



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
INSTITUTO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO-MATERIAIS E PROCESSOS**

**ODILA DA SILVA PASSOS VENTURA**

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA  
LIGA 6201 NÃO REFINADA, MODIFICADA COM OS TEORES DE  
COBRE (0,05 E 0,3)% PARA TRANSPORTE DE ENERGIA ELÉTRICA**

ODILA DA SILVA PASSOS VENTURA

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA LIGA 6201 NÃO REFINADA, MODIFICADA COM OS TEORES DE COBRE (0,05 E 0,3)% PARA TRANSPORTE DE ENERGIA ELÉTRICA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, área de Materiais e Processos, da Universidade Federal do Pará como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma.

ODILA DA SILVA PASSOS VENTURA

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELÉTRICAS DA LIGA 6201 NÃO REFINADA, MODIFICADA COM OS TEORES DE COBRE (0,05 E 0,3)% PARA TRANSPORTE DE ENERGIA ELÉTRICA**

Dissertação submetida para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará.

Belém-Pará, 27 de março de 2009.

BANCA EXAMINADORA:

---

Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma  
Orientador - UFPA

---

Prof. Dr. Noé Cheung  
Membro - Unicamp

---

Dr. Hilton Túlio Costi  
Membro - Museu Paraense Emílio Goeldi

---

Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga  
Membro - UFPA

## AGRADECIMENTO

A Deus, por ter me concedido o dom da vida, saúde, discernimento sabedoria e força em todos os momentos.

Ao meu esposo, filhos, pais e em especial a minha querida irmã e esposo pelo companheirismo e compreensão dedicados durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma pela orientação, durante a realização deste trabalho.

Ao Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará.

Ao Prof. Dr. Evaldo Gonçalves Pelaes, Joao Victor e Sergio Simenon do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará.

A Coordenadora Profa. D. Sc. Danielle Regina da Silva Guerra do Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará.

Ao Prof. Dr. Petrônio Medeiros Lima pelo apoio e principalmente pela sua amizade.

Ao Grupo de Pesquisa de Engenharia de Materiais (GPEMAT) da UFPA.

“Emmanuelle, Luciana, Washington e Paulo”.

A ALUBAR METAIS pelo apoio técnico.

Ao Museu Paraense Emilio Goeldi (MPEG).

## RESUMO

No presente trabalho, foram feitos experimentos com a liga de Al – 0,6%Mg - 0,8%Si não refinada, com variações no teor de cobre (0,05% e 0,3%), que objetivaram avaliar dois aspectos do comportamento da liga. O primeiro aspecto diz respeito a afinidade entre esta e o molde, no qual busca se observar o efeito das variáveis térmicas de solidificação sobre a estrutura do fundido e sua correlação com propriedades mecânicas e elétricas, o segundo aspecto está relacionado com o comportamento intrínseco da variação da composição química quando submetida a baixas velocidades e taxas de resfriamento. Para a avaliação das variáveis térmicas de solidificação (velocidades das isothermas *liquidus*, taxas de resfriamento) utilizou-se um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal. Os lingotes produzidos a partir da solidificação da liga passaram pelos processos mecânicos de usinagem, laminação e trefilação, examinados em diferentes posições e diâmetros, através do ensaio de tração e condutividade elétrica. Foram analisadas as fraturas em função das microcavidades e diferentes concentrações de teores de cobre constatando-se que em relação ao material deformado a frio, o LRT tem uma tendência de crescimento para a liga de maior concentração de cobre. Os valores avaliados também possibilitaram concluir que a condutividade elétrica cresce quanto maior for o diâmetro das microcavidades e menor o teor de cobre. Com o objetivo de se avaliar somente o comportamento intrínseco da variação da composição química da liga, foi utilizado um segundo dispositivo de solidificação, molde em “U”, pintado internamente com solução de caulim que atribui ao molde baixas velocidades de resfriamento. Os resultados mostram que para os dois teores de cobre há uma tendência de crescimento do LRT com o aumento da redução sofrida pelas amostras, sendo o LRT maior para a liga com maior teor de cobre. Atribuímos este comportamento ao maior teor de soluto que por sua vez apresentou melhor resposta a deformação plástica, encruando mais o material. Entretanto, a caracterização elétrica ocorre de modo inverso, a exemplo do constatado na solidificação unidirecional, onde o menor teor de cobre foi mais eficiente.

**Palavras-Chave:** Solidificação unidirecional, Velocidade de solidificação, Taxa de resfriamento, Microcavidades, Ligas AA 6000, Limite de resistência a tração (LRT), Resistividade e condutividade elétrica.

## ABSTRACT

At the present work, experiments were made with the unrefined alloy Al – 0,6%Mg - 0,8%Si, with variations in copper content (0,05% e 0,3%), that aimed to evaluate two aspects of the alloy behavior. The first aspect concerns the affinity between it and the mold, which seeks to observe the effect of the solidification thermal variables of the structure of molten and the correlation with mechanical and electrical properties, the second aspect is related with the intrinsic behavior of the variation on the chemical composition subject at low speed and cooling rates. For evaluating the solidification thermal variables (*liquidus* isotherms velocities, cooling rates) was used a device for horizontal unidirectional solidification. The ingots produced from the solidification of the alloy rose by mechanical machining, laminating and steel drawing, examined in different positions and diameters, by testing the traction and electric conductivity. Fractures were analyzed in terms of micro cavities and different levels of copper and it was found that in the cold deformed material, the limit of tensile strength has a trend of growth for the alloys of higher concentration of copper. The measured values have also concluded that the electrical conductivity increases the greater the diameter of the micro cavities and lower the copper content. In order to evaluate only the intrinsic variation behavior of the alloy chemical composition, a second device was used for solidification, mold in "U", painted internally in solution of kaolin that attaches to such low rates of cooling. The results show that for both copper content there is a tendency of increase in the limit of tensile strength with increasing reduction suffered by the samples, the limit of tensile strength greater for the alloy with higher copper content. We attach this behavior to the higher content of solute which in turn showed better response to plastic deformation, compressing the material. However, the electrical characterization occurs in an opposite way, as seen in unidirectional solidification, where the lowest copper content was more efficient.

**Keywords:** unidirectional solidification, solidification rate, cooling rate, micro cavities, alloy AA 6000, limit of tensile strength, electrical conductivity and resistivity.

## LISTA DE FIGURAS

### Capítulo 3

Figura 3.1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (GARCIA, 2001)	22
Figura 3.2 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (GARCIA, 2001)	23
Figura 3.3. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: $S_C$ – grau de super-resfriamento; $G_L$ – gradiente térmico à frente da interface; $V_L$ – velocidade da interface e $C_0$ – concentração de soluto (GARCIA, 2001)	25
Figura 3.4. Esquema ilustrativo do aspecto morfológico de crescimento dendritico unidirecional e indicação dos espaçamentos dendriticos primários ( $\lambda_1$ ) e secundárias ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) (QUARESMA, 1999).	26
Figura 3.5. Arranjo esquemático do lingote obtido após o vazamento no dispositivo unidirecional (QUARESMA, 1999; OSORIO, 2000)	27
Figura 3.6 – Diagrama de Fase Al-Cu (ROOY, 1992)	28
Figura 3.7 - Solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto (QUARESMA, et al., 2007)	29
Figura 3.8 - Solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo (QUARESMA at al., 2007)	29
Figura 3.9 – (a) Influência dos elementos de liga na viscosidade do alumínio (VERRAN et al, 2004) e (b) na variação da fluidez do alumínio em função dos teores de silício e cobre (KIM E LOPER, 1995).	30

**Capítulo 4**

Figura 4.1. Fluxograma das atividades experimentais	33
Figura 4.2. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde: planta baixa e corte longitudinal da câmara de vazamento	35
Figura 4.3. Molde em “U”, dispositivo de solidificação bipartido	36
Figura 4.4. Diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg <sub>2</sub> Si (M. USTA, 2004)	37
Figura 4.5. Curvas experimental de análise termo química para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,05%Cu	38
Figura 4.6. Curva experimental de análise termo química para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu	39
Figura 4.7. Aparato experimental para os vazamentos: em molde unidirecional (a); Lingote obtido pós vazamento com os termopares posicionados (b)	40
Figura 4.8. Esquemas representativos para determinação do tempo de passagem da Isoterma <i>liquidus</i> na posição 45mm para a liga com 0,3%Cu	41
Figura 4.9. Esquemas representativos para determinação da $\dot{T}$ na posição 45,0 mm para a liga com 0,05%Cu	42
Figura 4.10. Dimensões e posições dos corpos de prova no lingote.	43
Figura 4.11. Barras de secção quadrada dos corpos de prova (a); usinagem do CP (b)	43
Figura 4.12. Corpos de prova usinados e laminados	44



Figura 4.13. Vazamento do metal líquido na lingoteira em “U” (a); Perfis desmoldados obtidos (b) e Perfil seccionado pronto para a etapa de usinagem (c)	45
Figura 4.14. Leitura das dimensões das microcavidades	47
<b>Capítulo 5</b>	
Figura 5.1. Amostra testemunho (a); Espectrômetro de massa(b)	48
Figura 5.2. Curvas de Resfriamento da liga Al-0,6%Mg-0,8% Si- 0,05%Cu	49
Figura 5.3. Temperatura <i>liquidus</i> da liga Al-0,6%Mg-0,8% Si-0,05%Cu, a 45mm da interface M/M	50
Figura 5.4. Curvas de Resfriamento da liga Al-0,6%Mg-0,8%Si- 0,3%Cu	50
Figura 5.5. Temperatura <i>liquidus</i> da liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu, a 45mm da interface M/M	51
Figura 5.6. Evolução comparativa da passagem das isotermas <i>liquidus</i>	52
Figura 5.7. Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> em relação ao tempo	52
Figura 5.8. Evolução das velocidades de deslocamento das isotermas <i>liquidus</i> durante o processo de solidificação das ligas Al-0,6%Mg- 0,8%Si-[0,05 e 0,3]%Cu	53
Figura 5.9. Evolução dos Perfis das Taxas de Resfriamento	54
Figura 5.10. Evolução das microcavidades (a) e do LRT pela posição (b) associados as micrografias das microcavidades das amostras processadas como fundido	57

Figura 5.11. Resultado dos tamanhos das microcavidades com as micrografias (a) e limite de resistência a tração como laminado (b)	59
Figura 5.12. Compara a evolução da Resistividade Elétrica dos CP	60
Figura 5.13. Comparação entre as condutibilidades dos CP para as ligas estudadas	61
Figura 5.14 - Caracterização das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-(0,05 e 0,30)%Cu solidificadas unidirecionalmente e laminadas até o diâmetro $\phi = 3,98\text{mm}$	62
Figura 5.15. Relação das microcavidades da redução com o LRT na deformação das ligas	64
Figura 5.16. Evolução das propriedades Elétricas: Em (a) Resistividade Elétrica; Em (b) Condutividade Elétrica	66
Figura 5.17 – Resumo descritivo da evolução das características mecânica e elétrica das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,30]%Cu solidificadas no molde “U”	67

**LISTA DE TABELAS****Capítulo 1**

Tabela 1.1 – Distribuição da produção de alumínio nos EUA [Fonte: CIMM] 17

Tabela 1.2 – Sistema de classificação dos elementos de liga do alumínio 18  
[Fonte: The Aluminum Association Inc]

**Capítulo 4**

Tabela 4.1 - Limites Admissíveis das Ligas 6201 [Fonte: ROOY, 1992] 36

**Capítulo 5**

Tabela 5.1. Composição química da liga de alumínio 6102 48

Tabela 5.2. Esquema de determinação do tempo da passagem da Isoterma 51

*Liquidus*

Tabela 5.3. Valores das taxas de resfriamento nas posições dos termopares 55  
das ligas estudadas

Tabela 5.4. Resultados das leituras das dimensões de microcavidades e dos 56  
ensaios de tração do material fundido (corpos de prova com  $\varnothing=9,8$  mm)

Tabela 5.5. Resultados dos ensaios da leitura das dimensões das 58  
microcavidades e LRT do material laminado (corpos de prova com  $\varnothing=3,98$   
mm)

Tabela 5.6. Resultados dos ensaios de tração e leituras das dimensões das 63  
microcavidades obtidos nas amostras laminadas e trefiladas

Tabela 5.7. Resultados dos ensaios elétricos obtidos nas amostras 65  
laminadas e trefiladas

### LISTA DE SIMBOLOS

SIMBOLO	SIGNIFICADO	UNID.
$C_0$	concentração de soluto	% em peso
$G_L$	gradiente de temperatura no líquido	K/m
G	tamanho de grão	mm
L	perímetro do círculo	mm
P	posição	mm
Pos	posição	mm
t	tempo	s
$t_{SL}$	tempo local de solidificação	s
TG	tamanho de grão	mm
T	temperatura	C
$T_L$	temperatura da linha <i>liquidus</i>	K
$T_V$	temperatura de vazamento	K
$T_T$	temperatura de transformação	K
$\dot{T}$	taxa de resfriamento	K/s
$V_L$	velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	mm/s
$\Delta T$	intervalo de solidificação em condições de equilíbrio	K
$\Delta t$	intervalo de tempo	s
$\Delta T$	intervalo de temperatura	C
$\Delta T_V$	superaquecimento	K
$\lambda_1$	espaçamentos dendríticos primários (EDP)	$\mu\text{m}$
$\lambda_2$	espaçamentos dendríticos secundários (EDS)	$\mu\text{m}$

### SUB-ÍNDICES

SIMBOLO	SIGNIFICADO
$I_L$	isoterma <i>liquidus</i>
L	líquido ou <i>liquidus</i>
S	sólido ou <i>solidus</i>
TCE	transição colunar equiaxial
K	termopar

## SUMÁRIO

### Capítulo 1

1. INTRODUÇÃO	16
1.1. Considerações Iniciais	16
1.2. Características e Aplicações do Alumínio	16
1.3. Elementos das ligas	17
1.4. Solidificação Unidirecional	18

### Capítulo 2

2. OBJETIVOS DESTE TRABALHO	19
-----------------------------	----

### Capítulo 3

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1. Alumínio	20
3.2. Estruturas Características de Solidificação	21
3.3. Variáveis Térmicas de Solidificação	21
3.4. Parâmetros Térmicos na Solidificação	23
3.5. Microestruturas	24
3.6. Estrutura de Solidificação e Propriedade Mecânica	27
3.7. Viscosidade/Molhabilidade.	28
3.8. Processos Mecânicos para Obtenção dos Corpos de Prova	30
3.8.1. Materiais Usinados	30
3.8.2. Materiais Laminados	31

3.8.3. Materiais Trefilados	31
3.8.4. Encruamento	31
<b>Capítulo 4</b>	
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	32
4.1. Fluxograma Experimental	32
4.2. Dimensionamento da Câmara de Vazamento do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal	35
4.3. Dimensionamento do Molde do dispositivo de solidificação em “U”	36
4.4. Elaboração das Ligas de Alumínio para Fundição	36
4.5. Procedimentos para obtenção dos Perfis de Velocidade de Resfriamento	40
4.6. Determinação da Taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ )	41
4.7. Obtenção dos Corpos de Prova (CP).	42
4.7.1. Sistema Unidirecional Horizontal.	42
4.7.2. Dispositivo em “U”	44
4.8. Caracterização Mecânica dos Materiais	45
4.9. Caracterização Elétrica dos Materiais	45
4.9.1. Resistência Elétrica das Ligas.	45
4.9.2. Resistividade elétrica	46
4.10. Leitura das Dimensões das Microcavidades	46
<b>Capítulo 5</b>	
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	48
5.1. Composição Química do Material	48

5.2. Solidificação Unidirecional	49
5.2.1. Curvas de Resfriamento das Ligas	49
5.2.2. Determinação da Velocidade de Resfriamento ( $V_L$ )	51
5.2.3. Taxa de Resfriamento ( $\dot{T}$ )	53
5.3. Caracterização Mecânica as Ligas Solidificadas Unidirecionalmente	55
5.3.1. Caracterização Mecânica das Ligas como Fundidas.	55
5.3.2. Caracterização Mecânica das Ligas Laminadas	57
5.4. Caracterização Elétrica das Amostras Solidificadas Unidirecionalmente	59
5.4.1. Resistividades elétricas	59
5.4.2. Condutibilidade Elétrica das Ligas.	60
5.4.3. Síntese dos Resultados da Caracterização das Ligas Al- 0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,3]%Cu laminadas.	61
5.5. Caracterização Mecânica e Elétrica das Ligas solidificadas no molde em “U” pós Laminação e Trefilação.	62
5.5.1. Síntese dos Resultados da Caracterização Mecânica e Elétrica das Ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-(0,05 e 0,30)%Cu Laminadas e Trefiladas Solidificadas no Molde “U”	66
<b>Capítulo 6</b>	
<b>6. CONCLUSÕES</b>	68
<b>Capítulo 7</b>	
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	69

## Capítulo 1

### 1. INTRODUÇÃO

#### 1.1. Considerações Gerais

O alumínio fundido dissolve outros metais e substâncias metalóides como o silício (que atua como metal). Quando o alumínio se resfria e solidifica, os constituintes da liga são retidos em solução sólida. Isto faz com que a estrutura cristalina do metal se torne mais rígida. Os átomos podem ser visualizados como sendo arranjados em uma rede cristalina regular, formando moléculas de tamanhos diferentes daqueles do elemento de liga principal. A principal função das ligas de alumínio é aumentar a resistência mecânica do metal sem prejudicar outras propriedades. Assim, novas ligas têm sido desenvolvidas combinando as propriedades adequadas a aplicações específicas.

O minério que dá origem ao alumínio é a bauxita. O processo mais utilizado para se obter o óxido de alumínio a partir da bauxita é o Bayer, que corresponde ao método de extração e partição hidrometalúrgico. Este processo baseia-se na extração do hidróxido de alumínio da bauxita através de uma solução de NaOH submetida à temperatura elevada, onde em seguida ocorre uma separação dos resíduos sólidos, após o resfriamento da suspensão, retira-se o hidróxido de alumínio da solução supersaturada obtida através de cristalização e retorno da solução de soda, posteriormente a separação do hidróxido cristalizado. Por último, através de transformação, térmica, o hidróxido torna-se um óxido denominado alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) (ABAL 2004).

#### 1.2. Características e Aplicações do Alumínio

Uma das características importantes do alumínio é a sua elevada condutibilidade elétrica, sendo por isso muito utilizado como condutor de eletricidade. A condutibilidade elétrica de um condutor na liga 1350 é cerca de 62% IACS (Internacional Annealed Copper Standard). Observa-se que, não obstante a menor condutibilidade do alumínio em comparação com a do cobre (100%IACS), o



condutor de alumínio, com a mesma resistividade do cobre, pesa somente a metade (ABAL, 2004).

A alta condutibilidade térmica do alumínio torna-o um dos metais mais importantes na fabricação de utensílios domésticos. Essa característica é um importante meio de transferência de energia térmica, tanto no aquecimento como no resfriamento. Assim, os trocadores ou dissipadores de calor em alumínio são comuns nas indústrias alimentícias, química, petrolífera, aeronáutica, etc. O alumínio é também um excelente refletor de energia radiante, com uma refletividade acima de 80%.

### 1.3.Elementos de liga

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga. Com essas associações, é possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. Mas para isso, é preciso conhecer bem as vantagens e limitações de cada elemento para fazer a melhor seleção.

O alumínio e suas ligas constituem um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos para uma vasta série de aplicações. Sua aplicação como metal estrutural só é menor que a dos aços.

A tabela 1.1 mostra a distribuição da utilização de alumínio nos EUA, principal consumidor mundial.

Tabela 1.1 – Distribuição da produção de alumínio nos EUA [Fonte: CIMM].

<b>Produto</b>	<b>Participação (%)</b>
Chapas, Placas e Folhas	51,3
Lingotes	26,4
Tubos e extrudados	14,9
Outros	7,4

Em fundição, os elementos são acrescentados ao alumínio por algumas destas razões: melhorar as características de fundição; aumentar a fluidez; reduzir a

fragilidade; dar ao produto acabado certas características desejadas (maior resistência à corrosão, resistência mecânica, usinabilidade, soldabilidade) ou ainda tornar a liga suscetível ao tratamento térmico. Os elementos de ligas mais comumente utilizados são silício, magnésio e cobre. A Tabela 1.2 mostra o sistema de classificação da The Aluminum Association Inc, para os elementos de liga do alumínio.

Tabela 1.2 – Sistema de classificação dos elementos de liga do alumínio [Fonte: The Aluminum Association Inc].

Série	Elemento(s) de liga principal(is)	Outros elementos de liga
1xxx	Alumínio puro	-
2xxx	Cu	Mg , Li
3xxx	Mn	Mg
4xxx	Si	-
5xxx	Mg	-
<b>6xxx</b>	<b>Mg, Si</b>	<b>Fe, Cu</b>
7xxx	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xxx	Reservado para uso futuro	-

#### 1.4.Solidificação Unidirecional

Nos últimos anos, houve um grande crescimento do número de trabalhos desenvolvidos e publicados internacionalmente utilizando o processo de solidificação unidirecional para análise da influência dos parâmetros de solidificação na formação de estruturas e na geração de defeitos em ligas ferrosas e não ferrosas. Um dos grandes benefícios da solidificação unidirecional é a possibilidade de se medir com maior facilidade parâmetros importantes do processo de solidificação, tais como: velocidades de avanço das isoterms *solidus* e *liquidus*, tempos locais de solidificação e, a partir destes, serem obtidas relações com parâmetros estruturais, como espaçamentos dendríticos, que podem ser medidos com precisão em uma estrutura unidirecional, e com a formação de defeitos, como as microporosidades formadas entre os ramos dendríticos (SOUSA, 2006).

## Capítulo 2

### 2.OBJETIVOS DESTE TRABALHO

Investigar o grau de influência da variação do teor de cobre (Cu) na trabalhabilidade da liga de alumínio - 0,6%Mg - 0,8%Si, da série 6201, sem refinador de grão, onde vamos analisar qualitativamente e quantitativamente a nova liga obtida.

Com o desenvolvimento deste experimento pretende-se contribuir cientificamente somando conhecimento tecnológico a indústrias da área, em relação à capacidade de trabalhabilidade à frio da liga em questão, com variação do teor de cobre (Cu), com a intenção de melhorar a capacidade de produção de fios utilizados no transporte de energia elétrica, atendendo aos rigorosos requisitos de resistência à tração e condutibilidade elétrica exigidos para esses materiais.

## Capítulo 3

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Alumínio

O alumínio e suas ligas constituem um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos para uma vasta série de aplicações. Sua aplicação como metal estrutural só é menor que a dos aços. O alumínio possui uma densidade de  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , aproximadamente  $1/3$  da do aço, o que somado à sua elevada resistência mecânica o torna bastante útil na construção de estruturas móveis, como veículos e aeronaves (InfoMet).

O alumínio não é ferromagnético e possui elevadas condutividades térmicas e elétricas. Outra vantagem do alumínio é a sua resistência à oxidação progressiva, já que os átomos da sua superfície se combinam com o oxigênio da atmosfera, formando uma camada de óxido protetor que impede a progressão da deterioração do material. Além disso, o alumínio com determinados tratamentos e/ou elementos de liga se torna resistente à corrosão em meios mais agressivos. O alumínio também encontra aplicações em peças decorativas, graças à sua superfície brilhante e reflectiva (InfoMet).

As ligas da série 6XXX são ligas ternárias tratáveis termicamente, contendo como principais elementos o magnésio e o silício. Combinam importantes características, como boa resistência à corrosão, boa trabalhabilidade e boa soldabilidade. A adição de silício e magnésio pode variar de 0,3 até 1,2% em peso e, através de um processo de tratamento térmico, estes dois elementos se precipitam na forma de partículas de silicato de magnésio ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ), aumentando a resistência do material através de “endurecimento” por precipitação ou envelhecimento (SPIM E GARCIA, 1995).

A aplicação industrial das ligas da série 6XXX está em produtos extrudados de uso arquitetônico, laminados de uso na indústria automobilística e de laminados e trefilados para a produção de fios e cabos para o transporte de energia elétrica.

### 3.2. Estruturas Características de Solidificação

A solidificação é a passagem de um material no estado líquido para o estado sólido. A principal diferença entre os dois estados é a variação na fluidez, e o sólido apresenta forma e volume definido.

A solidificação das ligas metálicas envolve fenômenos mais complexos do que a solidificação de metais puros. Os metais puros são sempre analisados a partir do pressuposto de que, na interface sólido/líquido, pode ser considerado o equilíbrio entre ambos os estados de agregação. Dessa forma, para cada temperatura suas composições químicas são as determinadas pelo diagrama de equilíbrio (FLEMINGS, 1974).

Graças a trabalhos e estudos já realizados, sabe-se que o controle das variáveis térmicas de solidificação definirá as características do produto final, através da macroestrutura e da microestrutura obtida no material. O ponto de partida do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento e, subsequentemente, as formas de transporte e dissipação da energia térmica a partir daquele instante (GARCIA, 2001). O molde, além de conferir forma à peça, atua na absorção e transferência de calor proveniente do metal para o ambiente, garantindo a mudança de estado de agregação. Se as condições operacionais de transferência de calor durante o processo se alterarem, as variáveis térmicas de solidificação variarão numa função direta. Essas variáveis térmicas são determinantes da estabilidade da interface sólido/líquido, e condicionam o arranjo microestrutural (GOULART, 2005).

Estudos têm mostrado que as variáveis significativas para o controle da solidificação são: velocidade da solidificação ( $V_L$ ), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $GL$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e a concentração e redistribuição de soluto ( $C_o$ ), que se interconectam através do super-resfriamento constitucional (GARCIA, 2001).

### 3.3. Variáveis Térmicas de Solidificação

A dinâmica do processo de solidificação é que determina as microestruturas resultantes, que por sua vez influenciam as propriedades finais do fundido. Desta

maneira é necessário conhecer as informações relativas as variáveis ocorrentes durante todo o processo de solidificação, que vão desde a temperatura de vazamento, o tratamento do metal líquido; a forma de preenchimento do molde (através do controle de intensidade das correntes convectivas), material e formato do molde (responsável pela capacidade de absorção de calor) e se o molde deve ser pré-aquecido, refrigerado ou estar na temperatura ambiente. Esses fatores terão influência na taxa de resfriamento e, portanto determinarão o grau de refino da estrutura obtida (GARCIA, 2001).

O fluxograma da Figura 3.1 apresenta a seqüência dos principais fatores e eventos que interagem durante a solidificação de um metal, desde o líquido até o produto solidificado.

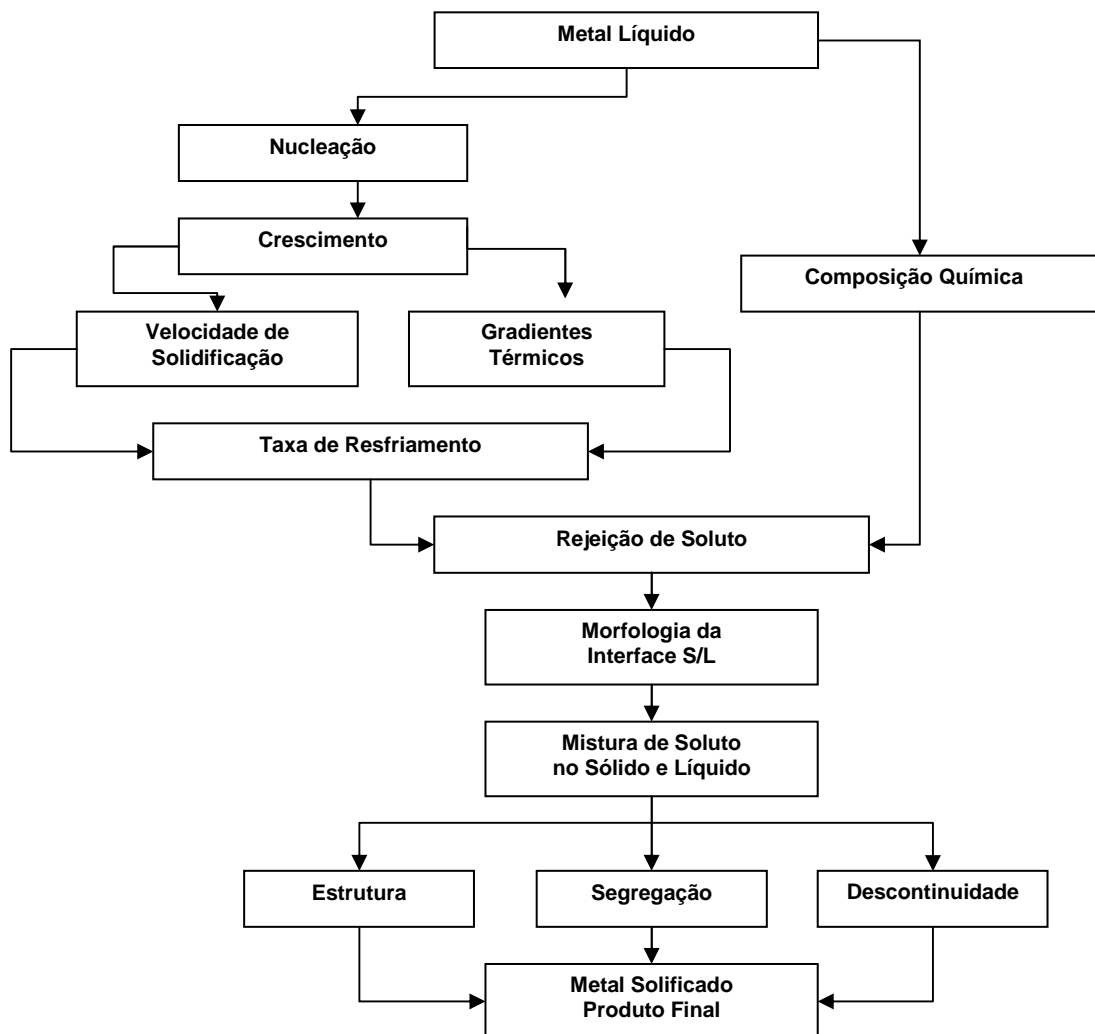


Figura 3.1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (GARCIA, 2001).

### 3.4. Parâmetros Térmicos na Solidificação

A solidificação metálica pode ser considerada como um processo de transferência de calor em regime permanente ou transitório. A transição líquido/sólido é acompanhada por liberação de energia térmica, com uma fronteira móvel separando as duas fases de propriedades termofísicas distintas. A análise da transferência de calor na solidificação apresenta essencialmente dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a determinação da cinética da solidificação.

A Figura 3.2 apresenta um elemento de referência extraído do sistema metal/molde que evidencia todos os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo de sua solidificação: condução térmica no metal e no molde; transferência Newtoniana na interface metal/molde; convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente. Alguns desses modos de transferência de calor permanecem do início ao final da solidificação, enquanto outros são transitórios.

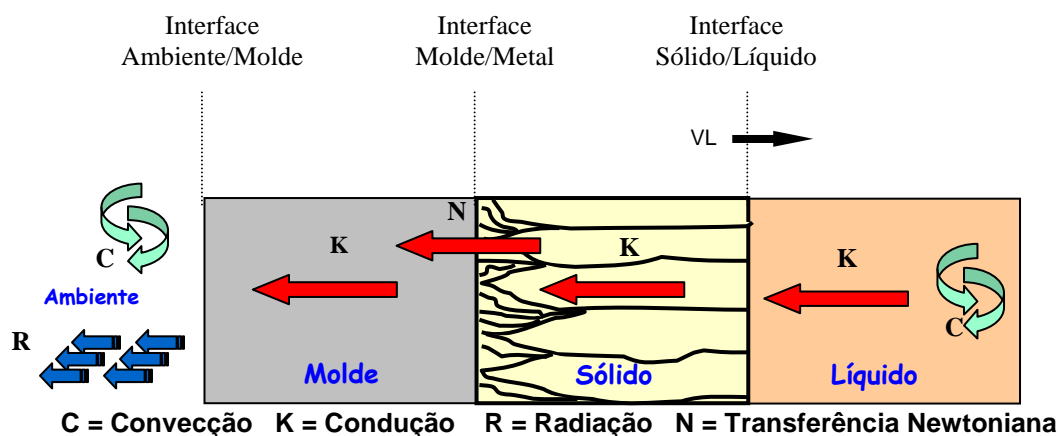


Figura 3.2. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (GARCIA, 2001).

A convecção e a radiação térmica do molde para o meio ambiente só se verifica quando o molde não tiver massa suficiente para absorver todo o calor transferido pelo metal durante a solidificação. Em condições práticas pode-se dimensionar o molde de tal forma que ela possa absorver todo o calor transferido ou

apenas eleve sua temperatura externa nos instantes finais do processo, tornando o transporte de calor ao meio ambiente inexpressivo no cômputo geral. Esses modos de transferência de calor não ocorrem quando se trata de solidificação em moldes refrigerados.

### 3.5. Microestruturas

As microestruturas com menores espaçamentos interdendríticos permitem uma distribuição mais homogênea de produtos segregados, de inclusões e de poros, que não puderam ser completamente eliminados antes da solidificação Rooy (1992), em experiências com liga Al-Si (A356), Quaresma et al., (2000) com ligas Al-Cu, e Osório et al. (2002, 2003) com ligas Zn-Al, demonstraram que os limites de escoamento e de resistência à tração podem ser correlacionados com os espaçamentos dendríticos e que aumentam com a diminuição destes parâmetros estruturais.

A literatura mostra que os espaçamentos celulares e dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento (HUNT E LU, 1996; BOUCHARD E KIRKALDY, 1997).

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde, durante a solidificação o soluto ou o solvente é segregado na interface solido-líquido, o que provoca uma distribuição não uniforme do líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade.

O acúmulo de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (SRC). Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias que, por ordem crescente desse valor, são denominadas planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Fig. 3.3.



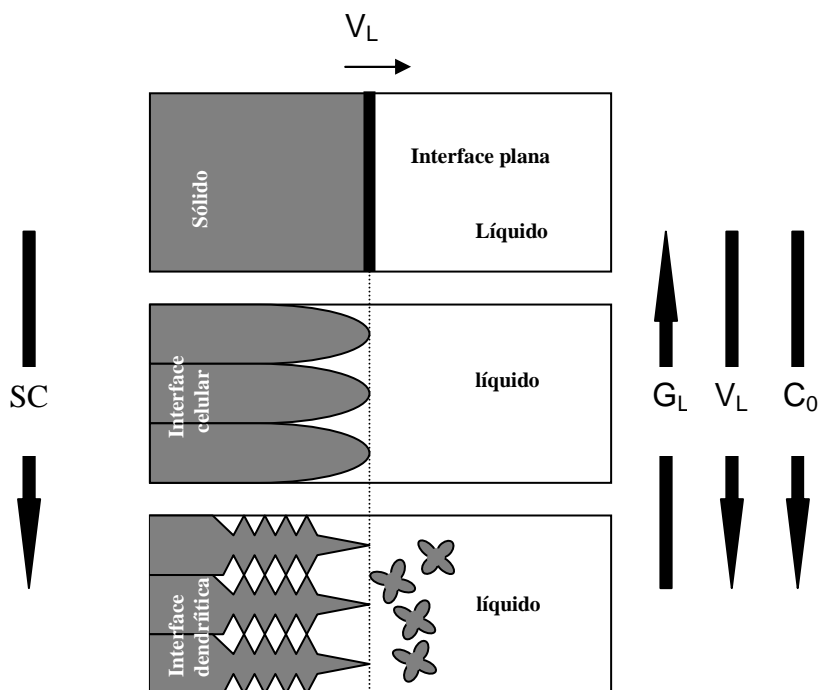


Figura 3.3. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação:  $S_C$  – grau de super-resfriamento;  $G_L$  – gradiente térmico à frente da interface;  $V_L$  – velocidade da interface e  $C_0$  – concentração de soluto (GARCIA, 2001).

Com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades de maior ordem e a estrutura celular passa para dendrítica, na forma de cruz de malta: Com os ramos cristalográficos primários dispostos em direções cristalográficas próximas ao vetor do fluxo de extração de calor e com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos primários (FLEMINGS, 1974; KURZ E FISHER, 1992; GARCIA, 2001; DING E TEWARI, 2002). Conforme Goulart (2005), as distâncias entre os centros de células, de ramificações ou braços dendríticos, são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são utilizados para determinar os efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada, conforme apresenta a Fig. 3.4.

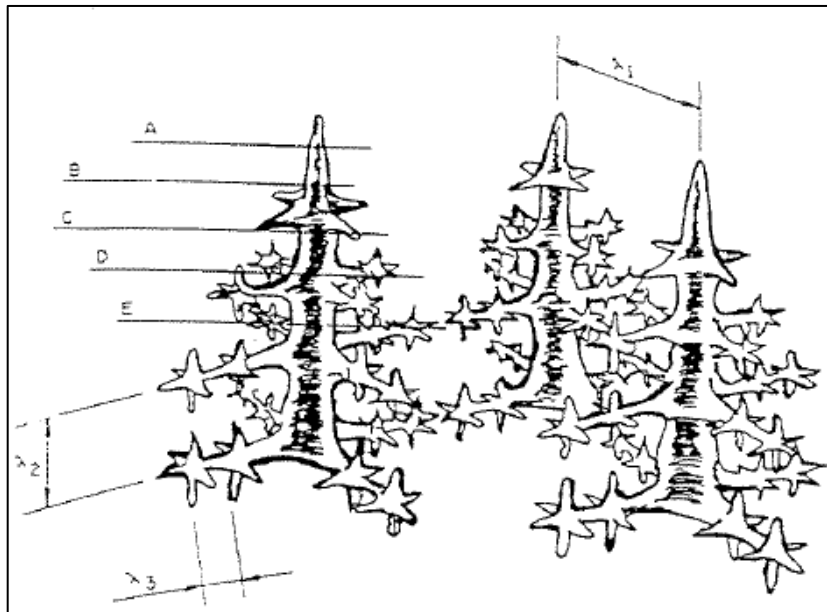


Figura 3.4. Esquema ilustrativo do aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional e indicação dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) (QUARESMA, 1999).

A variação de composição química que ocorre dentro dos limites dos contornos de grão, ou seja, entre ramificações celulares ou dendríticas, é conhecida como microsegregação e tem motivado investigações no sentido do desenvolvimento de ferramentas para a sua quantificação (MARTORANO et al., 2000). Vários fatores contribuem para a dificuldade da avaliação da microsegregação:

- modo de solidificação, se colunar ou equiaxial;
- complexidade da morfologia das ramificações dendríticas;
- efeito de diferentes solutos;
- espessamento e refusão de ramos dendríticos.

Para avaliar o perfil de variação da concentração de soluto após a solidificação e, conseqüentemente, permitir a determinação do índice de microsegregação, faz-se uma varredura com uso de microsonda entre dois braços dendríticos primários adjacentes, passando por toda a região interdendrítica, ou através de um braço secundário para uma avaliação mais localizada (GARCIA, 2001).

### 3.6. Estrutura de Solidificação e Propriedade Mecânica

Embora os aspectos metalúrgicos e mecânicos dos fatores que controlam a microestrutura, e que são determinantes na resistência mecânica e ductilidade de ligas metálicas em seu estado bruto de solidificação, sejam de análise complexa, sabe-se que as variáveis de solidificação são fatores de extrema influência. As ligas apresentam, dentro dos grãos cristalinos individuais, uma rede dendrítica com teor de soluto que varia continuamente, uma complexa dispersão de fases secundárias, porosidade e inclusões. Além destes obstáculos ao escorregamento durante a aplicação de esforços mecânicos, existem os contornos dos grãos como fatores adicionais. Sabe-se que, à medida que o tamanho de grão diminui, há uma tendência de aumento da resistência mecânica do material. Neste particular, pode-se citar a conhecida equação de Hall-Petch, na qual a tensão de escoamento é proporcional ao inverso da raiz quadrada do diâmetro do grão.

A literatura aponta também o efeito do espaçamento dendrítico como fator de influência, indicando que o grau de refino dos espaçamentos dendríticos possa ser até mais influente sobre as propriedades mecânicas do que o próprio tamanho de grão (GARCIA, 2005). A Figura 3.5, mostra uma representação do crescimento dendritico em relação a posição do corte para retirada dos corpos de prova.

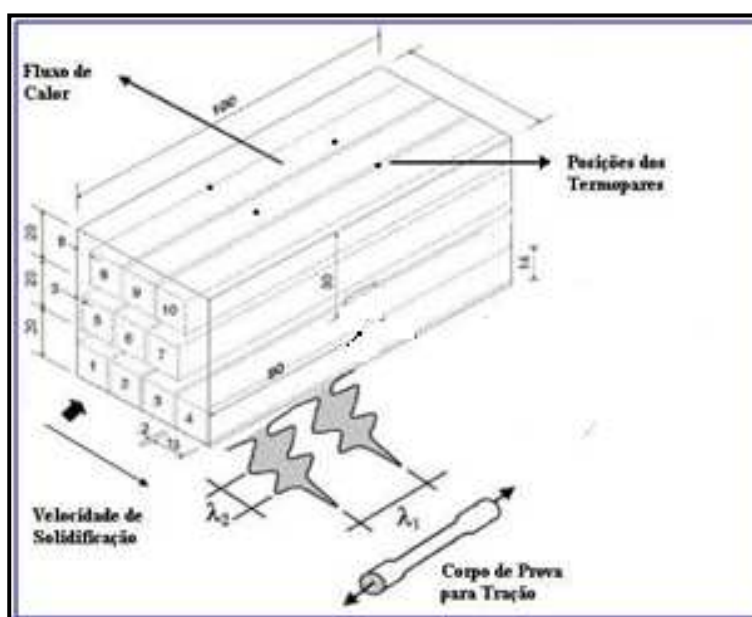


Figura 3.5. Arranjo esquemático do lingote obtido após o vazamento no dispositivo unidirecional (QUARESMA, 1999; OSÓRIO, 2000).

### 3.7. Viscosidade/Molhabilidade

Para melhor entender o processo de solidificação é necessário conhecer duas importantes propriedades dos metais fundidos, a viscosidade e a fluidez.

Figura 3.6 mostra, no diagrama de fase Al-Cu, as regiões onde acontece a formação do material solidificado (zona pastosa curta e zona pastosa longa).

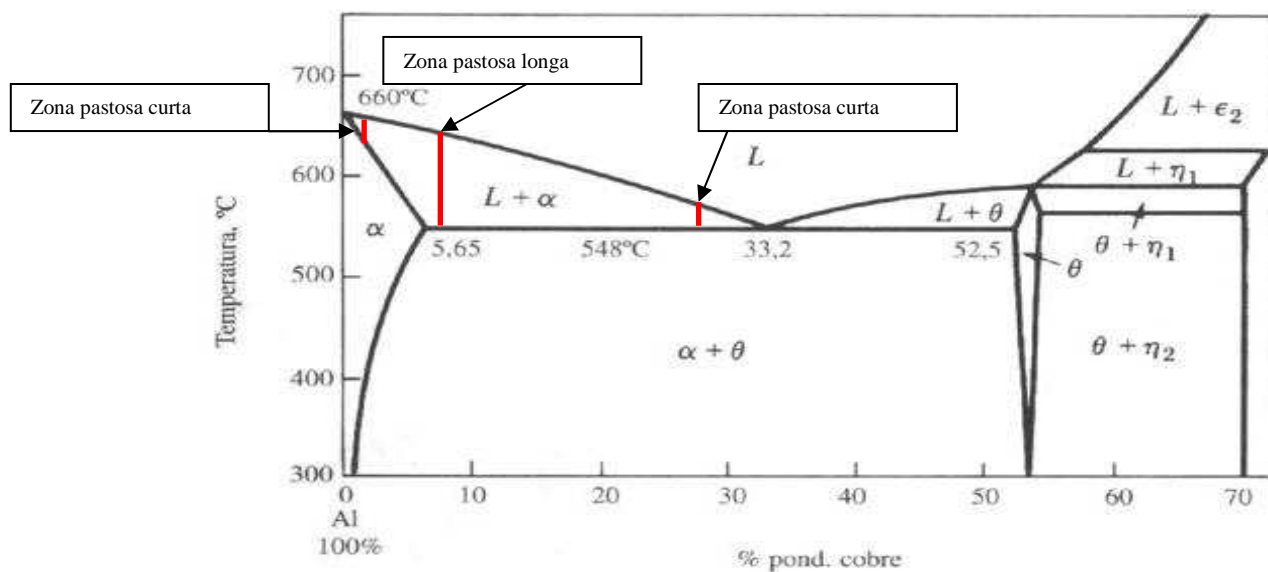


Figura 3.6 - Diagrama de Fase Al-Cu (ROOY, 1992).

Verran (2004), verificou o efeito do elemento cobre sobre a viscosidade do alumínio. A adição de Cu, mesmo em baixos teores, causou o aumento na viscosidade do alumínio. Em seus estudos, Kim e Loper (1999) analisaram a fluidez das ligas Al-Si com variações de cobre até aproximadamente 3,5%.

As ligas com intervalo de solidificação curto não aderem ao molde de forma uniforme e eficiente, causando falhas na área de contato, onde surgem camadas sólidas mais espessas que se contraem, fazendo com que o próprio metal solidificado passe a atuar como uma camada de molde auxiliar no resfriamento da liga, como pode ser visto na Fig. 3.7, e como consequência, aumentando a velocidade de solidificação.

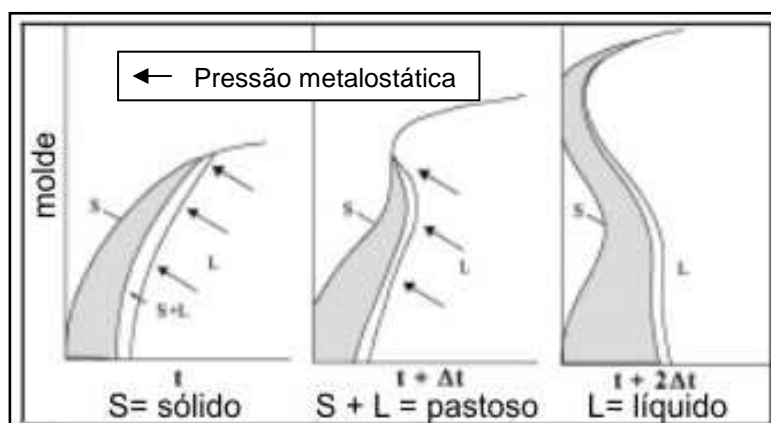


Figura 3.7 - Solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto (QUARESMA et al., 2007).

As ligas mais fluidas, com intervalo de solidificação longo, tendem a apresentar melhor molhabilidade, o que facilita o contato com o molde. Com uma superfície de contato maior, é formada uma camada de metal solidificado delgada, que, pela ação da pressão metalostática, reveste totalmente a superfície do molde, provocando seu aquecimento de modo uniforme. Esse aquecimento uniforme traz como consequência, a diminuição da velocidade de solidificação, como pode ser visto na Figura 3.8 (QUARESMA et al., 2007).

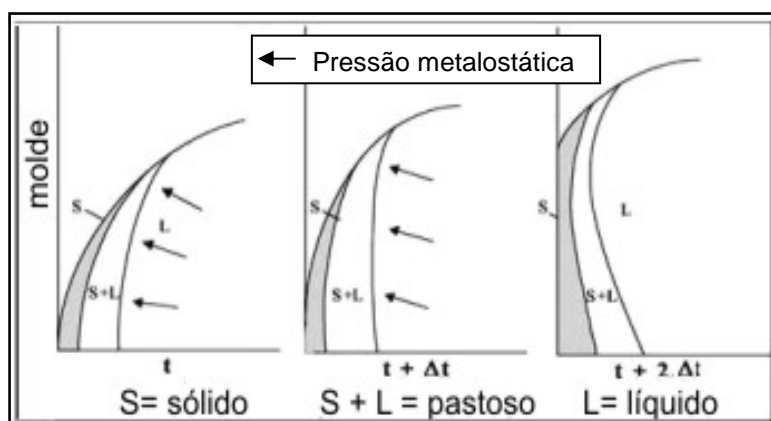


Figura 3.8 – Solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo (QUARESMA et al., 2007).

Por outro lado, a variação da temperatura de solidificação, a viscosidade, a tensão superficial do metal e a soma da presença de inclusões são os maiores fatores que determinam a fluidez da liga. O alto ponto de fusão do Si em relação ao Al afeta a viscosidade da liga que decresce com o acréscimo do conteúdo de Si.

Conseqüentemente, ligas contendo teores elevados de Si possuem excelente fluidez, adições de Si contribuem para a redução na contração de solidificação da liga contribuindo também para o aumento da sua resistência, principalmente a trabalhos a quente (WANG et al. 1995).

A Figura 3.9(a), apresenta o gráfico que mostra a variação da viscosidade do alumínio com elementos de ligas comuns. Pelo gráfico é possível observar que a viscosidade diminui com aumento do teor de Si e Mg. O cobre age de forma inversa ao magnésio e ao silício, como pode ser observado na Figura 3.9(a).

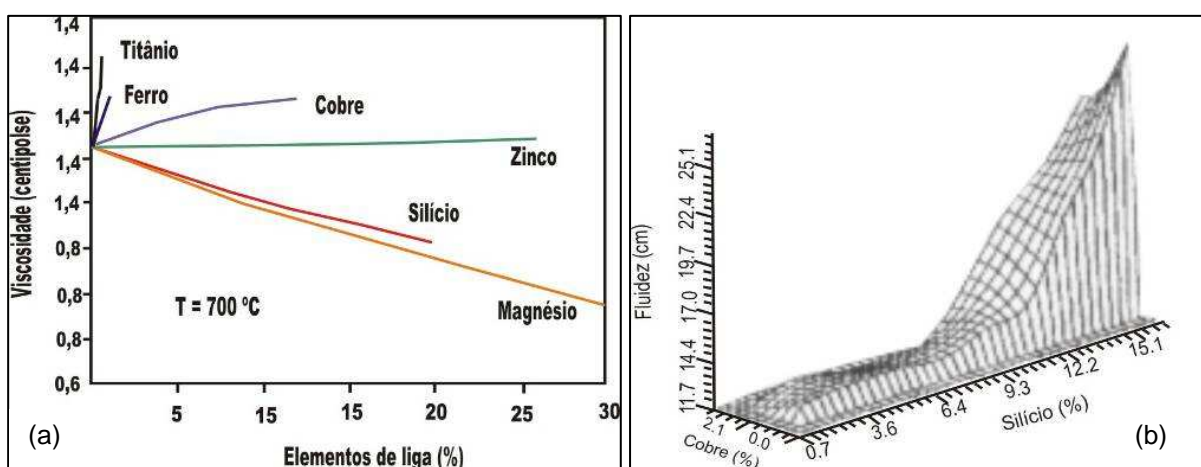


Figura 3.9 – (a) Influência dos elementos de liga na viscosidade do alumínio (VERRAN et al, 2004) e (b) na variação da fluidez do alumínio em função dos teores de silício e cobre (KIM E LOPER, 1995).

No gráfico da Figura 3.9(b) o qual apresenta a influência sobre a fluidez dos elementos Si e Cu no alumínio, é notável a forte influência do elemento silício no alumínio, principalmente a partir do percentual de 9,5% que causa um abrupto crescimento da fluidez. O cobre, por sua vez, contribui de maneira oposta ao silício, mostrando, porém, que sua influência é menos significativa do que a do Si.

### 3.8. Processos Mecânicos para Obtenção dos Corpos de Prova

#### 3.8.1. Materiais Usinados

Existem diversos fatores a ser considerados para a correta seleção de ferramentas de corte. Alguns fatores, segundo Diniz et al. (1999), são:

- Material a ser usinado – a composição química e as propriedades do material a ser usinado influenciam, entre outras coisas. Na solicitação sobre a ferramenta, o tipo de desgaste ao qual esta será exposta e o tipo de cavaco resultante do processo de usinagem;
- Processo de usinagem – alguns processos de usinagem são mais agressivos à ferramenta do que outros, expondo-a a desgastes mais elevados, choques (térmicos ou mecânicos), ou ainda à ação de fadiga. Além disso, alguns processos apresentam limitação quanto à forma, dimensões e velocidade de corte. Exemplos típicos são as operações de fresamento e furação com ferramentas de pequeno diâmetro, pois, como grande parte das máquinas não possui rotação suficiente para atingir as altas velocidades de corte usadas na usinagem com metal duro, se faz necessário o uso de ferramentas compostas por materiais menos sofisticados, como o aço rápido.

### **3.8.2. Materiais Laminados**

Neste processo de conformação mecânica, o metal é forçado a passar entre dois cilindros, girando em sentidos opostos, com a mesma velocidade superficial, separados entre si por uma distância menor que o valor da espessura da peça a ser deformada. Ao passar entre os cilindros, o metal sofre deformação plástica; a sua secção é reduzida. O processo da laminação pode ser feito a frio ou a quente. Normalmente a laminação a quente é usada para as operações de desbaste e a laminação a frio para as operações de acabamento. Um dos principais objetivos da laminação é obter um produto final de boa qualidade, envolvendo principalmente as propriedades mecânicas, condições superficiais e das macro e microestruturas do produto laminado (BRESCIANI et al., 1985).

### **3.8.3. Materiais Trefilados**

No processo de trefilação o fio metálico é tracionado, passando através de uma ferramenta oca, denominada fieira, onde sofre deformação plástica. Em consequência dessa deformação, o diâmetro do fio é reduzido e seu comprimento é aumentado. A finalidade do processo da trefilação é a obtenção de fios de dimensões, acabamento superficial e propriedades mecânicas controladas. Na produção de peças com pequenos diâmetros (fios, arames etc.), pode-se empregar

tipo de máquinas rotativas. Eventualmente vários conjuntos deste tipo podem operar em série para a obtenção de diâmetros menores. Quase todos os metais não-ferrosos são trefilados a frio, sofrendo portanto variações nas suas propriedades mecânicas devido ao encruamento do fio, sendo aumentado seu limites de escoamento e resistência à tração e diminuindo o seu alongamento. Nas condições onde se deseja uma grande variação de secção, é necessário fazer o recozimento do metal numa determinada etapa do processo, quando o metal atingir um grau de encruamento demasiadamente elevado. Assim, o fio volta a ter a ductilidade necessária para o prosseguimento das reduções (BRESCIANI et al., 1985).

#### **3.8.4. Encruamento**

Basicamente, o encruamento ocorre em um material cristalino porque esses materiais se deformam plasticamente pelo movimento das discordâncias e estas interagem diretamente entre si e com outras imperfeições, ou, indiretamente, com campos de tensões internos (de curto e longo alcance) de várias imperfeições e obstáculos. Essa interação leva a uma redução na mobilidade média da discordância, que é acompanhada por uma necessidade de maior tensão para realizar o movimento da discordância, isto é, para uma dada deformação plástica (MEYERS, 1982).

Uma vez que dureza e resistência mecânica (tanto o limite convencional de elasticidade quanto o limite de resistência à tração) estão relacionadas à facilidade com a qual a deformação plástica pode ocorrer, por redução da mobilidade de discordâncias, a resistência mecânica pode ser melhorada; isto é, maiores forças mecânicas serão requeridas para iniciar a deformação plástica. Em contraste, quanto menos restrito o movimento das discordâncias, tanto maior a facilidade com a qual um metal pode se deformar e mais macio e mais maleável ele se torna. Virtualmente todas as técnicas de fortalecimento repousam sobre este princípio simples: endurecimento ou restrição do movimento de discordância torna a um material mais duro e mais forte (CALLISTER et al., 1991).



## Capítulo 4

### 4. MATERIAIS E MÉTODOS

A escolha das ligas do sistema Al-Mg-Si modificadas com teores de Cu na investigação deste trabalho experimental, deve-se à grande importância que este sistema apresenta na indústria metal/mecânica/elétrica. As ligas utilizadas nos experimentos foram preparadas em laboratório a partir de metais comercialmente puros e analisadas termicamente.

#### 4.1. Fluxograma Experimental

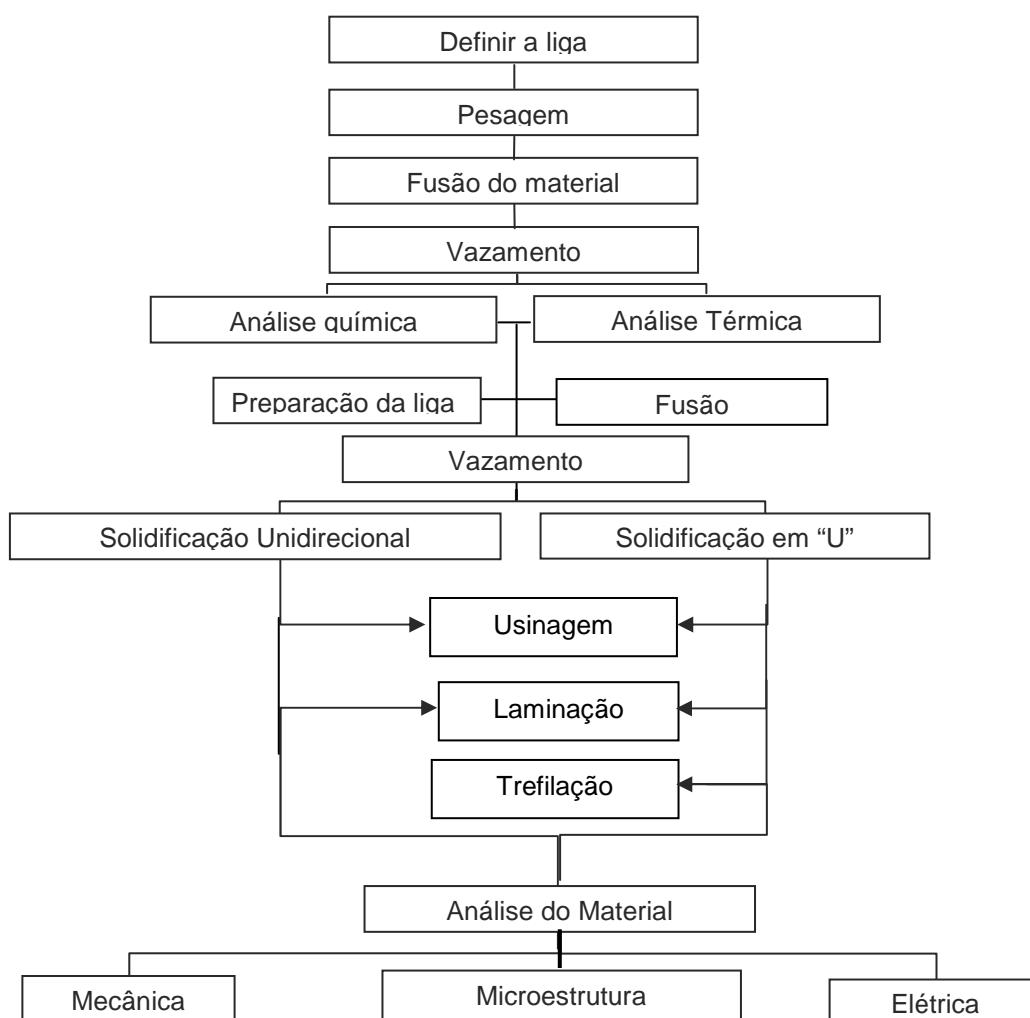


Figura 4.1. Fluxograma das atividades experimentais.

Para a realização deste trabalho, adotou-se um planejamento descrito no fluxograma dos procedimentos experimentais, mostrado na Figura 4.1.

Os ensaios experimentais consistiram na obtenção de perfis de temperatura durante a solidificação do metal no sistema de solidificação unidirecional horizontal e no sistema em “U”. A liga foi fundida em forno tipo mufla e em seguida vazada no molde.

A seguir são descritas as etapas seqüenciais quando da realização dos experimentos:

- Pesagem dos materiais (Mg, Fe, Cu e Si) para a composição das ligas;
- Revestimento do cadinho de Carbetto de Silício com caulim dissolvido em água para evitar a aderência de uma quantidade considerável de metal no momento do vazamento;
- Fusão do metal, em forno tipo mufla, a temperatura mais elevada que a estipulada para o vazamento;
- Agitação da liga fundida, forçando uma melhor mistura dos componentes e a homogeneização da liga e retirada de escória da superfície do banho;
- Verificação da composição química por análise térmica;
- Montagem do sistema experimental e posicionamento dos termopares;
- Vazamento do metal líquido no interior do sistema experimental, estando os termopares posicionados na região central visando ao máximo coincidir com o regime unidirecional de extração de calor, bem como, em posições próximas à interface metal/molde, dada a importância dos instantes iniciais do processo de solidificação e o registrador de dados devidamente acoplado aos termopares ao computador;
- Acompanhamento e obtenção da evolução térmica dos pontos monitorizados;
- Fechamento dos ensaios com as curvas das temperaturas de resfriamento de cada ensaio registradas no sistema de aquisição de dados;
- A partir do lingote solidificado procedeu-se a preparação das amostras do material para a análise das propriedades mecânicas e elétricas e a caracterização microestrutural das ligas solidificadas.

## 4.2. Dimensionamento da Câmara de Vazamento do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal

Utilizou-se um molde de geometria regular com dimensões 60 x 60 x 110 mm, demonstrado na Fig.4.2. As dimensões da câmara de vazamento foram baseadas em Quaresma (1999), na qual uma das paredes é constituída por um molde de aço SAE 1010, material condutor que funciona como fonte de absorção da carga térmica liberada pelo metal líquido. Este bloco possui um furo posicionado a 3 mm da interface metal/molde (M/M), com profundidade de 30 mm, que serve para posicionar o termopar no molde.

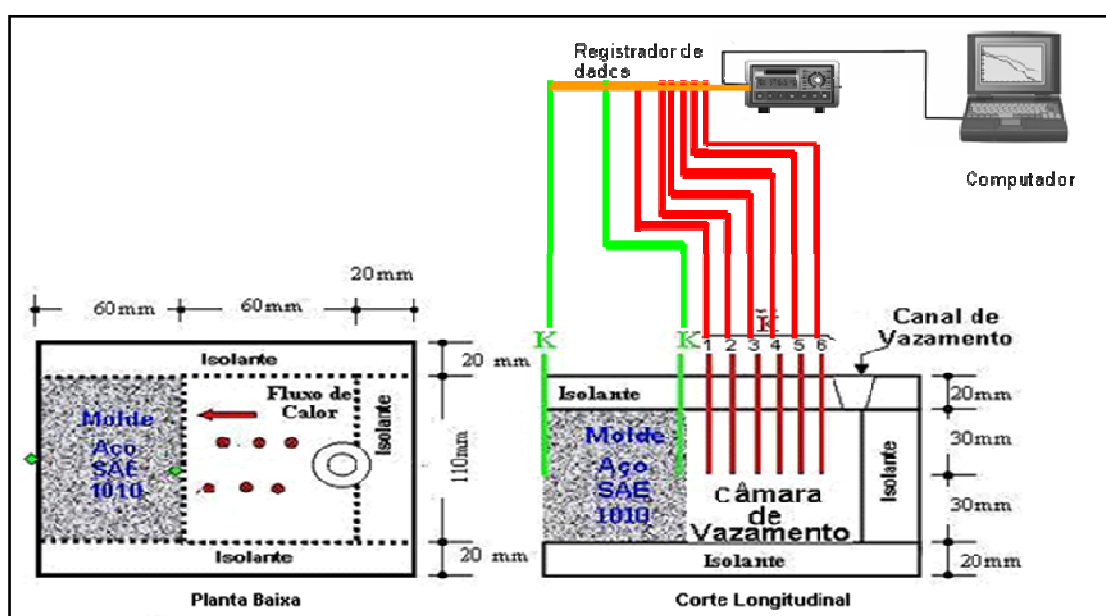


Figura 4.2. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde: planta baixa e corte longitudinal da câmara de vazamento.

O esquema mostra 8 termopares em posições específicas na câmara de vazamento, sendo que 6 termopares tipo "K" foram colocados no metal, nas posições, em relação à interface metal-molde, de 7,5 mm, 15 mm, 22,5 mm, 30 mm, 37,5 mm e 45 mm, e dois termopares do tipo "K", um posicionado no molde (bloco metálico) e outro na interface molde-ambiente.

### 4.3. Dimensionamento do Molde do dispositivo de solidificação em “U”

A Figura 4.3 destaca as dimensões do sistema em “U” bipartido. Sua constituição é feita de aço maciço 1020 e a união entre eles é feita com parafusos.

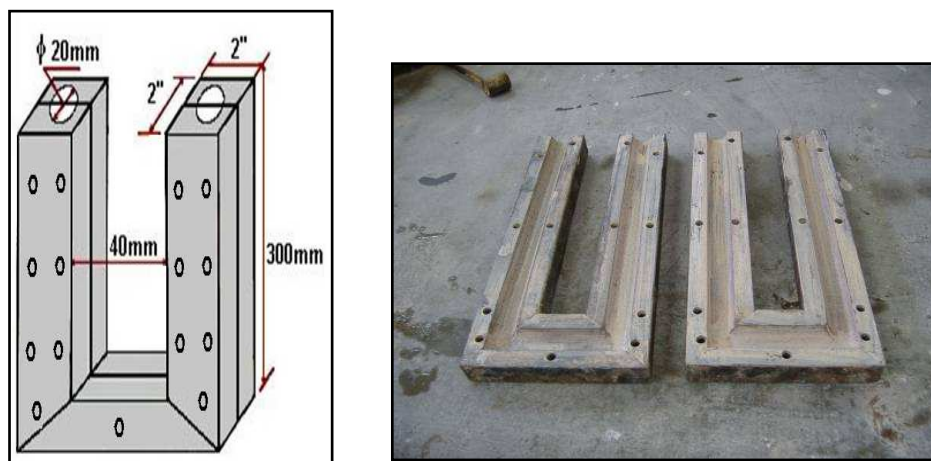


Figura 4.3. Molde em “U”, dispositivo de solidificação bipartido.

### 4.4. Elaboração das Ligas de Alumínio para Fundição

O alumínio utilizado foi o alumínio EC (~97,78% de Al), produzido pela ALUBAR METAIS. Foram utilizadas ligas da série 6201, precisamente ligas do sistema Al-Mg-Si modificadas com teores de cobre de 0,05 e 0,3%. As composições nominais das ligas 6201 estão dispostas em uma faixa admissível, e são apresentadas na Tabela 4.1, conforme a norma NBR 5285.

Tabela 4.1 - Limites admissíveis das Ligas 6201 - (Fonte: ROOY, 1992)

Liga	Si %	Mg %	Fe %	B %	Cu %	Mn %	Cr %	Zn %
6201	0,50 a 0,95	0,6 a 0,9	<0,5	<0,06	<0,1	<0,03	<0,03	<0,1

Se fez necessário uma correção em peso na composição das ligas estudadas, nos elementos químicos Si, Cu, e Mg. Usou-se o fator de correção 1,06 para o elemento magnésio pelo fato desse componente ser muito volátil.

Para obtenção das ligas foram adotados os seguintes procedimentos: os lingotes de alumínio foram cortados em uma serra elétrica, pesadas em uma balança digital de precisão. Após a pesagem dos metais para a obtenção das ligas,

estes foram introduzidas em um cadinho de carbetto de silício de 3,5 l de volume, pintado internamente com caulim dissolvido em água, para evitar a aderência de uma quantidade considerável de metal, e submetido a um pré-aquecimento de vinte minutos à 150°C para eliminar a umidade. O metal foi fundido em um forno tipo MUFLA, à temperatura de 810°C, temperatura esta que garante a fusão completa dos metais. O cadinho foi ao forno e homogeneizado no mínimo três vezes com a haste de aço inoxidável.

Para a confirmação da concentração do teor de soluto da liga estudada, torna-se necessário a verificação das temperaturas *liquidus*. A metodologia adotada para aferição das ligas foi a da comparação com o diagrama de fases do sistema pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si (USTA et al., 2004). Com a composição original da liga calcula-se a quantidade de Mg<sub>2</sub>Si presente nas ligas com (0,05 e 0,3)%Cu, encontrando-se para a liga de 0,05%Cu aproximadamente 0,9% de Mg<sub>2</sub>Si e para liga de 0,3%Cu chega-se a 1,0% de Mg<sub>2</sub>Si, o que está de acordo com a investigação do nosso trabalho

A Figura 4.4 apresenta uma ampliação de parte do diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg<sub>2</sub>Si, para melhor caracterização das temperaturas *liquidus*.

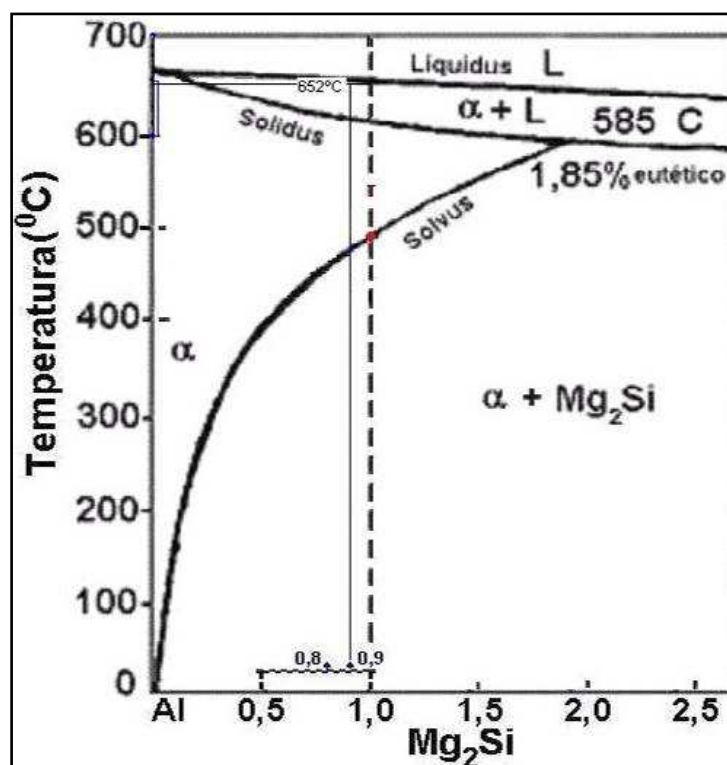


Figura 4.4. Diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg<sub>2</sub>Si (USTA et al., 2004).

Ao retirar-se o cadinho do forno insere-se um termopar, previamente aferido, através de um orifício feito na vedação colocada em seu topo, para possibilitar a monitoração e registro das transformações térmicas de cada liga. Os dados obtidos pelo equipamento de aquisição são então armazenados, possibilitando uma posterior construção gráfica das curvas de resfriamento de cada liga. A partir das temperaturas de transformação *liquidus*, obtidas dos gráficos, confirma-se o teor de soluto da liga elaborada. A Figura 4.5 apresenta a curva de análise termoquímica, obtida através do registrador ALMEMO, para a liga de Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,05%Cu, produzidas neste trabalho.

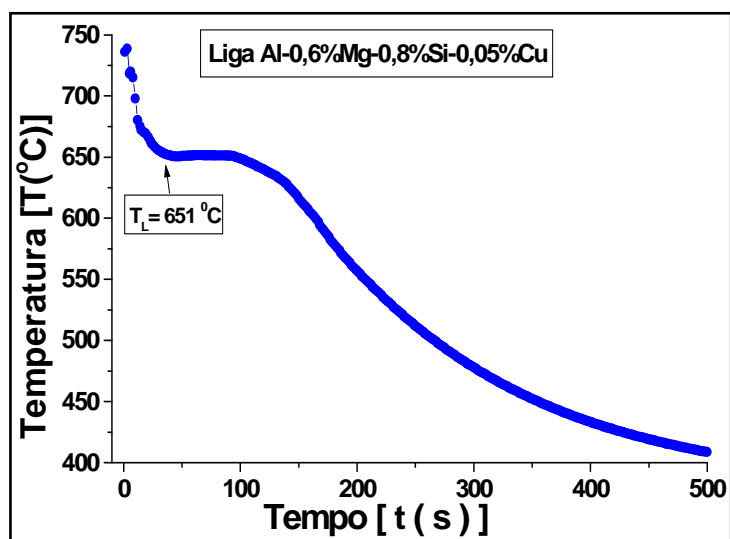


Figura 4.5. Curvas experimental de análise termo química para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,05%Cu.

A Figura 4.6 apresenta a curvas de análise termo química para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu.

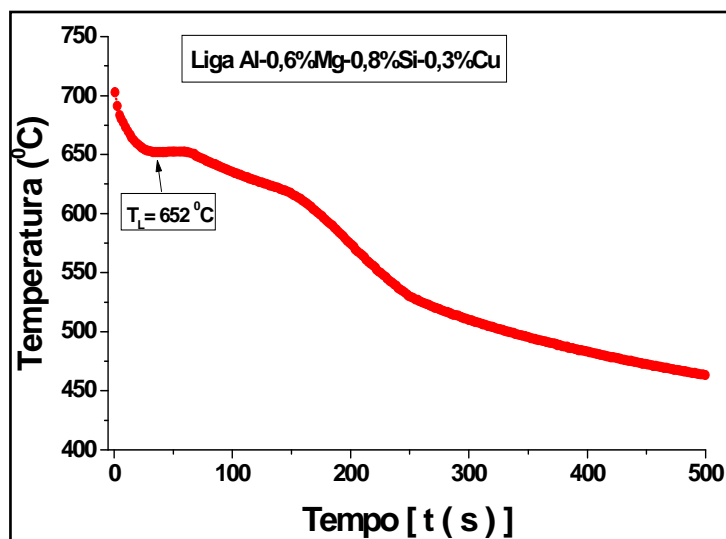


Figura 4.6. Curva experimental de análise termo química para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu.

Os valores muito próximos para  $T_L$  podem, a primeira vista, apontar para um erro, mas a observação atenta da Figura 4.4 esclarece melhor esta proximidade.

Para um perfeito vazamento, fixou-se um superaquecimento de 10% para todas as ligas, em todos os vazamentos. Confirmado que os elementos adicionados na liga estavam totalmente dissolvidos, o cadinho foi retirado do forno e feita uma nova homogeneização do metal fundido, através de agitação com espátula de aço, e após a homogeneização, fez-se a injeção de argônio, com um regulador de vazão (0,2 l/s) durante 40 segundos.

Após isso, a escória formada na superfície livre do banho foi retirada com a espátula, e introduziu-se um termopar com o intuito de verificar a temperatura do metal, até que se atingisse o valor de aproximadamente 710°C, a qual foi a temperatura de vazamento. Os vazamentos foram realizados em um aparato experimental.

O aparato experimental, Figura 4.7, serve para produzir um sistema de fluxo de calor unidirecional no interior do metal, tomando como referência a interface metal/molde. Sua capacidade volumétrica é de aproximadamente 0,4 l e a massa de metal que se utilizou foi de 1200g.

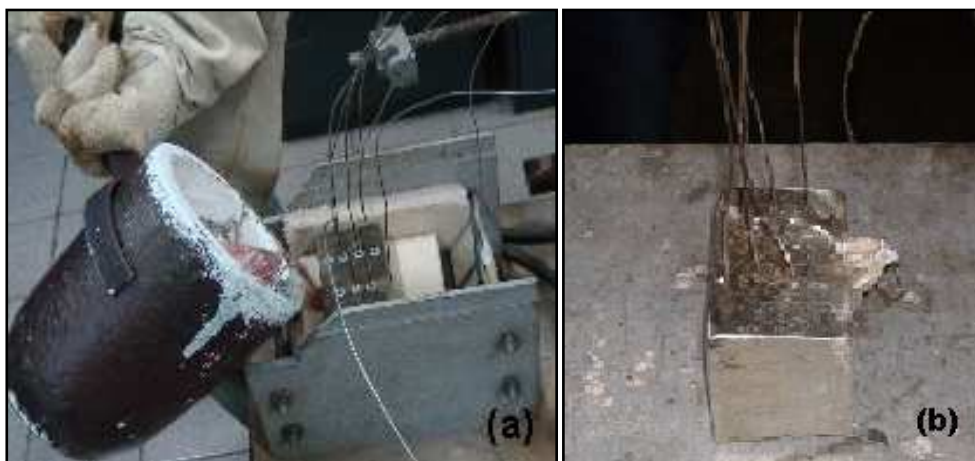


Figura 4.7. Aparato experimental para os vazamentos: em molde unidirecional (a); Lingote obtido pós vazamento com os termopares posicionados (b).

Foram realizados quatro vazamentos nesse dispositivo, em dois deles foram instalados os termopares para o registro da temperatura (Figura 4.7b). Dos outros dois foram retirados corpos de prova para o processo de usinagem e laminação.

Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial a um registrador de temperaturas ALMEMO e os históricos térmicos obtidos para as ligas foram repassados posteriormente para um computador.

#### 4.5. Procedimentos para obtenção dos Perfis de Velocidade de Resfriamento

Os perfis térmicos experimentais, para todas as composições analisadas, foram obtidos a partir dos arquivos contendo o monitoramento experimental das temperaturas.

Após as análises das curvas de resfriamento da liga com 0,3%Cu utilizou-se, como exemplo, o perfil da isoterma *liquidus* na posição 45mm em relação a interface M/M, apresentado na Figura 4.8, para obtenção do conjunto de dados  $[t; T_L; P]$  com os quais serão construídos os perfis descritivos da passagem da isoterma *liquidus* para cada termopar/posição. A partir destas curvas, poder-se-á definir a equação para a velocidade de deslocamento desta isoterma através de derivações matemática.



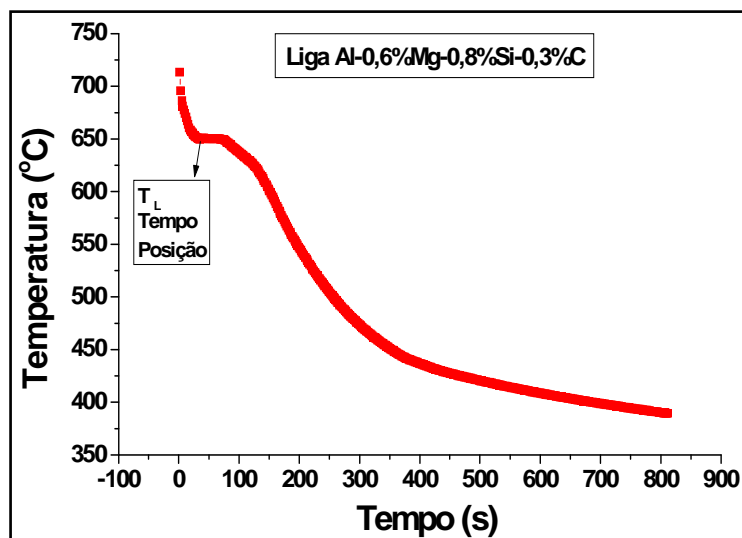


Figura 4.8. Esquemas representativos para determinação do tempo de passagem da Isoterma *liquidus* na posição 45mm para a liga com 0,3%Cu.

#### 4.6. Determinação da Taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ )

A metodologia utilizada é descrita em Okamoto e Kishitake (1975), onde a taxa de resfriamento é obtida experimentalmente a partir da intersecção temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e calculada pelo módulo da razão entre os intervalos de tempo e temperatura obtidos antes e depois da passagem da isoterma *liquidus* para cada termopar, como indicado pela equação (a). A Figura 4.9 apresenta o esquema representativo para determinação da  $\dot{T}$  na posição 45,0 mm para a liga com 0,05%Cu.

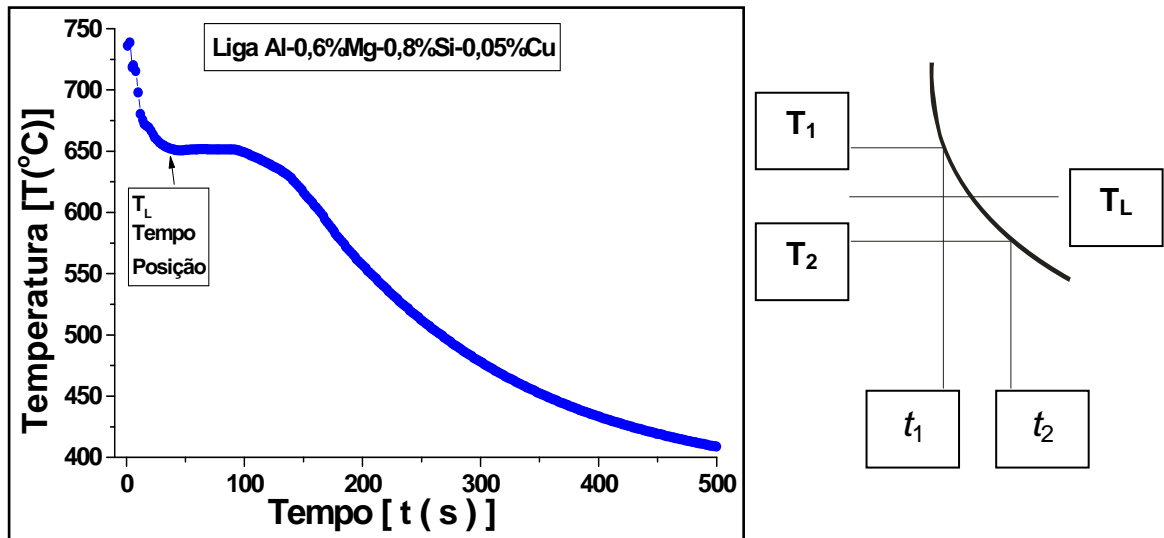


Figura 4.9. Esquemas representativos para determinação da  $\dot{T}$  na posição 45,0 mm para a liga com 0,05%Cu.

$$\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \left[ \frac{(T_2 - T_1)}{(t_2 - t_1)} \right] \quad (a)$$

Onde:

$T_1$  - temperatura 1,  $t_1$  - tempo 1

$T_2$  - temperatura 2,  $t_2$  - tempo 2

Com o auxílio das curvas de resfriamento das ligas é possível obter os valores de temperaturas e tempos, imediatamente antes e depois da temperatura *liquidus*. Onde estes valores são substituídos na equação (a) determinando a taxa de resfriamento, como exemplificado na Figura 4.9 para posição a 45mm. Este procedimento poderá ser adotado para qualquer liga e posição dos termopares.

## 4.7. Obtenção dos Corpos de Prova (CP)

### 4.7.1. Sistema Unidirecional Horizontal

Os corpos de prova foram dimensionados e posicionados no lingote levando-se em conta as posições dos termopares e o sentido do fluxo de calor em relação ao deslocamento da interface sólido/líquido, como forma de colocar em evidência a estrutura de solidificação ( $\lambda_2$ ), como ilustrado na Figura 3.5. Os lingotes foram

divididos em linhas numeradas de 1 a 4, como ilustrado na Figura 4.10, das quais as linhas 2 e 3, por estarem no centro do lingote, portanto menos sujeitas à influência de agentes externos, além de estarem, mais próximas do termopar, representariam melhor os fenômenos desenvolvidos no processo (LOBO, 2007).

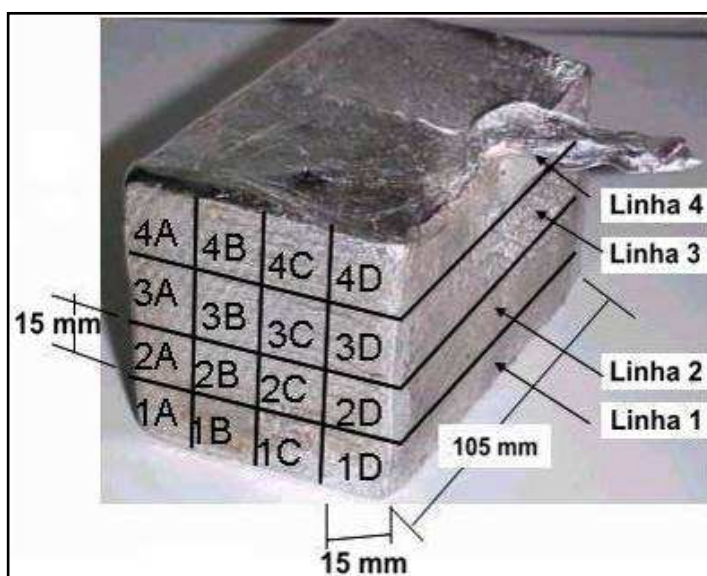


Figura 4.10. Dimensões e posições dos corpos de prova no lingote.

Os lingotes foram serrados, obtendo-se barras de secção quadrada de cada um deles (Fig. 4.11a). As barras foram identificadas e usinadas, (Fig. 4.11b), até o diâmetro de 9,8 mm.



Figura 4.11. Barras de secção quadrada dos corpos de prova (a); usinagem do CP (b).

Após a usinagem, os corpos de prova foram laminados em um laminador duo elétrico até o diâmetro de 3,98 mm. A Figura 4.12 mostra os corpos de prova usinados e laminados prontos para o ensaio de resistência à tração, obedecendo a norma específica de cada material. Antes dos corpos de prova laminados serem submetidos ao ensaio resistência à tração, são obtidas as medidas elétricas. Posteriormente os corpos de prova foram levados para análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV).



Figura 4.12. Corpos de prova usinados e laminados

#### 4.7.2. Dispositivo em “U”

Depois da solidificação, o lingote em “U” obtido foi desmembrado em duas partes, com comprimento de 250 mm cada (Figura 4.13), sendo em seguida usinados de 22 mm para os diâmetros de 10 mm, então, laminados a frio até aproximadamente 3,98 mm, para depois serem trefilados nos diâmetros [3,88; 3,78; 3,45; 3,02 e 2,90]mm, os quais correspondem a diâmetros utilizados na fabricação de cabos e fios para transmissão e distribuição de energia elétrica, gerando os fios que serão utilizados em todos os ensaios.

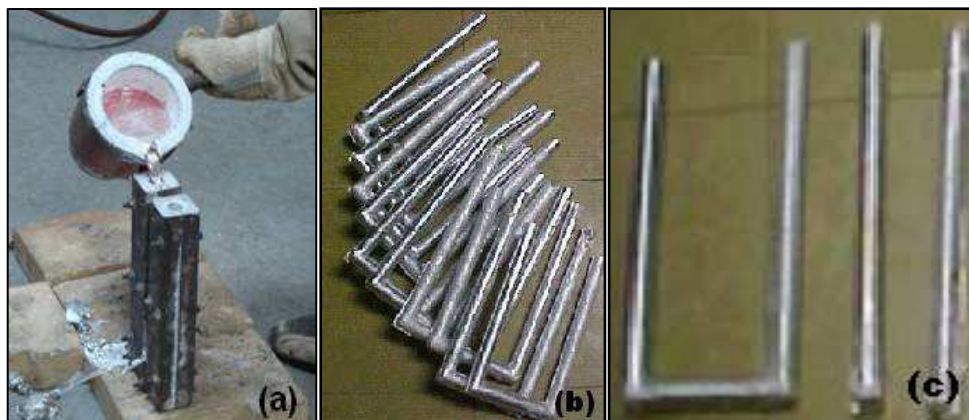


Figura 4.13. Vazamento do metal líquido na lingoteira em “U”(a); Perfis desmoldados obtidos(b) e Perfil seccionado pronto para a etapa de usinagem(c).

#### 4.8. Caracterização Mecânica dos Materiais

Utilizamos a máquina Kratos para a caracterização mecânica dos materiais (ensaio de tração). Para cada tipo de corpo de prova aplicou-se a respectiva norma técnica: i) para o fundido, seguiu-se a norma ASTM E8M – 95, ii) para laminados e trefilados, para fios e cabos elétricos, usamos à norma NBR 6810.

#### 4.9. Caracterização Elétrica dos Materiais

Adotou-se a norma da NBR-6814 para o procedimento de aferição das propriedades elétricas, onde é descrito o método de medição de resistividade elétrica do condutor em corrente contínua, para fios e cabos elétricos.

O equipamento utilizado para a realização do ensaio que se encontra nas dependências do laboratório do grupo ALUBAR foi uma ponte de Kelvin MEGABRÁS modelo MPK-2000.

##### 4.9.1. Resistência Elétrica das Ligas

A norma NBR 05118 /1985 trás a seguinte observação: A resistência elétrica do fio de alumínio deve ser medida a uma temperatura não inferior a 10°C, nem superior a 30°C, e corrigida para a temperatura de 20°C.

Para se obter os primeiros resultados, foi necessário fazer a leitura da resistência elétrica dos corpos de prova (CP) laminado com suas respectivas

posições e tamanho, sendo auxiliado pela norma NBR 6814/ 1986 através da equação:

$$R_{20} = R_t \left( \frac{1}{1 + \alpha(t - 20)} \right) \quad (b)$$

Onde:

t = temperatura na qual foi efetuada a medição, °C;

$R_t$  = resistência a t °C; em  $\Omega$ ;

$R_{20}$  = resistência a 20 °C; em  $\Omega$ ;

$\alpha$  = coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20 °C, especificado pela norma para liga de alumínio.

#### 4.9.2. Resistividade elétrica

A determinação da resistividade elétrica do fio de alumínio-liga segue a norma NBR 05285/1985, onde é especificado que para testes à temperatura de 20°C, a resistividade do material não deve ser superior a 0,0328  $\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$ , correspondente à condutividade mínima de 52,5% IACS.

Para o cálculo da resistividade a equação utilizada foi obtida com o auxílio da norma NBR 6815/1981 sendo:

$$R_v = \rho_c \times A \quad (c)$$

Onde:

$\rho_c$  = resistividade volumétrica do CP a 20 °C, em  $\frac{\Omega \times \text{mm}^2}{\text{m}}$ ;

$R_v$  = resistência elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C, em  $\frac{\Omega}{\text{m}}$ ;

A = área da secção transversal do CP, em  $\text{mm}^2$ .

#### 4.10. Leitura das Dimensões das Microcavidades

Após os ensaios de tração, foi realizada a caracterização da fratura dos corpos de prova. Estas análises foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), de propriedade do Museu Paraense Emílio Goeldi.

O objetivo foi analisar a topografia da superfície de fratura com aumento de 3000 vezes e após a análise foram obtidas as medidas das dimensões das

microcavidades. A medida das dimensões foi realizada por intermédio do software Motic, sendo obtidas a partir da media destas. Como mostrado na Figura 4.14.

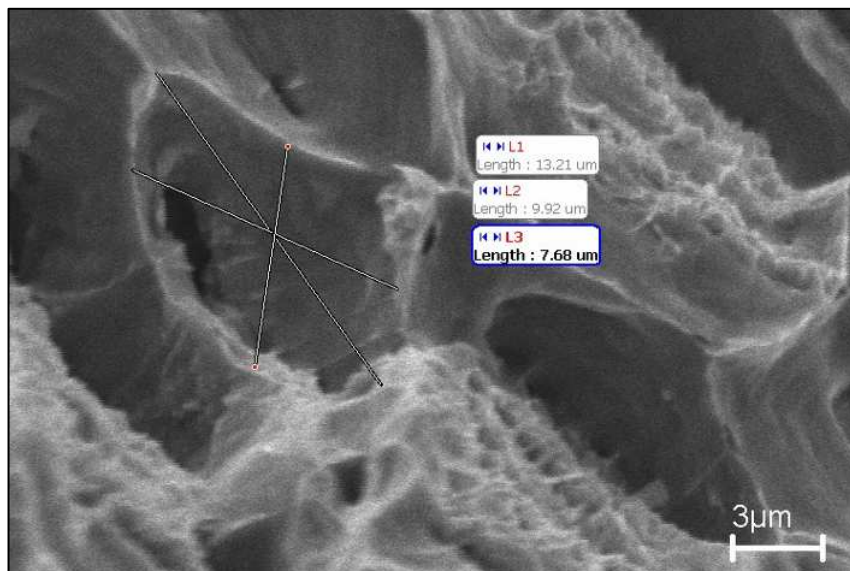


Figura 4.14. Leitura das dimensões das microcavidades



## Capítulo 5

### 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 5.1. Composição Química do Material

Para a confirmação da composição química das ligas, foram retiradas amostras-testemunho por ocasião do vazamento da liga, (Figura 5.1a). Após a retirada da amostra, obtém-se a análise química através do espectrômetro de massa (Figura 5.1b), onde os resultados são calculados a partir da média de três leituras da composição química do material.

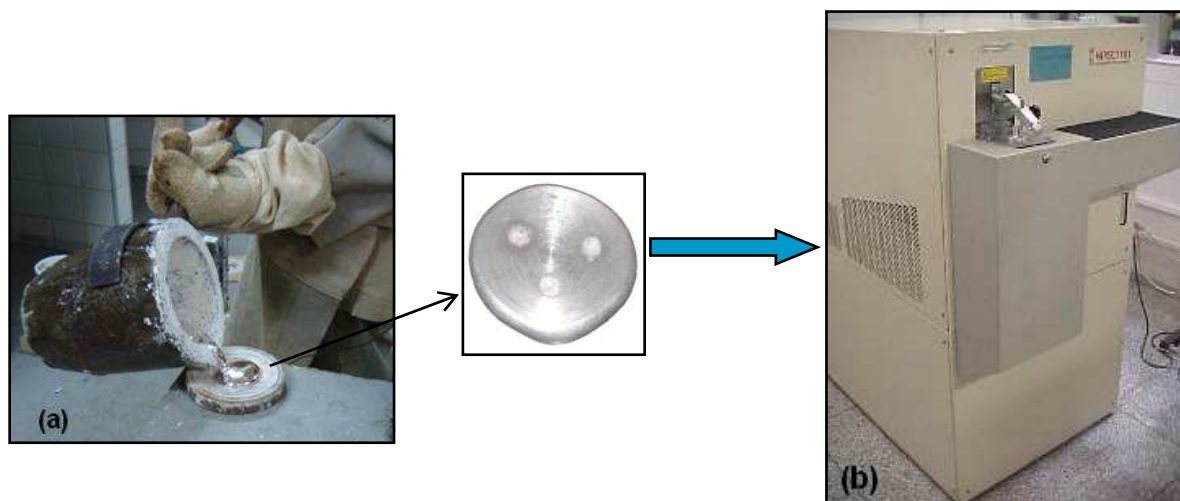


Figura 5.1. Amostra testemunho (a); Espectrômetro de massa(b).

A Tabela 5.1, mostra os resultados obtidos para a composição química da liga de alumínio 6102.

Tabela 5.1 - Composição química da liga de alumínio 6102

Ligas	Elementos Químicos da Liga (%)							
	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	outros
Al-0,8%Si-0,6%Mg-0,05%Cu	98,28	0,7944	0,2720	0,0423	0,5869	0,0019	0,0010	0,0215
Al-0,8%Si-0,6%Mg-0,3%Cu	98,01	0,7924	0,2640	0,2603	0,6511	0,0016	0,0005	0,0201



As composições químicas obtidas na tabela 5.1 mostram os resultados da análise química dentro limites admissíveis para as Ligas 6201.

## 5.2. Solidificação Unidirecional

### 5.2.1 - Curvas de Resfriamento das Ligas

A Figura 5.2 apresenta as curvas de resfriamento para a liga Al-0,6%Mg-0,8%Si, modificada com 0,05%Cu. Foram obtidas experimentalmente através do vazamento em molde unidirecional horizontal, e o registro da variação da temperatura em função do tempo medido por (06) seis termopares posicionados de maneira que se consiga o histórico térmico da solidificação, como ilustrado na Figura 4.2. No caso da Figura 5.2, todos os termopares estão posicionados numa altura de 30 milímetros em relação ao fundo da cavidade de vazamento, demarcando o plano de leitura térmica, e cada um com sua respectiva posição específica em relação à interface metal/molde.

A partir dos perfis térmicos, foi possível obter o tempo de passagem da isoterma *liquidus* ( $T_L$ ) para cada uma das ligas e em cada posição específica.

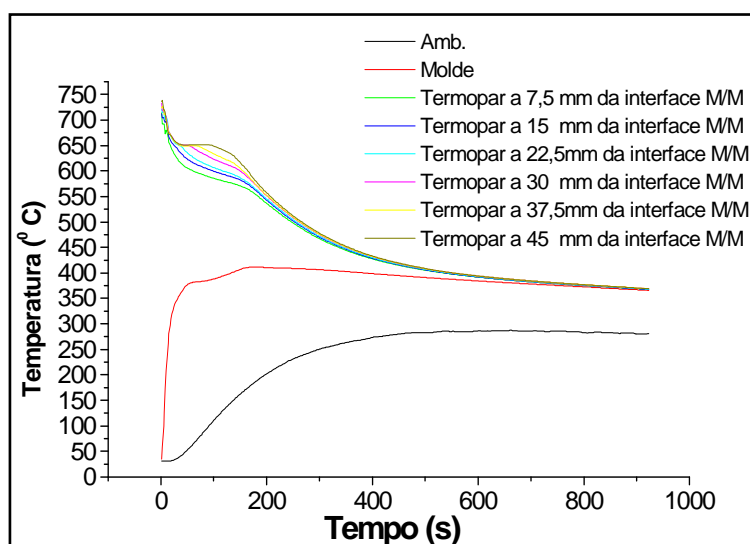


Figura 5.2. Curvas de Resfriamento da liga Al-0,6%Mg-0,8% Si-0,05%Cu.

As curvas correspondem aos termopares posicionados no metal, nas posições distintas na câmara de vazamento, conforme ilustrado na Figura 4.2.

A Figura 5.3 mostra a curva de resfriamento obtida com o termopar posicionado a 45mm da interface metal/molde, indicando a temperatura *liquidus* da liga Al-0,6%Mg-0,8% Si-0,05%Cu.

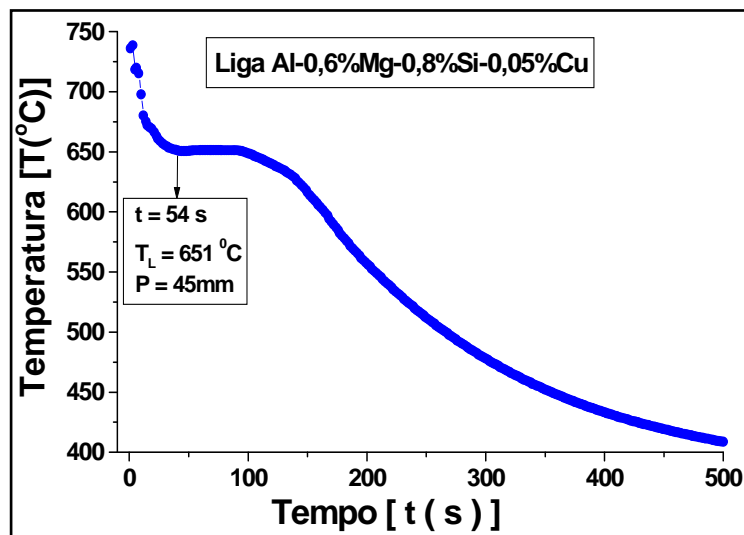


Figura 5.3. Temperatura *liquidus* da liga Al-0,6%Mg-0,8% Si-0,05%Cu, a 45mm da interface M/M.

A Figura 5.4 apresenta as curvas de resfriamento da liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu.

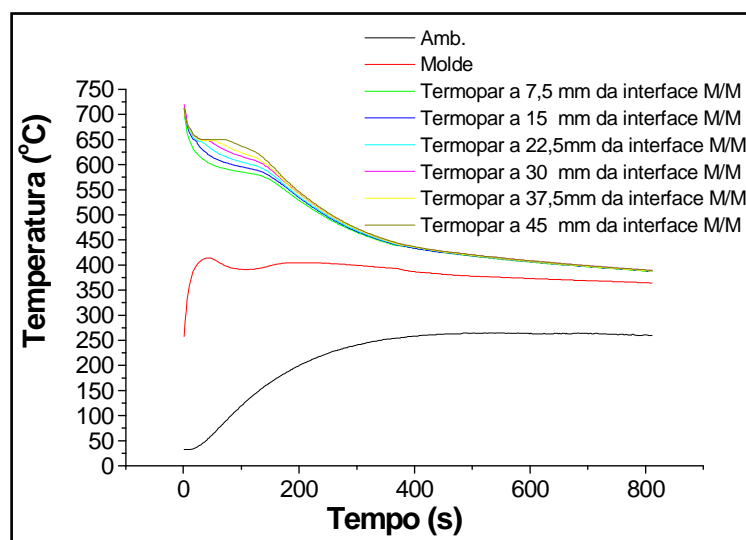


Figura 5.4. Curvas de Resfriamento da liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu.

A Figura 5.5 mostra a curva de resfriamento para o termopar posicionado a 45mm da interface metal/molde, indicando a temperatura *liquidus* da liga Al 0,6%Mg 0,8%Si 0,3%Cu.

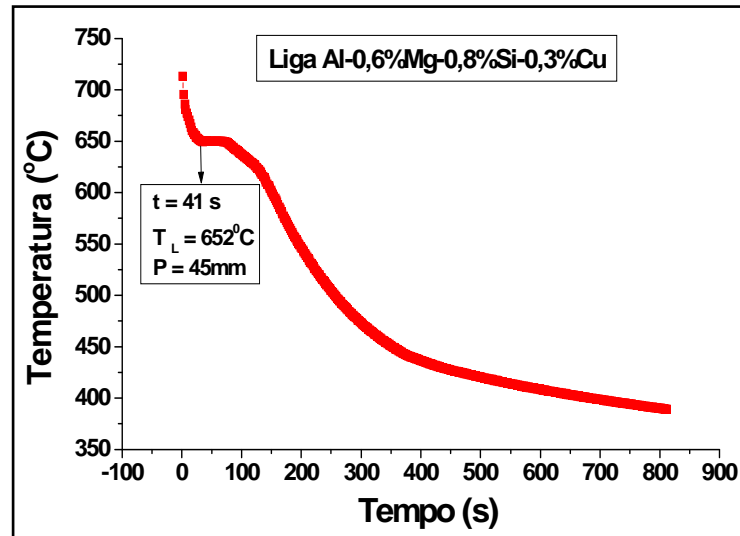


Figura 5.5. Temperatura *liquidus* da liga Al-0,6%Mg-0,8%Si-0,3%Cu, a 45mm da interface M/M.

A Tabela 5.2 mostra o esquema para determinação do tempo da passagem da Isoterma *liquidus* nas posições dos termopares na câmara de vazamento para as ligas de 0,05%Cu e 0,3%Cu.

Tabela 5.2 - Esquema de determinação do tempo da passagem da Isoterma *Liquidus*.

Posição (mm)	7,5	15,0	22,5	30,0	37,5	45,0
Tempo (s) - 0,05%Cu	1,8	1,8	3,6	12,6	34,2	54
Tempo (s) - 0,3%Cu	1,8	3,6	5,4	12,6	25,2	41

### 5.2.2. Determinação da Velocidade de Resfriamento (VL)

É possível determinar perfis que correlacionam o tempo de passagem da ponta da dendrita em relação as posições específicas em que se encontram posicionados os termopares. As velocidades experimentais da isoterma líquidus ( $V_L$ ), para todas as ligas, são determinadas através das derivadas das funções  $P = f(t)$ , isto é  $V_L = \frac{dP}{dt}$ . As funções  $P = f(t)$  são obtidas experimentalmente a partir de conjuntos de pontos  $[t; T_L; P]$  para cada liga e para cada posição como ilustrado nas Figuras 5.3 e 5.5. Onde  $T_L$ , será sempre a temperatura *liquidus*;  $t$ , o tempo de passagem da isoterma *liquidus* na posição  $P$  desejada. Os pares ordenados  $(P, t)$  obtidos a partir

do procedimento em questão, permite que seja traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo. A Figura 5.6, mostra uma curva de tendência da evolução comparativa destes perfis para as ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,3]%Cu.

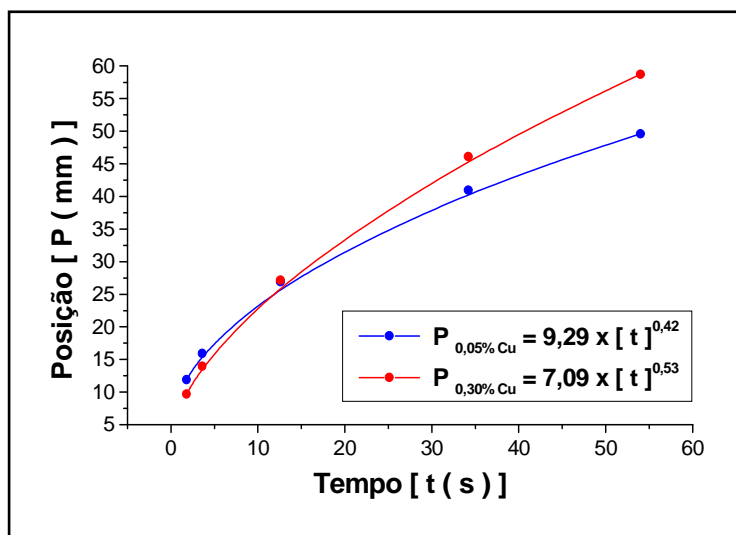


Figura 5.6. Evolução comparativa da passagem das isotermas *liquidus*.

Derivando-se as equações da passagem das isotermas *liquidus*, posição em função do tempo, obtém-se a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em relação ao tempo (Figura 5.7).

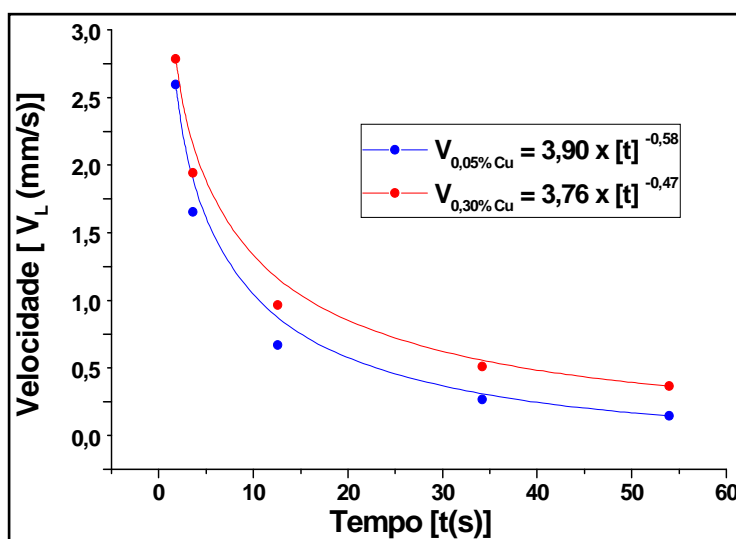


Figura 5.7. Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em relação ao tempo.

E a partir dos resultados dos gráficos 5.6 e 5.7, se obtém as velocidades de deslocamento das isothermas *liquidus* em função da posição, no processo unidirecional (Fig. 5.8).

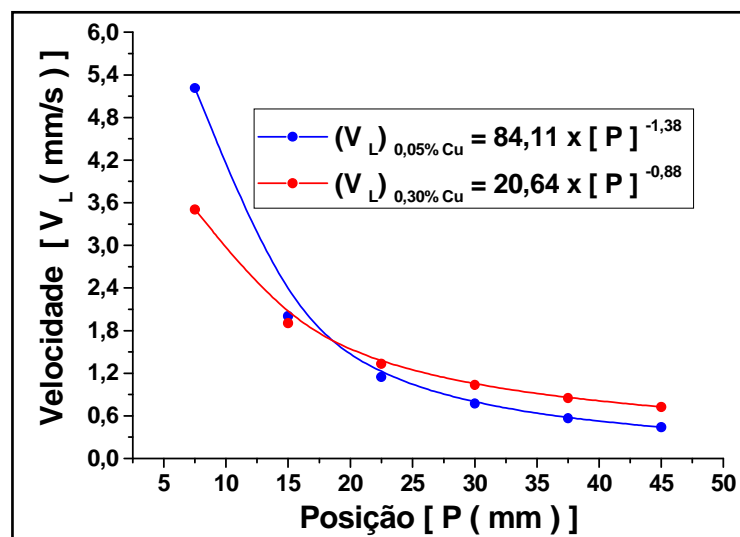


Figura 5.8. Evolução das velocidades de deslocamento das isothermas *liquidus* durante o processo de solidificação das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,3]%Cu.

Nota-se que ao aumentar o teor de soluto na liga, a Velocidade ( $V_L$ ) também aumenta apesar delas terem velocidades iniciais semelhantes. Estudo feito por Passos (2007), analisando a macroestrutura da liga 6102, mostra que a liga com maior teor de Cu tem a formação de grãos menores, em decorrência da velocidade de resfriamento ser maior. Apesar de não ter sido feito estudos para se avaliar a evolução do tamanho de grão, neste trabalho, esta análise pode ser feita através das microcavidades observadas após as fraturas e, nestes casos, constata-se que as mesmas obtidas das fraturas da liga com 0,3%Cu se apresentaram menores como fundidas e pós deformadas, corroborando os estudos citados acima.

### 5.2.3. Determinação da Taxa de Resfriamento [ $\dot{T}$ ]

A taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) para cada posição dos termopares, em todas as composições, é obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) com os perfis térmicos através do quociente da diferença das temperaturas lidas imediatamente antes e depois da  $T_L$  e dos tempos

correspondentes, isto é,  $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t}$ . Semelhante ao procedimento utilizado por Okamoto e Kishitake (1975).

Por outro lado os estudos de Kim e Loper; Wang et al.(1995); Verran et al. (2004) e Quaresma et al.(2007), nos quais são estudadas as ações dos elementos cobre, silício e magnésio sobre a viscosidade do alumínio, informam que o silício e o magnésio contribuem fortemente para diminuir esta característica enquanto que o cobre tem a tendência de elevá-la. Desta forma se pode inferir que as ligas com teores de cobre decrescentes (0,05%) podem atuar como as ligas que apresentam “mushy longo” (zona pastosa longa), uma vez que nem o silício e nem o magnésio estão sendo modificados e, por conseguinte “molham” melhor o molde, bem de acordo com os estudos de Quaresma et al.(2007). A consequência deste comportamento é o aquecimento do molde ao provocar um “Gap” (vazio) menor, diminuindo sua capacidade de resfriar o metal que se apresenta como menor velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.

Observa-se que as equações das taxas de resfriamento:  $\dot{T}_{0,05\%Cu} = 4,1 \times [P]^{0,89}$  e  $\dot{T}_{0,3\%Cu} = 44,04 \times [P]^{-1,51}$ , obtidas por Lobo (2007) para baixos teores de soluto, mostram curvas com tendência a um comportamento similar às obtidas pelas equações da Figura 5.9, ou seja, para maiores teores de cobre temos maiores taxas de resfriamento.

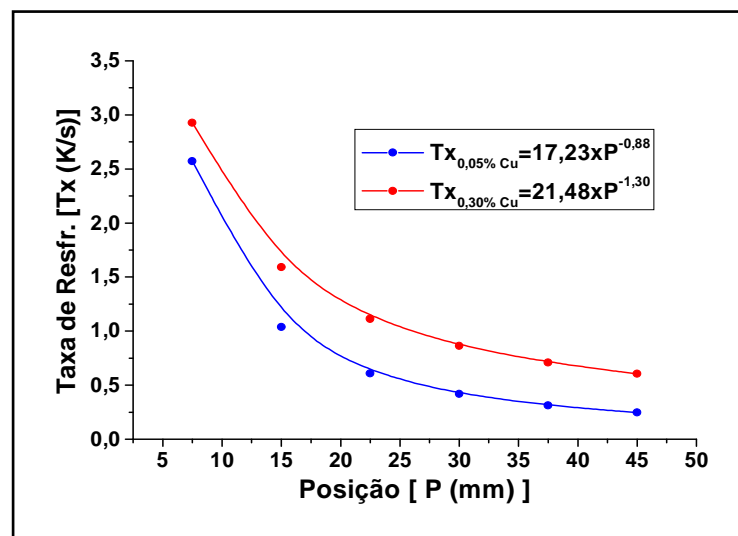


Figura 5.9. Evolução dos Perfis das Taxas de Resfriamento.

Na Tabela 5.3 têm-se os valores experimentais da taxa de resfriamento nas posições dos termopares na câmara de vazamento para as ligas de 0,05%Cu e 0,3%Cu.

Tabela 5.3. Valores das taxas de resfriamento nas posições dos termopares das ligas estudadas.

<b>Posição (mm)</b>	<b>7,5</b>	<b>15</b>	<b>22,5</b>	<b>30</b>	<b>37,5</b>	<b>45</b>
<b>Taxa K/S – 0,05%Cu</b>	2,58	1,04	0,61	0,42	0,31	0,24
<b>Taxa K/S - 0,3%Cu</b>	2,92	1,59	1,11	0,87	0,71	0,60

Em termos de tamanho de grão, têm-se as ligas com 0,3%Cu com grãos menores quando comparados com os obtidos com a liga com 0,05%Cu, principalmente quando obtidos mais afastados da interface metal/molde. Esta constatação é feita com base nas medidas das dimensões das microcavidades obtidas.

### **5.3. Caracterização Mecânica das Ligas Solidificadas Unidirecionalmente**

#### **5.3.1. Caracterização Mecânica das Ligas como Fundidas**

A Tabela 5.4 mostra o comportamento das duas ligas, através da leitura das dimensões das microcavidades retiradas de amostras do material fundido com diâmetro de 9,8mm, obtidas via MEV com ampliação de 3.000X, assim como dos resultados dos ensaios de tração (LRT) das amostras obtidas a partir da interface metal/molde nas suas respectivas posições.

Tabela 5.4. Resultados das leituras das dimensões de microcavidades e dos ensaios de tração do material fundido (corpos de prova com  $\varnothing=9,8$  mm).

<b>Ligas</b>	<b>Amostra</b>	<b>Distância (mm)</b>	<b>Microcavidades (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>LRT (MPa)</b>
<b>0,8%Si-0,05%Cu</b>	Pos 1	7,5	10,97	76,79
	Pos 2	22,5	12,45	72,69
	Pos 3	45,0	13,72	69,68
<b>0,8%Si-0,3%Cu</b>	Pos 1	7,5	14,16	109,22
	Pos 2	22,5	7,91	108,86
	Pos 3	45,0	5,05	108,58

A Figura 5.10 apresenta imagens das amostras obtidas nas suas respectivas posições [pos1 (7,5mm); pos2 (22,5mm) e pos3 (45mm)] em relação ao distanciamento interface M/M. Os valores medidos ficam melhor analisados em forma de gráfico. Percebe-se que as micro cavidades das duas ligas tendem a ter comportamentos diferentes em relação ao distanciamento da interface M/M, os gráficos associados as respectivas micrografias Figura 5.10(a) mostram, para a liga com 0,3%Cu microcavidades com valores decrescentes com o distanciamento da interface M/M e para a liga com 0,05%Cu verifica o inverso.

Para a Figura 5.10(b), temos o comportamento dos ensaios de tração do material fundido para as ligas, representada na forma de gráfico. Verifica-se para as duas ligas que o LRT, em relação ao distanciamento da interface M/M, apresenta uma tendência a decrescer, com maior ênfase para a liga com menor teor cobre. Este comportamento pode ser associado a dois aspectos: i. as menores microcavidades, ii. ao maior teor de soluto.



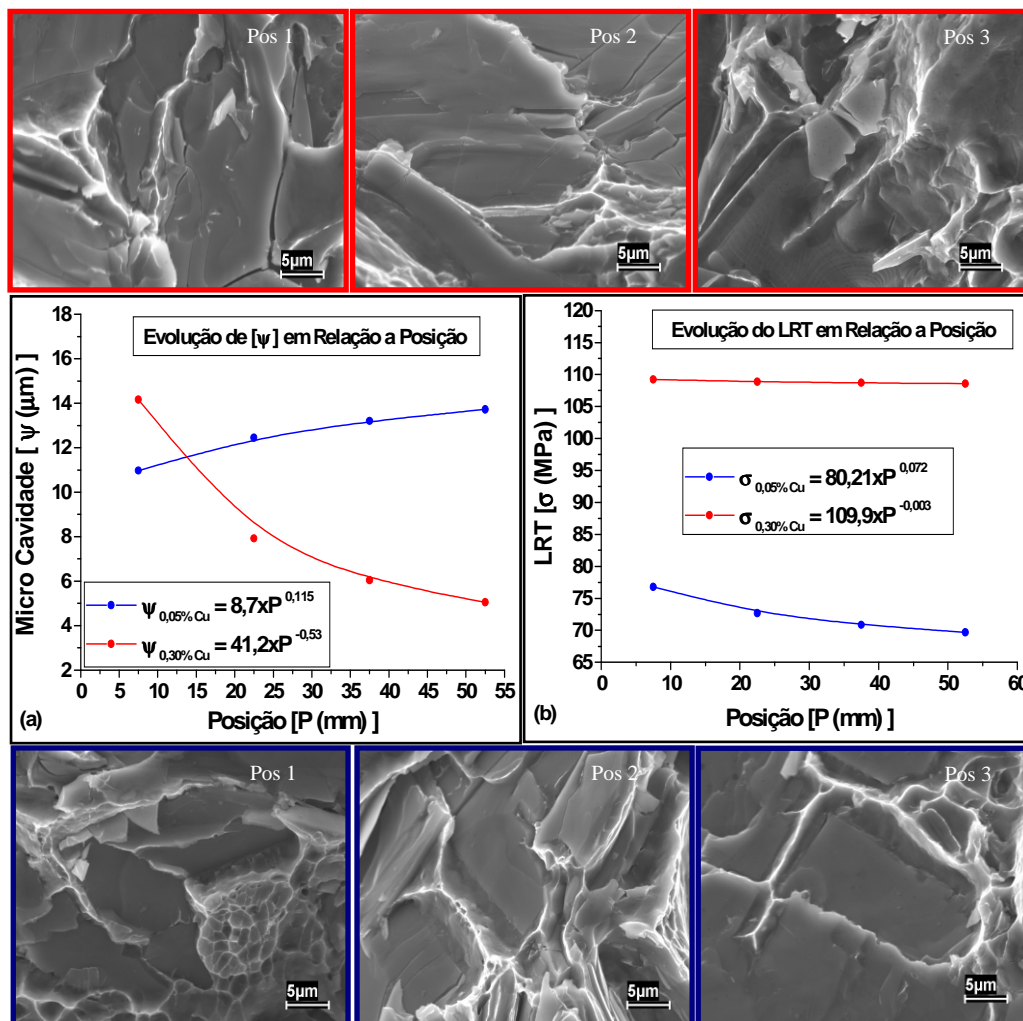


Figura 5.10. Evolução das dimensões de microcavidades (a) e do LRT pela posição (b) associados às dimensões das microcavidades das amostras processadas como fundido.

### 5.3.2. Caracterização Mecânica das Ligas Laminadas

A Tabela 5.5 mostra o comportamento das duas ligas, através da leitura das dimensões das microcavidades retiradas de amostras do material laminado com diâmetro de 3,98mm, obtidas via MEV com ampliação de 3.000X, assim como dos resultados dos ensaios de tração (LRT) das amostras obtidas a partir da interface metal/molde nas suas respectivas posições. Constata-se que as microcavidades da liga com menor teor de cobre se apresentam maiores nas três posições se comparado com a liga de maior teor de cobre. Para o LRT a liga com maior teor de cobre teve resultados melhores nas três posições.

Tabela 5.5. Resultados das leituras das dimensões das microcavidades e LRT do material laminado (corpos de prova com  $\varnothing=3,98$  mm).

Liga	Amostra	Distância (mm)	Microcavidade ( $\mu\text{m}$ )	LRT (MPa)
<b>0,8 Si-0,05%Cu</b>	Pos 1	7,5	2,31	228,82
	Pos 2	22,5	2,43	224,58
	Pos 3	45,0	2,53	221,37
<b>0,8% Si-0,3%Cu</b>	Pos 1	7,5	2,08	233,88
	Pos 2	22,5	2,02	239,87
	Pos 3	45,0	1,97	244,59

A Figura 5.11 apresenta imagens das amostras obtidas nas suas respectivas posições [pos1 (7,5mm); pos2 (22,5mm) e pos3 (45mm)] em relação ao distanciamento interface M/M. Os valores medidos ficam melhor analisados em forma de gráfico. Nas curvas de tendência, percebe-se que as microcavidades das duas ligas tendem a ter comportamentos diferentes em relação ao distanciamento da interface M/M, os gráficos associados as respectivas micrografias, Figura 5.11(a) que mostram para a liga de maior teor cobre, microcavidades com valores decrescentes. Com o distanciamento da interface M/M e para a liga de menor teor de cobre verifica-se o inverso.

Para a Figura 5.11(b), temos a tendência do comportamento dos ensaios de tração para as ligas laminadas, representada na forma de gráfico. Verifica-se para as duas ligas que o LRT em relação ao distanciamento da interface M/M apresenta diferentes comportamentos, ou seja, para maior teor de cobre o LRT ao se distanciar da interface M/M, tende a aumentar, ocorrendo o contrário com a liga de menor teor de cobre, sendo este um indicativo de que o acréscimo do cobre afeta a propriedade mecânica da liga (XIAO, 2002). Esta forma de proceder pode esta ligada a dois aspectos: i. A evolução das dimensões das microcavidades e ii. Ao maior teor de soluto.

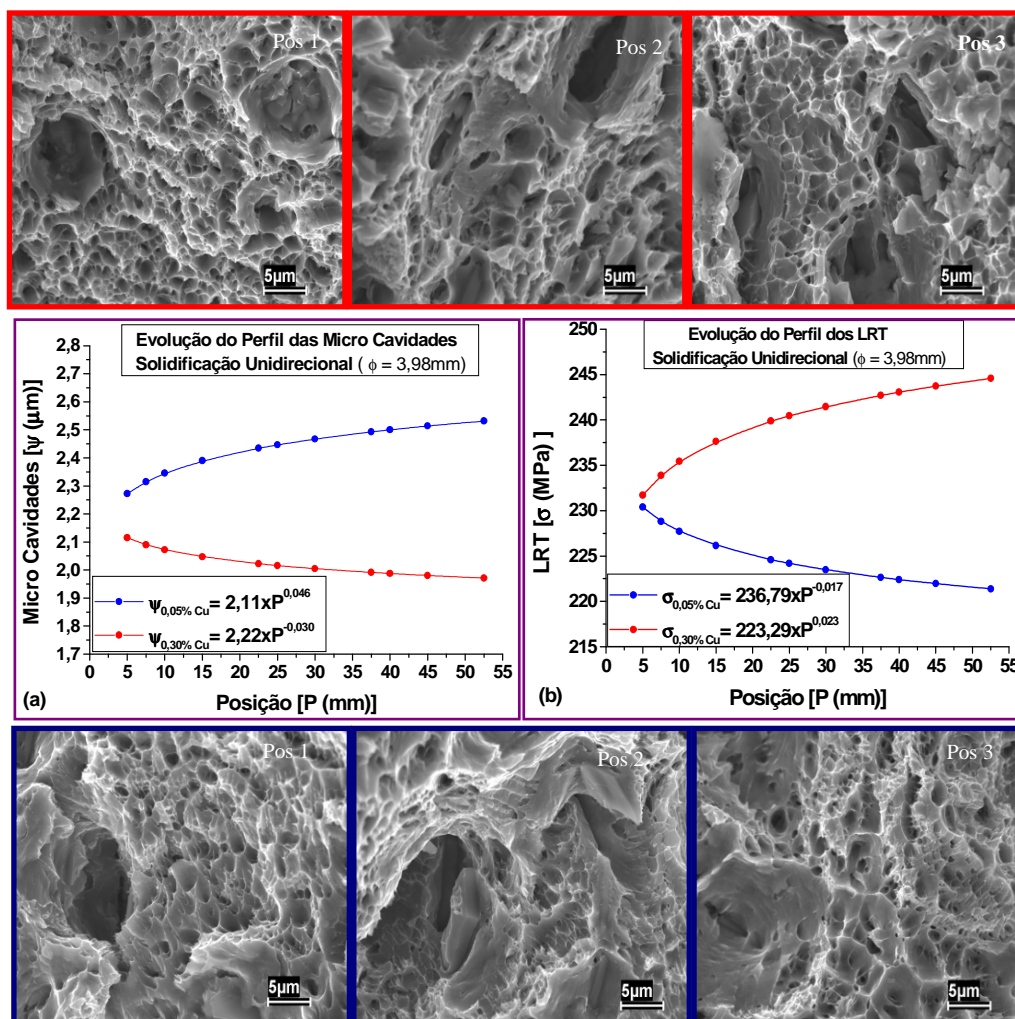


Figura 5.11. Resultado dos tamanhos das microcavidades com as micrografias (a) e limite de resistência a tração como laminado (b).

## 5.4. Caracterização Elétrica das Amostras Solidificadas Unidirecionalmente

### 5.4.1. Resistividades elétricas

A Figura 5.12 mostra a comparação entre as resistividades elétricas das ligas estudadas.

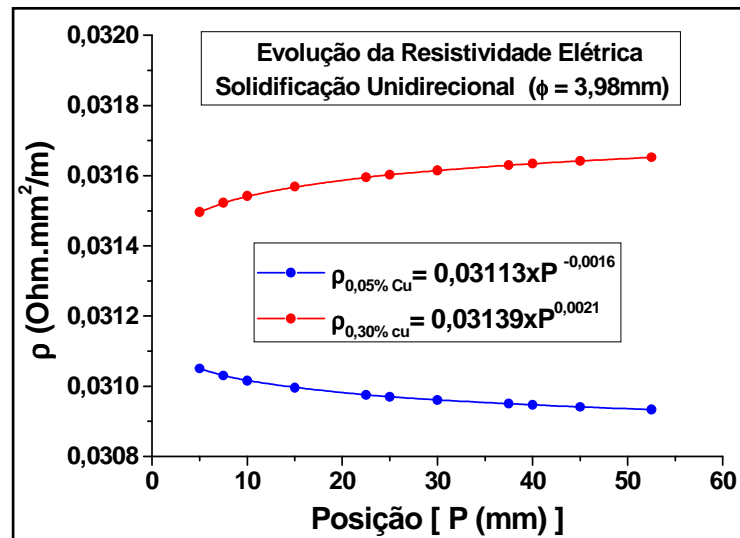


Figura 5.12. Compara a evolução da Resistividade Elétrica dos CP

A liga com 0,3%Cu, de maior resistividade elétrica, apresenta um crescimento da resistividade a medida que se distancia da interface M/M. Em contrapartida, na liga com de menor teor de cobre a resistividade elétrica tende a decrescer nesse mesmo sentido.

#### 5.4.2. Condutibilidade Elétrica das Ligas

A Figura 5.13 mostra o comportamento dos valores da condutibilidade elétrica dos corpos de prova das ligas, obtidos em relação à distância da interface Metal/Molde. Para a liga com 0,05%Cu, a condutibilidade elétrica tende a crescer quanto maior à distância da interface. O inverso ocorre com a liga com 0,3%Cu, onde a condutibilidade elétrica decresce nesse mesmo sentido. Observa-se que a liga que contém menor teor de cobre apresenta valores superiores, revelando que menores teores de cobre melhoram a condutividade elétrica para esta liga.

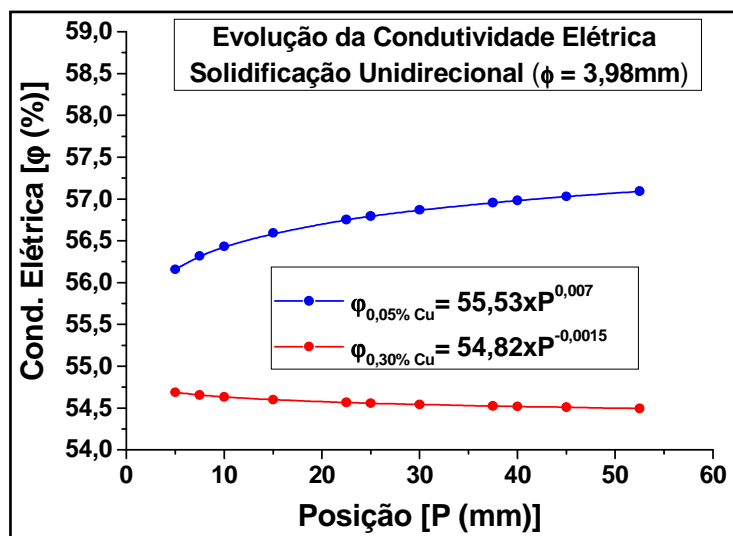


Figura 5.13. Comparação entre as condutividades dos CP para as ligas estudadas.

#### 5.4.3. Síntese dos Resultados da Caracterização das Ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,30]%Cu laminadas

Na Figura 5.14 encontram-se relacionados os gráficos que sintetizam a caracterização das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-(0,05 e 0,30)%Cu solidificadas unidirecionalmente e laminadas até o diâmetro  $\phi = 3,98\text{mm}$ .

No que diz respeito aos parâmetros operacionais relativos à solidificação, verifica-se que a liga com menor teor de cobre (0,05%) apresenta a menor velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e menor taxa de solidificação. É provável que este comportamento esteja relacionado à capacidade desta liga de “molhar” melhor o molde e, como consequência, provocar “gap’s (vazios)” de ar menores entre o metal e o molde aquecendo este, diminuindo a capacidade de resfriar o metal e daí provocar grãos maiores. Sobre os parâmetros estruturais, a avaliação foi feita sobre a topografia da fratura das amostras, onde as microcavidades foram utilizadas para fundamentar tal caracterização, inferindo-se que quando pequenas, menores seriam os grãos, apresentando como consequência, LRT maiores e que podem também estar associados a maior teor de soluto. A caracterização elétrica está apoiada em resultados anteriores obtidos e demonstrada por Prazeres (2007); Feitosa (2007) e Marques (2008), cujos resultados apontam o teor de 0,05%Cu como o mais eficiente, muito provavelmente por não apresentar possibilidade de formação da fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , que tem características refratárias térmicas e elétricas como estudado em Feitosa (2007).

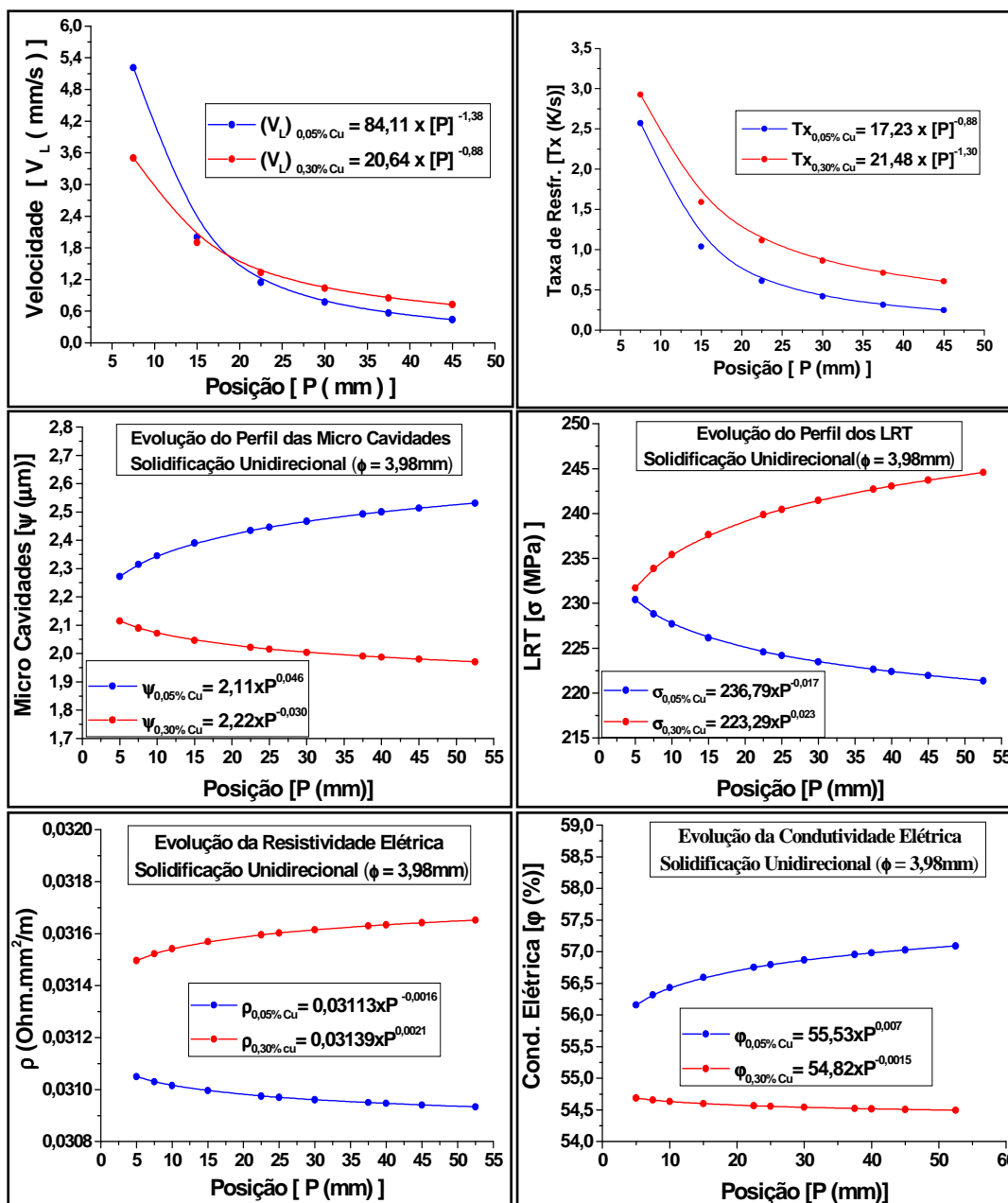


Figura 5.14 - Caracterização das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-(0,05 e 0,30)%Cu solidificadas unidirecionalmente e laminadas até o diâmetro  $\phi = 3,98\text{mm}$ .

## 5.5. Caracterização Mecânica e Elétrica das Ligas solidificadas no molde em “U” pós Laminação e Trefilação

A tabela 5.6 mostra o comportamento das duas ligas, na qual se tem a leitura das dimensões das microcavidades e os resultados dos ensaios de resistência à

tração do LRT associados às reduções de diâmetro a que foram submetidas as amostras.

Tabela 5.6 - Resultados dos ensaios de tração e leituras das dimensões das microcavidades obtidos nas amostras laminadas e trefiladas.

<b>Ligas</b>	<b>Diâmetro</b>	<b>Redução</b>	<b>MicroCavidades</b>	<b>LRT</b>
<b>0,05 %Cu</b>	$\phi$ [mm]	RED	$\psi$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\sigma$ [MPa]
	3,98	0,58	2,52	233,91
	3,88	0,59	2,48	239,20
	3,74	0,60	2,43	243,06
	3,63	0,64	2,27	261,05
	3,02	0,68	2,14	283,19
	2,90	0,69	2,10	289,64
<b>0,30 %Cu</b>	3,98	0,58	2,65	239,68
	3,88	0,59	2,63	252,23
	3,74	0,60	2,61	261,62
	3,63	0,64	2,55	307,93
	3,02	0,68	2,49	370,83
	2,90	0,69	2,47	390,39

Constata-se que as dimensões das microcavidades da liga 0,30% de cobre apresentam-se maiores se comparadas à liga 0,05% de cobre. Na solidificação no molde em “U” parte-se do princípio de que não há variação na velocidade de solidificação e, portanto, este parâmetro operacional estará contribuindo da maneira idêntica na formação da estrutura bruta de fusão, tanto para a liga com 0,05% Cu como para a liga com 0,3%Cu. Desta forma, as dimensões das microcavidades obtidas devem estar diretamente relacionadas à variação do teor de cobre.



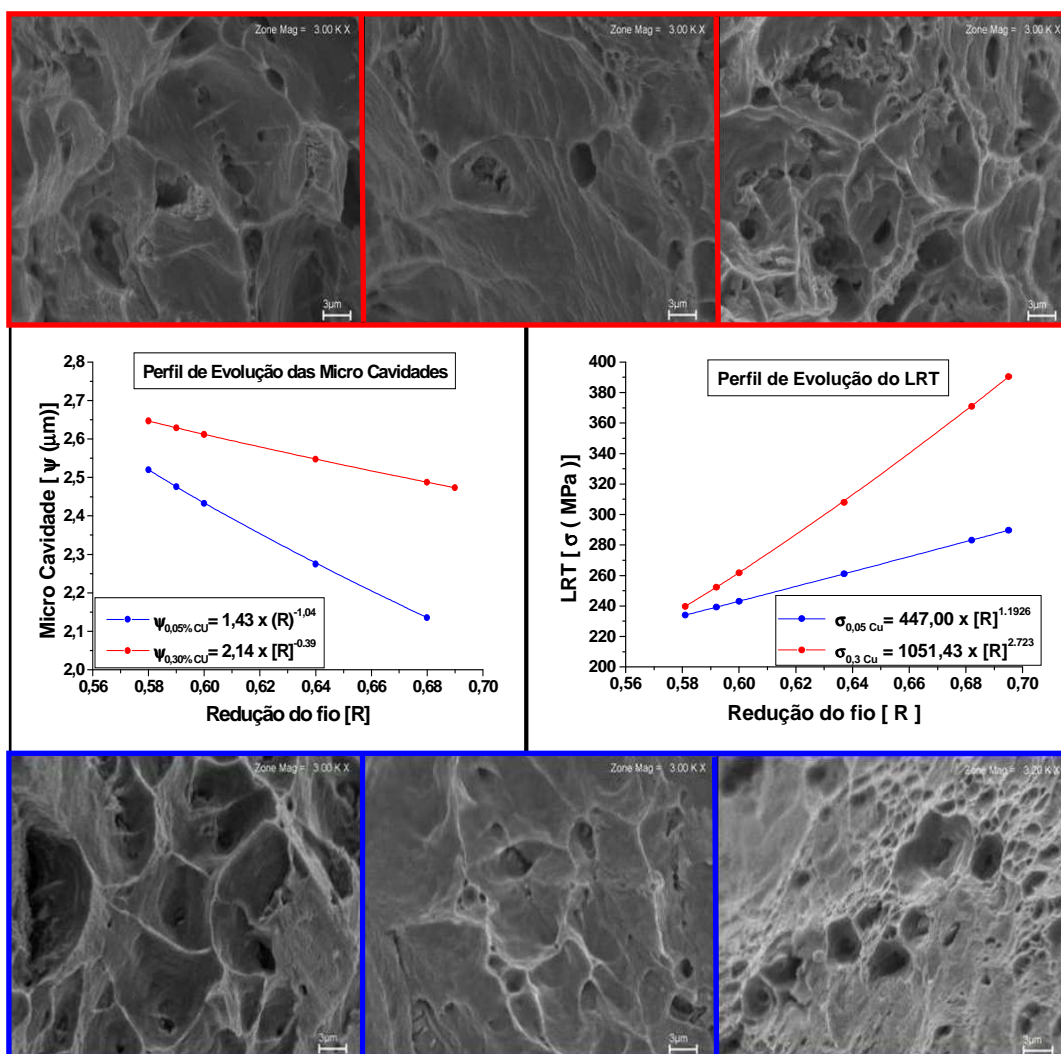


Figura 5.15. Relação das microcavidades da redução com o LRT na deformação das ligas.

Os resultados relacionados na Tabela 5.6 e plotados na Figura 5.15 mostram que, com o aumento da redução sofrida pelas amostras, o LRT é maior para a liga com maior teor de cobre e está associado a maiores valores de microcavidades. Este comportamento pode estar associado à maior presença de soluto na liga.

As imagens obtidas via MEV com aumento de 3.000x mostram que quanto maiores as reduções aplicadas as ligas, há uma tendência de diminuir os diâmetros das microcavidades e, como conseqüência, os valores para os LRT crescem.

Os valores que caracterizam as ligas quanto às propriedades elétricas encontram-se relacionadas na Tabela 5.7 e plotados na Figura 5.16. Observa-se, como esperado, que as funções são recíprocas e que, a primeira vista, as melhores



características elétricas apresentadas pela liga com 0,05% Cu podem estar associados à menor presença deste elemento na liga, como já demonstrado por Prazeres (2007); Feitosa (2007) e Marques (2008). É provável que a maior presença da fase  $Al_2Cu$  para a liga com 0,3%Cu seja a responsável por esta performance. Tem-se ainda que maiores reduções contribuem para degradar estas características.

Tabela 5.7 - Resultados dos ensaios elétricos obtidos nas amostras laminadas e trefiladas.

Ligas	Diâmetro	Redução	Resistividade	Condutividade
	$\phi$ [mm]	RED	(ohms.mm <sup>2</sup> /m)	$\phi$ (%)
<b>0,05 %Cu</b>	3,98	0,58	0,03142	54,89
	3,88	0,59	0,03191	54,05
	3,74	0,60	0,03239	53,24
	3,63	0,64	0,03433	50,23
	3,02	0,68	0,03626	47,57
	2,90	0,69	0,03674	46,95
	<b>0,30 %Cu</b>	3,98	0,58	0,03241
3,88		0,59	0,03328	51,75
3,74		0,60	0,03416	50,42
3,63		0,64	0,03433	45,62
3,02		0,68	0,03626	41,52
2,90		0,69	0,03673	40,6

Os resultados relacionados na Tabela 5.7 encontram se plotados na Figura 5.16 como gráficos de resistividade e condutividade elétrica em função do aumento da redução sofrida pelas fios.

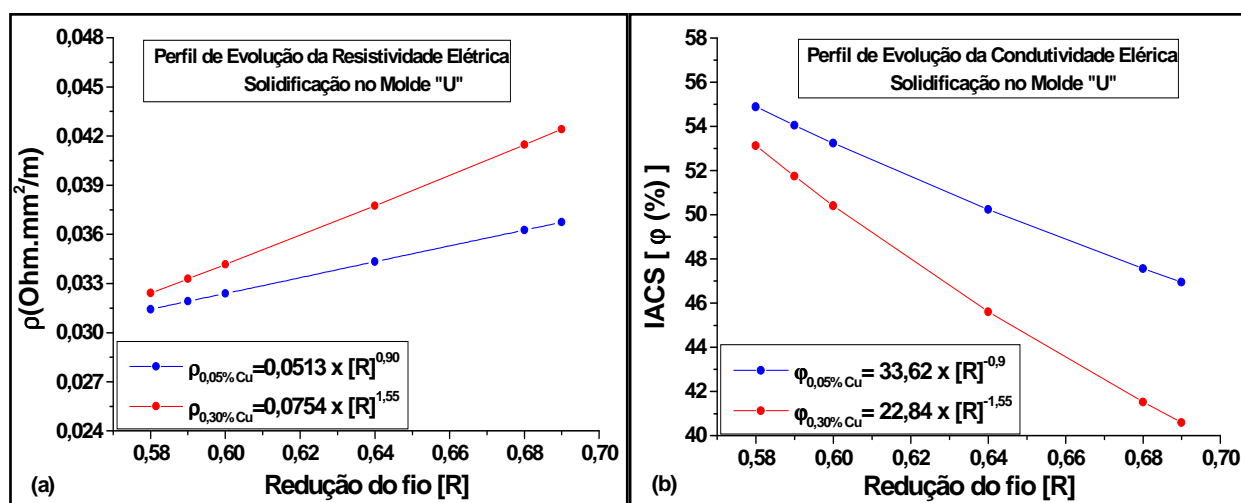


Figura 5.16. Evolução das propriedades Elétricas: (a) Resistividade Elétrica e (b) Condutibilidade Elétrica.

### 5.5.1. Síntese dos Resultados da Caracterização Mecânica e Elétrica das Ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-(0,05 e 0,30)%Cu Laminadas e Trefiladas Solidificadas no Molde "U"

Na Figura 5.17 encontram-se representados os gráficos com os perfis das funções que descrevem a evolução das características mecânicas e elétricas para as ligas até aqui estudadas e solidificadas no molde "U".

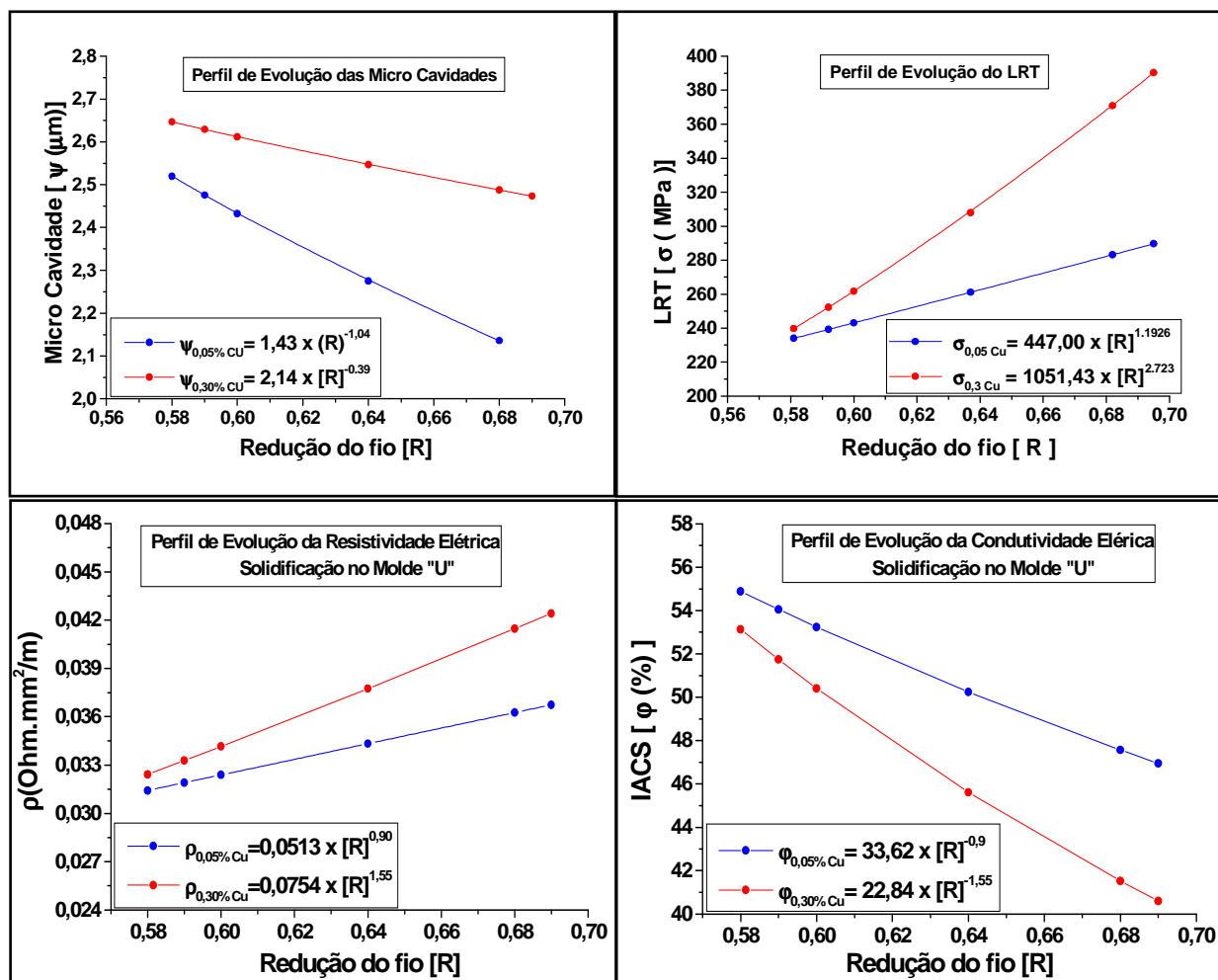


Figura 5.17 – Resumo descritivo da evolução das características mecânica e elétrica das ligas Al-0,6%Mg-0,8%Si-[0,05 e 0,30]%Cu solidificadas no molde “U”.

A Figura 5.17 mostra os resultados dos comportamentos mecânicos e elétricos das ligas estudadas. Podemos observar a tendência de decréscimo das dimensões das microcavidades com o aumento das reduções dos fios, apresentando a liga com teor de 0,3% Cu maiores microcavidades. Acontecendo o contrario para o LRT, que apresenta tendência crescente para as duas ligas, porém, maiores valores para a liga 0,30% de cobre.

Para as propriedades elétricas há tendência de crescimento da resistividade a partir do aumento das reduções dos fios, apresentando maiores valores de resistividade elétrica para liga com maior teor de cobre. Enquanto, para a condutibilidade elétrica o comportamento foi de decréscimo a partir do aumento das reduções dos fios para os dois teores, com maiores valores para a liga com menor teor (0,05%)Cu.

## Capítulo 6

### 6. CONCLUSÕES

No que diz respeito ao material solidificado no molde unidirecional horizontal podemos concluir:

#### **Material sem deformação**

No que diz respeito ao material solidificado no molde unidirecional horizontal podemos concluir:

#### **Material sem deformação**

► Entendemos que a liga com o menor teor de cobre (0,05%) “molha” melhor o molde, como consequência provoca lacunas de ar menores entre o metal e o molde, permitindo o aquecimento deste e lhe reduzindo a capacidade de resfriar o metal, portanto a liga apresenta menor Velocidade de Solidificação e Taxa de Resfriamento, provocando assim grãos maiores.

► O comportamento do LRT em relação as duas ligas apresenta uma tendência de decréscimo considerando o afastamento da interface M/M, sendo observado para a liga com 0,05%Cu uma maior queda na curva que pode ser associada ao fato de essa liga apresentar maiores microcavidades nas posições mais afastadas da interface M/M.

#### **Material com deformação**

► Observa-se que as microcavidades das ligas em questão diferem no comportamento em relação ao distanciamento da interface M/M. Para a liga com menor teor cobre elas tendem a crescer.

► O LRT cresce para a liga de maior concentração de cobre e se mantém superior em todas as posições a partir da interface M/M. Provavelmente isto deve está associado a 3 circunstâncias: i. ao maior teor de soluto; ii. capacidade de reagir ao grau de deformação aplicada, por emaranhar mais as discordâncias compactando mais o material; iii. Ao menor tamanho de grão gerado pelo processo de solidificação que está ligado ao diâmetro das microcavidades.

► A condutibilidade elétrica tende a crescer para a liga de 0,05%Cu quanto maior o afastamento da interface M/M. Possivelmente isto está associado as seguintes questões: i. menor teor de soluto; ii. capacidade menor de reagir ao grau de deformação por emaranhar menos as discordâncias e compactar menos o material; iii. maiores microcavidades.

### **Material solidificado no Molde em “U”**

► A medida que a redução aumenta as duas ligas tendem a apresentar maiores resultados de LRT, este fato ocorre devido ao encruamento que o material foi submetido o que permite as ligas suportarem maiores esforços mecânicos em menores diâmetros.

► A resistividade elétrica para as duas ligas aumentam em função da redução dos fios. Isso não ocorre com a condutibilidade elétrica, que tende a diminuir com a redução dos fios nas duas ligas. Ao adicionar cobre no material houve um decréscimo na sua condutibilidade elétrica, pois este em maior teor na liga age como barreira dificultando a passagem dos elétrons.

► A partir dos resultados obtidos podemos observar que com o acréscimo do teor de cobre na liga, houve um aumento do tamanho médio das microcavidades, acompanhado de um ganho na propriedade mecânica de limite de resistência à tração.

## Capítulo 7

### 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **A Indústria Brasileira do Alumínio**. São Paulo: Abal, 2004.

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – **Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos**, Rio de Janeiro, Ago. 1981, NBR 6810.

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – **Fios e cabos elétricos - Ensaio de resistência elétrica**, Rio de Janeiro, Mar. 1986, NBR 6814.

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – **Fios e cabos elétricos - Ensaio de determinação da resistividade em componentes metálicos**, Rio de Janeiro, Ago. 1981, NBR 6815.

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – **Fios de alumínio-ligados, de seção circular, para fins elétricos**, Rio de Janeiro, Nov. 1985, NBR 5285.

American Society For Testing Materials - ASTM **Standard test methods for tension testing of metallic materials [Metric]**. In: Annual Book of ASTM Standards, ASTM E8M / 00b – 95.

BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S.: **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally binary alloys.** Metallurgical and Materials Transactions B, v. 28B, p. 651-663, 1997.

BRESCIANI, E. F.; et al.: **Conformação plástica dos metais.** Editora da Unicamp, 2ª edição, vol. 1, 1985.

CALLISTER, W. D.; et al.: **Materials Science and Engineering an Introduction.** John Wiley & Sons, Inc., New York, NY, 1991.

CRUZ, Kleber Agustin Sabat. **Efeito do teor de Si no comportamento físico e estrutural de ligas diluídas Al-Mg-Si solidificadas unidirecionalmente.** Dissertação de Mestrado, UFPa, Belém, 2004.

DING, G. L.; TEWARI, S. N.: **Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic,** Journal of Crystal Growth, v. 236, 2002, pp.420-428.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L.: **Tecnologia da usinagem dos materiais.** São Paulo, Brasil: MM Editora, 1999. 244 p.

FEITOSA, Johnyson Pereira. **Caracterização da Liga 6101 refinada com a adição de diferentes teores de cobre e solidificadas em molde unidirecional horizontal e em molde “U”.** Dissertação de Mestrado, UFPa, Belém, 2007.

FLEMINGS, M.C.: **Solidification Processing**. McGraw-Hill, New York, 1974.

GARCIA, A.: **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, Editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2001.

GARCIA, A.: **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes**. Projeções, v. 23, pp. 13-32, jan./dez. 2005.

GOULART, Pedro Roberto. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**. Dissertação de Mestrado, Unicamp, Campinas, 2005.

HUNT, J. D.; LU, S. Z.: **Numerical modeling of cellular array growth: spacing and structure predictions**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, pp. 611-623, 1996.

KIM, J. M.; LOPER, D. R. Jr.: **A influência da solidificação sobre a fluidez das ligas de alumínio-silício**, Fundição e Serviços, n.º 75, março, 1999, pp.14-28.

KURZ, W.; FISHER, D. J.: **Fundamentals of Solidification**. Trans Tech Publications. Switzerland, 1992.

LOBO, João Bosco de Andrade. **Correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas da liga Al-0,4% Si-0,6% Mg não refinada, modificada com teores de cobre**. Dissertação de Mestrado, UFPA, Belém, 2007.



MARQUES, Paulo Roberto Ribeiro. **Caracterização Térmica, Mecânica e Elétrica da Liga Al-0,6%Mg-0,8%Si Refinada e Modificada com Diferentes Teores de Cobre**. Dissertação de Mestrado, UFPA, Belém, 2008.

MARTORANO, Marcelo de Aquino et al.: **Microsegregação em ligas metálicas binárias**. São Paulo: EPUSP, 2000. 34 p. (Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, BT/PMT/0003).

MEYERS, K. K. Chawla. **Princípios de metalurgia mecânica**, ed Edgard Blucher Ltda, São Paulo, 1982.

OKAMOTO, T. and KISHITAKE K.: **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys**. Journal of Crystal Growth, v. 129, 1975, pp. 137-146.

OSÓRIO, W. R.; SANTOS, C.A.; QUARESMA, J.M.V.; GARCIA A.: **Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings**. Journal of Materials Processing Technology, v.43/44, 2003, pp. 703-709.

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A.: **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition**, Materials Science Engineering A, v. 325, 2002, pp. 103-111.

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos. **Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al.** Dissertação de Mestrado, UNICAMP, Campinas, 2000.

PASSOS, Oscarina da Silva. **Caracterização macro e microestrutural da liga diluída solidificada unidirecionalmente.** Dissertação de Mestrado, UFPA, Belém, 2007.

PERES, Manoel Diniz. **Coeficiente de transferência de calor na interface metal / molde (hi) e molde/ambiente (hamb), relativos à solidificação unidirecional de ligas do sistema Al - Si, em molde de aço.** Dissertação de Mestrado, UFPA, Belém, 2002.

PRATES, M. DAVIES, G.J.: **Solidificação de Metais e suas ligas**, 1 ed. Rio de Janeiro, ED. Livros Técnicos e Científicos, 1978.

PRAZERES, Ulysses Rodrigues. **Avaliação do feito do ferro em ligas de alumínio destinadas a condução de energia elétrica.** Trabalho de Conclusão de Curso "TCC", UFPA, Belém, 2007.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A.: **Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties, Metallurgical and Materials Transactions**, v. 31 A, 2000, pp. 3167-3178.

QUARESMA, José Maria do Vale. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica.** Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 1999.

QUARESMA, José Maria do Vale; CHEUNG, Noé; GARCIA, Amauri. **The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al–Cu ingots,** Journal of Alloys and Compounds, 428, 2007, pp.130–138.

ROOY, E. L.: **Aluminum and aluminum alloys,** ASM Casting - Metals Handbook, v. 15, 1992, pp. 743-770.

SPIM Jr., J. A. & GARCIA, A.: **Modelagem numérica da solidificação baseada na analogia entre sistemas térmicos e elétricos.** In: Anais do 10º Congresso de Engenharia e Ciências dos Materiais” CBECIMAT, v. 2, 1995, pp. 594-597.

SOUSA, Tonnyfran Xavier de Araujo. **Análise do Superaquecimento na Solidificação Unidirecional da Liga AA5052.** Dissertação de mestrado, ENGENHARIA MECÂNICA / UNICAMP, Campinas (SP). pp.116, 2006.

USTA M., Glicksman M.E., And Wright R.N. **The Effect of Heat Treatment on Mg<sub>2</sub>Si Coarsening in Aluminum 6105 Alloy,** Metallurgical and Materials Transactions A; vol. 35A, pp. 435-438, 2; Feb 2004.

VERRAN, O.G.: **Método alternativo para medição do índice de fluidez de ligas de Al em coquilhas,** Fundição e Serviços, nº134, fevereiro, 2004, pp.70 -79.

WANG, L.; MAKLOUF, M; APELIAN, D. **Aluminum die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships.** International Materials Reviews. v.40, n.6, p.221-237, 1995.

XIAO, D.H., et al. **Effect of Cu content on the mechanical properties of an Al-Cu-Mg alloy.** Journal of Alloys and Comounds. V.343, p.77-81, jan.2002.

Disponível em: <[http://www.infomet.com.br/h\\_aluminio.php](http://www.infomet.com.br/h_aluminio.php)>. Acesso em: 12.06.2008.