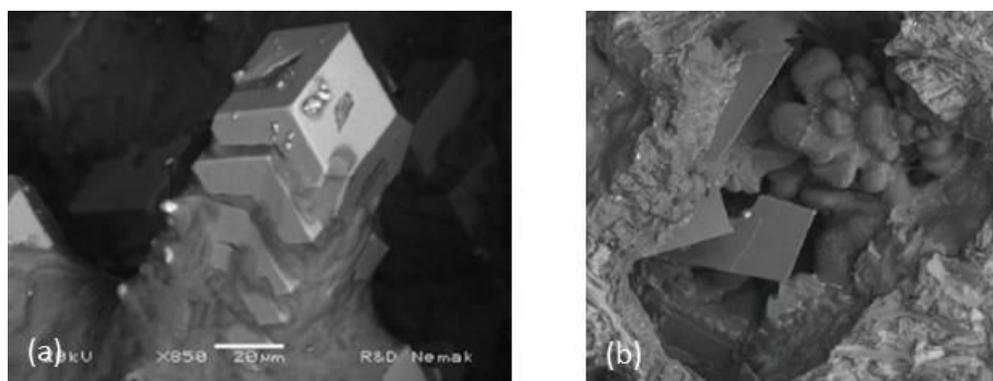
É importante citar que há ação benéfica do ferro para processos de injeção a alta pressão. Conforme Apelian (2009, p.12), a utilização do alumínio com concentrações de ferro em torno de 0,8%, se faz necessária em ligas aplicadas ao processo de injeção sob pressão, pois reduz a ocorrência de aderência do produto ao molde, por reduzir o processo de difusão atômica entre o alumínio do produto e o ferro do molde. No caso do processo de vazamento por gravidade, o ferro não é um elemento desejado.

Conforme Taylor (2004, p.1), o ferro contido na liga tem alta solubilidade no alumínio líquido e baixa solubilidade no alumínio sólido, e assim, durante a solidificação da liga, esse combina com outros elementos e formar partículas intermetálicas de vários tipos. Na ausência do silício, a fase dominante é Al_3Fe e Al_6Fe , em presença de silício a fase dominante passa a ser Al_8Fe_2Si (conhecido como alfa – fase α) e Al_5FeSi (conhecido com beta – fase β). Com a presença de magnésio e silício, uma fase alternativa pi ou fase π pode ser formada, $Al_8FeMg_3Si_6$. Outra fase comum ocorre na presença de manganês e silício, $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, confusamente também chamada de fase α . Essa se forma preferencialmente a outra fase α em presença de manganês.

A morfologia de ambas as fases α se apresentam como escrita chinesa, sendo mais compacta aquela com a presença de manganês, $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. A fase π também se apresenta em forma de escrita chinesa, enquanto a morfologia da fase β se apresenta em forma de plaquetas.

As morfologias das fases α e β em função das ocorrências da precipitação do ferro são exibidas na Figura 18.

Figura 18 – Principais morfologias do ferro em ligas de alumínio.



(a) Fe α escrita chinesa; (b) Fe β plaquetas.

Fonte: Nemak Monterrey (2010).

A questão importante sobre os precipitados de ferro intermetálicos e seus efeitos reside no momento em que ocorre sua formação, devido às concentrações envolvidas e taxas de resfriamento. Na Figura 19 é mostrada a curva de solidificação da liga AlSi9Cu3Mg0.5Fe1 , juntamente com sua curva derivada, que identifica os pontos de inflexão correspondentes às formações de precipitados.

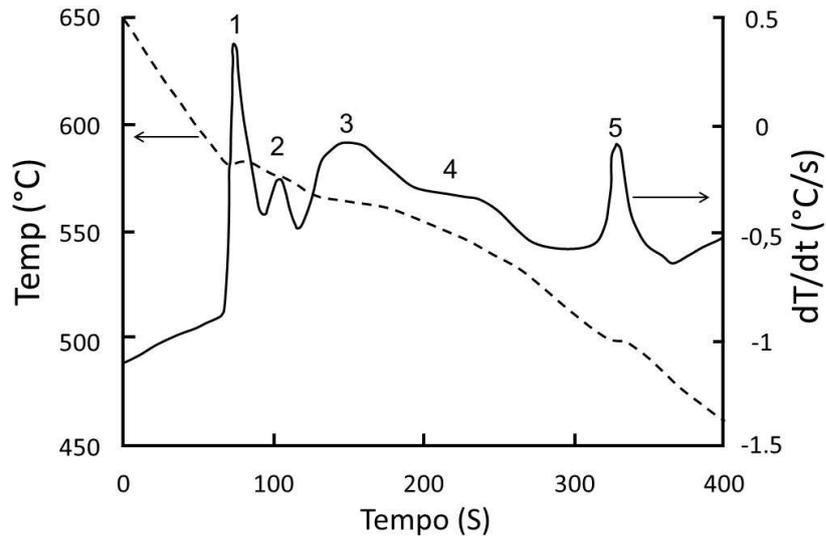
Os precipitados que se formam durante a fase líquida, juntamente com o crescimento dendrítico tendem a ser bem maiores que aqueles que se desenvolvem durante a solidificação eutética ou posteriormente a essa. Geralmente partículas maiores são mais prejudiciais para a qualidade do sólido formado. Maiores concentrações de ferro (e também manganês) tendem a gerar a formação de precipitados, anteriormente à solidificação do pró-eutético de alumínio e por consequência com um crescimento mais facilitado, se tornando maiores. Tempos de solidificação mais longos também propiciam o desenvolvimento de precipitados de ferro maiores.

Os principais efeitos prejudiciais devidos às precipitações de ferro são:

1. Particularmente o precipitado da fase β age como ponto de nucleação de trincas e assim reduz a ductilidade do metal.

2. Os precipitados de ferro, aqueles formados a partir de fase líquida, promovem barreiras interdendríticas que impedem a alimentação dessas regiões, formando micro rechupes.

Figura 19 – Curva de solidificação e sua derivação para a liga AlSi9Cu3Mg0,5Fe1.



(1) Pro-eutético do alumínio; (2) Precipitação do ferro em Fase β – Al_5FeSi ; (3) Al-Si eutético; (4) precipitado Mg_2Si ; (5) precipitado Al_2Cu .

Fonte: Taylor (2004, p 04).

3.3.2.3 Efeitos da modificação eutética

As ligas de alumínio e silício são passíveis de tratamento conhecido como “modificação”, nas quais, por meio de pequenas alterações na composição química são produzidas mudanças marcantes em sua microestrutura.

Segundo Garcia (2007, p.260), em plantas de fundições a modificação eutética de ligas alumínio-silício é uma prática bastante difundida. Pode-se conseguir a modificação de forma natural pela imposição de altas velocidades de solidificação ou pela adição de agentes químicos modificadores quando tratar-se de um típico processo de resfriamento lento como a fundição de moldes em areia.

Modificações com adição de elementos de liga são frequentemente associadas com alterações nas porosidades do fundido (GRUZLESKI et al. apud GUTHY, 2002, p.31). Fundidos não modificados costumam ter grandes macro poros e deformação externa por contração. Após a modificação, os poros grandes são substituídos por porosidades finas e distribuídas (MASCARE et al. apud GUTHY, 2002, p.31). Essas diferenças na distribuição de porosidade entre as ligas modificadas e não modificadas têm sido atribuídas a várias razões, como as que seguem:

- 1 A grande diferença na solubilidade do hidrogênio em ligas de alumínio considerando as fases líquida e sólida, como exibido na Figura 11, faz com que o gás de hidrogênio fique retido no sólido, formando poros. A presença de Sr leva a um aumento da solubilidade do hidrogênio no metal causando maiores ocorrências de porosidade (DENTON et al. apud GUTHY, 2002, p.31).
- 2 Uma alimentação precária do fundido leva à ocorrência de zonas interdendríticas não preenchidas que geram a formação de poros. No entanto, a alimentação em si é afetada por diversos parâmetros, tais como o intervalo de solidificação, as energias interfaciais sólido-líquido, caminhos de alimentação, crescimento e nucleação eutética, bem como a fração de volume e formas de fases intermetálicas. O estrôncio é conhecido por afetar o intervalo de solidificação e a energia interfacial sólido-líquido das ligas de alumínio-silício, assim, ela pode redistribuir as porosidades em ligas modificadas (EMADI et al. apud GUTHY, 2002, p.32).

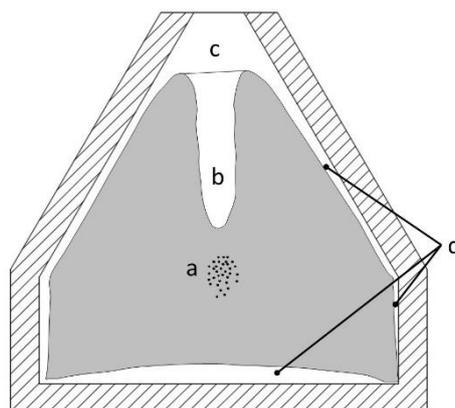
3.3.3 Teste Tatur

Esse teste foi desenvolvido para controlar a propensão das ligas ao desenvolvimento de macro e micro porosidades durante a solidificação. Essa técnica raramente é utilizada como ferramenta de rotina para controle de qualidade. A principal razão poderia ser o trabalho extra necessário para a completa avaliação do metal (BRÚNA; SLÁDEK, 2011, p.7).

Segundo La-orchan (1991, p.13), macro e micro porosidades raramente são quantificadas, porém quando são, o teste Tatur é a técnica mais comumente utilizada

conforme Figura 20. O teste utiliza um molde metálico com uma forma especial, como um massalote invertido, que facilita a formação de rechupes na amostra quando o metal líquido se solidifica.

Figura 20 – Representação esquemática da coquilha Tatur, com indicação das características resultantes possíveis de suas amostras.



(a) Micro porosidade; (b) Rechupe em vale;
(c) Rechupe vertical; (d) Contração geral.

Fonte: La-orchan (1991, p.13) – adaptado.

Brûna et al. (2011, p.7) descrevem que o teste Tatur utiliza molde permanente de geometria fixa contendo duas partes. Durante o experimento, o metal é vazado através do orifício do molde pré-aquecido e deixado solidificar sem adição extra de metal. Devido à contração durante a transformação líquido-sólido, a forma cônica da parte superior do molde, em ausência de alimentação proveniente de um massalote, promove a formação de macro e micro porosidades. Por meio de técnicas simples como controle de densidade pelo deslocamento da água, é possível quantificar os volumes de macro e micro porosidades e contração. Para se obter resultados confiáveis é necessário prover um grande número de amostras (cerca de 20) e fazer uma avaliação estatística. A baixa reprodutibilidade das medidas é uma razão adicional para que essa técnica não seja difundida em chão de fábrica.

O rechupe vertical, rechupe em vale, micro porosidades e contração geral podem ser quantificados pelo controle de densidade e por volume de areia que ocupa o rechupe em vale. Esses tipos de rechupes e contrações são afetados por vários parâmetros, tais como inclusões, presença de gás, elementos de liga, refinamento de grão, e modificação eutética. Os efeitos da modificação eutética sobre as ocorrências de

descontinuidades podem ser analisados pela determinação de diferentes concentrações de elementos modificantes na liga. Vários testes devem ser efetuados e os resultados devem ser avaliados estatisticamente (AHDOLLAHI, 1998, p.26).

Charbonnier et al. apud La-orchan (1991, p.13) relataram que testes em Tatur da liga AlSi7G, onde foram comparadas amostras modificadas com sódio e não modificadas, demonstraram que aquelas modificadas têm a presença de até 50% mais porosidades que ligas não modificadas. Argo et al. apud La-orchan (1991, p.13) usaram esse teste para identificar a distribuição de macro e micro porosidades em ligas não modificadas e modificadas com estrôncio. Os resultados mostraram que as ligas modificadas redistribuem as porosidades durante a solidificação reduzindo rechupe em vale e aumentando micro porosidades. Morimoto et al. apud La-orchan (1991, p.13) relataram que os resultados do teste Tatur foram afetados pelo conteúdo de gás, com resultados que demonstram a migração da ocorrência de rechupes em vale para micro porosidades.

3.4 INCLUSÕES

Por muitos milhares de anos qualquer ação na qual resultasse em quebra ou submersão da superfície do metal, não era amplamente apreciada, pois é uma fonte potencial de problemas para as peças fundidas (CAMPBELL apud DISPINAR, 2005, p.14). O material submerso nesse caso são as inclusões.

Inclusões podem ser definidas como fases não metálicas e, às vezes, intermetálicas, envolvidas por uma matriz metálica. Na solidificação de ligas comerciais, na maioria dos casos, a primeira fase a se formar não é a fase que corresponde ao maior volume da peça, mas sim compostos que decorrem da adição de um refinador de grão ou de produtos adicionados ao metal líquido e que reagem quimicamente com o meio ambiente provocando a formação de sulfetos, nitretos e óxidos. Essas inclusões são denominadas inclusões primárias. As inclusões que surgem durante ou após a solidificação da fase principal são chamadas de inclusões secundárias e se formam como decorrência da rejeição de impurezas para as regiões interdendríticas. Esses dois tipos de inclusões são chamados endógenos já que são inerentes ao tratamento que o metal líquido é submetido anteriormente ao vazamento e são de pequenas dimensões, o que exige a utilização de microscópio de aumento significativo na sua identificação. Outros tipos de inclusões que são provocadas por causas externas, as chamadas exógenas, podem também ocorrer através de: aprisionamento de escoria, material do molde e produtos de reações com materiais ou recobrimento de moldes. Geralmente essas inclusões são macroscópicas e podem ser vistas a olho nu na superfície das peças ou flutuarem em direção à superfície, (GARCIA, 2007, p.365).

As inclusões têm efeitos negativos nas propriedades mecânicas dos materiais, pois atuam como concentradores de tensão (GARCIA, 2007, p.366).

3.4.1 Inclusões de óxidos

Segundo Campbell (2003, p.13), quando o metal quente interage com o ambiente, muitas reações resultam em produtos que dissolvem rapidamente no metal e difundem em seu interior. Os filmes óxidos normalmente se iniciam como uma simples camada amorfa. Sua estrutura amorfa deriva necessariamente do metal líquido amorfo, onde ele irá nuclear e crescer. Essa irá rapidamente se converter em um produto cristalino e posteriormente desenvolverá diferentes fases e estruturas.

Ligas leves como alumínio e magnésio se caracterizam pela estabilidade das superfícies dos produtos. Contudo, parte dos produtos das reações, como o hidrogênio, difundem no interior do líquido. Importante produto remanescente é a superfície de filme óxido. Os óxidos do alumínio são muito estáveis e não podem ser decompostos de volta para alumínio e oxigênio. Os óxidos se tornam um componente permanente do metal, sendo para o bem ou para o mal, dependendo de onde ele vai se posicionar no produto fundido.

Campbell (2003, p.74) classifica os óxidos pelas suas características como exibido na Tabela 2. A espessura do filme óxido é definida em função do seu tempo de exposição à atmosfera.

Tabela 2 – Relação entre o tempo de crescimento e as espessuras de óxidos formadas em ligas de alumínio.

<i>Tempo de crescimento</i>	<i>Espessura</i>	<i>Tipo</i>	<i>Descrição</i>	<i>Fontes possíveis</i>
0,01 s - 1 s	1 nm - 1 µm	Novo	Confete fragmentos	Vazamento e enchimento do molde
10 s a 1 mim	10 µm	Velho 1	Filmes extensos e flexíveis	Panelas e conchas de transferência
10 mim a 1 hr	100 µm	Velho 2	Filmes espessos menos flexíveis	Forno de fusão
10 hr a 10 dias	1000 µm	Velho 3	Pedaços e placas rígidas	Forno de espera

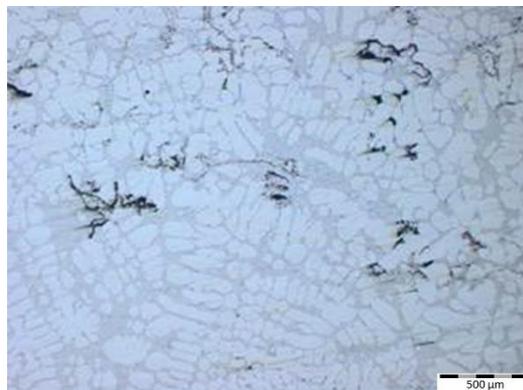
Fonte: Campbell (2003, p. 74) – adaptado

A descontinuidade do material causada pela presença de óxido pode ser observada na Figura 21.

Pode-se citar como fonte de geração de óxido em ligas AlSi os seguintes casos:

- repetidas refusões do metal;
- alta quantidade de retorno de fundição (massalotes, canais, peças de refugo e outros);
- retorno de alumínio da panela para os fornos;
- desgaseificação por longos períodos.

Figura 21 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com presença de Inclusões de óxidos.



Fonte: Nematik do Brasil (2015).

3.5 FLUIDEZ DO ALUMÍNIO LÍQUIDO

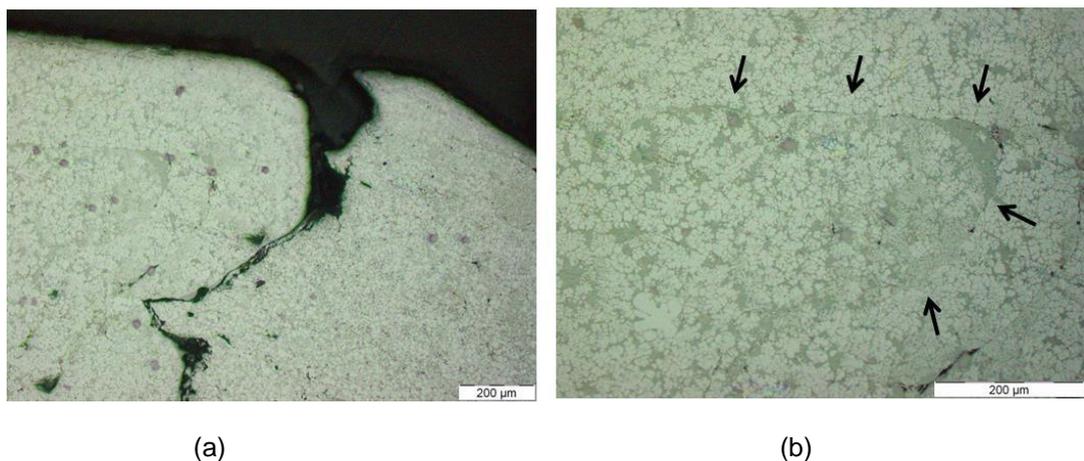
A capacidade do metal líquido em fluir enquanto continua a perder temperatura e ainda, enquanto ele começa a solidificar é uma característica valiosa para os processos de fundição. Em termos de ligas de fundição, a fluidez é denotada como L_f , e é definida como a distância máxima que o metal irá fluir em molde padrão. Assim fluidez é simplesmente um comprimento, medido, por exemplo, em milímetros. A utilização do termo fluidez na fundição não deve ser confundida com a sua utilização em física onde fluidez é definida como o recíproco de viscosidade (CAMPBELL 2003, p.74).

A habilidade que o metal tem de preencher todas as cavidades internas do molde é denominada, na prática da fundição, de fluidez. É uma característica que é determinada experimentalmente através de ensaios específicos, nos quais o metal líquido flui por canais longos e de pequena seção transversal e que estão inicialmente à temperatura ambiente. O comprimento total que o metal consegue atingir antes de ser bloqueado pela solidificação consiste na medida da fluidez. (GARCIA A., 2007 p.316)

A baixa fluidez leva a ocorrência de descontinuidades nas peças fundidas devido à solidificação precoce do metal, durante seu processo de escoamento no interior do molde. Na Figura 22 é mostrado o efeito da baixa fluidez do metal, onde frentes líquidas não se fundem e geram descontinuidades nos materiais. O detalhe (a) mostra duas frentes com espaço entre elas, enquanto a figura (b) mostra as frentes separadas por filme óxido.

A fluidez de um metal pode ser testada. Dois tipos comuns de ensaios de fluidez são em molde espiral e vácuo como ilustrado na Figura 23. O ensaio de fluidez em espiral consiste no vazamento do metal por um canal que por ação da força gravitacional conduz o metal até o percurso espiral por onde ele flui enquanto perde calor até que o fluxo se interrompa e cesse. Quanto ao ensaio pelo método de vácuo, utiliza-se um tubo de silicato, onde uma extremidade é imersa no metal líquido, enquanto a outra é conectada a um equipamento de vácuo que promove a sucção do ar contido no tubo e conseqüentemente o metal líquido flui até que seu fluxo é interrompido pelo processo de perda de calor e solidificação durante seu trajeto, de maneira análoga ao espiral.

Figura 22 – Micrografia da liga AlSi7Cu3Mg com a ocorrência de descontinuidades ocasionadas por frentes frias de metal.

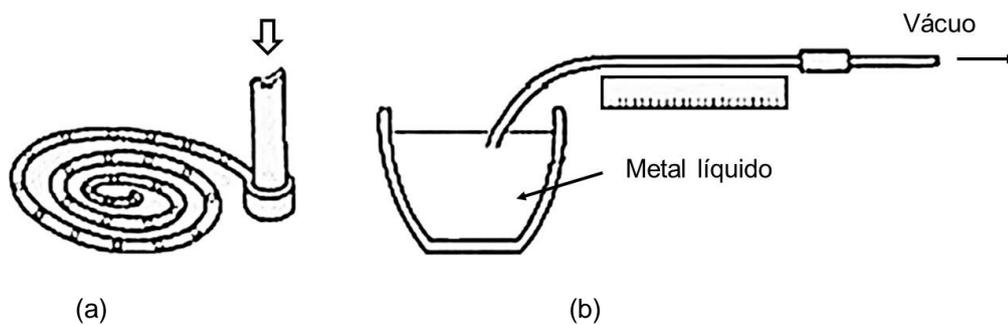


Fonte: Nemark do Brasil (2014).

Conforme Di Sabatino (2005 p.5), a fluidez é uma propriedade tecnológica complexa e depende de uma série de fatores, como a seguir:

- Variáveis do metal:
 - composição química;
 - campo de solidificação;
 - viscosidade;
 - temperatura de fusão.
- Variáveis do molde e molde/metal:
 - coeficiente de transferência de calor (pintura);
 - condutividade térmica do metal e molde;
 - molde e densidade do metal;
 - calor específico;
 - tensão superficial.
- Variáveis de teste:
 - aplicação do metal na entrada do canal;
 - diâmetro do canal;
 - temperatura de vazamento (superaquecimento);
 - presença de óxidos e impureza.

Figura 23 – Desenhos esquemáticos de dispositivos para ensaios de fluidez.



(a) Dispositivo de teste espiral; (b) Dispositivo de teste a vácuo.

Fonte: Garcia (2007, p.317).

3.5.1 Modelos de solidificação para a fluidez

Modelos de solidificação para o escoamento de metais líquidos em dutos foram preconizados por Flemings e Macparland. O primeiro propôs modelos para metais

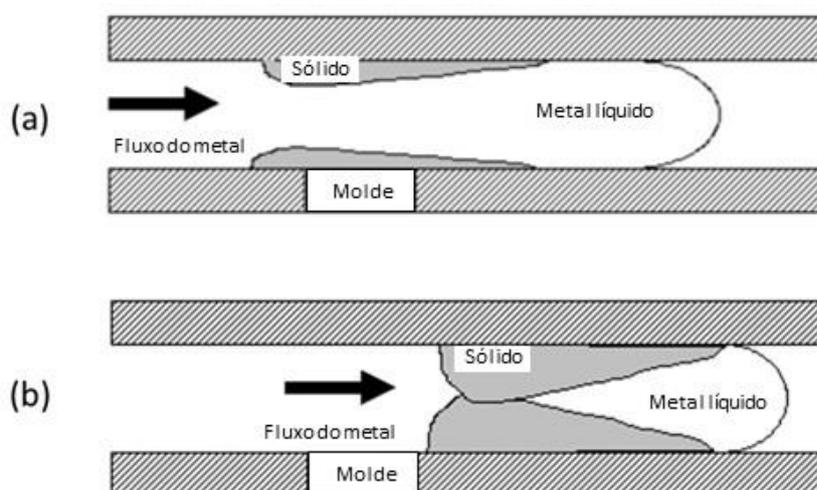
puros, ligas eutéicas e hipoeutéicas, enquanto o segundo apresentou um modelo para uma liga hipereutéica.

3.5.2.1 Modelo de Flemings

Os fenômenos da solidificação em canais de moldes para testes de fluidez se desenvolvem em duas maneiras diferentes e estão correlacionadas à composição química da liga. Assim, verifica-se que as ligas com concentrações eutéicas e metais puros se comportam de maneira distinta das ligas hipoeutéicas, que desenvolvem estruturas dendríticas.

Quando se trata de metal puro ou liga eutéica, a solidificação ocorre de forma colunar a partir das paredes do canal e fecham a passagem do líquido no corpo do duto, conforme Figura 24. Já em ligas hipoeutéicas, durante a solidificação constitucional ocorre o crescimento de dendritas colunares que se fraturam e formam dendritas equiaxiais, as quais estarão presentes na frente líquida do metal e ao atingirem cerca de 30% da ocupação daquela região bloquearão o fluxo (FLEMINGS apud SABATINO, 2005, p.6), como exibido na Figura 25.

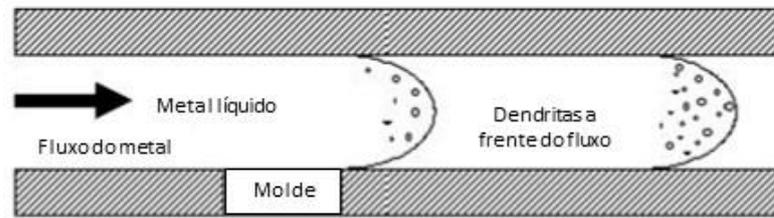
Figura 24 – Dinâmica da solidificação, segundo Flemings, para metais puros e ligas eutéicas em dutos.



(a) Início de solidificação; (b) Encontro de frentes sólidas e bloqueio do fluxo do metal.

Fonte: Sabatino (2005, p.6) – adaptado.

Figura 25 – Esquema da solidificação, segundo Flemings, para ligas hipoeutéticas em dutos.



Fonte: Sabatino (2005, p.6) – adaptado.

Muitas variáveis estão envolvidas no processo de escoamento da liga, para a determinação da fluidez. Flemings desenvolveu funções matemáticas para a determinação do comprimento da fluidez, L_f , em canais de secção circular. Os comprimentos de fluidez para metais puros e ligas eutéticas são obtidos pela equação (6). Os comprimentos de fluidez para ligas hipoeutéticas são calculados por meio das equações (7) e (8), (FLEMINGS apud DI SABATINO, 2005, p.8).

➤ Fluidez para metais puros e ligas eutéticas:

$$L_f = \frac{\rho a v (H + C \Delta T)}{2h(T_L + T_r)} \quad (6)$$

Onde:

L_f	[mm]	= comprimento da fluidez
ρ	[kgcm ⁻³]	= densidade
a	[mm]	= raio do canal
v	[mms ⁻¹]	= velocidade do fluxo do metal
H	[kJkg ⁻¹]	= calor de fusão
C	[kJkg ⁻¹ K ⁻¹]	= calor específico
ΔT	[K]	= intervalo de temperatura
h	[Wcm ⁻² K ⁻¹]	= coeficiente de transferência de calor
T_L	[K]	= temperatura da liga
T_r	[K]	= temperatura ambiente

➤ Fluidez para ligas:

$$L_f = vt_f = \frac{A\rho v(f_s^{Cr} H + C\Delta T)}{Sh(T_L + T_r)} \left(1 + \frac{B}{2} \right) \quad (7)$$

Onde:

L_f	[mm]	= comprimento da fluidez
v	[mms ⁻¹]	= velocidade do fluxo do metal
t_f	[k]	= temperatura de fusão
A	[mm ²]	= área transversal do molde
ρ	[kgm ⁻³]	= densidade do metal líquido
f_s^{cr}		= fração sólida crítica para interrupção do fluxo
H	[kJkg ⁻¹]	= calor de fusão
C	[kJkg ⁻¹ K ⁻¹]	= calor específico
ΔT	[K]	= intervalo de superaquecimento
S	[mm]	= circunferência do canal do molde
h	[Wcm ⁻² K ⁻¹]	= coeficiente de transferência de calor entre molde e metal
T_L	[K]	= temperatura da liga
T_r	[K]	= temperatura ambiente
B		= constante adimensional que depende de h , o coeficiente de transferência de calor entre molde e metal.

Sendo:

$$B = \frac{h\sqrt{\pi\alpha\Delta y}}{K\sqrt{v}} \quad (8)$$

h	[Wm ⁻² K ⁻¹]	= coeficiente de transferência de calor
α	[m ² s ⁻¹]	= condutividade térmica do molde
Δy	[mm]	= seção de controle do fluxo
K	[Wm ⁻¹ K ⁻¹]	= condutividade térmica

v [mms⁻¹] = velocidade do fluxo do metal

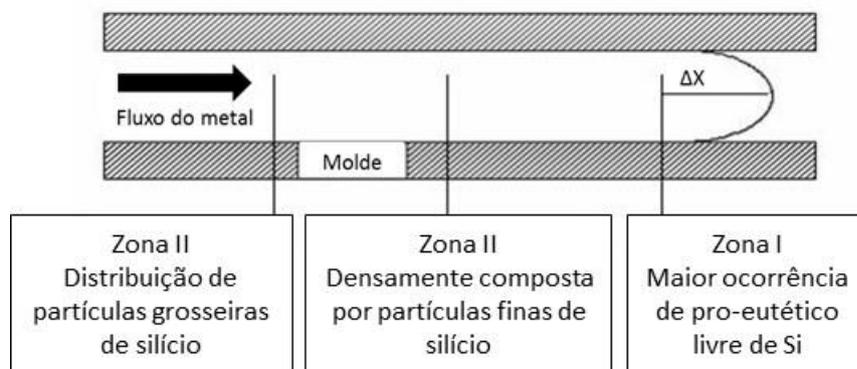
É assumido no modelo de Flemings que:

1. As partículas sólidas se formam durante o fluxo do metal no canal e viajam junto ao metal líquido durante o trajeto.
2. O fluxo do metal se interrompe quando uma fração sólida crítica na frente do metal atinge certo valor (fração sólida crítica, f_s^{cr}).
3. O fluxo do metal é constante até sua interrupção. Esse método simplifica questões de impacto na fluidez, negligenciando atrito e efeitos dos atritos.

3.5.2.2 Modelo de MacParland

MacParland desenvolveu um modelo de solidificação com três zonas distintas que foram observadas durante o exame microestrutural da secção de uma amostra de teste de fluidez, com liga hipereutética AlSi30. Conforme a Figura 26, a Zona I é a frente do fluxo do metal, chamada pro-eutética, livre de Si. A Zona II é densamente composta por partículas de silício e Zona III contem partículas grosseiras de silício.

Figura 26 – Dinâmica de solidificação, segundo de MacParland, para ligas hipereutéticas em dutos.



Fonte: Sabatino (2005, p.6) – adaptado.

Uma teoria sugerida para a interrupção do fluxo é o resultado da formação de pontes repetidas vezes na zona II, ou seja, pacotes densos de partículas finas de silício através do canal. A maioria das partículas de silício primário são capturadas na zona II e o líquido eutético continua fluindo para a Zona I, até que esse fluxo seja interrompido e o líquido na zona III se solidifica. Essa teoria, no entanto, não leva em conta importantes ligas alumínio silício hipoeutéticos e hipereutéticos (MACPARLAND apud SABATINO 2005, p.9).

3.5.2 Efeito da composição química

Trabalhos de testes de fluidez desenvolvidos com metais puros demonstraram que o fluxo é interrompido com o crescimento de dendritas colunares próximo do início do canal. Pequenas adições de elementos de liga em metais puros demonstram o mesmo resultado. Ligas com adições de elementos de liga mais significativas tem o fluxo interrompido por mecanismo diferente, pois ocorrem nucleações e crescimento equiaxiais próximas ao início do canal que vão se concentrar à frente do fluxo de metal, e ao atingir uma concentração crítica, o fluxo de metal se interrompe (RANGONE apud DEWHIRST 2008, p.20).

Conforme estudos de Di Sabatino (2005, p.88), para ligas alumínio silício, a maioria dos elementos de liga não tem influência relevante na fluidez do metal, exceto o magnésio que gera efeito pronunciado na fluidez. O aumento de concentração de magnésio ocorre a redução da fluidez do metal. Variações da composição do ferro dentro dos limites estabelecidos não resultaram em variações relevantes da fluidez

3.5.3 Efeito do superaquecimento

O superaquecimento é um fator chave para a fluidez da liga líquida, sendo esse a diferença entre a temperatura de vazamento do metal e a temperatura *liquidus*, onde ocorre o início de solidificação. A fluidez aumenta com o aumento do superaquecimento.

Foi verificado que o comprimento da fluidez de uma liga AlSi7Mg, reforçada com 10 a 30% de partículas SiC, controlada com molde espiral em areia, aumentou linearmente

com o aumento do superaquecimento. Foi encontrada a relação de aumento de 1% da fluidez para cada 1 °C de temperatura aumentada no intervalo de 700 a 760 °C (KOLSGAARD apud DI SABATINO 2005, p.23).

O controle da fluidez de uma liga $AlFe_{8.3}V_{0.8}Si_{0.9}$ com molde espiral em areia resultou na relação de 0,4% de aumento da fluidez com o aumento de 1 °C, no intervalo de 860 a 900 °C (SAHOO e SIVARAMAKRISHNAN apud DI SABATINO 2005, p.23).

O efeito da temperatura de vazamento na fluidez de ligas $Al-Si_{3.6}$, $AlSi_{7.7}$; $AlSi_{11.4}$; $AlSi_{13.3}$, $AlSi_{16.5}$ e $AlSiCu_{3.5}$ com quatro níveis de silício diferentes foi medido e resultou em uma relação linear entre temperatura de vazamento e fluidez para todas as ligas testadas (KIM e LOPER apud DI SABATINO 2005, p.23).

3.5.4 Efeito do refinamento de grão

Segundo Di Sabatino (2005, p.25) os efeitos do refinamento de grão na fluidez dependem de muitos fatores: composição, modo de solidificação, tipos e quantidades de refinadores, tempo de retenção, temperatura do forno e outros. Entre esses fatores, a composição química, e conseqüentemente a morfologia definida pelo modo de solidificação têm um importante papel. Intervalos de solidificação curtos, como ligas $AlSi_7$, solidificam formando grãos equiaxiais. Eles tendem a deslizar com o fluxo e alimentar bem ao longo do canal.

Vários trabalhos experimentais foram desenvolvidos a respeito da correlação entre o refinamento de grão e a fluidez, os quais apresentaram resultados contraditórios. Há situações onde a fluidez é reduzida, como para liga $AlCu_{4.5}$ e adição de 0,15% de Ti (MOLLARD et al. apud DI SABATINO, 2005, p.24). Em outros casos, não foram encontrados efeito na fluidez em liga A356, testada em molde espiral de areia, adicionando 0,04% Ti com adição de barras $AlTi_5B_1$ (TIRYAKIOGLU et al. apud SABATINO, 2005, p.24). Em outro caso, encontrou-se um significativo aumento de fluidez com adição de boro na faixa de 0,04-0,07% B para liga Al-Si (LANG apud DI SABATINO 2005, p.24).

3.5.5 Efeito da modificação eutética

Conforme Di Sabatino (2005, p.25) a modificação de ligas alumínio silício é uma prática comum na indústria. As adições de elementos como estrôncio e sódio são utilizadas para modificação da estrutura eutética de lamelar a acicular, a qual melhora a ductilidade da liga. Quanto à influência da modificação eutética na fluidez, experimentos feitos com a comparação das duas situações demonstram mudança nessa.

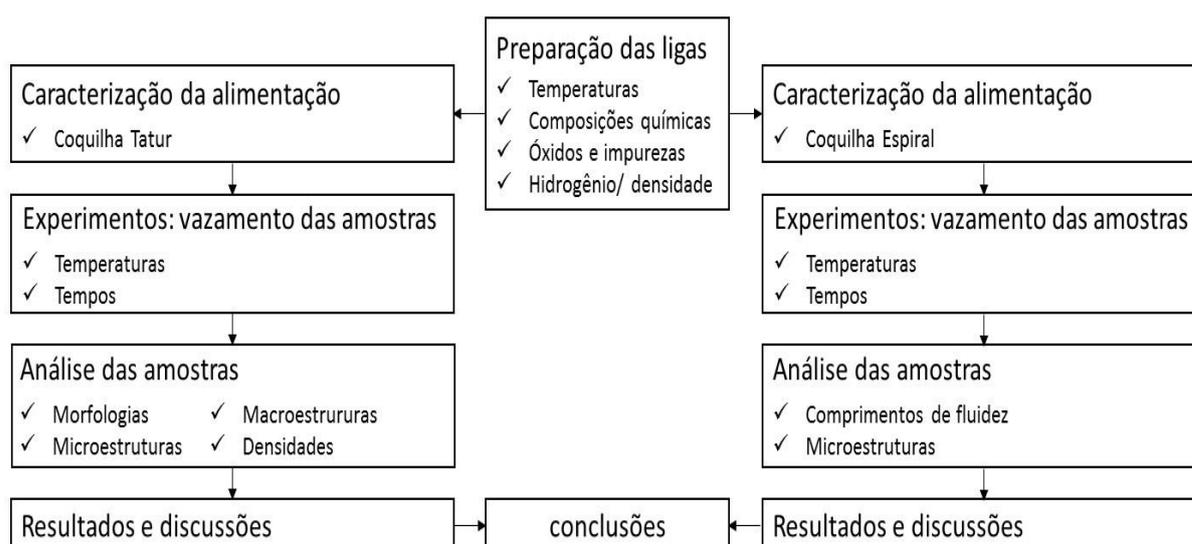
4 METODOLOGIA

A apresentação das metodologias do presente trabalho está ordenada com seu início na descrição do fluxo de atividades para as caracterizações, passando pelas especificações das ligas, instrumentações e controles, e por fim, os métodos adotados para as caracterizações da alimentação em coquilha Tatur e fluidez em coquilha espiral.

4.1 FLUXO DE ATIVIDADES

Os objetivos e os meios escolhidos para o desenvolvimento desse trabalho foram organizados em um fluxo de atividades de experimentação, conforme a Figura 27. Os controles das variáveis de processo relativas ao estado da liga, compreendendo a temperatura, composição química, presença de impurezas sólidas e presença de gases são comuns a todos os experimentos. A fase seguinte ocorre com a produção de amostras, distintamente em coquilhas Tatur e espiral, com posteriores ensaios e análises dos resultados, para finalmente serem consolidados os resultados que caracterizam as ligas, além de uma avaliação do desempenho dos métodos utilizados.

Figura 27 – Fluxograma de atividades de pesquisa.



Fonte: Autor (2015).

4.2 LIGAS DE ALUMÍNIO AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu)

As ligas de alumínio usadas para caracterizações com as coquilhas Tatur e Espiral foram a AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu), de origem secundária, obtidas por meio de processos de reciclagem. Suas especificações técnicas podem ser verificadas na Tabela 3.

Pode-se observar que as concentrações dos solutos principais do silício e cobre apresentam diferenças mais acentuadas entre as ligas, enquanto para o magnésio, os limites de concentração são aproximados. Os solutos auxiliares se encontram em faixas de concentração similares uma aos outros.

As somatórias das concentrações médias do silício, cobre e magnésio das ligas apresentaram resultados aproximados, sendo de 11,2% para a liga AlSi7Cu3Mg e 10,5% para a liga AlSi10Mg(Cu), portanto as variações dos resultados dos testes são esperadas em função das diferentes concentrações de silício e cobre e suas possíveis interações com outros elementos.

Tabela 3 – Composição química das ligas de alumínio AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).

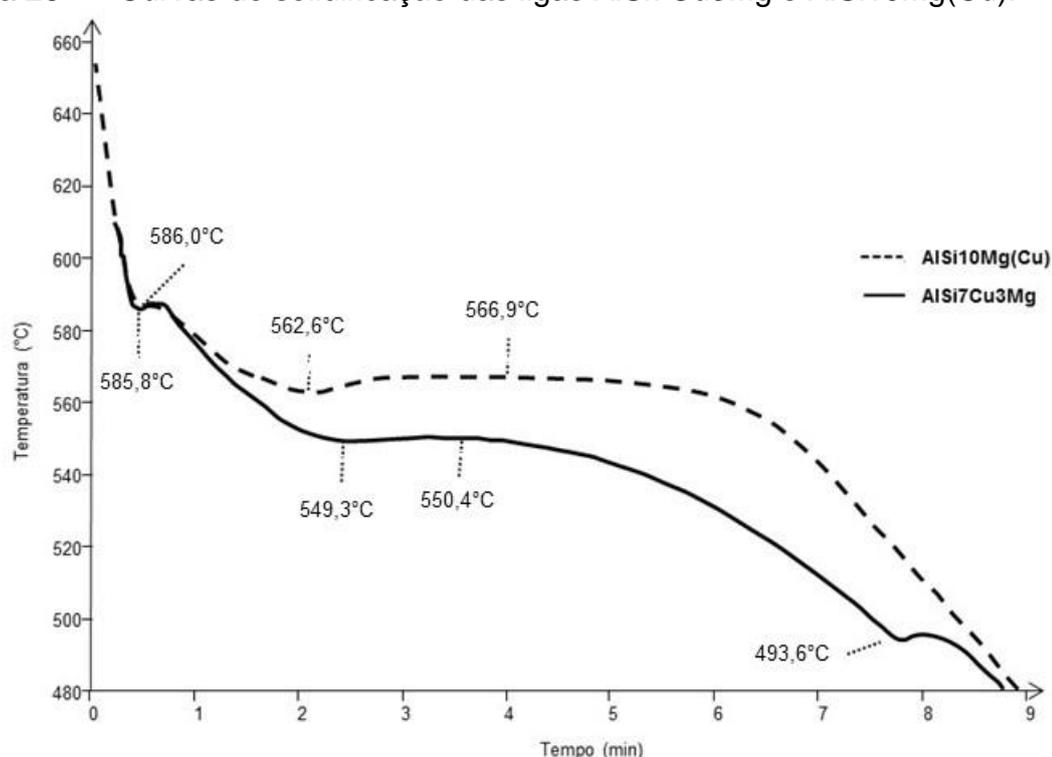
Liga		Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	Zn	Ni	Pb	Cada	Total
AlSi7Cu3Mg	Min	6,5	3,0	0,3	0,2	-	-	-	-	-		
	Max	8,0	4,0	0,6	0,5	0,8	0,25	0,8	0,3	0,15	0,05	0,5
AlSi10Mg(Cu)	Min	9,0	-	0,20	-	-	-	-	-	-		
	Max	11,0	0,35	0,45	0,55	0,65	0,20	0,35	0,15	0,10	0,05	0,15

Fontes: EN – DIN 1706 (2010) e JIS H 5202 (2010).

As diferenças de comportamento dessas ligas durante o processo de solidificação podem ser verificadas no gráfico da Figura 28. As ligas foram vazadas em cadinho de areia e as curvas foram feitas com o instrumento Data Logger PCE-T 390.

As temperaturas de super-resfriamento do pro-eutético de alumínio encontradas para ambas as ligas foram próximas, 586,0 °C e 585,8 °C. Porém, as temperaturas de super-resfriamento do eutético apresentaram uma diferença significativa de 12,9 °C, ficando entre 562,6 °C e 549,3 °C. O intervalo de temperatura situado entre super-resfriamento do pró-eutético e do eutético encontrado para a liga AlSi7Cu3Mg (36,5 °C) foi maior que para a liga AlSi10Mg(Cu) (23,4 °C). O maior intervalo indica uma maior ocorrência de crescimento dendrítico para a liga AlSi7Cu3Mg.

Figura 28 – Curvas de solidificação das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).



Fonte: Nemark do Brasil (2014).

Nota-se nas curvas que a diferença entre as temperaturas no patamar eutético foi de 16,5 °C, ficando em 566,9 °C e 550,4 °C. A duração da solidificação eutética foi maior para a liga AlSi10Mg(Cu), uma vez que existe maior ocorrência dessa fase na estrutura.

A 493,6 °C, a curva da liga AlSi7Cu3Mg apresentou um ponto de inflexão relativo à precipitação do cobre presente em concentrações entre 3 e 4%, enquanto para a liga AlSi10Mg(Cu), o cobre é residual e sua precipitação não é percebida.

4.3 INSTRUMENTAÇÕES E CONTROLES

Como exibido no fluxograma da Figura 27, todos os processos foram controlados considerando-se três fases distintas, sendo essas relativas à qualidade das ligas, aos parâmetros de processo para a produção das amostras e às análises das amostras. Os equipamentos utilizados para essas atividades são descritos a seguir.

4.3.1 Controles e instrumentação para as ligas

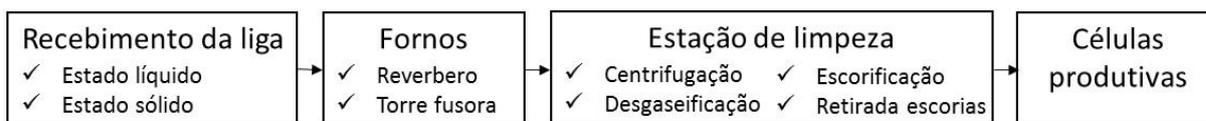
As ligas passaram por processos de preparação para garantia de qualidade. Os parâmetros controlados foram as temperaturas, composições químicas, níveis de óxidos e concentrações de gases.

4.3.1.1 Fluxo de preparação do alumínio

Os fornos de abastecimento das células produtivas são os pontos de coleta das ligas para execução dos experimentos.

Conforme a Figura 29, o fluxo de processamento das ligas dentro da fundição se inicia pelo recebimento da liga líquida ou sólida na forma de lingotes, assim como o retorno de canais e massalotes da produção, seguindo para o abastecimento de fornos tipo reverbero ou torre fusora. A etapa seguinte é o tratamento de limpeza da liga, por meio dos processos conjuntos de centrifugação, adição de sais escorificantes e injeção de nitrogênio para desgaseificação, seguindo com a retirada de escórias manualmente com escumadeira. Por fim, a liga é levada para os fornos de abastecimento das células produtivas.

Figura 29 – Fluxograma de processamento das ligas.



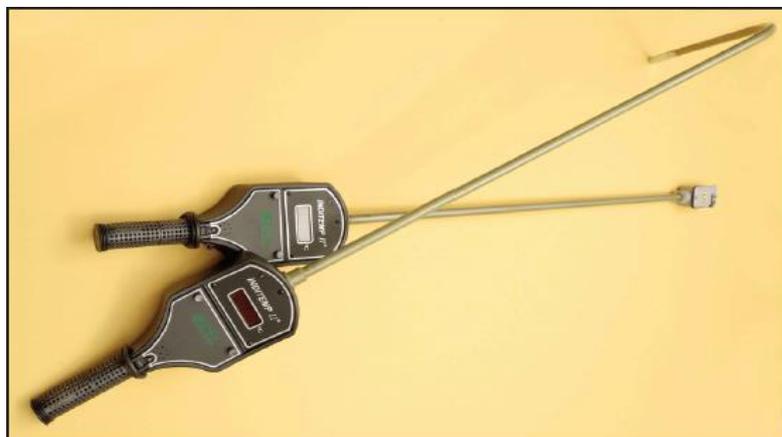
Fonte: Autor (2015).

4.3.1.2 Temperaturas das ligas

Para cada experimento, as temperaturas das ligas foram controladas nos fornos de abastecimento das células produtivas. Esses fornos contam com sistema automatizado de programação, controle e manutenção das temperaturas.

O pirômetro de imersão da marca ECIL modelo Inditemp II, exibido na Figura 30, também foi utilizado.

Figura 30 – Pirômetro de imersão Inditemp II.



Fonte: ECIL (2015).

Esse controle foi aplicado de forma redundante para a confirmação das temperaturas e como forma de garantir uma única referência de controle entre os fornos utilizados.

4.3.1.3 Composição química das ligas

Os controles de composição química das ligas para os experimentos foram executados com equipamento de espectrometria por infravermelho fornecido pela empresa AMETEK modelo LAB LAVM10, exibido na Figura 31. Esse controle é feito em coletas periódicas de amostras dos fornos de abastecimento das células de produção.

Figura 31 – Espectrômetro AMETEK modelo LAB LAVM10.



Fonte: AMTEK (2015).

4.3.1.4 Escórias das ligas

O equipamento utilizado para o controle de escórias é o Alu Speed Tester fornecido pela empresa FMA Mechatronic Solutions AG, mostrado na Figura 32. O controle de escórias é usado para qualificar a liga quanto à presença de inclusões não metálicas (óxidos) na liga.

Figura 32 – Equipamento de controle de impurezas Alu Speed tester.



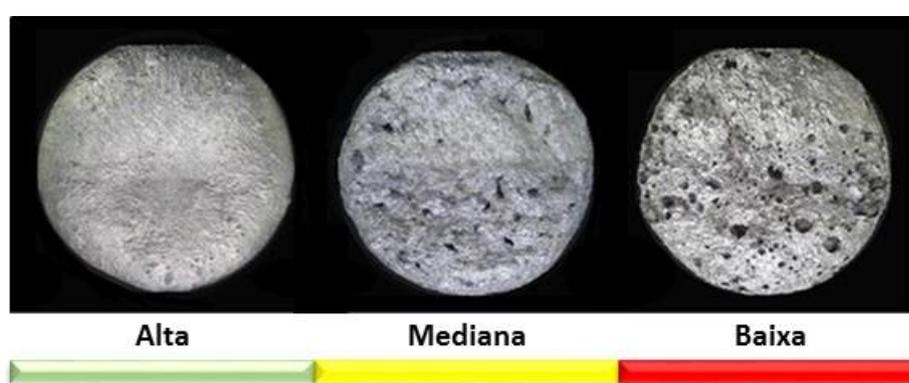
Fonte: FMA Mechatronic Solutions (2014).

A amostra de aproximadamente 230g é produzida por meio da solidificação da liga em um cadinho colocado em uma câmara de vácuo com pressão abaixo de 10 mbar, com duração preestabelecida de 10min. Durante esse processo as inclusões não

metálicas são arrastadas até a superfície pelas bolhas de gases extraídas, bem como devido às diferenças de densidade.

As qualificações das ligas são feitas conforme o padrão exibido na Figura 33, o qual foi desenvolvido na própria planta da Nematik do Brasil empiricamente, considerando as condições de vários lotes de ligas e os resultados qualitativos dos produtos

Figura 33 – Padrão de classificação qualitativa das amostras produzidas pelo Alu Speed Tester.



Fonte: Nematik do Brasil (2013).

Observa-se pelas diferentes aparências, que a amostra da liga de alta qualidade apresenta uma superfície contínua sem pontos escuros, representando baixa presença de óxidos, enquanto a amostra da liga de qualidade baixa exibe uma superfície irregular, com presença de vários pontos escuros, indicando alta concentração de óxidos. A amostra da liga de qualidade mediana define uma situação limítrofe para a qualidade da liga, a qual deve ser tratada.

Adicionalmente, com o equipamento Alu Speed Tester é possível fazer outros três tipos de testes, sendo esses, a determinação do index da densidade que determina o nível de pureza da liga, o controle de conteúdo de hidrogênio na liga (método da primeira bolha) e por fim o método Strauss-Pfeiffer que possibilita avaliações qualitativas de inclusões na liga.

Os controles do index da densidade e o método Strauss-Pfeiffer não foram utilizados nesse trabalho, enquanto o controle de conteúdo de hidrogênio foi utilizado de maneira redundante em alguns experimentos conforme descrito no tópico seguinte.

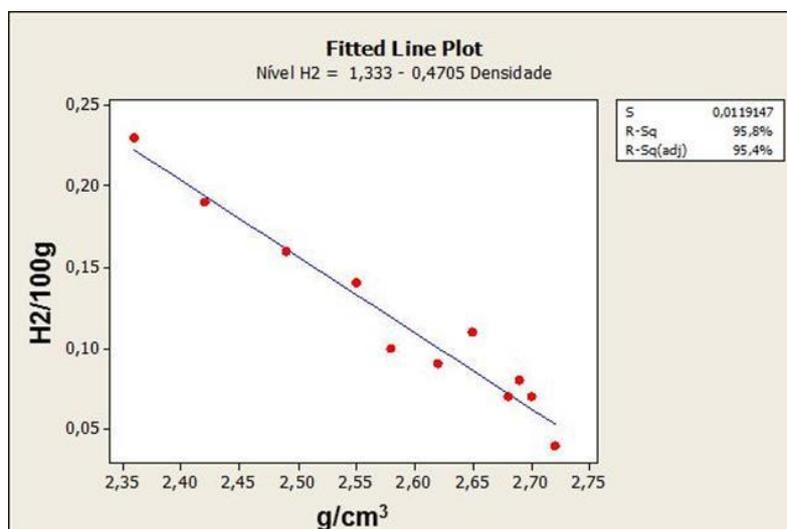
4.3.1.5 Conteúdo de gases nas ligas

Dois métodos de controle de conteúdo de gases nas ligas foram utilizados, sendo eles o de densidade pelo princípio de Arquimedes e o método da primeira bolha de Yves Dardel.

O controle de densidades pelo princípio de Arquimedes foi a principal técnica utilizada, por ser um controle periódico adotado na produção para todos os fornos, portanto, uma informação sempre disponível. O controle do conteúdo de hidrogênio pelo princípio da primeira bolha foi utilizado para confirmação da qualidade da liga em alguns casos.

Previamente, uma análise foi executada para verificar a correlação entre os controles da liga obtidos com esses dois métodos. Conforme Figura 34, a correlação encontrada foi de 95,8%, considerada adequada para os trabalhos.

Figura 34 – Correlação entre resultados obtidos pelo princípio de Arquimedes e o princípio da primeira bolha.



Fonte: Nemak do Brasil (2013).

O teste consistiu em utilizar uma liga com alto teor de gases, submetendo-a a um processo de purificação lenta, durante o qual foram coletadas amostras em determinados intervalos de tempo e submetidas aos dois processos de controle.

Os princípios desses métodos de controle são descritos a seguir:

- Controle de densidade pelo princípio de Arquimedes

Por esse princípio, as densidades das ligas são obtidas por meio dos controles das massas dos corpos de prova pesadas em atmosfera convencional e posteriormente em água, que proporciona uma força de sentido contrário ocasionada pelo empuxo. Assim a densidade da amostra pode ser calculada, conforme equação (9).

$$D_A = \frac{M_A \cdot D_{H_2O}}{M_A - M_{AH_2O}} \quad (9)$$

Onde:

D_A	[g/cm ³]	= Densidade da amostra da liga
D_{H_2O}	[g/cm ³]	= Densidade da água (1g/cm ³)
M_A	[g]	= Massa da amostra da liga
M_{AH_2O}	[g]	= Massa da amostra da liga pesada em água

As amostras são produzidas em equipamento gerador de vácuo, conforme Figura 35. O metal é vazado em um cadinho, colocado dentro da câmara de vácuo, onde se solidifica submetido a uma pressão de -640 mbar, durante quatro minutos. Esse processo potencializa a ação dos gases e gera o aumento dos volumes das porosidades internas, que proporcionam maior distinção das densidades das amostras em função da variação do conteúdo de gases.

As massas foram pesadas em condições normais e em água em uma balança FMA, com dispositivo apropriado para esses controles. Posteriormente, as densidades das amostras foram obtidas pela aplicação desses dados à equação (9).

Figura 35 – Equipamento gerador de vácuo para produção de amostras para controles de densidades.



Fonte: Autor (2015).

➤ Controle do conteúdo de hidrogênio pelo princípio da primeira bolha

A determinação do conteúdo de hidrogênio pelo equipamento Alu Speed Tester utiliza como princípio de funcionamento o método da primeira bolha proposta por Yves Dardel em 1948. A técnica envolve a solidificação lenta de uma amostra líquida, com gradual depressão atmosférica, até que a primeira bolha seja observada na superfície do metal. A temperatura e a pressão no momento em que a primeira bolha de gás aparece na superfície do metal líquido são armazenadas e o equipamento retorna automaticamente o valor do conteúdo de hidrogênio. O cálculo do conteúdo de hidrogênio pode ser feito por meio da equação (10).

$$\log \frac{H_H}{H_0} - 0.5 \log \frac{P}{P_0} = - \frac{S_1}{T} + S_2 \quad (10)$$

Onde:

- H_H [ml/mg] = Solubilidade do hidrogênio na liga, para uma dada pressão do hidrogênio (P) e uma temperatura da liga (T).
- H_0 [ml/mg] = Solubilidade padrão do hidrogênio, igual a 1ml de hidrogênio a 273 K e 101325 Pa em 100g de metal.
- P [Pa] = Pressão de teste.

P_0 [Pa]	= Pressão padrão, igual a 101325 Pa.
T [K]	= Temperatura.
S_1 e S_2	= constantes de Sievert determinadas pela solubilidade de equilíbrio do hidrogênio na liga.

4.3.2 Instrumentação para controles durante o processo

Os controles feitos durante os processos de produção das amostras para caracterização da capacidade de alimentação e fluidez foram basicamente dois: os controles térmicos dos moldes e das ligas.

4.3.2.1 Controle térmico dos moldes

Os controles de temperaturas dos moldes durante as execuções dos experimentos foram feitos com dois equipamentos, sendo eles o pirômetro digital infravermelho ITTI 1600 e a câmera térmica digital infravermelha FLIR E60, conforme Figura 36.

Figura 36 – Equipamentos para controles térmicos dos moldes.



(a) pirômetro infravermelho ITTI 1600; (b) Câmera térmica infravermelha FLIR E60.

Fontes: (a) INSTRUTEMP (2015); (B) FLIR (2015).

A câmera térmica foi utilizada nas etapas iniciais dos processos quando foi necessário fazer o mapeamento térmico dos moldes durante os processos para compreensão do comportamento destes.

O pirômetro foi utilizado para coletar as temperaturas em pontos específicos dos moldes, os quais foram estabelecidos durante a fase de mapeamento dos comportamentos térmico desses.

4.3.2.2 Temperaturas das ligas

Em alguns casos as temperaturas das ligas foram coletadas para o mapeamento do comportamento térmico dessas durante os processos, com intuito de identificar as perdas de calor ocorridas nas etapas de transporte entre o forno e a cavidade da coquilha. Para esses controles foi utilizado o termômetro Data Logger PCE-T 390 de quatro canais, conforme Figura 37.

Figura 37 – Equipamento para controle térmico da liga, Data Logger PCE-T 390



Fonte: PCE Instruments (2015).

Com esse equipamento é possível fazer a leitura das temperaturas das ligas em seus percursos ou dentro da coquilha durante a solidificação. Foram utilizados termopares estrategicamente posicionados para monitoração das temperaturas de solidificação em contato direto com o metal.

4.3.3 Equipamentos para preparação e análises das amostras

Os resultados avaliados foram obtidos por meio de controles de massa, análises visuais e micrográficas das amostras. Para esses eventos, inicialmente essas foram pesadas, posteriormente cortadas e suas superfícies preparadas.

4.3.3.1 Controles de massas

As massas das amostras foram controladas com balança semi-analítica SHIMADZU UX6200, com capacidade de 6200 g e resolução de leitura de 0,01 g, exibida na Figura 38. Esses controles foram executados principalmente para estudos de dosagens e densidades.

Figura 38 – Balança Shimadzu série UX



Fonte: Shimadzu (2015).

4.3.3.2 Corte e preparação das amostras

As amostras foram preparadas para análises macrográficas e micrográficas, passando pelos processos de corte em serra de fita vertical Ronemak e posterior lixamento e polimento em politriz manual Arotec.

Os cortes foram executados dividindo as amostras em duas partes iguais, no sentido vertical, passando pela linha de centro. As faces internas foram lixadas e polidas.

As amostras para análise macrográfica foram atacadas com solução aquosa Keller composta por HCl 1,5%, HNO₃ 3,5% e NF 7,5%. Para análises micrográficas, as amostras foram atacadas com solução aquosa com HF 0,5%.

4.3.3.3 Análise micrográfica

As análises micrográficas foram feitas com microscópio óptico OLYMPUS GX51 de posicionamento invertido, conforme Figura 39.

Figura 39 – Microscópio óptico Olympus GX51.



Fonte: Olympus (2015).

4.4 CARACTERIZAÇÃO DA ALIMENTAÇÃO COM COQUILHA TATUR

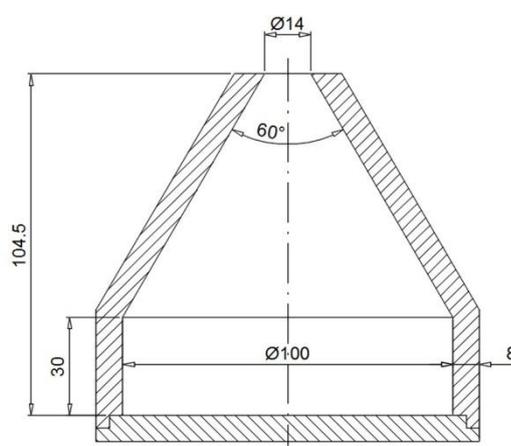
A metodologia de caracterização da capacidade de alimentação em coquilha Tatur foi revisada com intuito de prover experimentos que proporcionassem melhor capacidade de reprodução dos resultados. Inicialmente, elaborou-se testes e avaliações para verificação de novos processos propostos. Por fim, as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) foram caracterizadas com a utilização dos sistemas apresentados.

4.4.1 Projeto da coquilha Tatur

A utilização da coquilha Tatur tem como objetivo a avaliação da capacidade de alimentação das ligas e suas propensões às formações de descontinuidades, rechupes e contrações volumétricas. A escolha desse método se deu pela similaridade com os processos de produção por gravidade em moldes permanentes e semipermanentes. Aços são utilizados na construção de ambos os moldes, que se diferenciam somente pela utilização adicional de machos de areia para gerar cavidades internas no produto nos moldes semipermanentes.

Em seu trabalho, Ahdollahi (1998, p.48) indica que o material a ser utilizado para a construção da coquilha Tatur deve ser o cobre ou grafite, enquanto Couper (2004, p.2) utilizou o aço inox. A coquilha Tatur utilizada nesse trabalho foi construída conforme representação esquemática da Figura 40, em aço AISI H13, comumente utilizado para construção de moldes permanentes em fundições de alumínio. Conforme ASM Handbook (2002, p. 1785), o aço AISI H13 apresenta boas características tecnológicas, quando utilizado em ferramentas para trabalhos a quente.

Figura 40 – Desenho esquemático da coquilha Tatur.



Fonte: Ahdollahi (1998, p.48) – adaptado
– unid: mm.

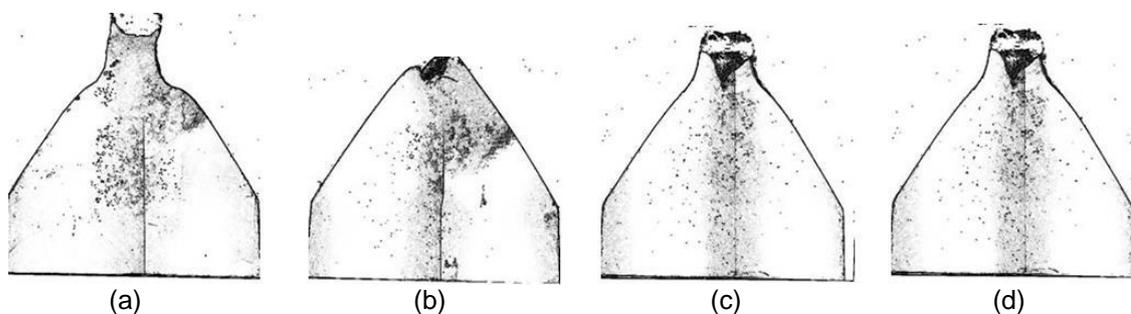
Alguns resultados preliminares serão apresentados nessa seção para a adequação das novas metodologias de teste propostas.

Como citado na seção 3.3.3 “*Teste Tatur*”, trabalhos de alguns autores descrevem que os resultados dos testes em coquilha Tatur não são de fácil interpretação. Em alguns casos é necessária a produção de até vinte amostras para se chegar a uma conclusão. Quando se faz uma análise das figuras de amostras apresentadas nesses trabalhos, percebe-se que há incompatibilidades quanto aos padrões morfológicos dessas, conforme a Figura 41 do trabalho de Couper et al. (2004, p.4) e Figura 42, trabalho de Brûna et al. (2004, p.3), comparados ao padrão teórico, exibido na Figura 20.

Da mesma maneira, os primeiros testes executados para o presente trabalho pelo “Método de Dosagem Direta” resultaram em amostras de difícil interpretação, pois

suas morfologias se diferenciavam consideravelmente do modelo teórico, bem como entre elas próprias, conforme Figura 43.

Figura 41 – Amostras do Tatur do trabalho de Couper et al., em liga A356 B.



(a) não modificada, (b) 105 ppm de estrôncio, (c) 192 ppm de estrôncio, (d) 364 ppm de estrôncio.

Fonte: Couper et al. (2004, p.4).

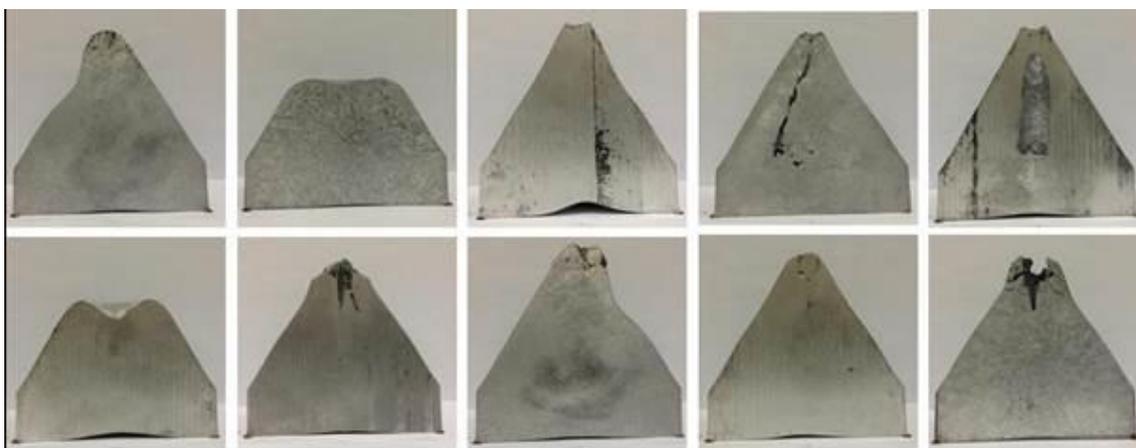
Figura 42 – Amostras do Tatur citadas como exemplo típico no trabalho de Brûna et al.



Fonte: Brûna et al. (2004, p.3).

Algumas análises das etapas do processo foram feitas para avaliar as causas das grandes variações dos resultados. Observou-se que o processo de manipulação do metal apresentava grande influência nesses. O processo apresentava muita dependência das habilidades de cada operador, durante a etapa de vazamento. Entre um vazamento e outro, feito pelo mesmo operador ou por operadores distintos, percebia-se uma variação na velocidade dos movimentos que geravam uma vazão inconstante da liga líquida.

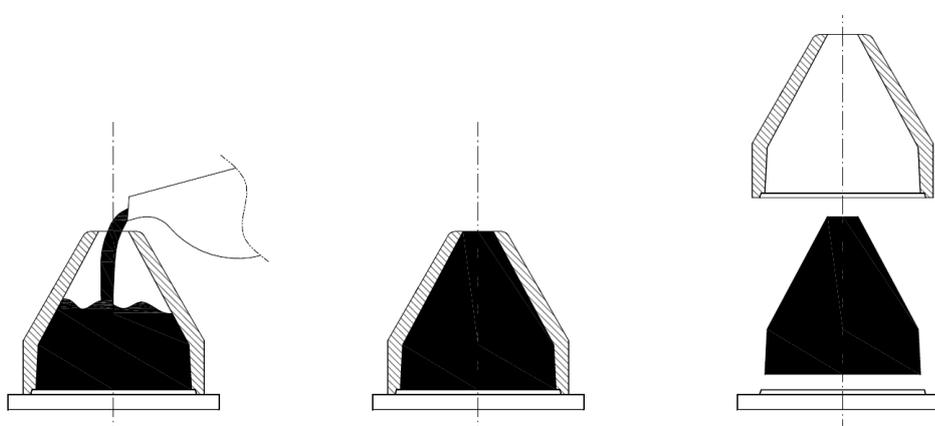
Figura 43 – Amostras Tatur produzidas inicialmente com grandes variações morfológicas.



Fonte: Autor (2013).

Esse processo de vazamento foi intitulado nesse trabalho como “Método de Dosagem Direta”. A dificuldade dos operadores em produzir as amostras estava em vaziar o metal pelo pequeno furo de alimentação na parte superior da coquilha, pois se procurava evitar uma vazão excessiva, que pudesse jogar o metal fora dessa. As etapas do processo são exibidas na Figura 44. Essa cautela, também acarretava na ocorrência de um período de vazamento com duração mais longa que a desejada, assim sendo, com a possibilidade do metal iniciar o processo de solidificação antes mesmo que a coquilha estivesse completamente cheia.

Figura 44 – Vazamento em coquilha Tatur pelo método de dosagem direta.



Fonte: Autor (2015).

Outra restrição era a impossibilidade de visualizar o momento exato em que a coquilha se encheria por completo, se tornando uma situação de dúvida para o operador na temporização da interrupção do vazamento. Essa situação de incerteza contribuía para uma inconstância na vazão e dosagem.

Todos os inconvenientes descritos acima resultavam em tempos longos de vazamento, com conseqüentes dinâmicas de solidificação e dosagens de metal variadas, levando a uma dispersão de resultados.

Houve a tentativa de utilizar uma bacia de vazamento adicional, como um funil, conforme Figura 45, porém os resultados também não foram satisfatórios, pois ao final, a bacia também era preenchida e atuava como um alimentador extra de metal, que não permitia determinar a ocorrência dos fenômenos preconizados para os experimentos, a formação do rechupe em vale “b” e o rechupe vertical “c”.

Figura 45 – Vazamento em coquilha Tatur com bacia acoplada.



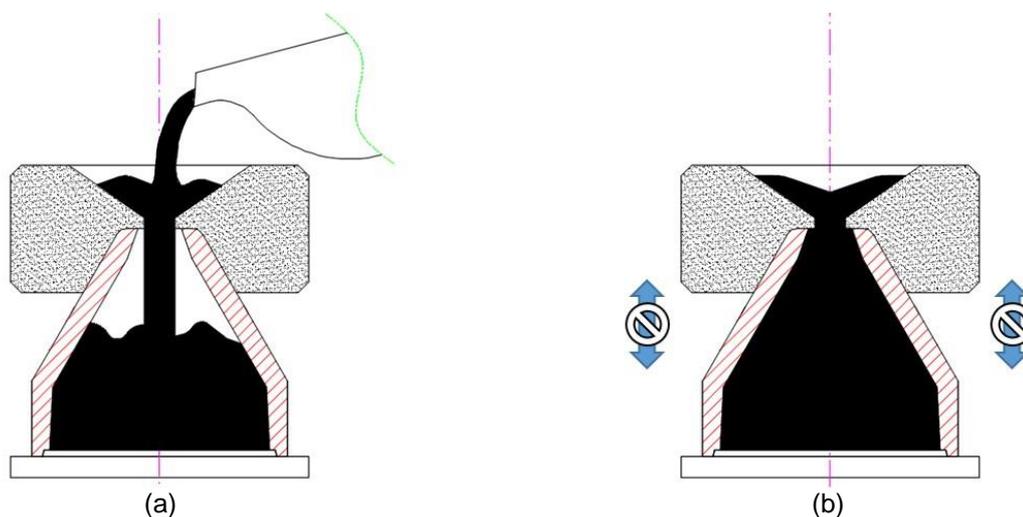
Fonte: Autor (2013).

Adicionalmente, ao final da solidificação, a bacia reteve uma certa quantidade de metal solidificado que gerou restrições à desmoldagem das amostras. Essa situação é mostrada esquematicamente na Figura 46. É mostrado no quadro (a), que o vazamento é facilitado pela bacia de vazamento, enquanto em (b) o corpo de prova solidificado está integrado com o metal contido na bacia de vazamento, tornando inviável o processo de desmoldagem.

Nesse caso, a melhor estratégia de desmoldagem era a quebra da junção entre amostra e bacia, no momento em que o metal inicia sua fase sólida a altas

temperaturas e baixas propriedades mecânicas, porém esse processo eliminava os fenômenos de alimentação que se deseja analisar.

Figura 46 – Esquema de desmoldagem de amostras da coquilha Tatur.



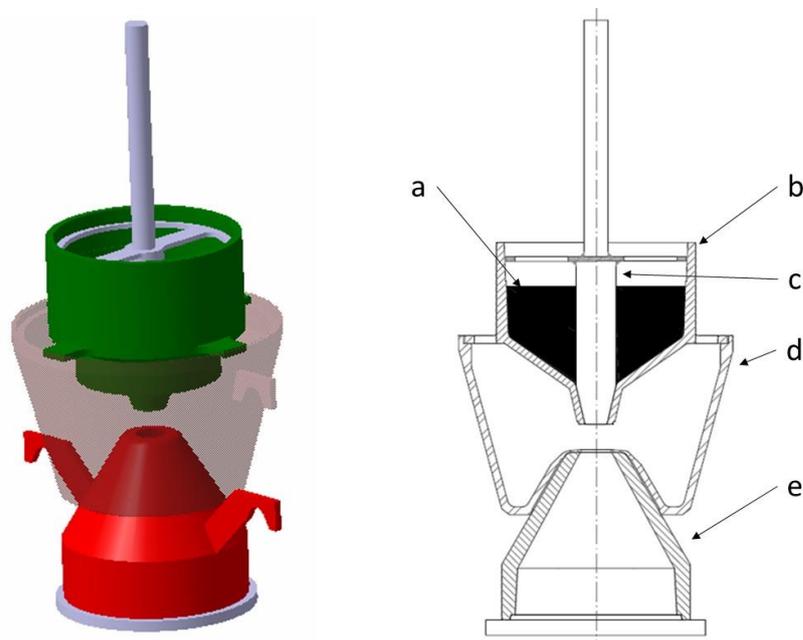
(a) vazamento da liga líquida com bacia, (b) liga solidificada e consequente restrição à desmoldagem

Fonte: Autor (2015).

Para solucionar as questões acima descritas, um dispositivo dosador foi projetado e construído, com os objetivos de uniformizar a vazão do metal, garantir uma dosagem repetitiva, aumentar a velocidade de vazamento e facilitar o processo de desmoldagem das amostras.

O esquema do conjunto da coquilha Tatur e dispositivo dosador podem ser visualizados na Figura 47, onde o alumínio líquido (a) está contido na bacia de vazamento (b), sendo esse alumínio retido pelo obturador (c). Há a bacia de metal excedente (d), que tem duas funções: a primeira é a sustentação e posicionamento da bacia de vazamento com seu furo de passagem de fluxo alinhado com o furo de alimentação da coquilha Tatur, mantendo-os afastados a uma certa altura; a segunda função é o recolhimento do metal excedente que transborda ao final do vazamento.

Figura 47 – Esquema da coquilha Tatur com dispositivo de dosagem proposto.



(a) Alumínio líquido; (b) Bacia de vazamento; (c) Obturador do metal; (d) Bacia de metal excedente e (e) Coquilha Tatur.

Fonte: Autor (2014).

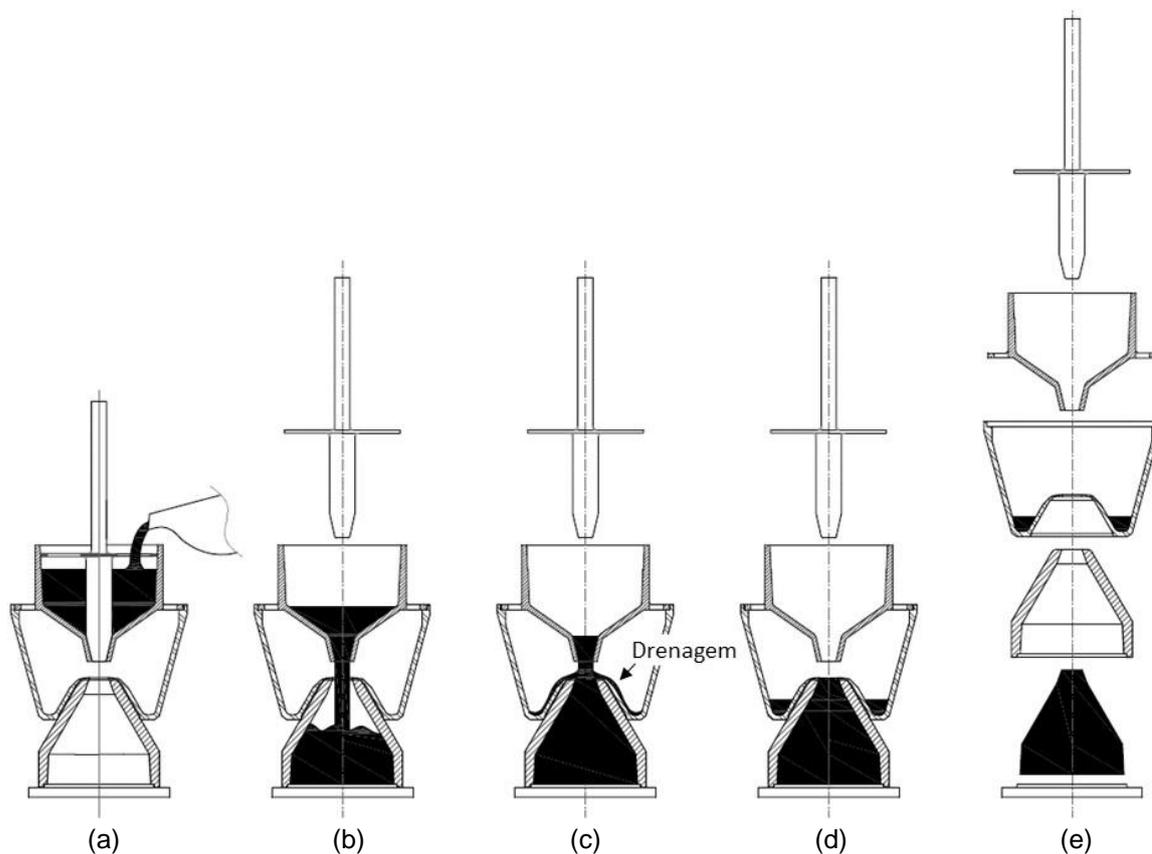
Esse processo foi intitulado “Método de Dosagem Dinâmica”, com o qual, uma série de experimentos foram executados. Posteriormente, uma mudança de conceito da metodologia de dosagem foi proposta, com consequente modificação do dispositivo dosador para convertê-lo ao nomeado “Método de Pré-dosagem”. As etapas desses processos são descritas detalhadamente nos itens seguintes.

4.4.1.1 Método de Dosagem Dinâmica

O método de dosagem dinâmica pode ser compreendido a partir dos desenhos mostrados na Figura 48, onde se observa no quadro (a) a coquilha montada com o dispositivo dosador e a indicação do vazamento do metal líquido pela concha para a bacia de vazamento. Na sequência, o quadro (b) mostra a retirada do obturador e o escoamento do metal líquido que flui através do furo de vazamento da bacia e entra pelo furo de alimentação da coquilha Tatur. Essa parte do processo, onde o metal está sujeito à força gravitacional constante e passa pelo furo de vazamento com diâmetro constante, garante a requerida vazão uniforme e repetitiva. O quadro (c) indica o completo enchimento da cavidade da coquilha Tatur e o início de transbordamento do

metal excedente, o qual escoar para a bacia de recolhimento. A situação mostrada no quadro (d) indica que todo o metal extra se encontra na bacia de metal excedente e a correta dosagem do metal para a amostra permanece garantida na cavidade da coquilha Tatur. Por fim em (e) ocorre a desmoldagem.

Figura 48 – Método de dosagem dinâmica para a coquilha Tatur.



Fonte: Autor (2015).

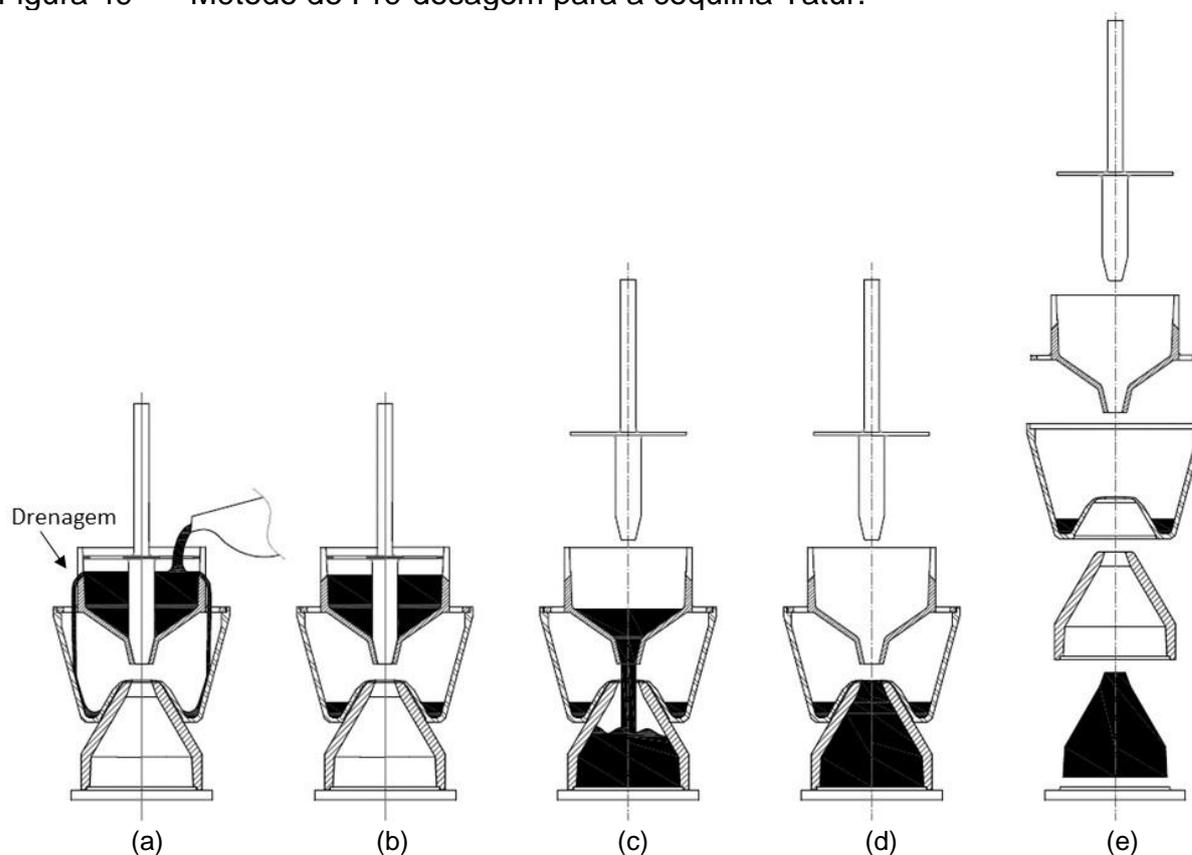
4.4.1.2 Método de Pré-dosagem

Para esse novo método de dosagem proposto, uma modificação na bacia de vazamento foi executada, com a usinagem de aberturas laterais, que servem como um nivelador do volume, por onde o excesso de metal escoar, antes da retirada do obturador. Assim, o volume contido na bacia de vazamento passa a ser somente aquele que deve ser contido na cavidade da coquilha.

O processo pode ser verificado na Figura 49, iniciando no quadro (a), com a coquilha e o dispositivo dosador montados, enquanto ocorre o vazamento de metal através da

concha de vazamento. Simultaneamente, observa-se que há o escoamento de metal líquido, que excede à dose correta, pelas laterais do funil. No quadro (b), a dosagem correta de metal se encontra no funil, enquanto o excesso está depositado na bacia de metal excedente. Na próxima etapa, no quadro (c), o obturador é retirado e o metal flui diretamente através do furo de vazamento da bacia e entra pelo furo de alimentação da coquilha Tatur. Em (d) o vazamento se completa e ocorre a solidificação do metal. Por fim, em (e) há a desmoldagem da amostra.

Figura 49 – Método de Pré-dosagem para a coquilha Tatur.



Fonte: Autor (2015).

4.4.2 Análise dos métodos de dosagem direta, dinâmica e pré-dosagem

Os desenvolvimentos dos novos métodos de dosagem foram fomentados pela necessidade de um maior controle das variáveis de vazão e dosagem de metal para a obtenção de amostras com características morfológicas mais coerentes com o padrão teórico. Assim sendo, os procedimentos dos testes visaram à produção de amostras pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem, para a comparação

de comportamento de variáveis dos processos e resultados morfológicos das amostras.

4.4.2.1 Controle das vazões pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem

Sendo a vazão, a razão entre a massa de metal e seu tempo de escoamento através do furo de alimentação até o completo enchimento da coquilha, a variável tempo é aquela que melhor indica o comportamento da vazão, pois o volume da cavidade do molde da coquilha é uma constante. Portanto, como forma de avaliação da variabilidade das vazões, os tempos de vazamento foram controlados durante os processos de produção de amostras, para os três métodos em questão, das seguintes formas:

- Método de dosagem direta: Os períodos de tempo das vazões mensurados se iniciaram no momento em que a frente de metal líquido inicia sua queda da concha, até quando o nível de metal dentro da coquilha Tatur chega ao seu máximo, com o transbordo de metal.
- Método de dosagem dinâmica: os tempos de vazamento foram controlados entre o momento no qual o operador retira o obturador do metal e aquele no qual o escoamento do metal se finaliza, com transbordo de metal.
- Método de pré-dosagem: da mesma forma do método de dosagem dinâmica, os intervalos de tempo mensurados compreenderam a retirada do obturador do metal ao final do escoamento do metal.

Os experimentos foram filmados com câmera digital Sony DSC-W570, para posterior determinação dos períodos controlados em software Windows Live Movie Maker. Os dados foram agrupados e tratados estatisticamente.

4.4.2.2 Controle das dosagens pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem

As constatações das variações de dosagem foram obtidas por meio do controle das massas dos corpos de prova produzidos, utilizando os três métodos em questão. Para a pesagem, uma balança SHIMADZU UX6200 foi utilizada. Os resultados foram agrupados e tratados estatisticamente conforme o método de dosagem utilizado.

4.4.2.3 Avaliação das morfologias das amostras pelos métodos de dosagem direta, dinâmica e de pré-dosagem

As morfologias das amostras foram analisadas, considerando a suas coerências com o padrão morfológico teórico. Essas observações foram também tratadas, levando em consideração o agrupamento por processos.

4.4.3 Temperaturas da liga durante transporte

As temperaturas da liga durante seu transporte foram controladas para compreensão das variações de calor que ocorrem durante esse trajeto e possíveis impactos nos resultados dos testes. O método de dosagem dinâmica foi utilizado para esse experimento, sendo o trajeto de transporte compreendido entre a retirada da concha do forno de espera carregada com a liga, passando pelo vazamento na bacia e posterior retirada do obturador, seguindo até o escoamento e preenchimento da coquilha Tatur.

Foram controlados os tempos durante transporte da liga, sendo cada teste filmado em câmera digital Sony DSC-W570 e posteriormente determinados os pontos de início e fim do trajeto em edição quadro a quadro no software Windows Live Movie Make, para posterior levantamento dos tempos.

As temperaturas da liga foram controladas no início dos transportes, no forno de espera, com a utilização do pirômetro de imersão Inditemp II. Essas também foram controladas, quando se iniciava o enchimento da cavidade coquilha Tatur. Para isso, a cada vazamento, um termopar foi colocado no interior da cavidade da coquilha,

sendo conectado ao equipamento registrador de temperaturas Data Logger PCE T390.

Nesse experimento foi utilizada a liga AlSi7Cu3Mg, com temperaturas de 700 ± 5 °C e 750 ± 5 °C, controladas no forno, sendo que para cada temperatura foram registrados os dados de três ciclos, com tempo de trajeto e temperatura da liga na coquilha Tatur, fazendo um total de seis ciclos controlados.

4.4.4 Caracterização da liga AlSi7Cu3Mg pelo método de dosagem dinâmica, com variação de temperaturas da liga e do molde

Em processos normais de fundição, as variações térmicas das ligas e moldes influenciam notoriamente nos resultados qualitativos dos produtos. Assim sendo, uma análise da correlação entre superaquecimento da liga e o aquecimento do molde com os resultados das amostras do Tatur se fez necessária, conforme objetivo específico do projeto.

Amostras da liga AlSi7Cu3Mg foram produzidas pelo método de dosagem dinâmica, as quais foram organizadas em uma matriz com o cruzamento em dois níveis de temperaturas de molde por dois níveis de temperaturas de liga, sendo que para cada cruzamento três amostras foram produzidas, conforme o esquema da Tabela 4.

Tabela 4 – Matriz de número de amostras. Relação de temperaturas de aquecimento de molde e temperaturas de liga.

	Molde	90 ± 15 °C	440 ± 15 °C
Liga	675 ± 5 °C	3 amostras	3 amostras
	780 ± 5 °C	3 amostras	3 amostras

Fonte: Autor (2015).

Controles e parâmetros de teste estabelecidos:

- Liga AlSi7Cu3Mg.
- Controle de composição química.

- Controle de densidade.
- Quantidade de amostras: 12 (3 para cada combinação de temperaturas da liga e do molde).
- Tempo de solidificação: 240s/ vazamento.

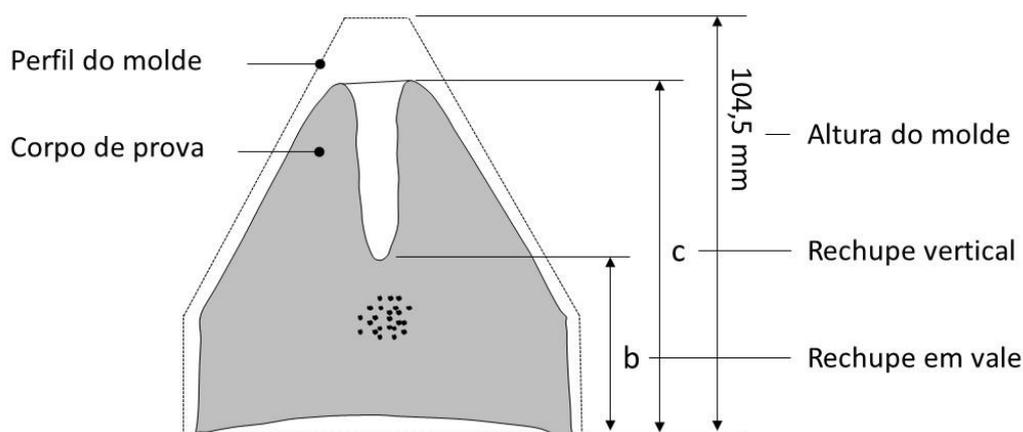
Os aspectos analisados nas amostras para avaliação das correlações com as temperaturas da liga e do molde foram a morfologia, macroestrutura (refinamento de grãos) e densidade das amostras

Além de questões relativas às correlações das variáveis de processo e resultados das amostras, esse teste proporcionou uma avaliação qualitativa do dispositivo utilizado para o método de dosagem dinâmica.

4.4.4.1 Morfologia de amostras pelo método de dosagem dinâmica

As morfologias das amostras foram analisadas baseando-se nas indicações teóricas do modelo Tatur, sobre as quais os elementos a serem controlados foram definidos conforme a Figura 50. Os rechupes em vale “b” e rechupe vertical “c” foram mensurados com graminho. Esses dados foram dispostos em tabela para análise.

Figura 50 – Esquema de controle dimensional dos rechupes em vale “b” e vertical “c” das amostras Tatur.



Fonte: Autor (2015).

Na Figura 51 é mostrado o graminho Mitutoyo utilizado para controle dos rechupes verticais “c” e em vale “b” das amostras. O graminho foi zerado no plano da base da

amostra e as dimensões controladas foram o fundo do vale “b” e a crista da amostra “c”, como esquematizado na Figura 50.

Figura 51 – Controle de amostras Tatur com graminho.



Fonte: Autor (2015).

Os dados foram dispostos em tabela correlacionados com as temperaturas de liga e molde para análise dos resultados

4.4.4.2 Densidade

O controle de densidades das amostras Tatur proposto nesse trabalho teve como objetivo encontrar um método não destrutivo para demonstrar a ocorrência de descontinuidades. Assim, por meio das variações de densidade das amostras seria possível indicar quais delas apresentam ocorrência de porosidades internas. A eficácia desse método deve ser comprovada. Portanto, essa seção foi dedicada a uma avaliação das amostras produzidas em diferentes faixas de temperatura de liga e molde.

Os controles das densidades foram feitos antes dos cortes das amostras, para posteriormente serem feitas as demais análises.

As densidades das amostras Tatur foram controladas por um método que utiliza o princípio de Arquimedes, no qual as massas dessas são controladas em duas condições: em atmosfera ambiente e em água sob ação de seu empuxo. Assim a densidade da amostra pode ser calculada pela equação (11).

$$D_T = \frac{M_T \cdot D_{H_2O}}{M_T - M_{TH_2O}} \quad (11)$$

Onde:

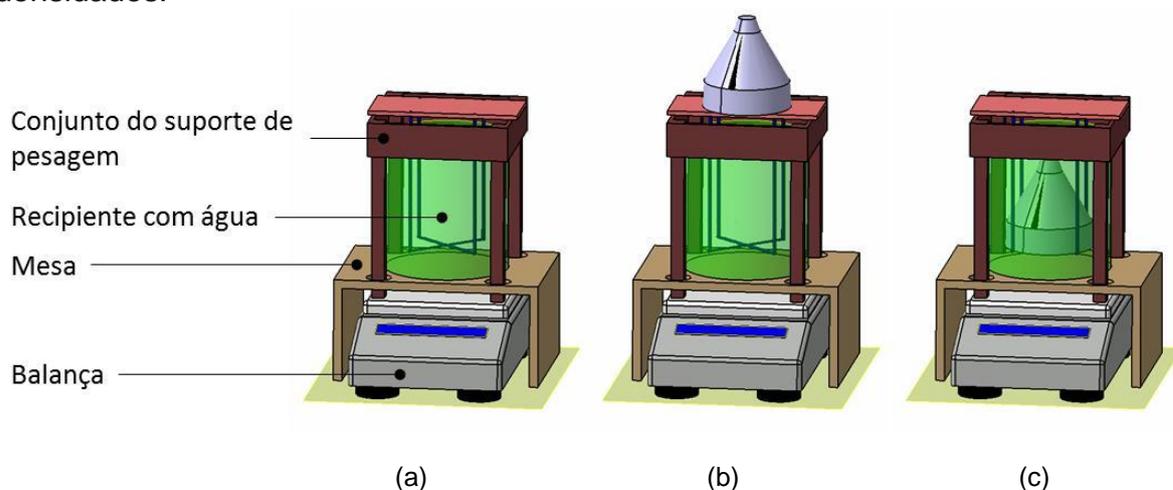
D_T	[g/cm ³]	= Densidade da amostra Tatur
D_{H_2O}	[g/cm ³]	= Densidade da água (1g/cm ³)
M_T	[g]	= Massa da amostra Tatur
M_{TH_2O}	[g]	= Massa da amostra Tatur pesada em água

As amostras foram pesadas em uma balança Shimadzu UX6200H, sendo que um dispositivo foi construído para possibilitar as pesagens em atmosfera ambiente e em água, conforme Figura 52

O dispositivo para pesagem é constituído de uma mesa que suporta um recipiente com água, ancorado sobre a bancada, sem ação sobre a balança. O suporte da amostra se apoia sobre o prato da balança, passando por aberturas na mesa do recipiente com água, sem tocá-la. Assim toda a ação do peso do suporte e qualquer massa adicional sobre ele agirá somente sobre o prato da balança. É possível acomodar a amostra em um patamar sobre o suporte para pesagem em atmosfera ambiente ou dependurá-la em uma estrutura aramada que se posiciona dentro o recipiente com água para a pesagem sob ação de seu empuxo. A balança deve ser zerada com todo o conjunto montado, exceto as amostras.

As amostras foram controladas e os resultados de densidade foram dispostos em tabela, agrupados conforme as quatro combinações possíveis grupos de temperaturas do molde e temperaturas da liga para análise estatística.

Figura 52 – Esquema de pesagem de amostras Tatur para definição de suas densidades.



(a) Modo de tara da balança; (b) Pesagem da amostra fora d' água; (c) Pesagem da amostra dentro d' água.

Fonte: Autor (2014).

4.4.4.3 Macrografia de amostras pelo método de dosagem dinâmica

As amostras foram seccionadas em duas partes, com corte vertical em percurso linear, passando pelo seu centro, utilizando a serra de fita Ronemak. Após o corte das amostras, suas superfícies planas seccionadas foram acabadas com lixamento em politriz manual Arotec, com lixa de 160 mesh, para posteriormente serem atacadas com solução aquosa Keller composta por HCl 1,5%, HNO₃ 3,5% e NF 7,5%.

As amostras foram fotografadas e dispostas conforme o conceito do esquema da matriz mostrada na Tabela 4, para análise dos resultados.

4.4.5 Caracterização das ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg pelo método de pré-dosagem, com variação de temperaturas da liga e do molde

Os objetivos da produção de amostras com as ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg pelo método de pré-dosagem foram os seguintes:

1. Comparar os métodos de dosagem, considerando os resultados das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica, obtidas conforme mostrado na seção 4.4.4 "Caracterização da liga AlSi7Cu3Mg pelo método de dosagem

dinâmica, com variação de temperaturas da liga e do molde” e as novas amostras em liga AlSi7Cu3Mg produzidas para essa seção, pelo método de pré-dosagem;

2. Caracterizar as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu), visando importantes aspectos relevantes para as características tecnológicas desses materiais, focadas no processo de fundição por gravidade. Dessa forma, o teste Tatur se demonstraria uma metodologia útil para avaliação da aplicação de ligas no desenvolvimento de produtos ou mesmo para investigação de não conformidades qualitativas ocorridas durante a produção.

Esse experimento foi configurado utilizando a mesma lógica aplicada ao teste do método de dosagem dinâmica do tópico 4.4.4. As amostras foram produzidas utilizando parâmetros de processo definidos em uma matriz com dois níveis de temperaturas de molde A e B, relacionadas a dois níveis de temperaturas de liga C e D, conforme a Tabela 5.

Tabela 5 – Matriz de teste, relacionando temperaturas de aquecimento de molde, com temperaturas de liga, para amostras Tatur produzidas com ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg.

		Molde °C	A	B
Liga °C	C		2 amostras	2 amostras
	D		2 amostras	2 amostras

Fonte: Autor (2015).

As quantidades de amostras produzidas por combinação de temperaturas foram reduzidas de três para duas, quando se faz a comparação com o teste de dosagem dinâmica. Essa redução foi possível, pois as amostras apresentaram boa repetitividade morfológica, não sendo necessárias as terceiras amostras. Por se tratar de duas ligas, essa adequação foi oportuna para reduzir a quantidade total de amostras produzidas.

As temperaturas das ligas e moldes estão em limites mais extremos que podem ser encontradas em processos de fundição normais para moldes permanentes, como a seguir:

Controles e parâmetros estabelecidos:

- Liga AlSi7Cu3Mg
 - Controle de composição química.
 - Controle de densidade.
 - Temperatura A do molde: 90 ± 15 °C.
 - Temperatura B do molde: 390 ± 15 °C.
 - Temperatura C da liga: 695 ± 5 °C.
 - Temperatura D da liga: 750 ± 5 °C.
 - Quantidade de amostras: 8 (2 para cada combinação de temperaturas da liga e do molde).
 - Tempo de solidificação: 240s/ vazamento.

- Liga AlSi10Mg(Cu)
 - Controle de composição química.
 - Controle de densidades.
 - Temperatura A do molde: 90 ± 15 °C.
 - Temperatura B do molde: 390 ± 15 °C.
 - Temperatura C da liga: 700 ± 5 °C.
 - Temperatura D da liga: 770 ± 5 °C.
 - Quantidade de amostras com dispositivo dosador: 8 (2 para cada combinação de temperaturas da liga e do molde).
 - Tempo de solidificação: 240s/ vazamento.

Verifica-se que foram utilizadas temperaturas C e D com variações, quando comparadas entre as duas especificações de liga AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) respectivamente: temperatura C de 695 ± 5 °C e 700 ± 5 °C; temperatura D de 750 ± 5 °C e 770 ± 5 °C. Essas variações ocorreram devido a restrições produtivas, pois são definidas conforme os produtos que as utilizam. Contudo, as comparações entre

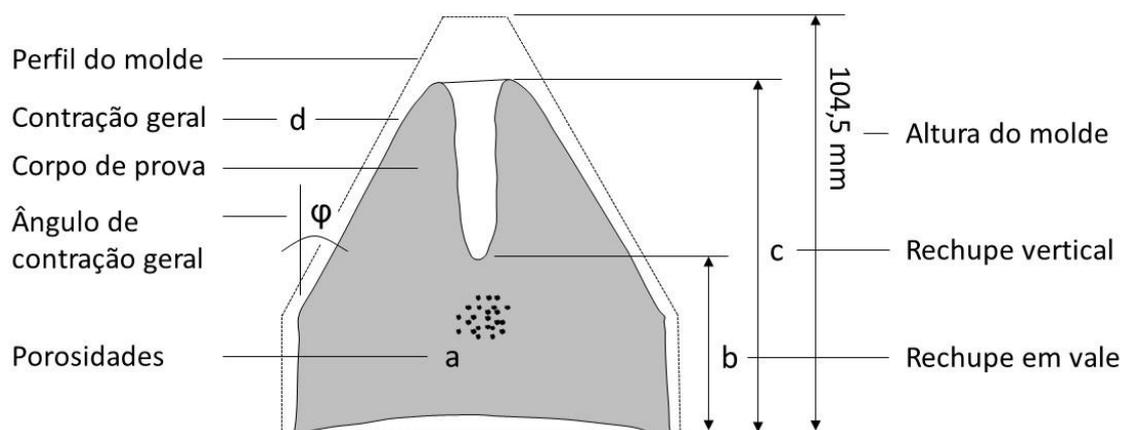
amostras são plausíveis, pois se tratam de ligas em faixas extremas de temperatura para processos de fundição por gravidade.

A morfologia, a macroestrutura (refinamento de grãos) e a micrografia das amostras Tatur foram as análises utilizadas para caracterizar as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).

4.4.5.1 Morfologia das amostras pelo método de pré-dosagem

As morfologias das amostras produzidas com as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) foram analisadas conforme a indicação esquemática da Figura 53, verificando as porosidades “a”, rechupe em vale “b”, rechupe vertical “c”, contração geral “d” e ângulo φ da contração “d”

Figura 53 – Características morfológicas controladas nas amostras Tatur.



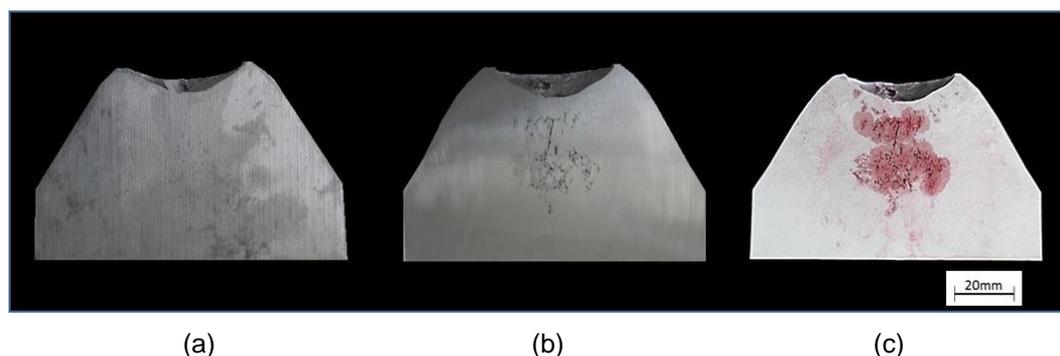
Porosidades "a", rechupe em vale "b", rechupe vertical "c", contração geral "d" e ângulo φ da contração "d".

Fonte: Autor (2015).

Uma das características do teste é a análise das porosidades “a” a vista desarmada. Com o simples corte das amostras, utilizando serra a fita, não se obtém uma condição favorável para a visualização das discontinuidades, sendo necessário o lixamento das superfícies. Para o presente trabalho, foi utilizado lixa de 160 mesh em poltriz metalográfica manual Aropol.

A fim de se obter melhor visualização das discontinuidades, as amostras receberam a aplicação de líquido penetrante e revelador, conforme Figura 54. As amostras foram fotografadas e dispostas agrupadas em uma matriz organizada segundo as temperaturas de liga e molde.

Figura 54 – Etapas de preparação de acabamento superficial da amostra Tatur.



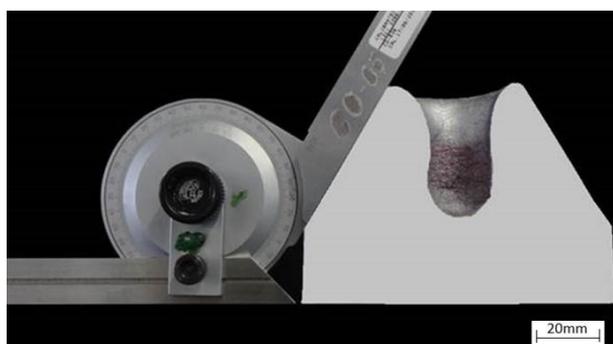
(a) após corte com serra fita; (b) após lixamento; e (c) após aplicação de líquido penetrante.

Fonte: Autor (2015).

Os rechupes em vale “b” e rechupes verticais “c” foram controlados com a mesma metodologia apresentada na seção 4.4.4.1 “*Morfologia das amostras pelo método de dosagem dinâmica*”.

A contração geral “d” foi avaliada de forma quantitativa, pelo controle dos ângulos φ da contração geral “d” das amostras, com goniômetro, conforme Figura 55. O valor do ângulo nominal φ entre a parede da parte cônica da amostra e o eixo vertical é de 30° .

Figura 55 – Forma de controle do ângulo φ para caracterização da contração geral “d”



Fonte: Autor (2015).

4.4.5.2 Macrografia de amostras pelo método de pré-dosagem

A metodologia de controle e análise de controle das amostras pelo método de pré usinagem foram as mesmas utilizadas na seção 4.4.4.2 “Macrografia de amostras pelo método de dosagem dinâmica”.

4.5 CARACTERIZAÇÃO DA FLUIDEZ COM COQUILHA ESPIRAL

A metodologia utilizada inicialmente para a caracterização da fluidez foi reavaliada e uma nova proposta foi apresentada. Os experimentos foram elaborados para avaliar a nova proposta, bem como para efetuar experimentos com variação de parâmetros para se verificar os impactos sobre a fluidez.

4.5.1 Projeto da coquilha espiral

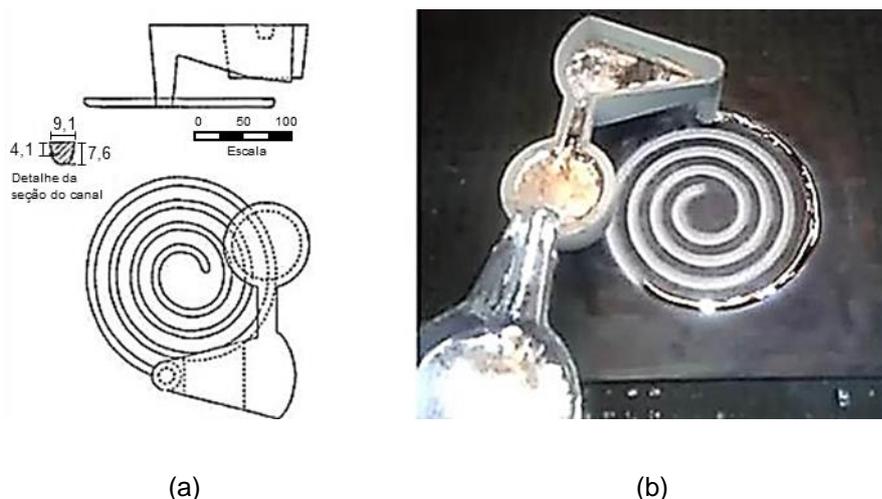
Os estudos sobre a fluidez das ligas de alumínio foram desenvolvidos com a produção de amostras em coquilha espiral construída em aço AISI H13. A escolha desse material objetivou reproduzir as mesmas condições de processo que ocorrem em produções com moldes permanentes e semipermanentes (moldes metálicos com machos em areia).

Muitos trabalhos desenvolvidos sobre fluidez adotaram moldes em areia para a produção de amostras. O aspecto mais vantajoso nessa abordagem é a contenção das variações de temperatura do molde. A cada vazamento um novo molde é utilizado, com temperatura praticamente constante, igual à temperatura ambiente.

A temperatura do molde é uma variável muito importante quando o processo produtivo utiliza moldes em aço, pois é facilmente percebido seu impacto na qualidade das peças. Normalmente as variações de ganho ou perda de calor do molde são relacionadas a ciclos produtivos com tempos passivos reduzidos, que levam ao ganho de temperatura excessiva, ou ciclos intermitentes que levam a dispersão do calor. Assim, justifica-se uma investigação da fluidez em função da variável de temperatura do molde, e conseqüentemente a construção da coquilha espiral em aço H13.

Inicialmente, a construção da coquilha espiral foi executada conforme o projeto proposto por Campbell (2003, p.75), na qual o metal é vazado em um sistema com duas bacias necessário para prover uma vazão constante do metal, conforme Figura 56, onde se observa no quadro (a), o esquema teórico e em (b), o vazamento em coquilha construída para esse trabalho.

Figura 56 – Coquilha espiral conforme proposto por Campbell.



(a) Esquema teórico, (b) vazamento em coquilha

Fonte: (a) Campbell (2003, p.75); (b) Autor (2013).

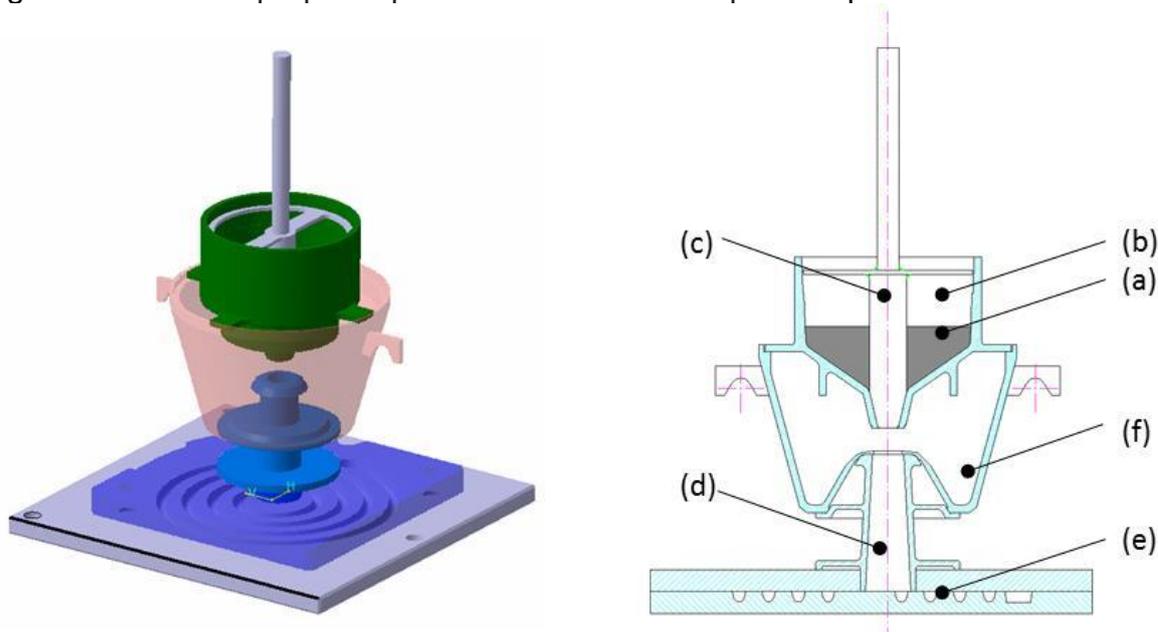
É necessário relatar alguns resultados e discussões preliminares nessa seção para justificar e esclarecer as novas metodologias propostas e utilizadas nesse trabalho.

Assim como os vazamentos iniciais para a produção das amostras Tatur, as amostras produzidas na coquilha espiral não apresentaram resultados consistentes, devido às dispersões de calor e vazão do metal ocorridas durante o processo de vazamento. Apesar do sistema apresentado por Campbell visar a obtenção de uma vazão constante de metal, na prática duas importantes ocorrências influenciavam negativamente nos testes: a primeira foi o transbordamento de metal nas bacias de vazamento, significando que os resultados dependiam da habilidade do operador. A segunda ocorrência foi a grande dispersão de calor durante o processo, pois proporcionalmente, o tempo de vazamento da primeira fase, compreendida entre o início do vazamento e os enchimentos da primeira e segunda bacias é

consideravelmente maior que a segunda fase, aquela do teste propriamente dito, no qual o metal entra no canal espiral e flui até ser interrompido pelo fenômeno da solidificação. Nesse caso o tempo da primeira fase chega a ser cinco vezes maior que o da segunda fase, sendo esses tempos em cerca de quinze e três segundos respectivamente.

Um novo sistema de vazamento para a coquilha espiral foi proposto para conter as variações de vazão e perda de calor descritas anteriormente, utilizando os mesmos conceitos da coquilha Tatur, com a substituição do sistema de bacias duplas pelo sistema de bacia com obturador, conforme Figura 57. No primeiro caso o metal iniciava seu percurso girando do extremo externo para o interno do canal. Com o sistema de bacia com obturador, o metal flui no sentido inverso, do extremo interno para o externo do canal.

Figura 57 – Nova proposta para vazamento em coquilha espiral.



(a) alumínio líquido, (b) bacia de vazamento, (c) obturador de metal, (d) coluna de vazamento, (e) coquilha canal espiral, (f) bacia de metal excedente.

Fonte: Autor (2014).

O conceito do método de dosagem dinâmica foi utilizado para a nova proposta de vazamento. O procedimento de produção das amostras consistiu no transporte do alumínio líquido para a bacia de vazamento, seguido da retirada do obturador. Assim, o alumínio escoava pela coluna de vazamento e preenchia o canal espiral até sua

solidificação. O metal que transborda sobre a coluna de vazamento escoava para a bacia de recolhimento.

4.5.2 Comportamento térmico do molde com sistema de vazamento de bacia com obturador

É considerado um comportamento térmico adequado para o sistema aquele no qual as partes que o compõem ganham ou dispersam calor de maneira uniforme. Para isso, as inercias térmicas desses elementos devem ser similares. Os resultados preliminares do sistema de bacia dupla indicaram que, ao se aquecer o sistema, as bacias chegavam a temperaturas bem mais elevadas que a coquilha, enquanto durante o processo de resfriamento, essas atingiam rapidamente temperaturas mais baixas que a coquilha.

Como um dos objetivos do trabalho é a compreensão da relação entre temperatura do molde e a fluidez do metal, um teste para avaliação do comportamento térmico do molde com o novo sistema de vazamento de bacia com obturador foi executado.

Foi construído um sistema de queimadores a gás na base da coquilha. Todo o conjunto foi colocado em aquecimento, conforme Figura 58.

Figura 58 – Aquecimento da coquilha espiral com sistema de queimadores a gás



Fonte: Autor (2014).

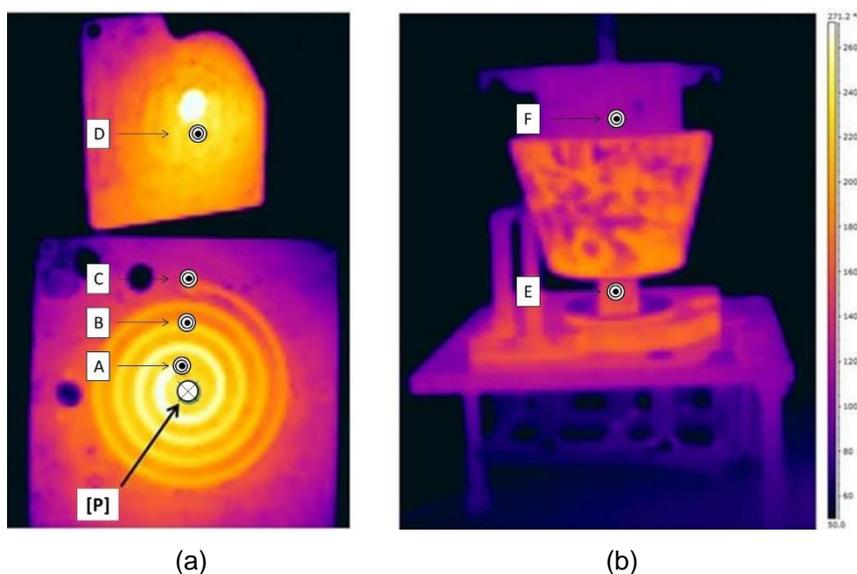
O procedimento de execução do teste consistiu em coletar as temperaturas da coquilha, vaziar o metal líquido e desmoldar a amostra em sucessivos ciclos. A cada ciclo, uma nova amostra foi produzida com a coquilha estando a uma temperatura mais baixa que aquela do ciclo anterior, sendo estabelecido os seguintes parâmetros:

- Liga AlSi7Cu3Mg.
- Temperatura da liga: 715 ± 5 °C.
- Densidade: $2,61 \text{ g/cm}^3$.
- Temperatura do molde no 1º ciclo: 520 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 2º ciclo: 440 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 3º ciclo: 400 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 4º ciclo: 350 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 5º ciclo: 290 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 6º ciclo: 230 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 7º ciclo: 170 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 8º ciclo: 120 ± 15 °C.

As temperaturas foram coletadas com auxílio de câmera térmica infravermelha FLIR E60. Alguns pontos de coleta de temperatura foram estabelecidos, conforme Figura 59. O ponto [P] é a localização de referência, para o qual foram definidos os parâmetros de temperaturas do molde citados acima.

Era necessário que a coquilha estivesse aberta para a coleta das temperaturas nos pontos A, B, C, D e [P]. Isso era possível logo após a desmoldagem da amostra do ciclo anterior. Enquanto ocorria a perda de calor do molde, o ponto [P] era monitorada até que atingisse a temperatura necessária, para que em seguida, a coquilha fosse montada, as temperaturas dos pontos E e F coletadas e um novo vazamento efetuado.

Figura 59 – Foto termográfica da coquilha espiral com indicações dos pontos de controle de temperatura:



(a) base e tampa da coquilha aberta; (b) coquilha montada.

Fonte: Autor (2014).

4.5.3 Correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde para a liga AlSi7Cu3Mg.

Para obtenção da correlação entre temperaturas da liga e do molde com a fluidez, várias sequências de vazamentos foram efetuadas na coquilha espiral, procedendo da mesma maneira que descrito na seção 4.5.2. Assim, essa foi aquecida com os queimadores a gás e o ponto [P] foi monitorado a cada ciclo de vazamento para o controle da temperatura do molde. A cada vazamento a temperatura do molde foi gradativamente mais baixa.

Foram introduzidas novas sequências de ciclos de vazamento com a utilização da liga em diferentes faixas de temperatura. Os parâmetros de controle foram os seguintes:

- Liga AlSi7Cu3Mg (para todas as sequências)
- Temperatura da liga na 1ª sequência de ciclos: 780 ± 5 °C.
- Temperatura da liga na 2ª sequência de ciclos: 770 ± 5 °C.
- Temperatura da liga na 3ª sequência de ciclos: 720 ± 5 °C.
- Temperatura da liga na 4ª sequência de ciclos: 710 ± 5 °C.

- Temperatura da liga na 5ª sequência de ciclos: 680 ± 5 °C.
- Temperatura da liga na 6ª sequência de ciclos: 670 ± 5 °C.
- Temperatura do molde no 1º ciclo: 600 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 2º ciclo: 550 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 3º ciclo: 500 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 4º ciclo: 450 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 5º ciclo: 400 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 6º ciclo: 300 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 7º ciclo: 200 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 8º ciclo: 100 ± 15 °C.

Em alguns casos, onde a temperatura da liga se encontrava mais alta, a fluidez do metal excedia o comprimento do canal do molde. Esses casos não foram considerados nos resultados.

4.5.4 Verificação do modelo de solidificação

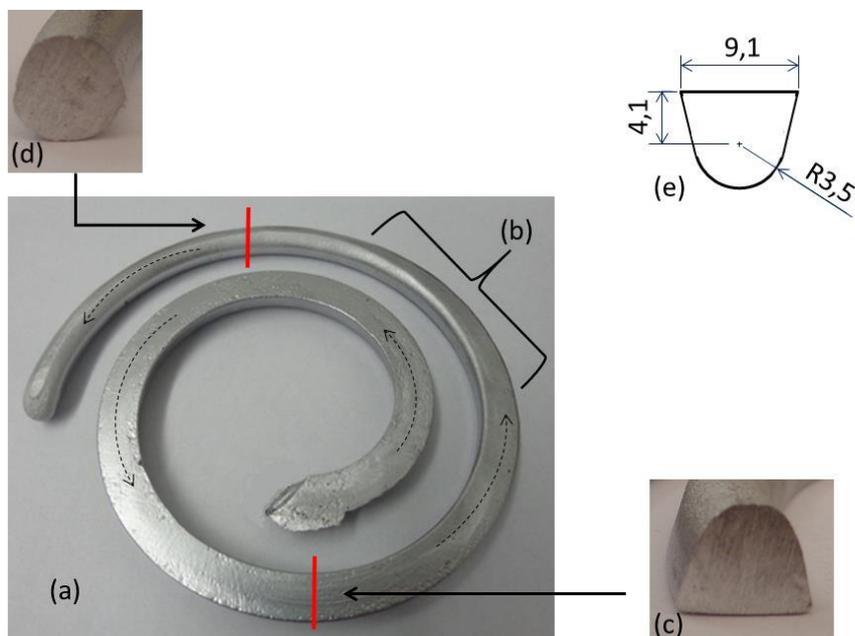
Para verificação do modelo de solidificação da liga hipoeutética AlSi7Cu3Mg foram selecionadas quatro amostras produzidas, conforme definido na seção anterior, 4.5.3, em condições de temperatura mais extremas de teste, como a seguir:

- Liga AlSi7Cu3Mg.
- 1ª amostra: liga a 770 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C.
- 2ª amostra: liga a 770 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C.
- 3ª amostra: liga a 670 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C.
- 4ª amostra: liga a 670 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C.

Os corpos de prova apresentavam regiões de transição que passavam de uma seção com geometria similar à do canal do molde, para uma seção arredondada, conforme Figura 60. Essas mudanças de formas das amostras indicam que a parte do canal anterior à transição é alimentada durante a solidificação, enquanto não ocorre o mesmo na parte da amostra que sofre modificação do seu perfil devido à contração volumétrica inerente à mudança de estado de líquido para sólido. Essas regiões,

assim como as pontas das amostras espirais foram cortadas, conforme indicado na Figuras 61.

Figura 60 – Corpo de prova obtido em coquilha espiral.

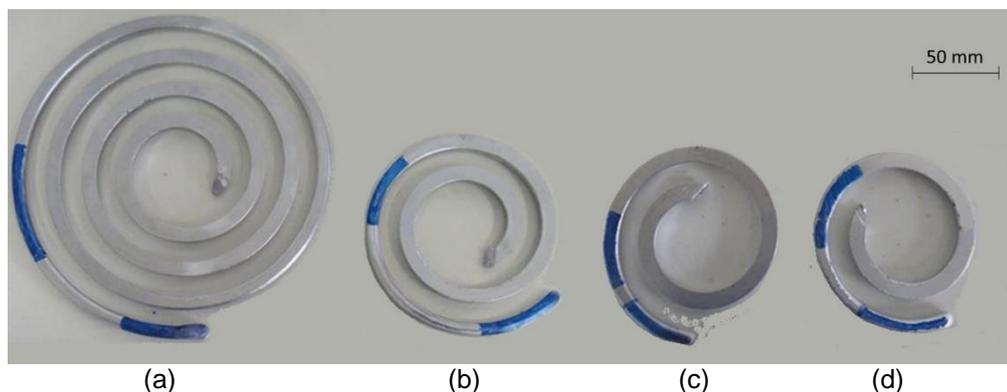


(a) amostra espiral, (b) trecho de transição, (c) seção do canal anterior à transição e (d) seção do canal posterior a transição, (e) seção conforme projeto do molde

Fonte: Autor (2014)

As amostras foram lixadas com lixas de 160, 320, 1000 e 2000 mesh, posteriormente polidas, sendo preparadas em politriz/ lixadeira metalográfica manual Aropol. As superfícies foram atacadas com solução aquosa com HF 0,5% e as análises micrográficas feitas em microscópio óptico Olympus GX51. Foram definidos os cinco pontos ao longo das seções polidas, em cada corpo de prova, para as análises micrográficas. Os pontos foram definidos com distanciamento entre eles conforme definido na Figura 62.

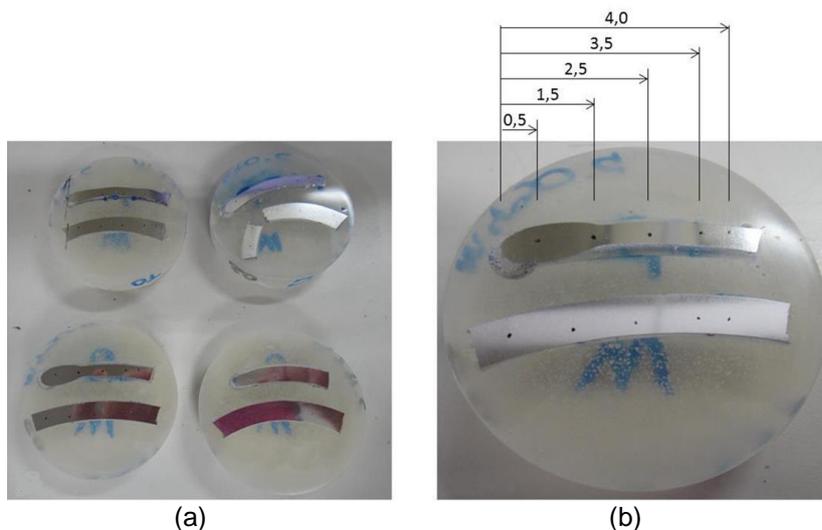
Figura 61 – Marcação das regiões das amostras espiral para corte e embutimento.



(a) molde a 500 ± 15 °C, liga a 770 ± 5 °C; (b) molde a 100 ± 15 °C, liga a 770 °C;
 (c) molde a 500 ± 15 °C, liga a 670 ± 15 °C; (d) molde a 100 ± 15 °C, liga a 670 ± 15 °C

Fonte: Autor (2014)

Figura 62 – Definição dos pontos de controle microestrutural nas amostras embutidas.



(a) amostras embutidas; (b) posições dos pontos de controle cotados [mm].

Fonte: Autor (2014)

4.5.5 Influência dos óxidos na fluidez

O teste de influência dos óxidos na fluidez foi feito com liga obtida de materiais retornados de produção, tais como massalotes, canais e bolsas sem tratamento de limpeza. A confirmação de presença de óxidos na liga testada foi realizada com o equipamento Alu Speed Tester. Os parâmetros da liga foram:

- Liga AlSi7Cu3Mg.
- Temperatura da liga: 750 ± 5 °C.
- Qualidade quanto à presença óxidos: ruim.
- Temperatura do molde no 1º ciclo: 450 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 2º ciclo: 350 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 3º ciclo: 250 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 4º ciclo: 150 ± 15 °C.

Os resultados de comprimento de fluidez foram dispostos sobre o gráfico obtido no teste de correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde para a análise de comportamento dessa liga.

4.5.6 Teste de influência da modificação eutética

A influência da modificação eutética sobre a fluidez foi testada com adição de 200 ppm de estrôncio à liga. Os parâmetros de controle do teste foram:

- Liga AlSi7Cu3Mg + Sr 200 ppm.
- Temperatura da liga: 700 ± 5 °C.
- Temperatura do molde no 1º ciclo: 550 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 2º ciclo: 450 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 3º ciclo: 400 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 4º ciclo: 350 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 5º ciclo: 300 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 6º ciclo: 250 ± 15 °C.
- Temperatura do molde no 7º ciclo: 200 ± 15 °C.

Os resultados foram dispostos sobre o gráfico de correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde para análise dos resultados.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A apresentação dos resultados e discussões está dividida em duas partes, sendo a primeira relativa aos estudos sobre a coquilha Tatur e caracterizações de alimentações obtidas; a segunda parte se refere aos estudos sobre a coquilha espiral e os resultados de fluidez

5.1 RESULTADOS DA COQUILHA TATUR

Os trabalhos feitos para a caracterização da capacidade de alimentação foram organizados em quatro partes: as metodologias propostas foram comparadas; as influências do transporte da liga sobre as variáveis de processo e resultados foram verificadas; o método de dosagem dinâmica foi avaliado com a utilização da liga AlSi7Cu3Mg; e o método de pré-dosagem foi utilizado para a caracterização das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).

5.1.1 Avaliação do dispositivo dosador para coquilha Tatur

As metodologias de dosagem direta, dosagem dinâmica e pré-dosagem foram comparadas, visando compreender os efeitos das vazões do metal líquido e suas dosagens sobre as morfologias das amostras, baseadas no padrão morfológico teórico.

A liga AlSi7Cu3Mg utilizada no experimento se encontrava nas seguintes condições:

➤ Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,16	0,543	3,4	0,435	0,352	152	0,431	25	375

- Temperatura da liga: 710±5 °C.
- Temperatura coquilha: 100±15 °C.
- Densidade: 2,68 g/cm³.

5.1.1.1 Tempo de vazamento

Os tempos de vazamento foram controlados e disposto conforme apresentado na Tabela 6. Para cada processo, as médias e desvios padrão dos tempos foram calculados para análise dos resultados, sendo esses definidos como a seguir:

\bar{t}_{DDin} [s]	= tempo médio dos vazamentos: dosagem dinâmica
\bar{t}_{DDir} [s]	= tempo médio dos vazamentos: dosagem direta
$\bar{t}_{PréD}$ [s]	= tempo médio dos vazamentos: pré-dosagem
σ_{tDDin} [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento: dosagem dinâmica
σ_{tDDir} [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento: dosagem direta
$\sigma_{tPréD}$ [s]	= desvio padrão dos tempos de vazamento: pré-dosagem

Tabela 6 – Tempos de vazamento obtidos pelos métodos de dosagem dinâmica, pré-dosagem e dosagem direta.

Dosagem dinâmica		Pré-dosagem		Dosagem direta	
Nº	Tempo de vazamento (s)	Nº	Tempo de vazamento (s)	Nº	Tempo de vazamento (s)
1	3,40	8	4,93	15	16,63
2	3,37	9	3,78	16	16,19
3	4,45	10	4,10	17	14,15
4	3,94	11	3,82	18	15,81
5	4,95	12	4,61	19	15,25
6	4,10	13	4,40	20	16,12
7	3,80	14	4,81	21	12,93
$\bar{t}_{DDin} = 4,00$		$\bar{t}_{PréD} = 4,35$		$\bar{t}_{DDir} = 15,25$	
$\sigma_{tDDin} = 0,57$		$\sigma_{tPréD} = 0,46$		$\sigma_{tDDir} = 1,32$	

Fonte: Autor (2015)

Os resultados dos vazamentos efetuados com o dispositivo dosador pelos métodos de dosagem dinâmica e pré-dosagem apresentaram resultados similares, enquanto se diferenciaram consideravelmente dos tempos obtidos pelo método de dosagem direta. O dispositivo dosador proporcionou, em ambos os métodos, duas importantes

melhorias para o processo de vazamento, relacionadas ao tempo, sendo o primeiro, a redução desse a menos de um terço, quando comparado ao processo efetuado pelo método de dosagem direta, com médias de $t_{DDin} = 4,00s$, $t_{PréD} = 4,35s$ e $t_{DDir} = 15,25s$ respectivamente. O segundo ganho foi a redução da dispersão dos tempos de vazamento, indicados pelos desvios padrão de $\sigma_{tDDin} = 0,57 s$ e $\sigma_{tPréD} = 0,46 s$ para os métodos que utilizam o dispositivo dosador e $\sigma_{tDDir} = 1,32 s$, para dosagem direta.

Os métodos de dosagem dinâmica e pré-dosagem se mostraram semelhantes para os resultados de tempo de vazamento e desvio padrão. Obtém-se maior vazão de metal com a utilização desses métodos, os quais proporcionam o enchimento mais rápido da coquilha com menor dispersão. Esses fatores são importantes para obtenção de amostras que reproduzam os conceitos teóricos, como foi comprovado na seção 5.1.1.3 “Morfologia das amostras”.

5.1.1.2 Dosagem

Como exibido na Tabela 7, as massas das amostras foram controladas e organizadas conforme cada método de dosagem. As médias e desvios padrão das massas de cada processo foram calculados, como definidos a seguir:

\underline{M}_{DDin} [g]	= média das massas das amostras: dosagem dinâmica
\underline{M}_{DDir} [g]	= média das massas das amostras: dosagem direta
$\underline{M}_{PréD}$ [g]	= média das massas das amostras: pré-dosagem
σ_{MDDin} [g]	= desvio padrão das massas das amostras: dosagem dinâmica
σ_{MDDir} [g]	= desvio padrão das massas das amostras: dosagem direta
$\sigma_{MPréD}$ [g]	= desvio padrão das massas das amostras: pré-dosagem

Houve consideráveis variações entre os resultados de dosagem dos três métodos propostos. A menor dispersão ocorreu pelo método de dosagem dinâmica, com desvio padrão de $\sigma_{MDDin} = 5,87$, enquanto a maior pelo método de pré-dosagem, com desvio padrão de $\sigma_{MPréD} = 21,18$. O método de dosagem direta apresentou dispersão $\sigma_{MDDir} = 12,21$, situada entre os outros dois métodos.

Essas variações podem ser explicadas por observações feitas durante a produção das amostras. Para os processos de dosagem dinâmica e dosagem direta, as massas das amostras são determinadas durante o transbordamento do metal excedente no topo da coquilha. Quanto o processo de vazamento pelo método de pré-dosagem, o metal é dosado na bacia de vazamento e permanece ali durante o período necessário para que o operador possa depositar a concha de vazamento e voltar para a retirada do obturador. Esse período é suficiente para que se inicie um processo de solidificação na interface entre o metal e as paredes da bacia de vazamento. Assim, uma certa massa do metal dosado permanece em estado sólido na bacia de vazamento. A quantidade de metal remanescente varia conforme o tempo de permanência do metal e as temperaturas iniciais da liga e da bacia.

O método de pré-dosagem proporcionou amostras com maiores dispersões de massas, porém as variações encontradas não são suficientes para comprometer negativamente a morfologia dessas, como demonstrado na próxima seção 5.1.1.3 “Morfologia das amostras”.

Tabela 7 – Dosagem de metal obtidas pelos métodos de dosagem dinâmica, pré-dosagem e dosagem direta.

Dosagem dinâmica		Pré-dosagem		Dosagem direta	
Nº	Massa (g)	Nº	Massa (g)	Nº	Massa (g)
1	1234	8	1198	15	1230
2	1230	9	1201	16	1246
3	1221	10	1203	17	1257
4	1231	11	1164	18	1227
5	1240	12	1217	19	1255
6	1237	13	1233	20	1255
7	1234	14	1210	21	1246
$\underline{M_{DDin}} = 1232$		$\underline{M_{PréD}} = 1204$		$\underline{M_{DDir}} = 1245$	
$\sigma_{MDDin} = 5,87$		$\sigma_{MPréD} = 21,18$		$\sigma_{MDDir} = 12,21$	

Fonte: Autor (2015)

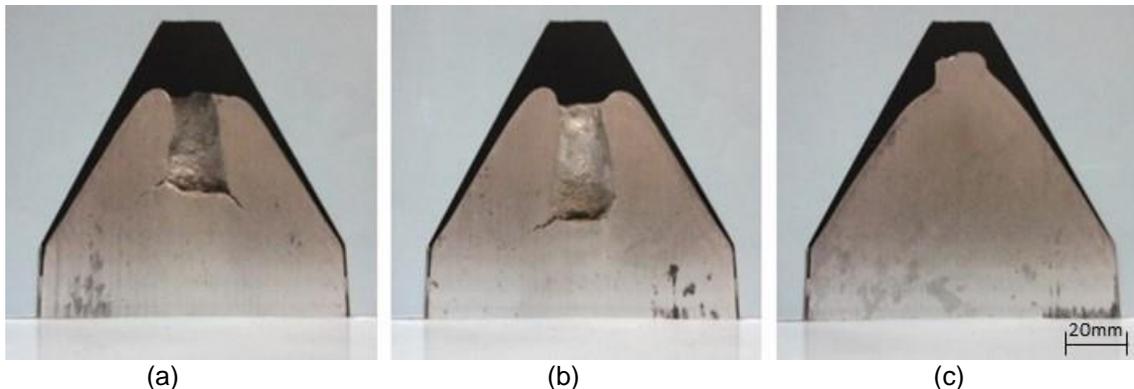
5.1.1.3 Morfologia das amostras

São exibidas na Figura 63 as secções de três amostras típicas dos lotes obtidos pelos métodos de dosagem dinâmica (a), pré-dosagem (b) e dosagem direta (c), respectivamente dispostas em perfil de uma máscara que reproduz a geometria da secção da cavidade interna do molde Tatur em escala 1:1, para avaliação qualitativa.

Inicialmente, observa-se que as amostras (a) e (b), produzidas com dispositivo dosador, se assemelham por apresentarem rechupes em vale, enquanto para amostra (c), esse não se encontra.

O rechupe vertical também seguiu a mesma tendência para os dois métodos que utilizaram dispositivo dosador, sendo mais acentuados e com as cristas mais bem definidas, quando comparados à amostra (c) obtida pelo método de dosagem direta.

Figura 63 – Amostras Tatur resultantes de três métodos distintos de dosagem:



(a) dosagem dinâmica, (b) pré-dosagem, (c) dosagem direta.

Fonte: Autor (2015)

A contração geral das três amostras se assemelharam, a começar pelas geometrias cilíndricas situadas nas partes inferiores dessas, que mantiveram seus perfis com angulações próximas ao perfil representativo da coquilha, apresentando pouca redução dos seus diâmetros. A partir da transição entre a parte cilíndrica e a parte cônica das amostras há uma diferenciação entre os ângulos dessas e o ângulo representativo da coquilha. Próximo ao topo, o perfil da amostra (c) se apresenta mais

prolongado e deformado. Isso pode ser correlacionado aos mesmos fenômenos que levaram à formação dos rechupes vertical e em vale de forma incoerente.

Considerando os resultados e dispersões da vazão, dosagem e morfologia dos lotes de amostras obtidos por meio dos três métodos, pode-se inferir que a vazão regradada pelos tempos de vazamento é mais influente na formação morfológica das amostras, que a dosagem, pois o lote representado pela amostra (c), resultado de vazamento mais longo e disperso, não apresentou o rechupe em vale e não formou a crista adequada. Os lotes representados pelas amostras (a) e (b) mantiveram padrão morfológicos semelhantes e adequados, os quais foram obtidos com maiores vazões e as dispersões, tanto para (a) quanto (b) foram pequenas, comparadas a dosagem direta.

As correlações dos resultados qualitativos podem ser verificadas na Tabela 8. As amostras apresentaram morfologias conforme as vazões obtidas pelos métodos empregados. Por outro lado, dosagem e morfologia, não apresentam uma relação direta.

Tabela 8 – Relação qualitativa entre vazão, dosagem e morfologia das amostras Tatur pelos três métodos.

	Dosagem dinâmica	Pré-dosagem	Dosagem direta
Vazão	+	+	-
Dosagem	+	-	~
Morfologia	+	+	-

Fonte: Autor (2015)

5.1.2 Temperaturas da liga durante transporte

As ligas utilizadas para os dois grupos de amostras dos ciclos de transporte apresentavam os seguintes parâmetros:

Liga para 1º grupo de amostras:

- Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,08	0,676	3,2	0,422	0,312	174	0,522	48	415

- Temperatura da liga: 700±5 °C.
- Densidade: 2,69 g/cm³.

Liga para 2º grupo de amostras:

- Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,23	0,665	3,25	0,441	0,327	201	0,474	53	389

- Temperatura da liga: 750±5 °C.
- Densidade: 2,71 g/cm³.

Resultados podem ser analisados na Tabela 9, onde foram registradas as temperaturas colhidas no forno e na coquilha Tatur, bem como seus respectivos tempos de transporte. Foram calculadas as variações de temperatura durante o transporte da liga e respectivas taxas de resfriamento de cada vazamento. A médias e desvios padrão foram definidas como a seguir:

\bar{I}_{ft}	[°C]	= média das variações das temperaturas de transporte
\bar{t}_t	[s]	= média dos tempos de transporte
\bar{I}_R	[°C/s]	= taxa de resfriamento média de transporte
σ_{ft}	[°C]	= desvio padrão das temperatura de transporte
σ_R	[°C/s]	= desvio padrão das taxas de resfriamento durante o transporte
σ_{tt}	[s]	= desvio padrão dos tempos de transporte

Obtém-se a taxa de resfriamento média de transporte da liga (\bar{I}_R), entre o forno e a cavidade da coquilha, por meio da razão entre a média das variações de temperatura (\bar{I}_{ft}) e a média dos tempos de transporte (\bar{t}_t), ou seja, $\bar{I}_R = 8,48$ °C/s. A taxa de resfriamento média de transporte da liga (\bar{I}_R) indica que há uma grande perda de calor durante o transporte. Os vários elementos e fenômenos presentes durante o transporte têm grande capacidade de retirada de calor da liga. Potencialmente esses

são os materiais metálicos, como a concha, a bacia de vazamento e o obturador, assim como o contato da liga com a atmosfera.

Tabela 9 – Temperaturas e tempos de transporte obtidos durante vazamentos efetuados em coquilha Tatur, com a liga AlSi7Cu3Mg.

Ciclo	Forno (°C)	Tatur (°C)	Δ Forno/ Tatur (°C)	Transporte (s)	Taxa Resfriamento (°C/s)
1	700	598,3	101,7	13,77	7,39
2	700	601,2	98,8	11,61	8,51
3	700	617,3	82,7	10,36	7,98
4	750	632,9	117,1	12,13	9,65
5	750	647,2	102,8	11,61	8,85
6	750	649,3	100,7	11,65	8,64
			$\bar{I}_{ft} = 100,6$ $\sigma_{ft} = 10,97$	$\bar{t}_t = 11,86$ $\sigma_{tt} = 1,108$	$\bar{I}_R = 8,48$ $\sigma_R = 0,77$

Fonte: Autor (2015)

Os desvios padrão indicam que as variações de temperatura Δ Forno - Tatur ($\sigma_{ft} = 10,97$) e os tempos de transporte ($\sigma_{tt} = 1,108$) são altos. Conclui-se que as variações de temperaturas da liga encontradas dentro da coquilha tem forte correlação com os procedimentos de trabalho do operador, pois os períodos de tempo para cada um de seus movimentos podem variar, acarretando em uma somatória de variações que se correlacionam à variação total de temperatura da liga.

5.1.3 Correlações entre temperaturas da coquilha e da liga AlSi7Cu3Mg pelo método de dosagem dinâmica

Como definido na seção de metodologia, para esse estudo, a liga AlSi7Cu3Mg foi utilizada com dois níveis de temperaturas distintas, definindo dois grupos de amostragens.

1º grupo de amostras:

➤ Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,76	0,79	3,23	0,469	0,162	218	0,512	89	400

- Temperatura da liga: 675±5 °C.
- Densidade: 2,68 g/cm³.
- Temperatura 1 do molde: 90±15 °C.
- Temperatura 2 do molde: 440±15 °C.

Liga para 2º grupo de amostras:

➤ Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,3	0,699	3,18	0,423	0,15	172	0,51	85	475

- Temperatura da liga: 780±5 °C.
- Densidade: 2,56 g/cm³.
- Temperatura 1 do molde: 90±15 °C.
- Temperatura 2 do molde: 440±15 °C.

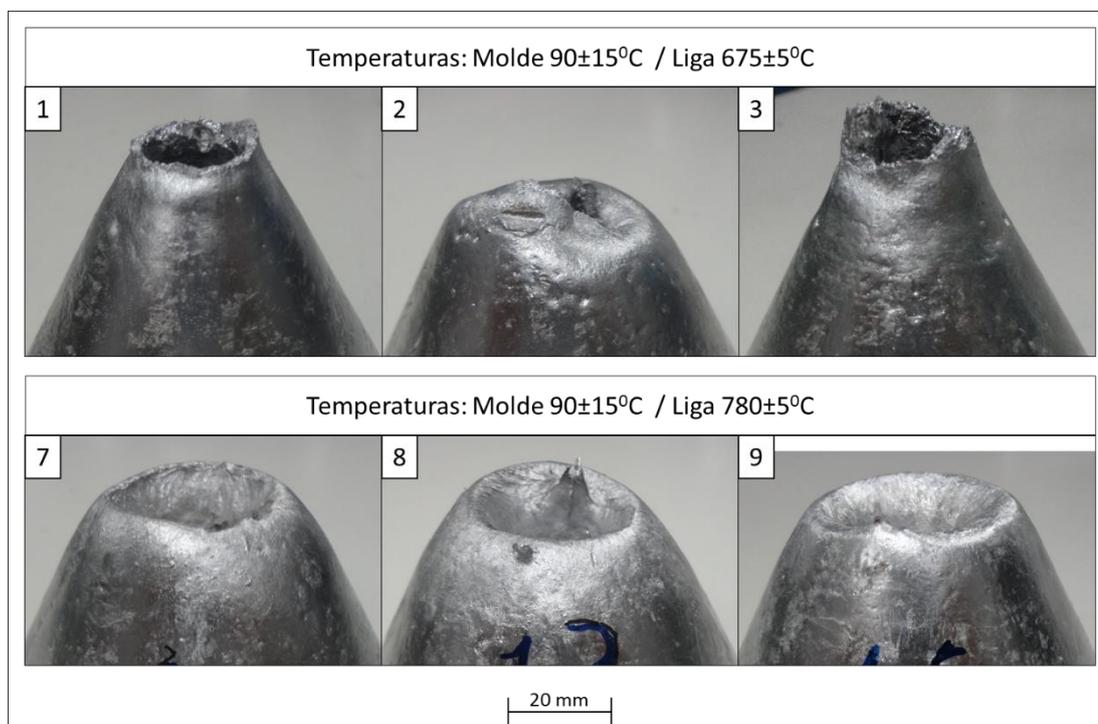
5.1.3.1 Morfologia das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica

As primeiras observações sobre as amostras obtidas foram quanto à formação de suas cristas, pois em alguns casos indicavam que foram formadas por fenômenos distintos. Essas alterações foram identificadas como ocorrências de não conformidades do processo de produção das amostras, como descritas a seguir:

- Ruptura da amostra: Na Figura 64 são exibidos os detalhes das cristas das amostras produzidas e agrupadas com a temperatura de molde mantida a 90±15 °C e temperaturas de liga variadas em 675±5 °C e 780±5 °C. Observe-se que as amostras (2), (7), (8) e (9) são arredondadas, oriundas de um

processo de solidificação, enquanto para as amostras (1) e (3), suas cristas apresentam sinais de ruptura do material.

Figura 64 – Detalhe das cristas das amostras Tatur para molde a $90\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$, com liga a $685\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $780\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$.



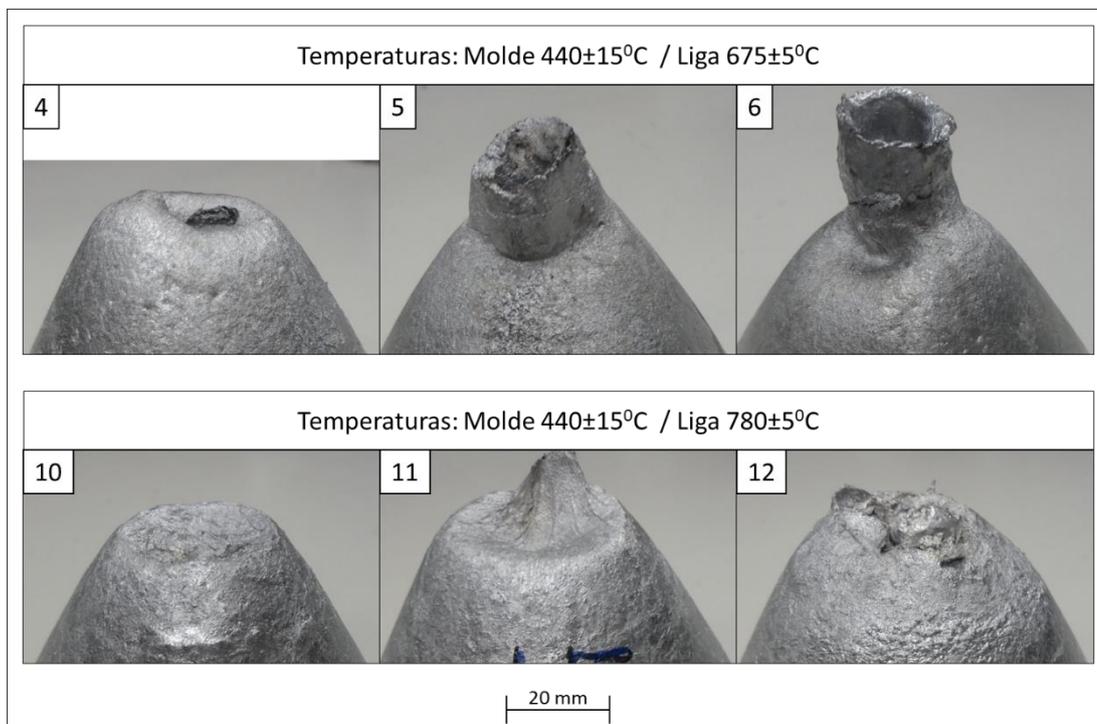
Fonte: Autor (2015)

Ao ser feita a análise das amostras de outro grupo, mostradas na Figura 65, onde a temperatura de molde foi mantida a $440\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ e as temperaturas da liga variadas em $675\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $780\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, observa-se que as amostras (4), (10), (11) e (12) apresentam cristas arredondadas e as amostras (5) e (6) sinais de ruptura.

Foi observado durante o processo de vazamento, que em alguns casos havia maior dificuldade para desmoldar a bacia de recolhimento de metal excedente por haver uma solidificação da liga que não havia escoado completamente. No momento em que o transbordamento se iniciava, ocorria uma solidificação do metal na região do furo de alimentação, na interface entre a cavidade da amostra e a bacia de recolhimento de metal excedente, gerando uma contra

saída para a desmoldagem. Por consequência, ao se fazer a retirada da bacia de recolhimento de metal excedente ocorria a ruptura da amostra nessa região.

Figura 65 – Detalhe das cristas das amostras Tatur para molde a $440\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$, com liga a $675\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $780\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$.



Fonte: Autor (2015)

Em ambos os grupos analisados, as amostras que apresentaram sinais de ruptura foram produzidas com a liga à temperatura de $675\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Essa ocorrência indica que a utilização da liga a essa temperatura não seja adequada, sendo um limite para o processo.

A liga entra em imediato processo de solidificação por já estar com temperatura baixa quando atinge a região do topo da coquilha Tatur. Essa constatação pode ser verificada pela associação do fenômeno de ruptura para a liga à $675\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, com sua temperatura de nucleação de $585,8\text{ }^{\circ}\text{C}$ mostrada no gráfico da Figura 28 e a perda de temperatura média entre forno e a coquilha Tatur de $t_{ft}= 100,6\text{ }^{\circ}\text{C}$, exibida na Tabela 9. Assim, a perda de aproximadamente $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante o transporte da liga, a leva a uma temperatura próxima da temperatura de nucleação no momento em que entra em contato com o molde.

- Dano mecânico às amostras: a ocorrência de outro tipo de não conformidade pode ser encontrada nas amostras (4) e (12) da Figura 65. Trata-se da tentativa de extração das amostras, com auxílio de um pino inserido através do furo de alimentação. Como as amostras se encontravam a altas temperaturas, por consequência, suas resistências à compressão eram baixas. A força aplicada sobre o pino gerou um deslocamento do material, danificando a região.

A razão da busca dessa solução para a desmoldagem foi a dificuldade encontrada para desmoldar as amostras apenas com impacto externo sobre o molde. Foi observado que quanto maiores eram as temperaturas de liga e molde, maior era a dificuldade de desmoldagem. A desmoldagem de tornava-se mais fácil com o aumento do tempo de resfriamento do conjunto da amostra e molde.

Para trabalhos futuros, seria recomendado o aumento do ângulo de saída da parte cilíndrica do molde, assim como o aumento do raio de concordância entre a parte cilíndrica e a parte cônica do molde, para facilitar a desmoldagem das amostras.

Sobre as amostras obtidas, as análises efetuadas se concentram nas características do rechupe em vale “b” e no rechupe vertical “c”, conforme mostrado na Figura 53 da seção 4.4.4.1 *“Morfologia de amostras pelo método de dosagem dinâmica”*.

As dimensões controladas “b” e “c” foram agrupadas na Tabela 10 organizadas conforme as temperaturas de liga e molde com as quais foram produzidas. Os dados obtidos foram analisados por meio de correlações estatísticas. Conforme Cohen (1988), índices de correlação são classificados como: baixos, quando ocorrem entre 0,1 e 0,29; médios para o intervalo 0,3 e 0,49 e altos entre 0,5 e 1.

Observa-se que os valores medidos para rechupes em vale “b” foram menores (vales mais profundos), quando o molde se encontrava a temperaturas de 90 ± 15 °C. Essa observação pode ser confirmada pela análise estatística dos índices de correlação das variáveis. A temperatura do molde e o rechupe em vale “b” apresentaram um índice de correlação de 0,964 e P-Value < 0,05. Os resultados encontrados para a

mesma análise feita entre a temperatura da liga e a profundidade do rechupe em vale “b” indicaram que não há correlação entre essas variáveis, pois o índice de correlação de -0,328 e P-Value > 0,05.

Tabela 10 – Resultados morfológicos das amostras Tatur obtidas pelo método de dosagem dinâmica, com a liga AlSi7Cu3Mg.

Amostra	Molde °C (±15°C)	Liga °C (±5°C)	Altura “b” (mm)	Altura “c” (mm)	Massa (g)	Estado
1	90	675	41	-	1234,4	Rompido
2	90	675	41	90	1221,4	Conforme
3	90	675	31	-	1236,9	Rompido
4	440	675	-	-	1229,6	Danificado
5	440	675	-	-	1239,7	Rompido
6	440	675	-	-	1237,1	Rompido
7	90	780	26	82	1214,4	Conforme
8	90	780	37	84	1217,8	Conforme
9	90	780	36	81	1218,8	Conforme
10	440	780	74	83	1226,9	Conforme
11	440	780	75	83	1227,7	Conforme
12	440	780	-	85	1221,4	Danificado

Fonte: Autor (2015)

Se constata nessa correlação que quanto menor for a temperatura do molde, menor será a dimensão de “b”, resultando em maior profundidade do vale.

Quanto ao rechupe vertical “c”, encontrou-se uma forte correlação entre esse e a temperatura da liga, sendo o índice de correlação de -0,899 para um P-Value < 0,05. Não foi encontrada correlação entre o rechupe vertical “c” e a temperatura do molde, pois o índice de correlação encontrado foi de 0,106 para um P-Value > 0,821.

O resultado de sinal negativo indica uma correlação inversa, pois quanto menor a temperatura da liga, maior será o rechupe em vertical “c”, resultando em amostras de maior altura.

Essas análises foram feitas tendo somente um dado válido do rechupe vertical “c” para a temperatura da liga de 675±5 °C. Esse argumento foi revisto com maiores quantidades de amostras válidas, produzidas por meio do método de pré-dosagem.

5.1.3.2 Densidades das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica

Os dados das densidades das amostras estão dispostos na Tabela 11, relacionados com suas densidades de liga, temperaturas de molde e temperatura liga.

Observa-se que há duas faixas de temperatura para a liga ($675\pm 5^{\circ}\text{C}$ e $780\pm 5^{\circ}\text{C}$), que resultaram em dois valores de densidade da liga (2,68 e 2,53 g/cm³). As densidades assim aparecem, pois são dados colhidos de uma única amostragem para cada temperatura de liga.

Nota-se que há uma relevante variação das densidades da liga, de forma inversa às suas temperaturas, pois para a temperatura de $780\pm 5^{\circ}\text{C}$ a densidade foi de 2,53 g/cm³ e para a temperatura de $675\pm 5^{\circ}\text{C}$ a densidade foi de 2,68 g/cm³. Explica-se essa ocorrência pela possível absorção de hidrogênio ocorrida durante o processo de produção de amostras. Iniciou-se os experimentos com a temperatura de liga mais baixa, a $675\pm 5^{\circ}\text{C}$, para posteriormente aquece-la à temperatura de $780\pm 5^{\circ}\text{C}$. Como descrito na seção 3.3.1.1 “Absorção de gases pelo metal líquido”, a liga de alumínio aumenta sua capacidade de absorção de hidrogênio conforme ocorra o aumento de temperatura da liga.

Tabela 11 – Densidades das amostras Tatur em função das temperaturas do molde e da liga.

Amostra	Molde °C ($\pm 15^{\circ}\text{C}$)	Liga °C ($\pm 5^{\circ}\text{C}$)	Liga Densidade g/cm ³	Amostra Tatur Densidade (g/cm ³)
1	90	675	2,68	2,71
2	90	675	2,68	2,73
3	90	675	2,68	2,72
4	440	675	2,68	2,73
5	440	675	2,68	2,74
6	440	675	2,68	2,73
7	90	780	2,56	2,72
8	90	780	2,56	2,71
9	90	780	2,56	2,71
10	440	780	2,56	2,68
11	440	780	2,56	2,68
12	440	780	2,56	2,68

Pode-se observar que os resultados de densidade das amostras Tatur não se correlacionam individualmente às densidades da liga ou às temperaturas de molde ou liga, pois são sempre próximas, exceto quando o molde se encontra a 440 ± 15 °C e a liga à 780 ± 5 °C. Quando observa-se todos os resultados das densidades das amostras Tatur para temperatura do molde a 440 ± 15 °C, encontra-se resultados discrepantes para os grupos produzidos com temperaturas da liga à 675 ± 5 °C e 780 ± 5 °C. Por outro lado, para todos os resultados de densidade das amostras Tatur, utilizando a liga à 780 ± 5 °C, há discrepância quando o molde se encontra às temperaturas de 90 ± 15 °C ou 440 ± 15 °C.

Essa metodologia foi reavaliada nos experimentos pelo método de pré-dosagem.

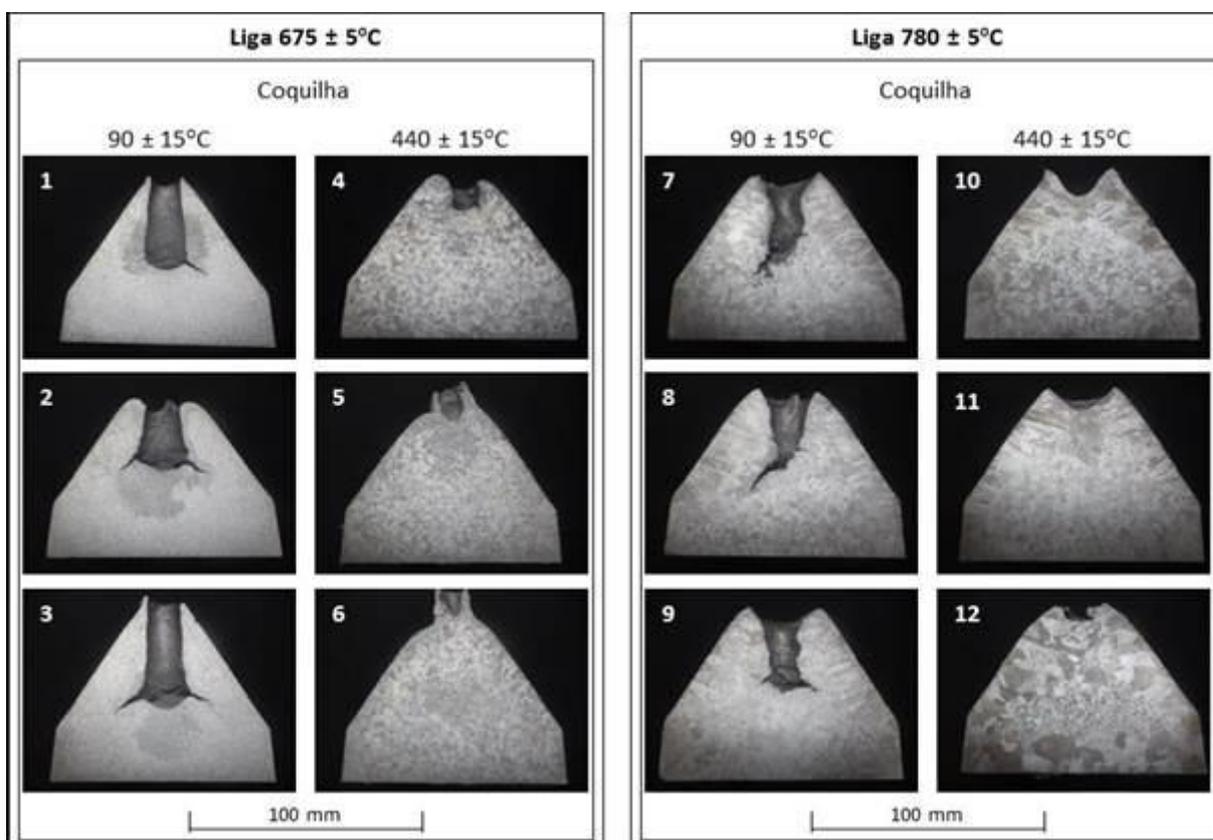
5.1.3.3 Macrográficas das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica

As amostras produzidas foram cortadas, acabadas e atacadas para análise macro de refinamento de suas estruturas. O agrupamento dessas, dispostas conforme temperaturas da liga e respectivas temperaturas do molde é exibido na Figura 66.

As estruturas formadas mostram a grande influência do calor contido na coquilha e na liga, sobre seus refinamentos. De maneira geral, quando as temperaturas do molde e da liga são mais baixas os grãos são mais refinados.

Os refinamentos das estruturas são mais influenciados pelas temperaturas da liga. Observa-se que as estruturas das amostras produzidas com temperatura de liga de 675 ± 5 °C e temperaturas de molde de 90 ± 15 °C e 440 ± 15 °C são do tipo equiaxial e mais refinadas que aquelas produzidas com temperatura de liga de 780 ± 5 °C e temperaturas de molde de 90 ± 15 °C e 440 ± 15 °C, formando estruturas colunares. Nota-se assim que apesar da alta temperatura do molde a 440 ± 15 °C, quando se produziu amostras com temperatura de liga baixa, a 675 ± 5 °C, as estruturas formadas foram mais refinadas que as amostras produzidas com temperatura do molde baixa, de 90 ± 15 °C e temperaturas da liga alta, de 780 ± 5 °C.

Figura 66 – Refinamento das estruturas das amostras Tatur em função das variações das temperaturas da liga e do molde.



Fonte: Autor (2015)

5.1.4 Caracterização das ligas AlSi10Mg(Cu) e AlSi7Cu3Mg pelo método da pré-dosagem

As características das ligas avaliadas pelo método da pré-dosagem foram as seguintes:

1º grupo de amostras - liga AlSi7Cu3Mg:

➤ Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,71	0,75	3,13	0,460	0,21	220	0,499	85	380

➤ Temperatura da liga: 690±5 °C.

- Densidade: 2,66 g/cm³.

2º grupo de amostras - liga AlSi7Cu3Mg:

- Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Sr	Pb
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
7,3	0,699	3,18	0,423	0,15	172	0,51	89	475

- Temperatura da liga: 750±5 °C.
- Densidade: 2,56 g/cm³.

3º grupo de amostras - liga AlSi10Mg(Cu):

- Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sr
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
9,41	0,388	0,184	0,398	0,367	112	0,104	414	15

- Temperatura da liga: 700±5 °C.
- Densidade: 2,67 g/cm³.

4º grupo de amostras - liga AlSi10Mg(Cu):

- Composição química:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sr
%	%	%	%	%	ppm	%	ppm	ppm
10,05	0,421	0,311	0,385	0,448	108	0,105	404	14

- Temperatura da liga: 770±5 °C.
- Densidade: 2,67 g/cm³.

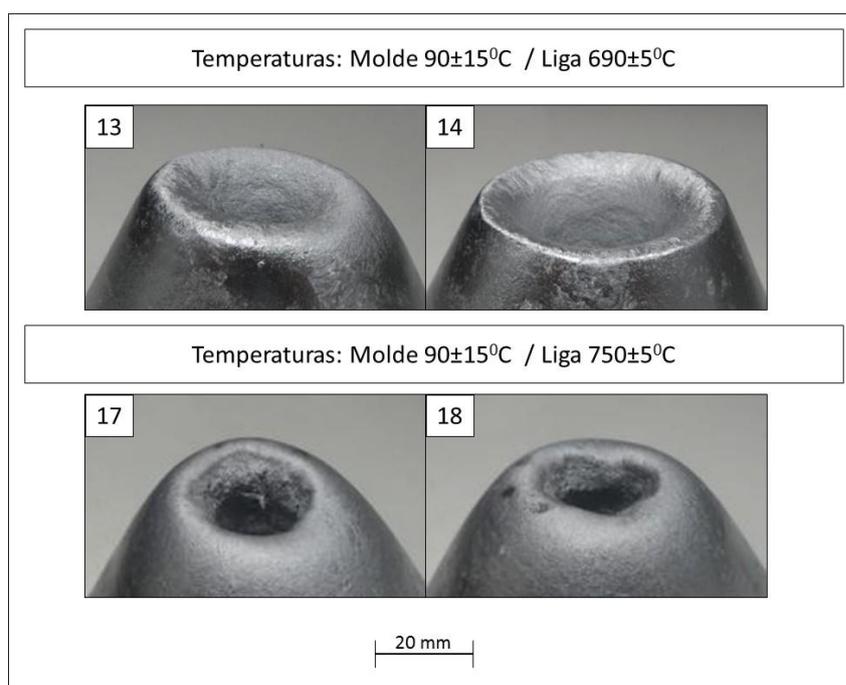
5.1.4.1 Morfologia das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem

O primeiro aspecto morfológico avaliado foi a formação das cristas das amostras, pois aquelas produzidas pelo método de dosagem dinâmica havia apresentado rupturas.

Nas Figuras 67, 68, 69 e 70 são mostradas as cristas das amostras produzidas com composições das ligas variadas e suas respectivas temperaturas de liga e molde.

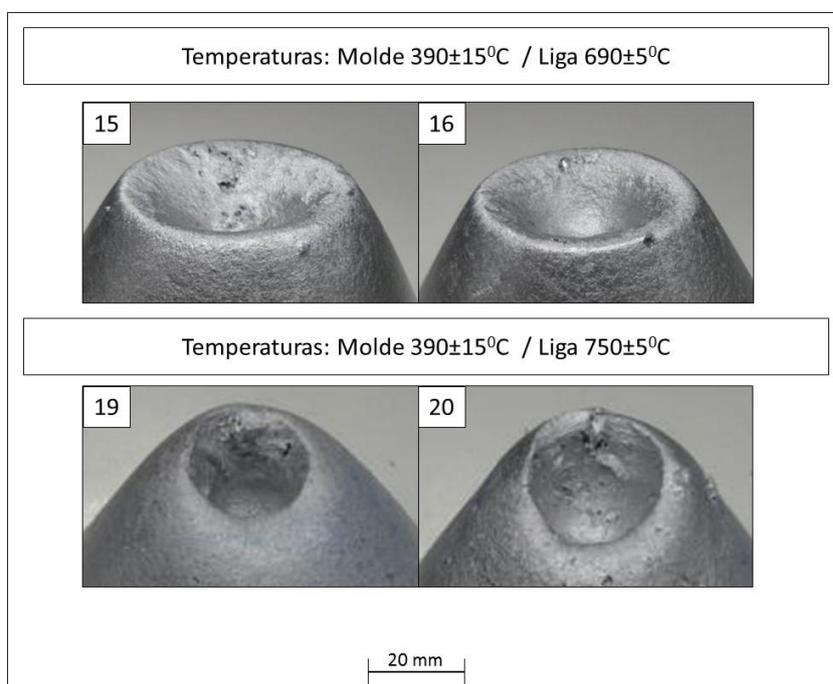
Percebe-se que todas as cristas apresentaram formas arredondadas, sem sinais de ruptura, que poderiam ocorrer durante o processo de desmoldagem das amostras. A análise dessas amostras cortadas, exibidas nas Figuras 71 e 72, indica que o método de pré-dosagem proporciona melhores padrões morfológicos que o método de dosagem dinâmica, visto na Figura 66, quando confrontados com o modelo teórico da Figura 20. Essa condição possibilita melhores análises e conclusões sobre as descontinuidades “a”, os rechupes em vale “b”, os rechupes verticais “c” e as contrações gerais “d”.

Figura 67 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a $90\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ com liga AlSi7Cu3Mg a $690\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $750\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$



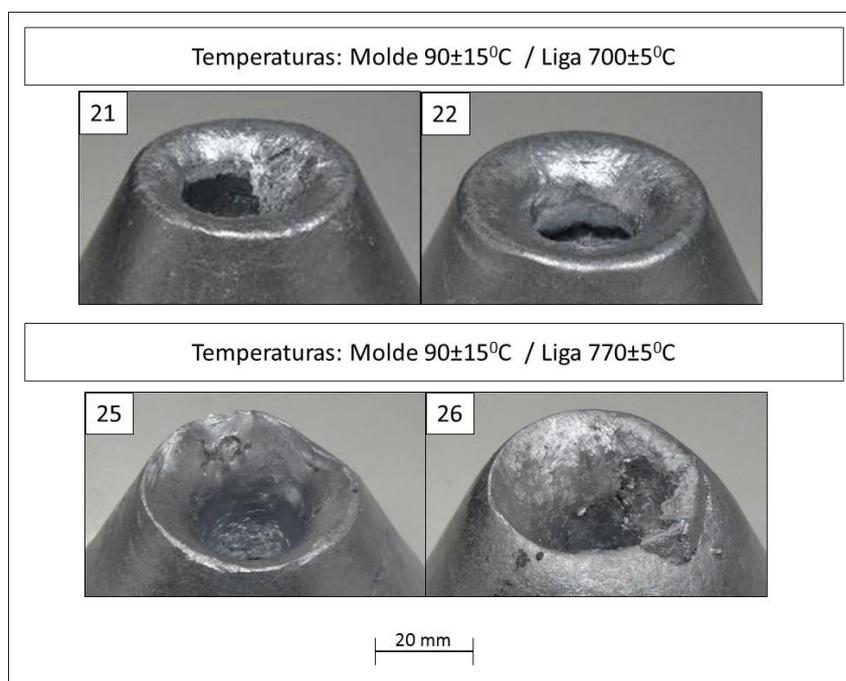
Fonte: Autor (2015)

Figura 68 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a $390\pm 15\text{ }^\circ\text{C}$ com liga AlSi7Cu3Mg a $690\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$ e $750\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$



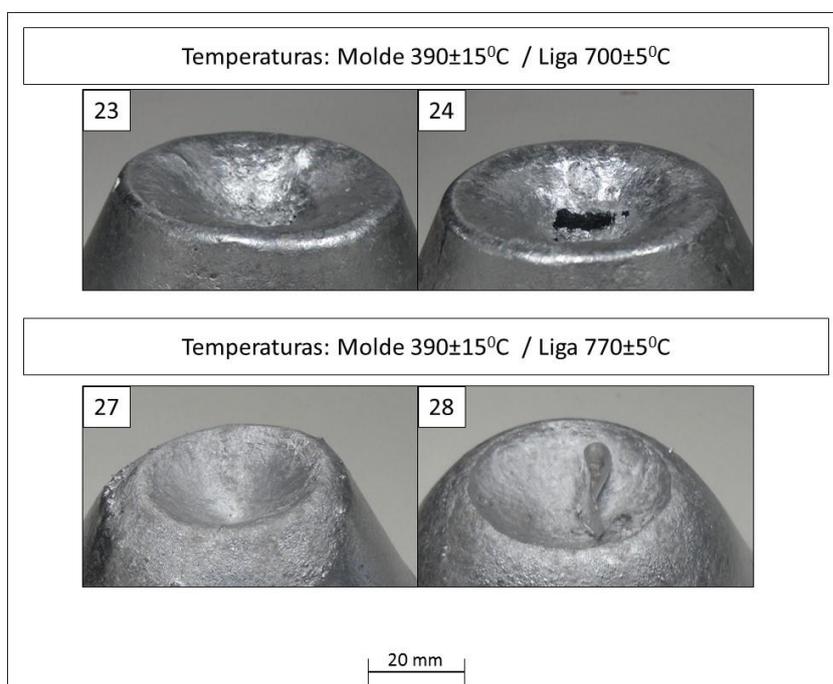
Fonte: Autor (2015)

Figura 69 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a $90\pm 15\text{ }^\circ\text{C}$ com liga AlSi10Mg(Cu) a $700\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$ e $770\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$



Fonte: Autor (2015)

Figura 70 – Detalhe dos topos das amostras Tatur vazadas em molde a $390\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ com liga AlSi10Mg(Cu) a $700\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $770\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$



Fonte: Autor (2015)

As discontinuidades “a” foram avaliadas visualmente após lixamento das amostras e aplicação de líquido penetrante como mostrado nos agrupamentos da Figura 71 para liga AlSi7Cu3Mg e da Figura 72 para a liga AlSi10Mg(Cu) .

Ao se comparar as amostras das Figuras 71 e 72, percebe-se que as discontinuidades, quando produzidas com a liga AlSi7Cu3Mg , se apresentam como poros individualmente menores, com geometrias tendencialmente esféricas, em maior quantidade e distribuídas em maiores áreas que aquelas produzidas com a liga AlSi10Mg(Cu) , que são individualmente maiores, com formas que se assemelham a fendas, em menores quantidades e se situando em regiões mais limitadas.

Nota-se que as discontinuidades “a” das amostras AlSi7Cu3Mg se posicionam de forma mais dispersa, espalhadas em torno dos rechupes em vale “b”, enquanto aquelas das amostras da AlSi10Mg(Cu) são mais concentradas e se situam abaixo desses.

Essas características podem ser associadas ao comportamento das curvas de solidificação dessas ligas vistas na Figura 28. A liga AlSi7Cu3Mg apresenta um intervalo de solidificação entre o início de super-resfriamento e o início do patamar eutético, mais amplo nos eixos da temperatura e do tempo, que a liga AlSi10Mg(Cu). Esse intervalo é justamente onde ocorre a formação de estruturas dendríticas, que são responsáveis pelo favorecimento da ocorrência de microporosidades, conforme descrito na seção 3.3.2.1 “Microporosidades” da revisão bibliográfica.

A liga AlSi10Mg(Cu) apresenta um período de solidificação eutética mais longo, que não favorecem tanto a ocorrência de microporosidades como as estruturas dendríticas. Assim, há a tendência da ocorrência de porosidades somente ao final da solidificação, onde prevalece o núcleo mais quente da amostra, como descrito na seção 3.3.2 “Porosidades geradas por rechupes”.

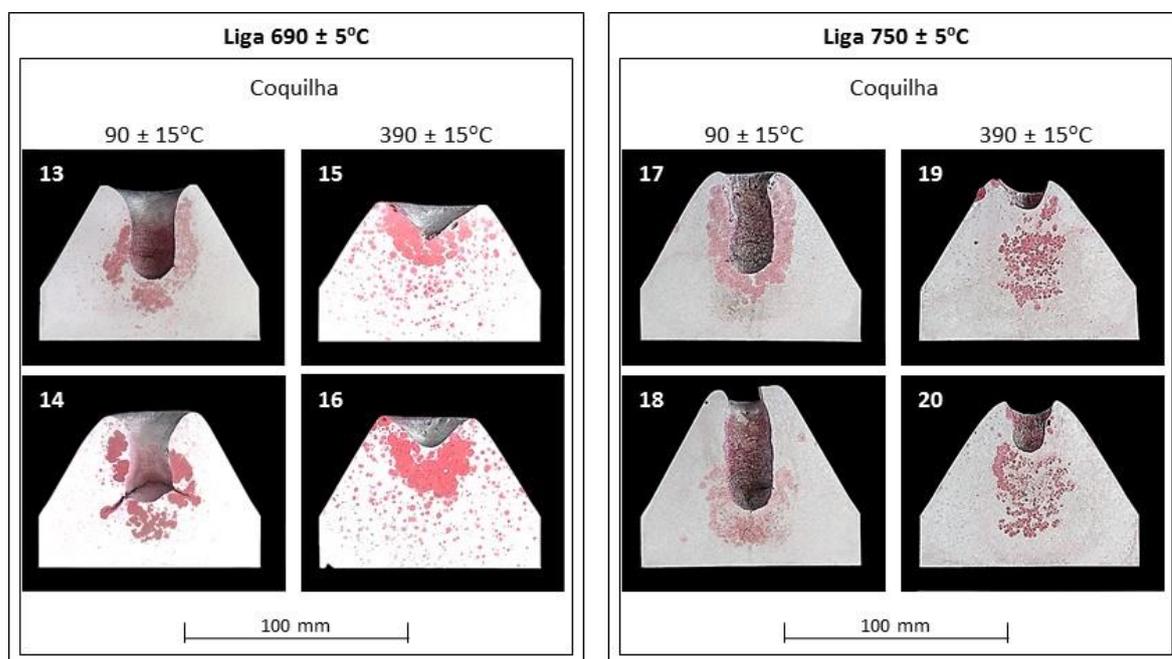
Outra característica notada é a presença de maiores áreas isentas de descontinuidades mostradas pelas amostras da liga AlSi10Mg(Cu) que, no entanto, quando ocorrem, apresentam poros individualmente maiores que aqueles das amostras da liga AlSi7CuMg.

Assim como na seção 5.1.2.1 *Morfologia das amostras Tatur*, os rechupes em vale “b” e os rechupes verticais “c” foram avaliados quantitativamente, com suas dimensões de profundidade dispostas na Tabela 12.

Considerando os dados da altura “b” para todas as amostras de ambas as ligas em um único conjunto, as correlações encontradas indicam que as temperaturas do molde têm alta correlação com as profundidades do rechupes em vale “b”, com índice de 0,915 e P-Value < 0,05. Essa constatação confirma o resultado encontrado para o mesmo teste da seção 5.1.2.1 *Morfologia das amostras Tatur*, para amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica.

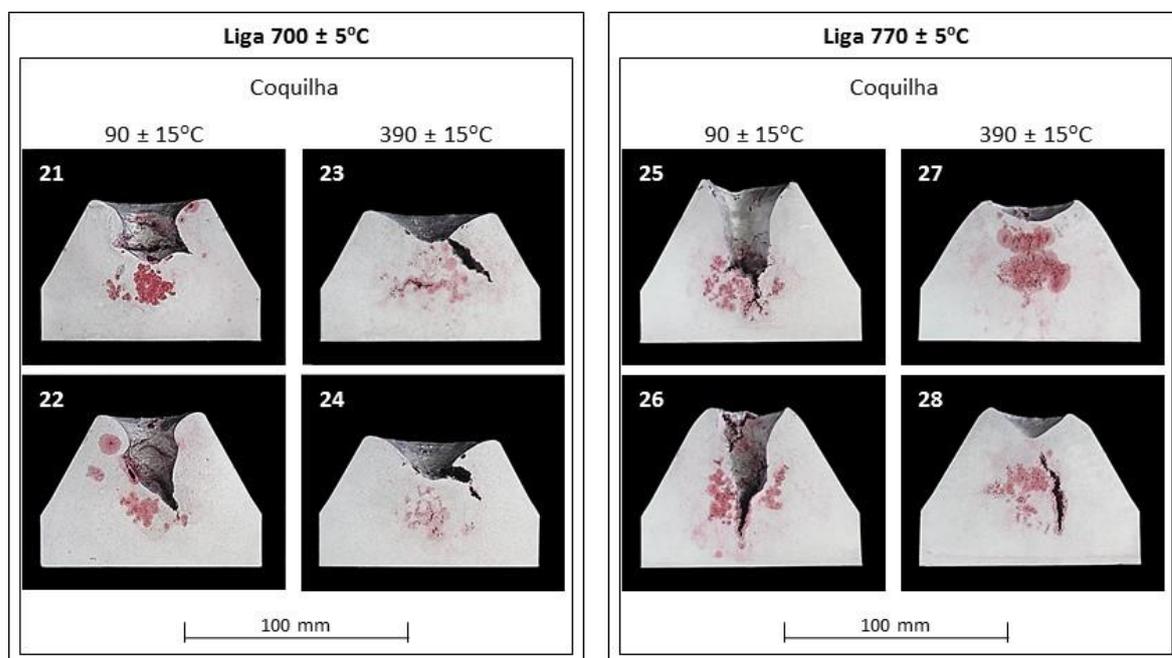
Assim, quanto menor a temperatura do molde, menor será o valor de “b”, o rechupe em vale será mais profundo.

Figura 71 – Amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, com aplicação de líquido penetrante



Fonte: Autor (2015)

Figura 72 – Amostras Tatur produzidas com a liga AlSi10Mg(Cu), com aplicação de líquido penetrante



Fonte: Autor (2015)

Tabela 12 – Resultados morfológicos das amostras Tatur para as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) pelo método de pré-dosagem.

Amostra	Liga	Molde °C (±15°C)	Liga °C (±5°C)	Altura “b” (mm)	Altura “c” (mm)	Massa (g)	Estado
13	AlSi7Cu3Mg	90	695	60	75	1198,23	Conforme
14	AlSi7Cu3Mg	90	695	63,5	73	1200,72	Conforme
15	AlSi7Cu3Mg	390	695	90,5	72,5	1202,64	Conforme
16	AlSi7Cu3Mg	390	695	89,5	67	1164,23	Conforme
17	AlSi7Cu3Mg	90	750	60,5	77	1217,24	Conforme
18	AlSi7Cu3Mg	90	750	50,5	81	1232,47	Conforme
19	AlSi7Cu3Mg	390	750	91	76	1217,96	Conforme
20	AlSi7Cu3Mg	390	750	83	75,5	1210,11	Conforme
21	AlSi10Mg(Cu)	90	700	76	68,5	1129,37	Conforme
22	AlSi10Mg(Cu)	90	700	68	70	1166,04	Conforme
23	AlSi10Mg(Cu)	390	700	90,5	62	1105,86	Conforme
24	AlSi10Mg(Cu)	390	700	87,5	61,5	1104,37	Conforme
25	AlSi10Mg(Cu)	90	770	60	76	1161,7	Conforme
26	AlSi10Mg(Cu)	90	770	63,5	75,5	1172,03	Conforme
27	AlSi10Mg(Cu)	390	770	94,5	67,5	1150,8	Conforme
28	AlSi10Mg(Cu)	390	770	92,5	73	1201,42	Conforme

Fonte: Autor (2015)

Ao se analisar a altura “c”, utilizando todos os dados em um conjunto, obtém-se uma alta correlação entre temperatura da liga e formação do rechupe vertical “c”, com índice de 0,512 e P-Value < 0,05. Efetuando-se as análises das amostras separadamente em dois grupos definidos pelo tipo de liga, um aumento da correlação é obtido, com índice de 0,727 e P-Value < 0,05 para a liga AlSi7Cu3Mg, e índice 0,723 com P-Value < 0,05 para a liga AlSi10Mg(Cu).

Conclui-se que quanto maior for a temperatura da liga, maior será o valor do rechupe vertical “c”, a amostra será mais alta.

Outra correlação foi encontrada entre as alturas “c” das amostras e suas massas, sendo de 0,886 e P-Value < 0,05 para o conjunto de todas as amostras produzidas pelo método da pré-dosagem.

Assim, quanto maior for a massa das amostras, maior serão os valores do rechupe vertical “c”, mais alta serão as amostras.

Passando às análises da característica da contração geral “d”, as amostras produzidas com as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) foram dispostas contra uma máscara da geometria interna da cavidade da coquilha Tatur, em agrupamentos conforme suas temperaturas de liga e molde, mostrados nas Figuras 73 e 74.

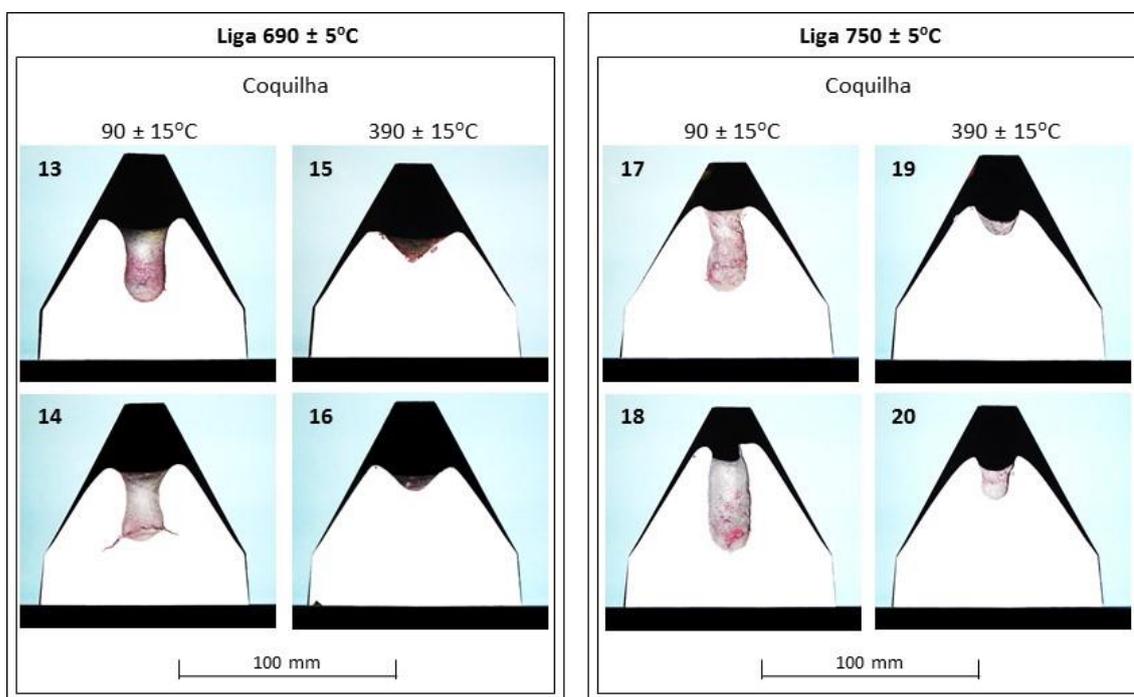
As regiões inferiores das amostras, com forma tronco-cônica e pequena angulação, não apresentam variações relevantes em relação ao perfil da máscara. Já as regiões superiores das amostras, de forma cônica e maior angulação, mostram maior variação entre esses ângulos, principalmente naquelas produzidas com a liga AlSi7Cu3Mg.

Os ângulos φ da parte cônica das amostras foram controlados e seus dados organizados na Tabela 13. Ao se considerar o conjunto com todas as amostras, conclui-se que as temperaturas de liga têm baixa correlação com os ângulos φ , sendo de -0,130 e P-value > 0,05, enquanto as temperaturas do molde apresentam alta correlação com os ângulos φ , com índice de correlação de 0,617 para P-value < 0,05.

Efetuando-se a mesma análise em dois grupos classificados pelos tipos de liga, encontra-se uma alta correlação entre temperaturas de molde e ângulos φ para a liga AlSi7Cu3Mg, com índice de 0,906 e P-Value < 0,05. Por outro lado, para a liga AlSi10Mg(Cu) encontra-se uma correlação 0,553, porém para um P-value > 0,05 entre as mesmas variáveis

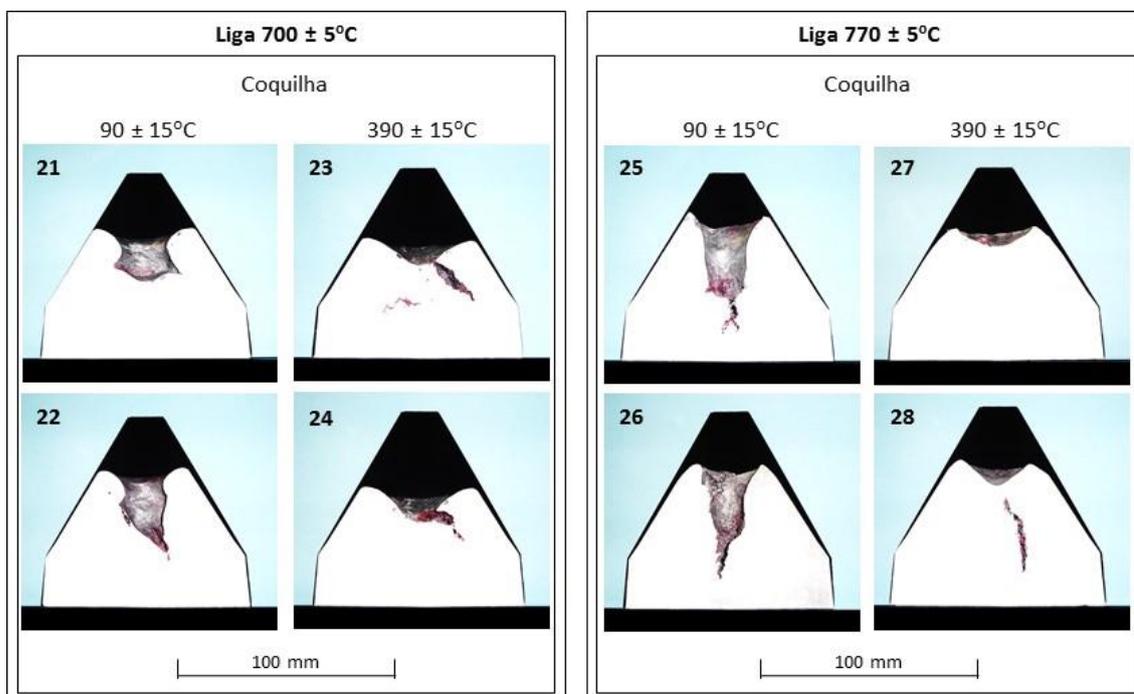
Esses resultados indicam que as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) se comportam de maneiras distintas entre elas, com relação às contrações gerais “d”, verificadas por meio dos ângulos φ .

Figura 73 – Amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, dispostas em máscara com formato do molde



Fonte: Autor (2015)

Figura 74 – Amostras Tatur da liga AlSi10Mg(Cu), dispostas em máscara com formato do molde



Fonte: Autor (2015)

Uma análise individual por tipo de liga foi efetuada para entendimento de seus comportamentos. As médias e dispersões dos ângulos ϕ foram calculados para cada grupo de amostras, por tipo de liga. Os resultados foram de uma média de $31^{\circ}38'$ e desvio padrão de $1^{\circ}22'$ para a liga AlSi7Cu3Mg, enquanto para a liga AlSi10Mg(Cu), esses foram uma média de $30^{\circ}27'$ e desvio padrão de $0^{\circ}18'$ para a liga AlSi10Mg(Cu).

Tabela 13 – Resultados morfológicos dos ângulos ϕ das contrações gerais "d" de amostras Tatur produzidas com as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu)

Amostra	Liga	Molde $^{\circ}\text{C}$ ($\pm 15^{\circ}\text{C}$)	Liga $^{\circ}\text{C}$ ($\pm 5^{\circ}\text{C}$)	Ângulo ϕ
13	AlSi7Cu3Mg	90	695	$30^{\circ}30'$
14	AlSi7Cu3Mg	90	695	$30^{\circ}45'$
15	AlSi7Cu3Mg	390	695	$32^{\circ}00'$
16	AlSi7Cu3Mg	390	695	$32^{\circ}00'$
17	AlSi7Cu3Mg	90	750	$30^{\circ}30'$
18	AlSi7Cu3Mg	90	750	$30^{\circ}15'$
19	AlSi7Cu3Mg	390	750	$33^{\circ}15'$
20	AlSi7Cu3Mg	390	750	$31^{\circ}50'$
21	AlSi10Mg(Cu)	90	700	$30^{\circ}30'$
22	AlSi10Mg(Cu)	90	700	$30^{\circ}00'$
23	AlSi10Mg(Cu)	390	700	$31^{\circ}00'$
24	AlSi10Mg(Cu)	390	700	$30^{\circ}30'$
25	AlSi10Mg(Cu)	90	770	$30^{\circ}30'$
26	AlSi10Mg(Cu)	90	770	$30^{\circ}05'$
27	AlSi10Mg(Cu)	390	770	$30^{\circ}30'$
28	AlSi10Mg(Cu)	390	770	$30^{\circ}30'$

Fonte: Autor (2015)

Os resultados das médias para a liga AlSi10Mg(Cu) indicam que seu ângulo ϕ apresenta menor desvio em relação ao ângulo de $30^{\circ}00'$, representativo da cavidade interna do molde, e suas dispersões são consideravelmente menores que os resultados obtidos para a liga AlSi7Cu3Mg.

Considerando-se os resultados das médias, desvios padrões e correlações entre temperaturas de liga e ângulos ϕ , conclui-se que, a liga AlSi10Mg(Cu) se caracteriza por reproduzir a forma da cavidade interna do molde com maior fidelidade, sofrendo baixa influência das temperaturas do molde. Por outro lado, as ligas AlSi7Cu3Mg são influenciadas pelas temperaturas do molde. Quanto maiores são as temperaturas do molde, maiores serão as variações dos ângulos ϕ .

5.1.4.2 Densidade das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem

Os dados das densidades das amostras relacionadas às suas densidades de liga, temperaturas de molde e temperaturas de liga foram dispostos na Tabela 14.

As análises estatísticas das características obtidas nos experimentos não resultaram em informações que mostrassem algum tipo de correlação entre si, quando todas foram consideradas em um único conjunto ou em dois conjuntos classificados pelo tipo de liga.

Tabela 14 – Densidades das ligas coletadas nos fornos e das amostras Tatur produzidas pelo método de pré-dosagem.

Amostra	Liga	Molde °C ($\pm 15^{\circ}\text{C}$)	Liga °C ($\pm 5^{\circ}\text{C}$)	Liga Densidade g/cm ³	Amostra Tatur Densidade (g/cm ³)
13	AlSi7Cu3Mg	90	695	2,66	2,71
14	AlSi7Cu3Mg	90	695	2,66	2,75
15	AlSi7Cu3Mg	390	695	2,66	2,69
16	AlSi7Cu3Mg	390	695	2,66	2,75
17	AlSi7Cu3Mg	90	750	2,72	2,70
18	AlSi7Cu3Mg	90	750	2,72	2,70
19	AlSi7Cu3Mg	390	750	2,72	2,69
20	AlSi7Cu3Mg	390	750	2,72	2,74
21	AlSi10Mg(Cu)	90	700	2,67	2,68
22	AlSi10Mg(Cu)	90	700	2,67	2,64
23	AlSi10Mg(Cu)	390	700	2,67	2,67
24	AlSi10Mg(Cu)	390	700	2,67	2,62
25	AlSi10Mg(Cu)	90	770	2,67	2,66
26	AlSi10Mg(Cu)	90	770	2,67	2,67
27	AlSi10Mg(Cu)	390	770	2,67	2,67
28	AlSi10Mg(Cu)	390	770	2,67	2,64

Fonte: Autor (2015)

As amostras aqui dispostas foram avaliadas na seção 5.1.4.1 “*Morfologia das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem*”, quanto às descontinuidades “a”, apresentando resultados que não se correlacionam com suas densidades.

Um dos objetivos da aplicação do método de controle das densidades das amostras é a constatação da presença e dimensões das descontinuidades internas, como uma

forma de ensaio não destrutivo. Esse método demonstrou-se incapaz de evidenciar esse tipo de característica de forma clara.

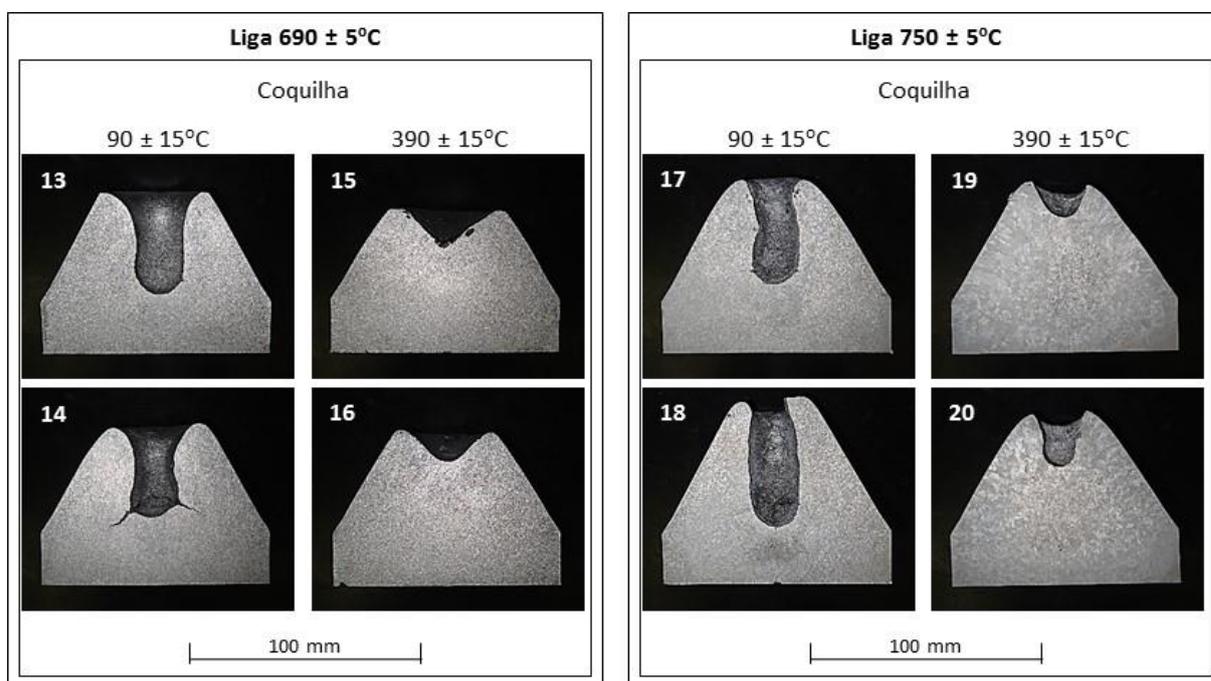
5.1.4.3 Macrografias das amostras produzidas pelo método de pré-dosagem

As amostras preparadas para as análises macrográficas foram dispostas na Figura 75, aquelas produzidas com a liga AlSi7Cu3Mg e na Figura 76 aquelas produzidas com a liga AlSi10Mg(Cu).

Os comportamentos dos refinamentos das estruturas das amostras produzidas com ambas as ligas são influenciados pelas variáveis de temperatura, da mesma forma que ocorrido na seção 5.1.3.3 “*Macrografias das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica*”, Figura 66, onde as amostras foram produzidas pelo método de dosagem dinâmica, porém, a comparação entre os dois métodos, considerando as amostras em AlSi7Cu3 indicam que o método de pré-dosagem resulta em estruturas mais refinadas, mesmo considerando as diferenças de temperaturas de superaquecimento iniciais.

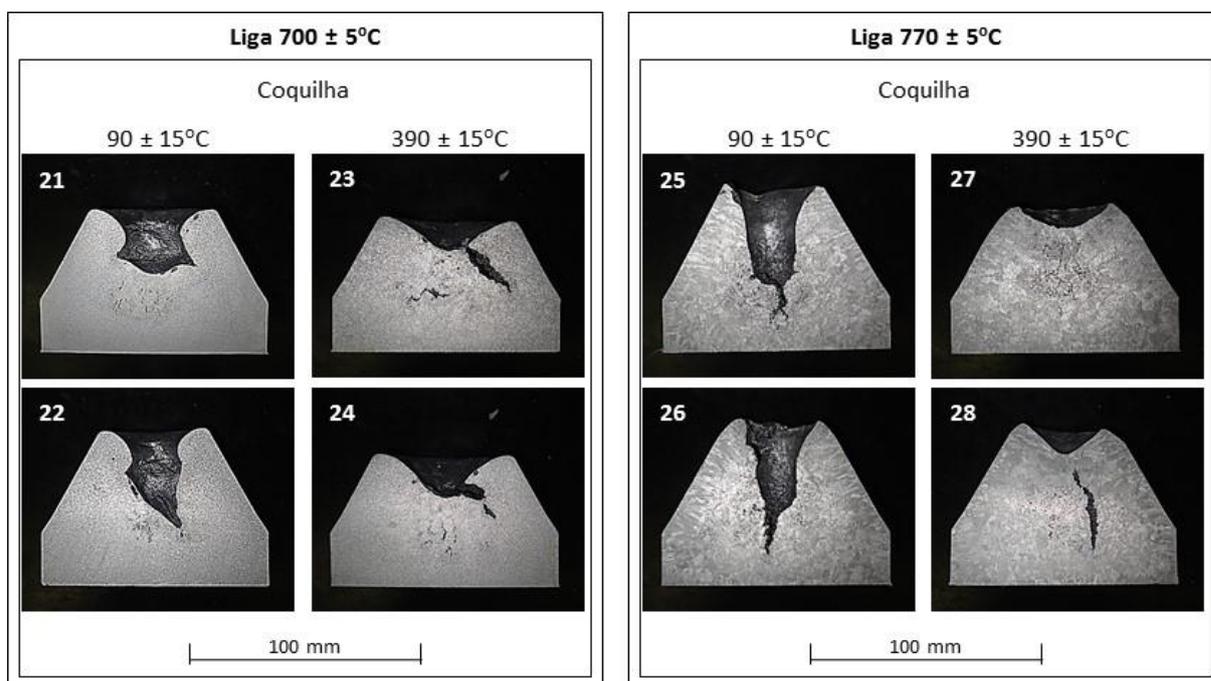
Observa-se a prevalência da temperatura da variável do superaquecimento sobre a temperatura do molde no refinamento das estruturas, principalmente nas amostras produzidas com a liga AlSi10Mg(Cu), pois entre a combinação da liga à 700 °C com molde a 390 °C e a liga à 770 °C com molde a 90 °C, essa última mostrou grãos mais grosseiros.

Figura 75 – Macrografias das amostras Tatur produzidas com liga AlSi7Cu3Mg, pelo método de pré-dosagem.



Fonte: Autor (2015)

Figura 76 – Macrografia das amostras Tatur produzidas com liga AlSi10Mg(Cu), pelo método de pré-dosagem.



Fonte: Autor (2015)

5.2 FLUIDEZ – COQUILHA ESPIRAL

Inicialmente os experimentos sobre a fluidez foram focados na avaliação da metodologia proposta, quanto ao comportamento térmico do sistema e as influências das temperaturas de molde e liga sobre a fluidez. O modelo de solidificação das amostras foi comparado com os modelos teóricos. Os impactos sobre a fluidez causados pela presença de óxidos e modificação da estrutura eutética foram verificados.

5.2.1 Sistema de vazamento do coquilha espiral

Os resultados das temperaturas controladas nos pontos estabelecidos da coquilha espiral e os comprimentos de fluidez das amostras estão organizados na Tabela 15. Estatisticamente, as temperaturas coletadas no ponto de referência [P] apresentam uma correlação com os resultados de comprimento da fluidez de 0,94 com P-Value < 0,05. As temperaturas resultantes dos pontos controlados A, B, C, D, E e F também apresentaram alto grau de correlação, sendo o menor de 0,79 e P-Value < 0,05.

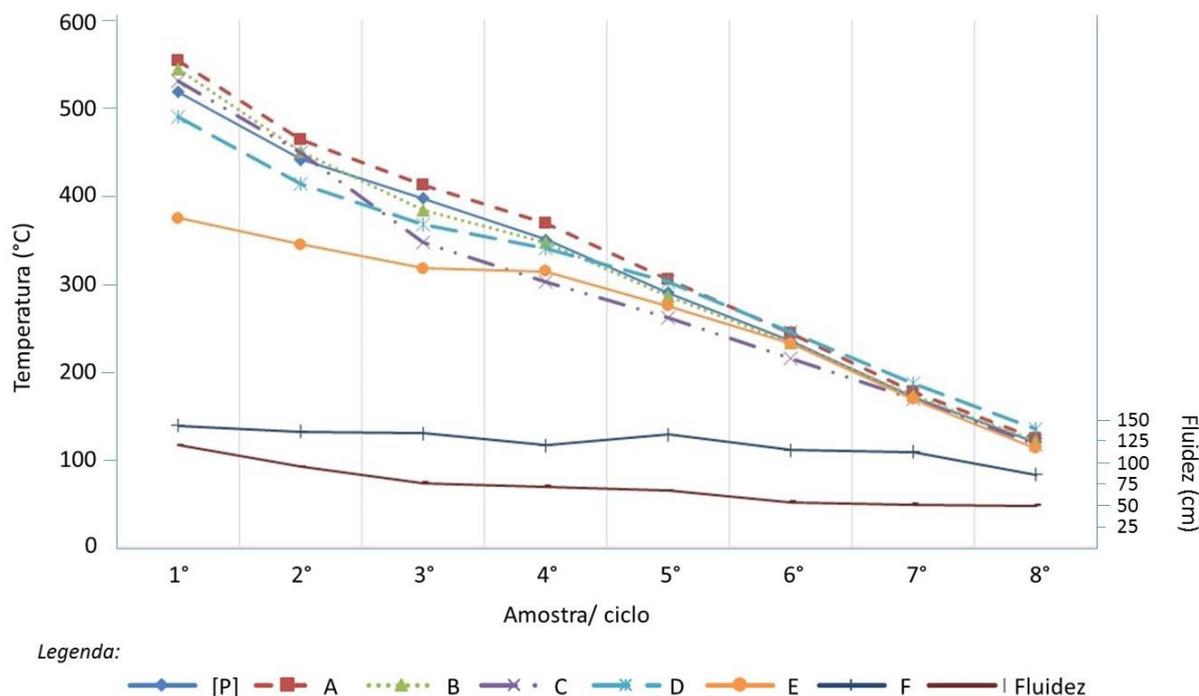
Tabela 15 – Temperaturas dos componentes da coquilha espiral

Ponto de controle	Ciclos/ temperaturas do molde (°C)							
	1º	2º	3º	4º	5º	6º	7º	8º
[P]	518	441	397	350	289	234	171	119
A	554	464	412	368	304	243	177	123
B	544	450	384	346	285	233	173	121
C	531	449	347	302	261	214	168	117
D	489	414	367	340	302	244	186	134
E	374	344	317	314	274	231	168	112
F	138	131	129	116	128	110	108	82
Fluidez (cm)	116	91	73	69	64	51	48	47

Fonte: Autor (2014)

Os dados da Tabela 15 estão exibidos na forma de gráfico de tendências na Figura 77. Observa-se que o decréscimo da fluidez é acompanhado pelo decréscimo das temperaturas do molde.

Figura 77 – Correlação entre a fluidez da liga e as temperaturas do molde



Fonte: Autor (2014)

As temperaturas do ponto F, que se referem à bacia de vazamento apresentaram correlação com a fluidez, porém suas tendências se mostraram diferentes daquelas controladas nos outros pontos da coquilha. A queda de temperatura dos vários pontos da coquilha foram acentuados, enquanto as temperaturas da bacia de vazamento tenderam a ser mais constantes. É importante notar que a bacia de vazamento não foi aquecida com a mesma intensidade que o restante da coquilha. Assim, por apresentar uma tendência de pouca perda de temperatura e baixo pré-aquecimento, considera-se que a bacia de vazamento está fora dos limites de controle de temperatura da coquilha, e pertence ao sistema compreendido entre o forno e a coquilha.

O comportamento do novo sistema de vazamento proposto se mostrou coerente com os resultados da fluidez e, portanto, adequado ao trabalho de pesquisa.

5.2.2 Correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde

A correlação entre as temperaturas de superaquecimento da liga e as temperaturas do molde foi desenvolvida a partir dos resultados de fluidez obtidos em diferentes faixas de temperaturas de liga e molde, conforme registrado na Tabela 16.

Tabela 16 – Comprimentos de fluidez em cm para diferentes faixas de temperaturas de liga e molde.

Temperaturas da liga ($\pm 5^{\circ}\text{C}$)	Temperaturas do molde ($\pm 15^{\circ}\text{C}$)							
	100	200	300	400	450	500	550	600
670	36	37	37	37	-	41	-	104
680	32	37	50	59	57	72	-	-
710	47	52	59	72	78	87	151	-
720	47	54	68	70	90	115	-	-
770	64	68	88	115	-	159	-	-
780	75	82	106	128	153	-	-	-

Fonte: Autor (2015)

Constata-se que o comportamento da fluidez varia consideravelmente em função das temperaturas da liga e do molde. Esses dados foram dispostos em um gráfico, definido pelas temperaturas do molde no eixo das abscissas e a fluidez no eixo da ordenadas. Curvas isotérmicas teóricas da liga foram representadas para compreender as correlações dos resultados obtidos, conforme Figura 78.

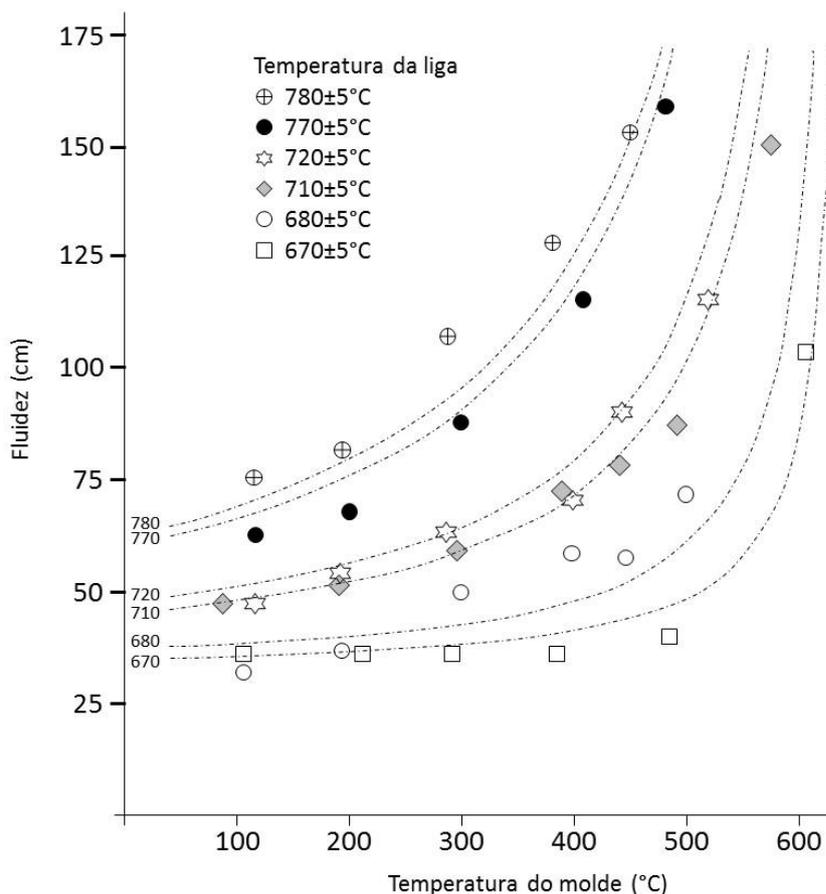
As curvas isotérmicas foram descritas a partir da equação (12), a qual foi definida por meio de observações empíricas, considerando o comprimento de fluidez como uma função definida pelas variáveis das temperaturas da liga e do molde.

Há restrições para determinação das temperaturas de liga e molde aplicadas para o teste de fluidez, bem como para a validade dos resultados obtidos por meio da equação (12).

A temperatura da liga em 670°C se mostrou como limite inferior para o processo de vazamento. A essa temperatura, a liga se torna suscetível a solidificar-se rapidamente, durante o contato com os elementos do sistema. Como demonstrado na seção 5.1.2 “Temperaturas da liga durante o transporte”, há considerável perda de calor da liga ao

longo de seu transporte do forno ao interior do molde. Esse experimento foi feito para a coquilha Tatur, porém justifica-se a utilização desses resultados, por serem processos similares na etapa de vazamento.

Figura 78 – Correlação entre as temperaturas da liga, as temperaturas do molde e a fluidez do metal.



Fonte: Autor (2014)

Recomenda-se que o limite superior de temperatura da liga fique em torno de 780 °C. Acima dessa temperatura, a liga se torna excessivamente reativa com grande capacidade a absorção de hidrogênio, como constatado na seção 5.1.3.2 “Densidades das amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica”. Por essa questão e também por questão de custo energético, normalmente, em plantas de fundição de alumínio por gravidade não se utilizam ligas acima dessa temperatura, sendo os equipamentos concebidos para trabalhar em torno desse limite.

Quanto aos limites de temperaturas do molde, verifica-se que a mínima deve permanecer em torno de 100°C, pois garante a eliminação de umidade do sistema, assim como considerado em processos de fundição.

A temperatura máxima utilizada para o molde deve ser em torno de 650°C para a mínima temperatura da liga à 670°C. A medida que a temperatura da liga é aumentada, o limite de temperatura do molde de ser abaixado, pois caso contrário, o alumínio excederá o percurso do canal espiral da coquilha.

$$F_L = \frac{(211,4 - 0,32 * T_L) * T_M}{T_M - 650} + \frac{T_L - 530}{4} \quad (12)$$

Onde:

F_L	[cm]	= Fluidez da liga
T_L	[°C]	= Temperatura da liga
T_M	[°C]	= Temperatura do molde

Algumas características das curvas isotérmicas de fluidez podem ser relacionadas a partes que compõem a equação (12). O fator $(211,4-0,32 \cdot T_L) \cdot T_M$ define a forma da curvatura das linhas. A variação da temperatura da liga T_L altera a abertura da curvatura. A medida que a temperatura da liga aumenta, a curvatura se torna mais suavizada.

O divisor $(T_M - 650)$ tende a zero quanto mais alta a temperatura do molde, com limite em $T_M = 650$ °C. Essa condição leva à geração de uma assíntota nesse ponto da abscissa, gerando uma tendência da curva ao infinito, no sentido da ordenada. A princípio, a condição matemática descrita levaria a uma fluidez infinita, por não ocorrer a solidificação da liga. Porém como contido nas equações (7) e (8) desenvolvidas por Flemings, uma grande quantidade de variáveis levam à perda de energia do metal, evitando seu prosseguimento.

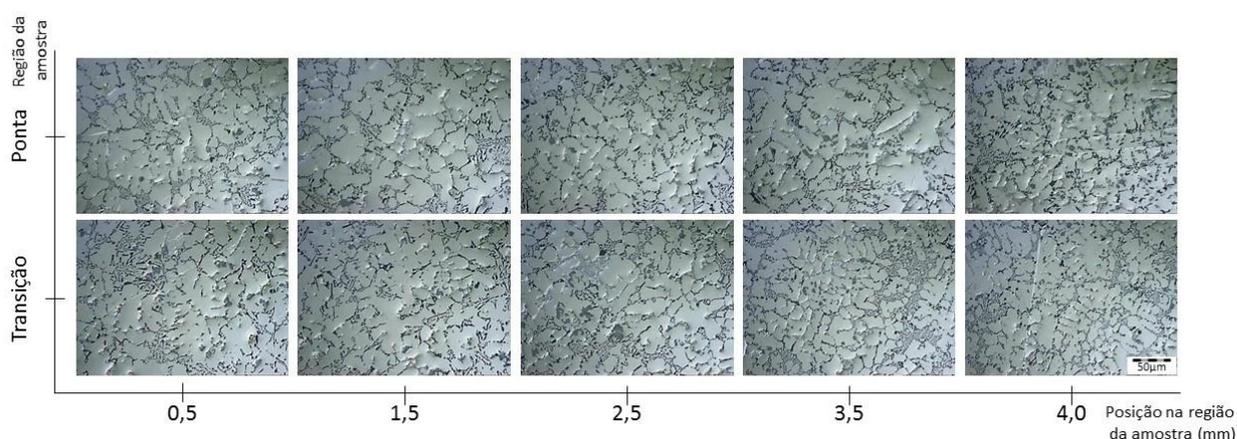
Por fim o termo (TL-530)₄ define a posição das curvas na direção das ordenadas. Os passos entre as curvas aumentam à medida que as temperaturas da liga são aumentadas.

5.2.3 Verificação do modelo de solidificação

As micrografias exibidas nas Figuras 79 a 82 permitem visualizar que ao longo de cada amostra não ocorreram diferenças morfológicas relevantes entre os pontos controlados nas pontas e nas transições das amostras. Isso sugere que as taxas de transferência de calor e velocidade de solidificação são aproximadamente as mesmas nessas regiões.

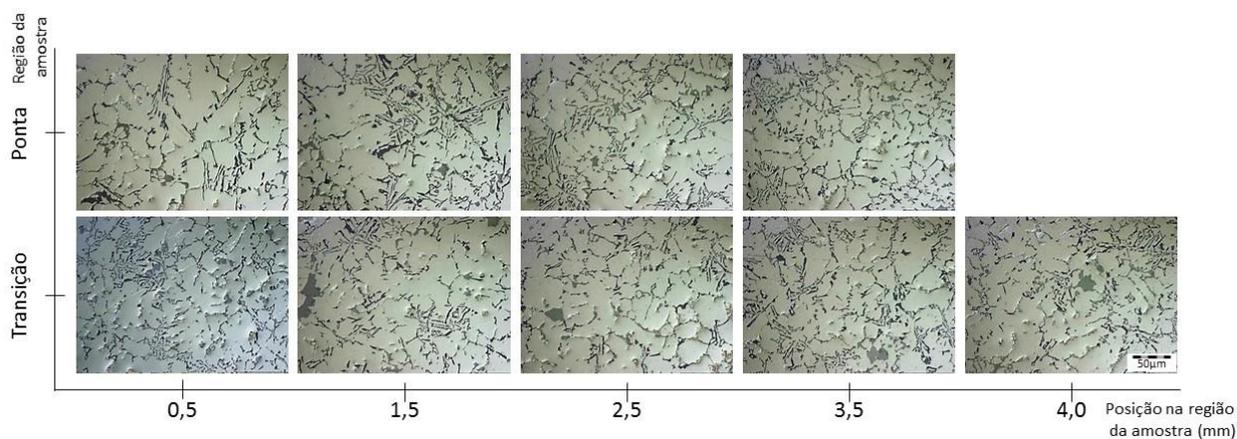
As microestruturas indicam que o comportamento do processo de solidificação em moldes metálicos converge para modelo de solidificação de Flemmings para ligas hipoeutéticas em dutos, conforme Figura 25. Segundo Di Sabatino (2004, p.12), em ligas hipoeutéticas ocorre o crescimento dendrítico e o fenômeno de quebra dessas estruturas dendritas gerado pela dinâmica do fluxo. Assim, esse processo propicia a formação da fração sólida crítica (F_s^{cr}) à frente do fluxo de metal, que o interrompe.

Figura 79 – Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 670 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C.



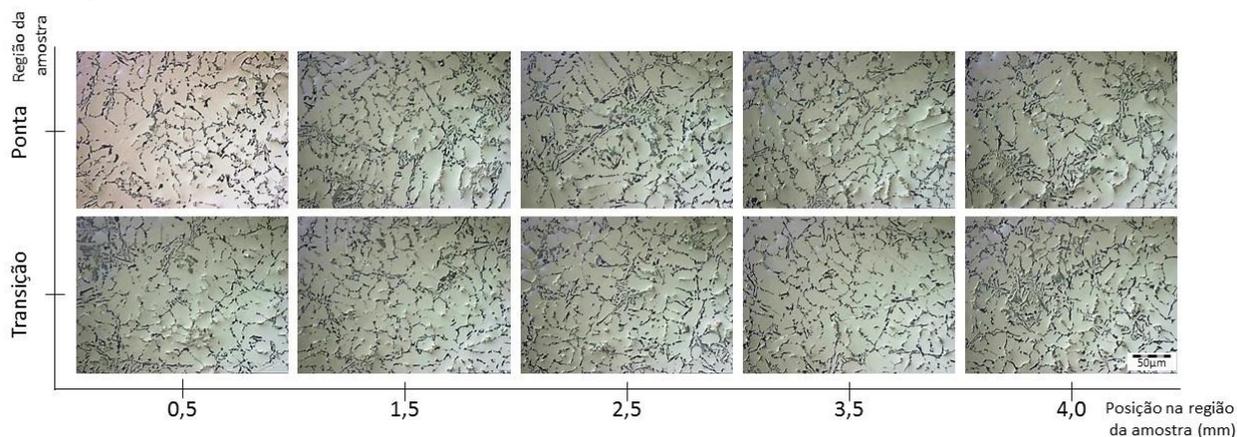
Fonte: Autor (2014)

Figura 80 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 670 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C



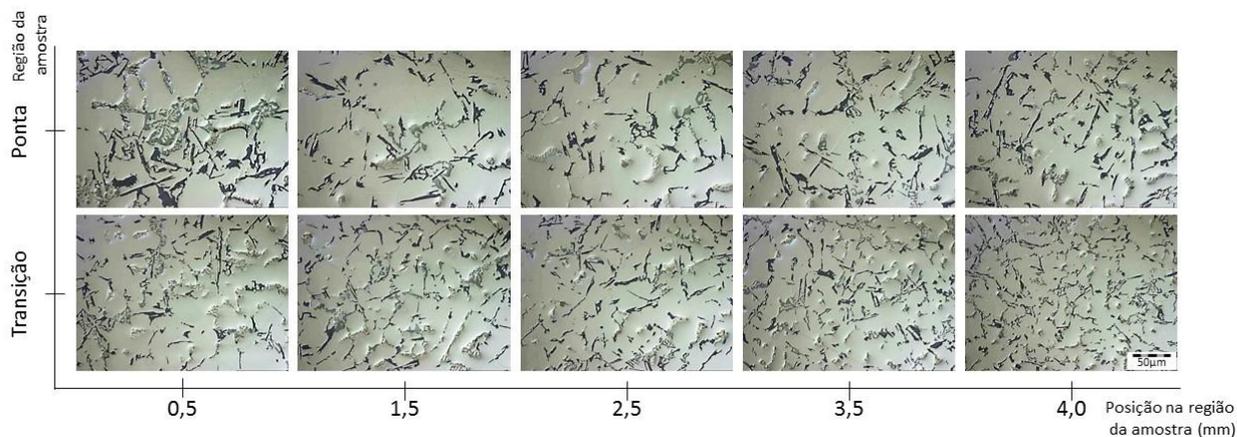
Fonte: Autor (2014)

Figura 81 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 770 ± 5 °C e molde a 100 ± 15 °C



Fonte: Autor (2014)

Figura 82 - Micrografias ao longo das pontas e transições de amostra espiral produzida com liga a 770 ± 5 °C e molde a 500 ± 15 °C

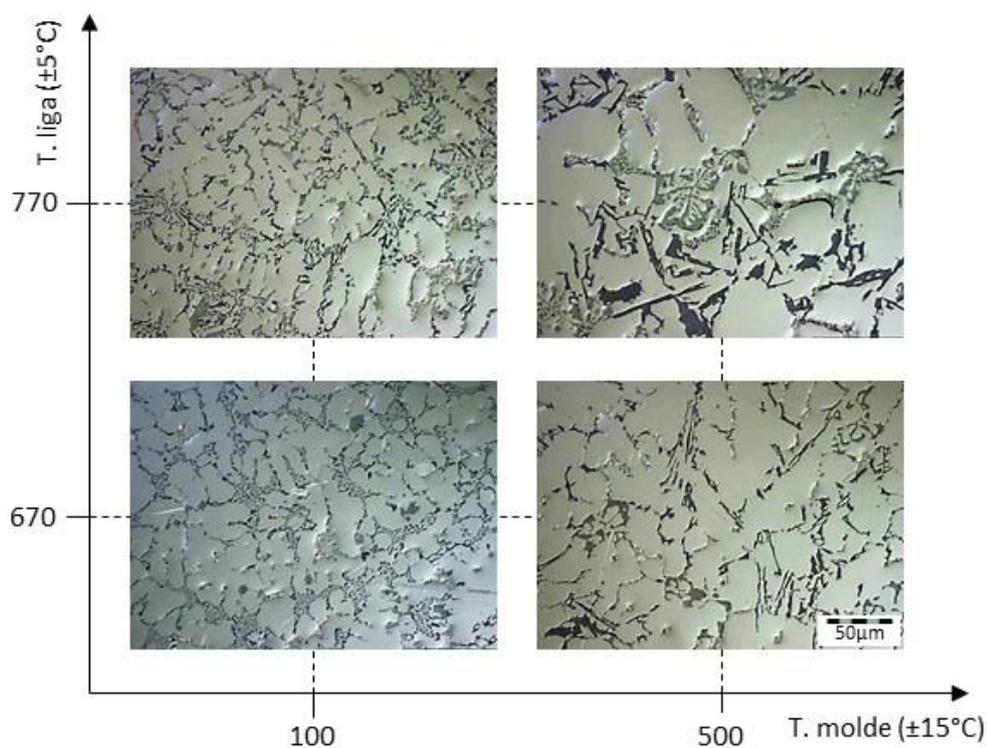


Fonte: Autor (2014)

Quando as amostras são comparadas entre elas, percebe-se que houve relevante variação microestrutural devido às variações das temperaturas da liga e do molde, conforme exibido na Figura 83.

As estruturas apresentam variações de refinamento, partindo das temperaturas mais baixas para as mais altas, tanto do molde como da liga. Pode-se observar que a variação da temperatura do molde proporcionou maior variação no crescimento das dendritas, que a variação da temperatura da liga. Obtém-se essa conclusão na Figura 83, a partir da constatação que as micrografias vistas lado a lado, na direção horizontal (temperatura da liga constante e temperatura do molde variada), apresentam maiores discrepâncias estruturais, quando comparadas à mesma análise feita no sentido vertical (temperatura do molde constante e temperatura da liga variada).

Figura 83 – Micrografias das amostras em função das variações de temperaturas da liga e do molde.



Fonte: Autor (2014)

Conforme Campbell (2003, p. 270), citato na seção 3.2.2 “Espaçamento dos braços dendríticos”, quanto menores as dimensões do espaçamento dendrítico secundário, o EDS, maiores serão as resistências à tração do material fundido. Potanto, o aumento

de fluidez de uma liga por meio do aumento de temperatura da liga ou do molde levam à formação de estruturas mais grosseiras, com maiores EDS, e por consequência, deverão apresentar propriedades mecânicas mais baixas.

As morfologias das formações eutéticas também apresentaram variações em função das temperaturas da liga e do molde. Esse fenômeno pode ser explicado conforme Elliott (1983, p.157), apresentado na seção 3.2.3 “Estrutura eutética”, onde demonstra que as velocidades de crescimento e os gradientes de temperatura são variáveis que influenciam na modificação da estrutura eutética de uma liga alumínio silício.

Em seu trabalho, Merlin et al (2008, p.26) concluiu que a modificação das estruturas eutéticas se correlacionam às propriedades mecânicas do material. Os resultados encontrados indicaram que amostras da liga A356, com estruturas eutéticas mais refinadas absorveram maior energia ao impacto pelo método Charpy. Onyia et al (2013, p.15) encontrou diferentes propriedades mecânicas conforme o nível de modificação eutética. Estruturas eutéticas mais refinadas resultaram em maiores resistências à tração das amostras da liga AlSi12. Assim, as microestruturas da Figura 83 indicam que o aumento da fluidez por meio do aumento de temperatura da liga ou molde geram estrutura eutética mais grosseira e por consequência, deverão apresentar propriedades mecânicas mais baixas.

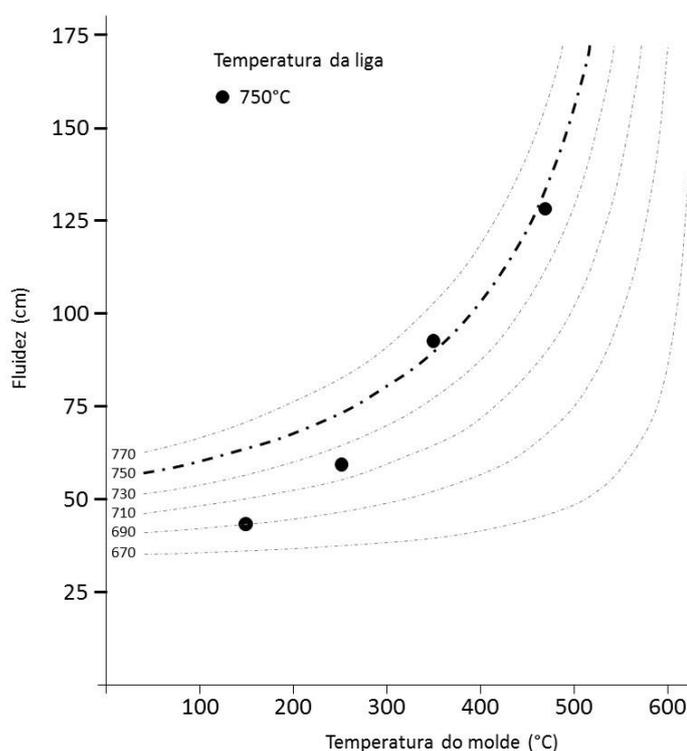
Da mesma forma como ocorrido para o refinamento das estruturas dendríticas, há uma prevalência das variações das temperaturas do molde sobre as variações de temperaturas da liga no processo de modificação da estrutura eutética.

Observa-se mais claramente a ocorrência de precipitados em grandes concentrações nas micrografias das amostras produzidas com a liga a temperaturas mais altas. A formação de dendritas mais grosseiras devido às temperaturas mais altas e menor velocidade de solidificação geram menores quantidades de áreas interdendríticas e maior concentração de soluto, contando com maiores períodos de tempo que propiciam maiores formações de precipitados.

5.2.4 Influência dos óxidos na fluidez

O teste de fluidez para liga AlSi7Cu3Mg, com presença de óxidos indicou que esses exercem uma redução da fluidez conforme exibido no gráfico da Figura 84. A liga foi utilizada à temperatura de 750 ± 5 °C, para proporcionar maior fluidez, pois era esperado uma redução da fluidez pela ação dos óxidos. Assim, os resultados dos vazamentos efetuados indicaram que às temperaturas de molde acima de 400 °C a liga apresentou uma fluidez equivalente à fluidez de uma liga limpa. Abaixo de 300 °C o comportamento da liga foi anômalo, com perda de fluidez.

Figura 84 – Fluidez da liga AlSi7Cu3Mg com presença de óxidos.



Fonte: Autor (2014)

Em seu trabalho com a liga A356, Know (2003) encontrou influência dos óxidos na redução da fluidez. A temperaturas mais altas, as ligas limpas e contaminadas se comportaram de maneira similar, resultando em comprimentos de fluidez próximos. A medida que as temperaturas dessas foram reduzidas, ocorreu a redução do comprimento de fluidez mais acentuado para a liga contaminada. Ele explica que esse

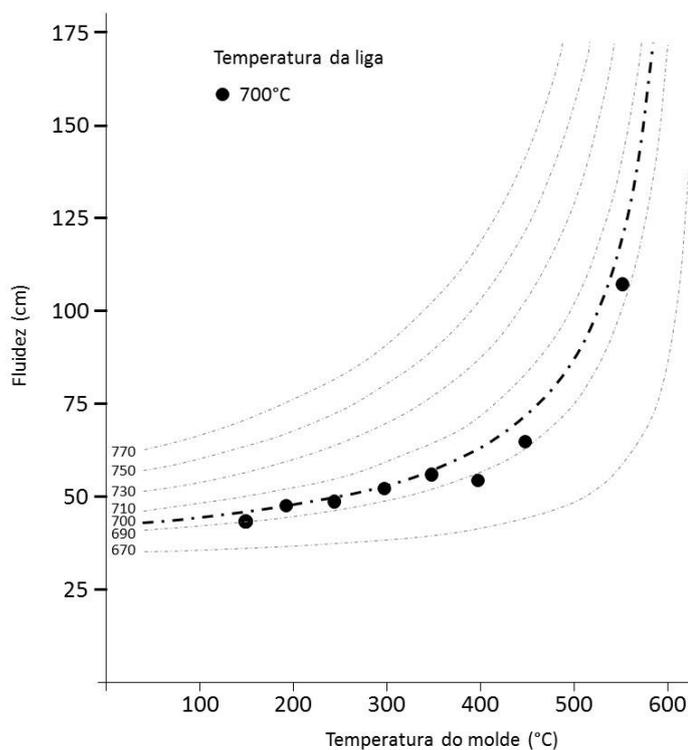
fenômeno pode ser justificado pela fração sólida crítica que depende do refinamento de grão e a presença de óxidos.

Os mecanismos que explicam esse fenômeno devem ser estudados mais profundamente, sendo que algumas hipóteses como a perda de carga do fluxo provocada pelo arraste mecânico dos óxidos e a atuação dos mesmos como substratos de nucleação da solidificação do metal são pontos a serem investigados.

5.2.5 Influência da modificação eutética

A liga AlSi7Cu3Mg com adição de 200 ppm de estrôncio para modificação eutética não proporcionou variação para a sua fluidez para o teste executado, quando se verificada seus resultados sobrepostos ao gráfico de fluidez da mesma liga sem adição de estrôncio, conforme exibido na Figura 85.

Figura 85 – Fluidez da liga AlSi7Cu3Mg com adição de estrôncio, como modificador.



Fonte: Autor (2014)

A liga foi vazada à temperatura de 700 ± 5 °C, que recorrentemente resulta em níveis de fluidez mais baixos, pois era esperado o incremento da fluidez pela adição de estrôncio.

Esse comportamento pode ser explicado pelo fato que a modificação eutética por adição de agentes modificadores reflete em um aumento no intervalo de solidificação, porém o resfriamento da liga a altas taxas, como é o caso dos moldes metálicos, aumenta o desequilíbrio do processo e ao mesmo tempo aumenta o intervalo de solidificação, assim como os agentes químicos. Sendo assim, esse fenômeno ocorre com ligas sem modificadores solidificadas em coquilhas como é o caso corrente. Além disso, a interrupção do fluxo de solidificação ocorre conforme a fração de coerência, sendo que até esse momento somente o pro-eutético da liga se solidificou. A reação de modificação eutética acontece somente ao final do processo de solidificação, quando o metal já cessou o processo de escoamento pelo canal espiral.

6 CONCLUSÕES

As conclusões desse trabalho foram organizadas separadamente pelas metodologias de caracterização da capacidade de alimentação e caracterização da fluidez das ligas.

6.1 MÉTODO DE CARACTERIZAÇÃO DA CAPACIDADE DE ALIMENTAÇÃO

As conclusões gerais e específicas sobre a metodologia de caracterização da capacidade de alimentação pelo método Tatur consideram as avaliações das metodologias de dosagem propostas e as caracterizações das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu).

6.1.1 Geral

A metodologia de caracterização da capacidade de alimentação das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) por meio da utilização da coquilha Tatur proporcionou resultados relevantes e consistentes para a compreensão do comportamento dessas para a fundição de alumínio pelo processo de vazamento por gravidade.

O dispositivo de dosagem proposto reduziu as dispersões do processo, garantindo maior repetitividade dos resultados das amostras produzidas, além de proporcionar maior coerências morfológicas dessas, quando comparadas com o padrão teórico.

Foram evidenciadas características importantes como a capacidade de reprodução das geometrias da cavidade do molde, os diferentes comportamentos para a formação de porosidades e as interações entre essas e os parâmetros de processo.

A caracterização das ligas com a coquilha Tatur e o sistema de dosagem proposto se mostraram aptos a serem utilizados em ambiente industrial. Esse é facilmente transportado com auxílio de carrinho e o manuseio para produção de amostras é relativamente simples, para um profissional qualificado.

A metodologia desenvolvida até o momento não se mostrou adequada para controles de processo com frequências de produção, pois seus resultados são dados em função de um conjunto de variáveis, para as quais necessitam-se análises de complexidade

elevada. São necessários profissionais com formação de mais alto nível e os tempos de análises são longos.

A aplicação dessa metodologia pode ser útil para a definição dos limites de tolerância a serem aplicados às variáveis de processo que devem ser controladas com frequência na produção. Considerando somente as variáveis da liga, aquelas com influências constatadas sobre a capacidade de alimentação são: a composição química; a temperatura e o nível de gases presentes.

6.1.2 Específico

Análise dos métodos de dosagem dinâmica e pré-dosagem durante as etapas de vazamento, solidificação e desmoldagem:

- Os métodos propostos promoveram melhorias para a execução da etapa de vazamento do metal líquido, pois facilitou sua transferência da concha para a coquilha. A área de vazamento foi ampliada e o metal pôde ser vazado com maior facilidade e velocidade.
- As vazões proporcionadas por ambos os métodos foram adequadas para os resultados morfológicos, conforme o padrão teórico. Foi verificado que a variável da vazão tem grande influência nas morfologias das amostras. Maiores vazões proporcionam melhores resultados.
- Há grande perda de calor do metal durante seu transporte, que ocorre entre sua retirada do forno e chegada dentro da cavidade da coquilha. Conforme verificado, a taxa média de resfriamento encontrada foi $\bar{T}_R = 8,48 \text{ }^\circ\text{C/s}$, equivalendo a uma queda média de $\bar{T}_{ft} = 100,6 \text{ }^\circ\text{C}$, em um período médio $t_t = 11,86 \text{ s}$. Considera-se as seguintes fontes geradoras dessas variações: a concha, bacia de vazamento e obturador são construídos em aço, bons condutores de calor; o contato do metal com a atmosfera quando contido na concha e na bacia de vazamento; e o processo de transferência do metal da concha para a bacia de vazamento e dessa para o interior da coquilha, que gera turbulência do metal, acelerando a troca de calor.

- A dosagem do metal pelo método de dosagem dinâmica proporcionou menor dispersão para o processo, que o método de pré-dosagem, apresentando sucessivamente médias e desvios padrão de: $\underline{M}_{DDin} = 1232$ g e $\sigma_{MDDin} = 5,87$ g; $\underline{M}_{PréD} = 1204$ g e $\sigma_{MPréD} = 21,18$ g. Essas diferenças não se mostraram impactantes na formação morfológica das amostras, pois seus resultados foram similares.
- O método de pré-dosagem apresentou melhores resultados para a formação do rechupe vertical “c”, quando utilizadas ligas a baixas temperaturas, pois as amostras apresentaram superfícies contínuas formadas durante o fenômeno da solidificação. Nessas condições, as amostras produzidas pelo método de dosagem dinâmica apresentaram rupturas em seus topos, decorrentes da rápida solidificação do metal em contato com o orifício de entrada no topo da coquilha.
- A manipulação de todo o equipamento e a gestão do metal foram facilitadas com a utilização do dispositivo dosador, porém a desmoldagem das amostras de dentro da coquilha não se mostrou facilitada, sendo necessário bater várias vezes a coquilha contra o solo.

Procedimentos e parâmetros de controle para a coquilha Tatur:

- A vazão do metal, temperatura do molde, temperatura da liga e composição química são variáveis de processo que exercem maiores influências nos resultados morfológicos, macroestruturais e microestruturais das amostras.
- As características de porosidades “a” e da contração geral “c” das amostras são aquelas que indicam mais claramente as diferenciações entre composições químicas das ligas. As porosidades “a” são formadas em função do tipo de solidificação, assim como as contrações gerais “c” que indicam a capacidade do material em reproduzir as formas da cavidade da coquilha. As diferentes concentrações dos solutos influenciam a dinâmica da solidificação, pois podem

mudar o balanço das ocorrências de estruturas dendríticas e eutéticas, que estão relacionadas às características mencionadas.

- As características do rechupe em vale “b” e rechupe vertical “c” das amostras têm alta correlação com as variáveis de temperaturas do molde e da liga respectivamente. Para o rechupe em vale “b”, quanto menor for a temperatura do molde, mais profundo esse será. Quanto ao rechupe vertical “c”, esse será mais alto, quanto mais alta for a temperatura da liga.
- O método de avaliação das características das amostras pelo controle das densidades não proporcionou conclusões claras. Somente foi possível constatar a presença de gases na liga, pela correlação estatística com os controles de densidade da liga pelo método de produção de amostras em vácuo. Portanto não se justifica a utilização do controle de densidades das amostras Tatur.

Resultados obtidos e correlações com aspectos tecnológicas:

- O refinamento das microestruturas das amostras produzidas com as ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) sofreram variações em função das alterações das temperaturas do molde e das ligas. Quanto mais altas essas temperaturas, menos refinadas se tornaram as estruturas.
- As porosidades “a” das ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) apresentaram características diferentes. As porosidades “a” para a liga AlSi7Cu3Mg ocorreram de forma mais difusa, cobrindo maiores volumes. Como verificado em sua curva de solidificação da Figura 28, o período de formação dendrítica é mais longo, que se correlaciona às faltas de alimentação interdendrítica que ocasionam microporosidades. Para a liga AlSi10Mg(Cu) as porosidades ocorreram de forma mais concentrada no núcleo da amostra, abaixo do rechupe em vale “b”. Verifica-se em sua curva de solidificação da Figura 28, que ocorre um maior período de solidificação polifásica, na formação do eutético. Esse tipo de solidificação proporciona menores ocorrências de microporosidades.

- As ligas AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu) se comportaram de maneiras diversas, quanto suas características das contrações gerais “d” controladas pelos ângulos φ . As amostras produzidas com a liga AlSi7Cu3Mg apresentaram maiores discrepâncias em relação ao valor nominal do ângulo φ , a medida que houve o aumento de temperatura do molde. Assim, houve perda da capacidade de reprodução da cavidade, com o aumento da temperatura do molde. A liga AlSi10Mg(Cu) proporcionou amostras com maior estabilidade dimensional, mantendo seus ângulos φ próximos ao valor nominal de 30° , mesmo com o molde a alta temperatura. A liga AlSi10Mg(Cu) apresentou melhores características tecnológicas para a reprodução da forma da cavidade do molde.

Parâmetros de controle necessários para a garantia da qualidade das ligas em estado líquido:

- As variáveis das ligas que impactaram nos resultados das amostras produzidas com maior relevância foram suas composições, temperaturas e conteúdo de gases.
- As variações dos resultados proporcionados pelas composições químicas ficaram evidenciadas pelas diferenças dos resultados obtidos com as liga AlSi7Cu3Mg e AlSi10Mg(Cu). Suas diferenças estão em cerca de 3% de silício e 3% de cobre. Portanto, a manutenção das composições das ligas dentro dos limites de tolerância é fundamental para garantia da repetição de resultados.
- Ficou evidenciado o impacto relevante que a temperatura da liga causa sobre o refinamento das estruturas do material e na morfologia das amostras pela mudança de comportamento durante o fenômeno da solidificação.

Recomendações:

- Construção da concha, bacia de vazamento e obturador, atualmente de metal, com material cerâmico/ isolante para conter dispersão de calor do metal durante o processo de transporte da liga.

- Aumentar o ângulo de desmoldagem da parte cilíndrica do molde para facilitar a extração da amostra Tatur.

6.2 MÉTODO DE CARACTERIZAÇÃO DA FLUIDEZ

Para as conclusões gerais e específicas do método de caracterização da fluidez foram abordados aspectos sobre o processo de caracterização e o comportamento da liga AlSi7Cu3Mg.

6.2.1 Geral

A utilização da coquilha espiral em aço gerou resultados relevantes para o entendimento do comportamento das ligas em processos fundição de alumínio para vazamento por gravidade. Esses resultados foram obtidos com a utilização da liga AlSi7Cu3Mg.

As dispersões do processo foram reduzidas com a utilização de dispositivo de dosagem proposto. Isso garantiu maior coerência dos resultados das amostras produzidas.

Foram identificadas variáveis de grande impacto sobre a fluidez, como a temperatura da liga e do molde. As interações entre essas variáveis e a fluidez foram estudadas, com a dedução de função que rege o comportamento da liga AlSi7Cu3Mg, com a utilização da coquilha metálica e dispositivos dosador.

O equipamento composto pela coquilha espiral e o dispositivo dosador se mostraram versáteis para utilização em ambiente industrial. Podem ser transportados com auxílio de carrinho e o manuseio é adequado para profissionais qualificados.

Essa metodologia de caracterização não se mostrou adequada para ser utilizada como controle de processo com frequências de produção, devido à complexidade da investigação dos resultados obtidos. A indicação de sua utilização é para a definição de limites de tolerância das variáveis de processo ou entendimento do comportamento de diferentes ligas.

6.2.2 Específico

Análise do método de caracterização da fluidez durante as etapas de vazamento, solidificação e desmoldagem:

- A utilização do dispositivo dosador promoveu melhoria de repetitividade da etapa de vazamento do metal, pois proporcionou vazões maiores e constantes com menor dispersão de calor que o método de bacias duplas. Foi constatado que a queda de temperatura dos componentes da coquilha ocorrem de forma simultânea e uniforme.
- O sistema de vazamento com bacia e obturador proporcionou resultados coerentes das correlações entre o comprimento de fluidez e as temperaturas da liga e do molde.
- Com a utilização do sistema de vazamento proposto, as desmoldagens das amostras foram facilitadas, sendo que o período entre a desmoldagem e remontagem da coquilha para o próximo vazamento foram adequados quando se considera o decaimento de temperatura do sistema.

Procedimentos e parâmetros de controle necessários à utilização da coquilha espiral:

- As temperaturas do molde e da liga são variáveis de processo que exercem alta influência sobre resultados de comprimento de fluidez. O aumento individual ou combinado dessas temperaturas aumenta a fluidez da liga. Esse comportamento pode ser melhor compreendido pela equação (12) apresentada na seção 5.2.2 “Correlação entre superaquecimento da liga e temperatura do molde”.
- O refinamento da microestrutura se correlaciona com as temperaturas da liga e do molde. O aumento das temperaturas da liga e do molde de forma combinada ou individualmente promovem estruturas dendríticas e

interdendríticas mais grosseiras. Portanto, o aumento da fluidez por meio do aumento de temperaturas promove a ocorrência de estruturas mais grosseiras.

Resultados obtidos com testes em coquilha espiral e correlações com aspectos tecnológicos para processos de fundição:

- Verificou-se que as microestruturas das amostras espirais apresentaram uma configuração compatível com o modelo de solidificação mostrado na seção 3.5.2.1 “Modelo de Flemings”. Há a ocorrência de estrutura dendríticas do tipo equiaxial, resultado de quebras de dendritas colunares, pela ação do fluxo do metal.
- A presença de óxidos na liga mostrou-se influente na redução da fluidez. O decaimento da fluidez ocorreu de maneira mais contundente quando as temperaturas do molde se encontravam mais baixas.
- A adição de 200 ppm de estrôncio, modificador da estrutura eutética, não se mostrou influente nos resultados dos comprimentos de fluidez.

Parâmetros de controle importantes para a garantia da qualidade das ligas em estado líquido:

- No presente trabalho, verificou-se que a presença de óxidos e as temperaturas da liga são fontes de variação para a fluidez. As influências da composição química e do conteúdo de gases não foram testadas para avaliação da fluidez, porém o foram para a capacidade de alimentação, se mostrando influentes. Portanto, considerando ambas as características tecnológicas, capacidade de alimentação e fluidez, as variáveis que devem ser controladas para a boa qualidade da liga em estado líquido são: a temperatura da liga; sua composição química; a presença de óxidos e a presença de gases.

Recomendações:

- Construção da concha, bacia de vazamento e obturador, atualmente de metal, com material cerâmico/ isolante para conter dispersão de calor do metal durante o processo de transporte da liga.

- Para execução de testes onde se deva manter a temperatura do molde constante, recomenda-se a instalação de sistema de aquecimento elétrico com termostato para ajustes das temperaturas da coquilha.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHDOLLAHI, Ahmad. **Effect of Ca as a modifier in hypoeutectic Al-Si alloys**. 1998. 123f. Dissertação (Mestrado) - McGill University, Toronto, Canada.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B179**: aluminum alloys in ingote and molten forms for castings from all casting process. West Conshohocken, USA, 2011.

APELIAN, Diran. **Aluminum cast alloys**: enabling tools for improved performance. wheeling. North American Die Casting Association, Wheeling, 2009. 60p.

ASM HANDBOOK, **Properties and selection irons steels and high performance alloys**, v. 1, 2002.

BRŮNA, M.; SLÁDEK, A. Hydrogen analysis and effect of filtration on final quality of castings from aluminum alloy AlSi7Mg0,3. **Foundry Commission of the Polish Academy of Sciences**. Žilina, Slovakia, ISSN (1897-3310) v.11 Special Issue 1/2011, 2011.

CAMPBELL, John. **Castings**: the new metallurgy of cast metals. 2. ed. Birmingham: Elsevier, 2003. 337p.

Cohen, J. **Statistical power analysis for the behavioral sciences**. 2. ed. Hillsdale: Lawrence Earlbaum Associates, 1988.

COUPER, M. J.; DAHLE A. K. Effect of Sr and Na on the castability of foundry alloy A356.2, In: AUSTRALIAN FOUNDRY INSTITUTE NATIONAL CONFERENCE, 35th. Out. 2004, Adelaide.

DAHLE, A. K.; TONDEL, P.A.; PARADIES, C.J. and ARNBERG, L. **Effect of grain refinement on the fluidity of two commercial Al-Si foundry alloys**. Metallurgical and Materials Transaction A, v.27A, p.2305-2313, Aug. 1996.

DEUTSCHES INSTITUT FUER NORMUNG. **DIN EN 1706**: aluminum and aluminum alloys – castings – chemical composition and mechanical properties. Berlin, 2010.

DEWHIRST, Brian Albert. **Castability control in metal casting via fluidity measures**: application of error analysis to variations in fluidity testing. 2008. 153f. Tese (Doutorado) - Materials Science and Engineering, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, USA.

DI SABATINO, Marisa. **Fluidity of aluminum foundry alloys**. 2005. 141p. Tese (Doutorado) - Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim.

Di SABATINO, M.; ARNBERG, L. **Effect of grain refinement and dissolved hydrogen on the fluidity of A356 alloy**. Norwegian University of Science and Technology, Department of Materials Technology, A. Getz v. 2B, N-7491 Trondheim, Norway

DI SABATINO, M.; ARNBERG, L. A review on the fluidity of Al based alloys. **Metallurgical Science and Technology Journal**, Carmagnola v.22-1, p.9-15, Jun. 2004.

DISPINAR, Derya. **Determination of metal quality of aluminium and its alloys**. 2005. 192p. Tese (Doutorado) - School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Reino Unido.

DJURDJEVIĆ, Mile; ODANOVIĆ, Zoran; PAVLOVIĆ-KRSTIĆ, Jelena. Melt quality control at aluminum casting plants, **Metallurgija – Journal of Metallurgy**, Belgrado, v.16, n.1, p.63-76, 2010

GLICKSMAN, Martin Eden. **Principles of solidification**: an introduction to modern casting and crystal growth concepts. New York: Springer, 2011. 530p.

ELLIOTT, Roy. **Eutectic solidification processing**: crystalline and glassy alloys. Bodmin: Butterworths & Co, 1983. 370p.

FMA Mechatronic Solutions AG **Alu Speed Tester user`s manual** FMA: 12. ed. Liechtenstein 2012, 31p

GARCIA, Amauri. **Solidificação**: fundamentos e aplicações. 2. ed. Campinas: Unicamp, 2007. 391p

GUTHY, Hema. **Evolution of the eutectic microstructure in chemically modified and unmodified aluminum silicon alloys**. 2002. Dissertação (Mestrado) - Materials Science and Engineering, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, USA.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARD. **JIS H 5202**: aluminum alloy castings. Akasaka, Minato-ku, Tokyo, 2010.

KWON, Young-Dong; LEE, Zin-Hyoung. The effect of grain refining and oxide inclusion on the fluidity of Al_{4.5}Cu_{0.6}Mn and A356 alloys. **Department of Materials Science and Engineering**, Elsevier, South Korea, Jun. 2003

LA-ORCHAN, Wittaya. **Melt treatment effects on porosity and impact strength in hypoeutectic aluminum silicon alloy**. 1991. Tese (Mestrado) - Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal.

MERLIN, Mattia; PIVETTI, Lorenzo; GATAGNANI, Gian Luca. Effect of eutectic modification and the solidification rate on the impact strength of A356 aluminum-silicon alloys. **Metallurgical Science and Technology Journal**, Carmagnola v.26-1, p.22-29, Jun. 2008

MURRAY, J. L. et al. Alloy phase diagrams. In: _____. **ASM Handbook** – v.3, 1998.

ONYIA, Chikezie W.; OKORIE, Boniface A.; NEIFE, Simeon I.; OBAYI, Camillus S. Structural modification of sand cast eutectic Al-Si alloys with sulfur/sodium and its effect on mechanical properties. **World Journal of Engineering and Technology**, Nigeria v.1, p.9-16, Aug. 2013.

SAGAN, Carl. **UOL Pensador.Info** <<http://pensador.uol.com.br/frase/NzQxOTcz>>
Acesso em: 10 set. 2013

TAYLOR John A. The effect of iron in Al-Si casting alloys. **Cooperative Research Center for Metal Cast Metal Manufacturing (CAST)**, University of Queensland, Brisbane, Australia, 2004.

TENEKEDJIEV, Ned; MULAZIMOGLU, Hasim; CLOSSET, Bernard; GRUZLESKI, John. **Microstructure and thermal analysis of strontium-treated aluminum-silicon alloys**. Susan P. Thomas AFS, 1992. 81 p

ZHANG, B.; GARRO, M.; TAGLIANO, C. Dendrite arm space in aluminum alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold. **Metallurgical Science and Technology Journal**, Carmagnola v.21-1, p.3-9, Jun. 2003.

ZOLOTOREVSKY, Vadim S.; BELOV, Nikolai A.; GLAZOFF, Michael V. **Casting Aluminum Alloys** Elsevier, Pittsburgh, Moscow, 2007. 530 p.