



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Caracterização da Liga 6101 Refinada com a Adição de
Diferentes Teores de Cobre e Solidificadas em Molde
Unidirecional Horizontal e em Molde “U”**

**Autor: Johnyson Pereira Feitosa
Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma**

**Belém
2007**

JOHNYSON PEREIRA FEITOSA

**Caracterização da Liga 6101 Refinada com a Adição de
Diferentes Teores de Cobre e Solidificadas em Molde
Unidirecional Horizontal e em Molde “U”**

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

Orientador: Dr. José Maria do Vale Quaresma

**Belém
2007**

JOHNYSON PEREIRA FEITOSA

**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 apresentada à Comissão de Pós-graduação em Engenharia Mecânica como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.
Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

DATA DE APROVAÇÃO: _____

Prof. Dr. Fernando Antonio de Sá
Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof^a. Dr. Maria Clara F. Ierardi
Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof. Dr. Antônio Luciano S. Moreira
Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof. Dr. José Maria do V. Quaresma
Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia Mecânica

Dedico este trabalho aos meus pais:

Waldemar Pereira Feitosa e Maria Sebastiana Pereira Feitosa

Ao meu irmão:

Jefferson Pereira Feitosa

À minha querida esposa:

Siomara do S. M. Sampaio

A minha querida filha:

Samara Sampaio Feitosa

A minha sogra:

Maria das Dores M. Sampaio

AGRADECIMENTO

Primeiramente agradeço a Deus e a nosso senhor Jesus Cristo.

Agradeço mais uma vez aos meus pais, não só pela educação profissional mais pela educação para a Vida.

Agradeço a minha mulher, Siomara Sampaio, pela compreensão, amor e carinho que sempre me proporcionou.

Ao meu orientador, Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma, que me deu a oportunidade de trabalhar no grupo GPEMAT e juntamente com sua experiência, conhecimento científico e paciência me proporcionou a confecção deste trabalho.

A UFPA, a CAPES/CNPq, ao Grupo ALUBAR, a Eletronorte, pelo suporte técnico e apoio financeiro para confecção deste trabalho.

Aos companheiros do grupo GPEMAT: Andrey, Aline, Ulysses, Washington, Manoelson, Paulo Tavares, Antônio Maria e em especial ao mestrando Paulo Roberto Ribeiro Marques, que me ajudaram nessa jornada.

Aos companheiros do CEFET-PA, no nome dos amigos e professores Benedito Bittencourt e Paulo R. O. Mattos que foram fundamentais para confecção dos corpos de prova.

Ao técnico do Sub-Laboratório de Máquinas Operatrizes da UFPA, Jesus.

Ao grupo GPS (Grupo de Pesquisa em Solidificação) da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp.

RESUMO

A liga 6101 (série 6xxx) foi modificada através da adição de cobre nos percentuais de 0,05%Cu e 0,3%Cu, e também de refinadores de grão à base de uma pré-liga Al-Ti-B. As ligas foram caracterizadas termicamente (coeficiente de transferência de calor metal/molde, Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus e taxa de resfriamento), mecanicamente (limite de resistência à tração e módulo de tenacidade) e eletricamente (resistência, resistividade e condutividade elétrica) utilizando duas formas de vazamentos: uma sendo através de solidificação em molde unidirecional horizontal e a outra através do molde em “U”. Para a solidificação em molde unidirecional horizontal as caracterizações mostraram-se bastante influenciadas pelos refinadores de grão e pela viscosidade que o cobre exerce na eficiência do contato metal/molde das ligas, alterando significativamente suas propriedades térmicas, mecânicas e elétricas. Por outro lado, na solidificação em molde “U” as ligas foram avaliadas apenas através de caracterização mecânica e elétrica, tendo em vista a preocupação sobre as variáveis do processo de conformação da liga metálica, tais como, a avaliação da taxa de deformação, do limite de resistência a tração, da tenacidade e da resistência, resistividade e condutividade elétrica, do perfil metálico produzido, para corpos de prova de diferentes diâmetros. Para o molde em “U” houve ainda a adição e avaliação de mais duas ligas sendo a Al-0,6Mg-0,4Si-0,1Cu e Al-0,6Mg-0,4Si-0,2Cu. As propriedades mecânicas e elétricas sofreram forte influência do encruamento, do teor de cobre e das microcavidades existentes nas estruturas das ligas.

Palavras-chave: Caracterização da liga 6101 refinada, molde unidirecional horizontal, molde em “U”, viscosidade, condutividade elétrica.

ABSTRACT

The 6101 alloy (series 6xxx) was modified with addition of 0.05% and 0.3% of copper and with additions of grain refiners as Al-Ti-B. The alloys were thermally characterized (heat transfer coefficient of metal / mold, displacement speed of *liquidus* isothermal and cooling rate), mechanically (tensile strength and toughness module) and electrically (electric resistivity, specific resistance and power conductivity) using two forms of pouring out: one is horizontal directional solidification and the other into the "U" mold. By horizontal directional solidification was possible characterize the macrostructure, influenced by refiners of grain and by viscosity that copper provides in the metal / mold efficiency of alloys researched, modifying the thermal, mechanical and electrical properties. The solidification in "U" mold makes possible evaluates the mechanical and electrical properties, seeing the forming process variables of alloys, as forming rate, tensile strength, toughness and electric resistivity, power conductivity and electric resistance, using the specimens obtained in several diameters. For the "U" mold were casting more two alloys to evaluation, Al-0,6Mg-0,4Si-0,1Cu and Al-0,6Mg-0,4Si-0,2Cu. The mechanical and electrical properties had been influenced by cold working, copper content and shrinkage void presents into alloys structures.

Keywords: Characterization of 6101 Refined Alloys, horizontal directional mold, "U" mold, viscosity, power conductivity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama de Fases Al-Si [Fonte: ASM Handbook]	25
Figura 2.2 – Diagrama de Fases Al-Mg [Fonte: ASM Handbook]	26
Figura 2.3 – Diagrama de Fases Al-Cu [Fonte: ASM Handbook]	28
Figura 2.4 - Influência dos elementos de liga na viscosidade e fluidez do alumínio [VERRAN, 2004; KIM&LOPER, 1992, 1995, 1999].....	29
Figura 2.5 - Elemento representativo de um sistema metal/molde: perfis térmicos para as diferentes fases com seus mecanismos de transferência de calor	30
Figura 2.6 - Ilustração da formação do “gap” na interface metal/molde	32
Figura 2.7 - Esquema do procedimento de determinação de h_i através do confronto de temperaturas experimentais e simuladas [Quaresma, 1999]	34
Figura 2.8 - Variação do “Gap” ao longo da seção transversal de um sistema/metal molde cilíndrico horizontal [Santos, 2004].....	35
Figura 2.9 – Curvas de tendência ilustrando a variação das propriedades mecânicas com o aumento da deformação plástica, caracterizando o encruamento	39
Figura 3.1 – Fluxograma de atividades	41
Figura 3.2 – Fotos dos insumos utilizados: (a) alumínio; (b) magnésio; (c) cobre; (d) silício	43
Figura 3.3 - Balança digital, serra de fita e forno utilizado na preparação das ligas.....	44
Figura 3.4 - Fotos ilustrando a câmara de vazamento para simulação da solidificação unidirecional	45
Figura 3.5 – Lingote obtido do vazamento unidirecional na câmara	45
Figura 3.6 – Ilustração do Molde em “U”	46
Figura 3.7 – Curva representativa das temperaturas <i>liquidus</i> da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu.....	47
Figura 3.8 - Representação esquemática do posicionamento dos termopares na câmara de vazamento para obtenção dos perfis térmicos	47
Figura 3.9 - Curva de resfriamento da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu	48
Figura 3.10 – Forma esquemática do procedimento aplicado para determinar V_L	50

Figura 3.11 - Esquema representativo para determinação de V_L e \dot{T}	50
Figura 3.12 – Multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin) modelo MPK-2000	51
Figura 3.13 - Laminador elétrico utilizado	52
Figura 3.14 – Máquina de ensaio KRATOS, modelo IKCL1-USB e o sistema de aquisição de dados	53
Figura 3.15 – Gráfico tensão/deformação (a) e cálculo do limite de escoamento (b)....	53
Figura 3.16 - Microscópio Ótico (a) e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) (b).	54
Figura 4.1 - Fluxograma da seqüência de análise dos resultados	55
Figura 4.2 - Resultado da temperatura <i>liquidus</i> (T_L) para as ligas: (a) com 0,05Cu, (b) com 0,3Cu.....	57
Figura 4.3 – Curvas experimentais de solidificação da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu (a), bem como, curvas do confronto teórico/experimental de perfis térmicos (b)	58
Figura 4.4 – Curvas experimentais de solidificação da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,3Cu (a), bem como, curvas do confronto teórico/experimental de perfis térmicos (b)	58
Figura 4.5 – Evolução do Coeficiente de calor metal/molde (h_i) em função do tempo para todas as ligas	59
Figura 4.6 – Correlação entre as curvas experimentais: $P=f(t)$ (a) e $V_L=f(t)$ (b)	60
Figura 4.7 - Ilustrativo da ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto ou baixa fluidez (a) e com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez (b) [Quaresma at al, 2006].....	61
Figura 4.8 – Evolução do perfil da taxa de resfriamento e posição a partir da interface metal/molde, para as duas ligas estudadas.....	62
Figura 4.9 – Resultados dos ensaios de tração obtidos a partir de cp retirados das posições [7,5; 22,5; 37,5 e 52,5 mm] em relação à interface m/m juntamente com as fraturas obtidas nas posições 7,5 e 52,5 mm para cada liga	63
Figura 4.10 – Resultados do Módulo de Tenacidade obtidos a partir de cp retirados das posições [7,5; 22,5; 37,5 e 52,5 mm].....	64
Figura 4.11 – Gráfico de propriedades elétricas em função da distância da interface M/M. (a) Resistência elétrica e (b) Condutividade elétrica	66
Figura 4.12 - Taxa de Deformação pelo diâmetro da liga 0,05%Cu com as micrografias em cada diâmetro	68
Figura 4.13 - Taxa de Deformação pelo diâmetro da liga 0,3%Cu com as micrografias em cada diâmetro	69

Figura 4.14 – Resultados dos ensaios de tração para amostras do molde em “U”	70
Figura 4.15 – Módulo de Tenacidade para amostras do molde em “U”	71
Figura 4.16 – Resistência Elétrica (a), Condutibilidade Elétrica (b) e Condutibilidade Elétrica em função do diâmetro (c).....	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Distribuição da produção de alumínio nos EUA [Fonte: Centro de Informação Metal/Mecânica - CIMM].....	23
Tabela 2.2 - Sistema de classificação dos elementos de liga do alumínio [Fonte: The Aluminum Association Inc].	23
Tabela 3.1 - Composições químicas: liga Al 1350 e Al 6101 [ASM Speciality handbook, 1993].....	42
Tabela 3.2 - Composição química dos elementos usados	43
Tabela 4.1 - Composição química das ligas ternárias utilizadas neste trabalho	56
Tabela 4.2 - Valores utilizados para o cálculo do módulo de tenacidade	65
Tabela 4.3 - Resultados de Resistividade Elétrica e Condutibilidade, molde unidirecional	65
Tabela 4.4 - Valores utilizados para o cálculo do módulo de tenacidade do molde “U” ..	71
Tabela 4.5 - Resultados de Resistividade Elétrica e Condutibilidade, molde em “U”	72

LISTA DE ABREVIACOES

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CIMM	Centro de Informação Metal Mecânica
IACS	International Annealed Copper Standard
NBR	Norma Brasileira

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área	[m ²]
K	Condutividade térmica	[W/m.K]
L	Calor latente de fusão	[J/Kg]
S	Camada solidificada	[m]
T	Temperatura	[K]
T ₀	Temperatura ambiente	[K]
T _e	Temperatura eutética	[K]
T _f	Temperatura de fusão	[K]
T _i	Temperatura na interface metal/molde	[K]
T _{im}	Temperatura na superfície interna do molde	[K]
T _{is}	Temperatura na superfície interna do sólido	[K]
T _L	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T _S	Temperatura da isoterma <i>solidus</i>	[K]
T _v	Temperatura de vazamento	[°C]
V _L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]
\dot{T}	Taxa de resfriamento	[K/s]
V	Velocidade de formação do <i>gap</i> na interface metal/molde	[m/s]
c	Calor específico	[J/Kg.K]
g	Aceleração da gravidade	[m/s ²]
h _{amb}	Coefficiente de transferência de calor na interface molde /ambiente	[K/m]
h _g	Coefficiente global de transferência de calor	[K/m]
h, h _i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[K/m]
\dot{q}	Geração interna de calor	[w/m ³]
t	Tempo	[s]
t _{SL}	Tempo local de solidificação	[s]
w	Velocidade do fluido de refrigeração	[m/s]
R	Resistência elétrica	[mΩ]
Δ	Varição	
ΔT	Super-resfriamento	[K]
A	Difusividade térmica	[m ² /s]
Re	Resistividade elétrica	[Ω.m]
IACS	Condutividade elétrica	%
0	Inicial	
L	Líquido	
rad	Referente à radiação no <i>gap</i>	

conv	Referente à convecção no <i>gap</i>
m	Molde
S	Sólido
SL	Sólido / Líquido

SUMÁRIO

Capítulo 1

Introdução	18
1.1. Considerações Iniciais.....	18
1.2. Objetivos do Trabalho	21
1.2.1. Geral.....	21
1.2.2. Específicos	21

Capítulo 2

Revisão da Literatura	22
2.1. O Alumínio.....	22
2.2. Elementos de Liga.....	22
2.2.1. Alumínio - Silício	24
2.2.2. Alumínio - Magnésio	25
2.2.3. Alumínio - Cobre	27
2.3. Fluidez.....	28
2.4. Transferência de calor no processo de solidificação.....	29
2.5. Coeficientes de Transferência de Calor	31
2.5.1. Interface Metal/Molde	31
2.5.2. Determinação de h_i através do Confronto Teórico/Experimental de Perfis de Temperatura.....	33
2.6. Variáveis Térmicas na Solidificação.....	35
2.6.1 Velocidade de Deslocamento da <i>Isoterma liquidus</i>	36
2.6.2. Taxa de Resfriamento.....	36

2.7. Parâmetros Estruturais.....	37
2.7.1. Encruamento	37
2.7.2. Trabalhabilidade	39

Capítulo 3

Materiais e Métodos	41
3.1. Preparação das Ligas Utilizadas	42
3.2. Solidificação Unidirecional.....	44
3.3. Solidificação no Molde em "U"	46
3.4. Procedimento Experimental para Obtenção dos Perfis Térmicos	46
3.5. Procedimento Experimental para Obtenção das Variáveis Térmicas de Solidificação	49
3.6. Procedimento Experimental para Obtenção das Propriedades Elétricas	51
3.7. Procedimento Experimental para Caracterização Mecânica.....	52
3.8. Procedimento Experimental para Caracterização do Aspecto da Fratura.....	54

Capítulo 4

Resultados e Discussões	55
4.1. Obtenção das Ligas	56
4.2. Caracterização das Ligas Utilizando Corpos de Prova do Molde Unidirecional	56
4.2.1. Caracterização Térmica das Ligas	56
4.2.1.1 Coeficiente de Transferência de Calor Metal/Molde (h_i).....	57
4.2.1.1 Determinação de Variáveis Térmicas (V_L e \dot{T})	59
4.2.2. Caracterização Mecânica	62
4.2.3. Caracterização Elétrica	65
4.3. Caracterização das Ligas Utilizando Corpos de Prova do Molde em "U"	66

4.3.1. Caracterização Mecânica	67
4.3.1. Caracterização Elétrica	72

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	74
5.1. Conclusões.....	74
5.1.1. Para a Solidificação Unidirecional Horizontal.....	74
5.1.2. Para a Solidificação no Molde em "U"	75
5.2. Sugestões para Trabalhos Futuros	76
REFERÊNCIAS.....	77

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Desde que foi obtido em escala industrial, o alumínio vem ocupando novos mercados. O mercado de energia elétrica consome alumínio em larga escala por suas características de condutividade elétrica e leveza, que atendem às necessidades das redes de transmissão, com uma das menores taxas de desperdício ao longo de sua extensão. Dentre as ligas de alumínio mais utilizadas, as ligas da série 6000 (Al-Mg-Si), sendo a 6101 e a 6201, vêm sendo consideradas como as ligas mais promissoras em relação ao uso industrial, por aliar boa trabalhabilidade com resistência mecânica.

Na forma de vergalhões e fios, o alumínio é submetido ao processo de laminação e trefilação, resultando em fios e cabos de diversas bitolas para diferentes utilizações. Com estes produtos diversos segmentos são atendidos, dentre eles destacam-se: linhas de transmissão de grande porte e subtransmissão e cabos condutores para distribuição aérea ou subterrânea.

A maioria dos sistemas de transmissão para grandes distâncias compõe-se de linhas aéreas, em que o uso de condutores de alumínio proporciona grande economia na altura e resistência das estruturas de sustentação. Neste tipo de sistema de grande porte, existe a solução de utilização de ligas de alumínio com propriedades mecânicas superiores ou a combinação do alumínio com o aço, para formar a alma dos cabos.

A conquista de um espaço cada vez maior na indústria de condutores elétricos pelas ligas da série 6000 (Al-Mg-Si) é alavancada pelas significativas vantagens no uso de fios e cabos de liga no lugar dos tradicionais cabos de alumínio com alma de aço para o transporte e distribuição de energia. Entre estas vantagens tem-se: maior resistência a ambientes salinos; maior leveza; maior condutividade para mesma seção transversal; similar resistência mecânica; maior

facilidade a ser reciclado e menor custo de produção comparado ao custo dos condutores de alumínio com alma de aço.

Atualmente, quase toda a produção mundial dos cabos elétricos de alumínio e ligas é obtida através de lingotamento contínuo rotativo. O sistema mais conhecido é o *PROPERZI*, o qual foi desenvolvido originalmente para o chumbo e adaptado, posteriormente à 2ª grande guerra, para o alumínio.

Na forma de cabos isolados, o alumínio também é empregado em linhas subterrâneas para interligar subestações de transmissão, que operam em altas tensões e estão localizadas em áreas urbanas, onde há restrições de uso de linhas aéreas por causa da grande taxa de ocupação.

Até chegar ao consumidor, o fornecimento de energia elétrica passa por várias etapas, e o alumínio tem participação decisiva nesse processo. No Brasil, 95% da energia produzida provêm de usinas hidrelétricas, localizadas em pontos distantes dos principais centros urbanos, exigindo a construção de longas linhas de transmissão.

A usina de Itaipu, no rio Paraná, é um exemplo. Foi projetada com um sistema de transmissão em duas linhas de aproximadamente 800 quilômetros, que conduzem a energia até a região de São Paulo. Sua potência final instalada é de 12600 MW, operando em corrente alternada à tensão de 750 kV e em corrente contínua de 600 kV. Quanto maiores às potências transmitidas e a distância a ser coberta, mais alta será a tensão elétrica utilizada. Entretanto, cabe ao transformador final compatibilizar as tensões de chegada com a da instalação do consumidor, assegurando fornecimento de energia através de circuitos de distribuição primária. Neste longo circuito, a boa condutividade elétrica associada a um baixo peso específico do alumínio garantem sua presença em cabos elétricos utilizados em todas as etapas: das usinas até o abastecimento, na ponta do consumo.

A resistência mecânica do alumínio puro não é elevada. Contudo, com a adição de elementos químicos como o silício, magnésio e o cobre, associados à aplicação de tratamento térmico, permite obter um material de grande aplicação nas indústrias que necessitam de estruturas resistentes. Uma das características mais interessantes e importantes nestas ligas é que elas apresentam elevados valores nas suas propriedades mecânicas (limite de resistência à tração e alongamento), condutibilidade elétrica e resistência à corrosão.

A resposta negativa dos vergalhões a base das ligas 6101 quando submetidos a processos de conformação a frio pode ter várias causas. Estas causas exigem permanente precisão no monitoramento dos parâmetros operacionais e térmicos do processo. Pois do controle destes parâmetros, dentro de limites específicos, dependerá a forma e as dimensões da estrutura final do vergalhão obtido da laminação e regularização da barra produzida por lingotamento contínuo, e conseqüentemente da maior produtividade na etapa de trefilação para a obtenção do fio no diâmetro requerido.

Como parâmetros operacionais têm-se a temperatura de vazamento (T_V), o material e as dimensões do molde e os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) e na interface molde/ambiente (h_{amb}). Os parâmetros térmicos são: a velocidade de solidificação (V_L), gradientes térmicos (G_L) e a taxa local de resfriamento (\dot{T}). Os parâmetros térmicos e operacionais correlacionam-se estreitamente, influenciando nas estruturas que necessitam de elevadas resistência mecânica, e conseqüentemente refletirá nas suas propriedades mecânicas. Uma vez observada essa correlação, torna-se possível adquirir mecanismos que possibilitem monitorar as propriedades mecânicas do material, em função das condições de solidificação ajustadas. Outro parâmetro considerável é a composição química da liga onde a sua formulação deva possibilitar uma variação ampla para produção e uma relativa variação de suas propriedades.

Quando se adiciona o elemento cobre nas ligas da série 6000 é gerada a família das ligas Al-Mg-Si-Cu. Esse quaternário não possui uma designação própria na “*Aluminum Association's*”. O cobre tem sido utilizado em aplicações que requerem alta condutividade elétrica, porém limita a resistência da liga [PETTERSEN, 2004].

Portanto, com este trabalho espera-se contribuir não só no progresso científico, mas também, com o progresso econômico, por meio da melhoria na qualidade do produto final.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1. GERAL

Este trabalho objetiva analisar a influência da variação do cobre (0,05 e 0,3% Cu) quanto à trabalhabilidade da liga 6101, através de caracterização térmica (Coeficiente de Transferência de Calor - h_i , Velocidade de Solidificação - V_L e Taxa de Resfriamento - \dot{T}), caracterização elétrica (Resistência, Resistividade e Condutividade Elétrica) e caracterização mecânica (Limite de Resistência a Tração (LRT) e Módulo de Tenacidade).

1.2.2. ESPECÍFICO

- Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito às teorias e aos trabalhos experimentais sobre o comportamento do Cobre nas ligas série 6xxx, em particular a liga 6101.
- Elaboração das ligas a serem avaliadas, nas composições químicas pré-estabelecidas para execução do trabalho.
- Realização de experimentos de solidificação em condições transitórias de extração de calor utilizando molde unidirecional.
- Obter perfis térmicos experimentais da solidificação unidirecional das ligas, que serão estudadas;
- Caracterização das ligas para corpos de prova do molde unidirecional.
- Obtenção de corpos de prova utilizando vazamentos em molde "U".
- Caracterização das ligas para corpos de prova do molde "U".

CAPÍTULO 2

REVISÃO DA LITERATURA

2.1. O ALUMÍNIO

O alumínio constitui-se em um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos para uma série de aplicações. É utilizado na indústria de bens de consumo, de transportes, construção civil, de embalagens, elétrica, entre outras. Suas principais características são: baixa densidade ($2,7 \text{ g/cm}^3$), elevada resistência mecânica, elevadas condutividades térmicas e elétricas. O alumínio possui rede cristalina cúbica, de faces centradas, com baixa densidade ($2,7 \text{ g/cm}^3$), baixa temperatura de fusão (660°C) e alta eletrocondutividade $3,5 \times 10^4 |\Omega \cdot \text{cm}|^{-1}$.

O bom desempenho do alumínio e suas ligas como transmissor de eletricidade é reconhecido pela indústria elétrica, que o utiliza em larga escala em forma de vergalhão e arame, os quais são submetidos a processos laminação, trefilação, extrusão e/ou revestimento, a fim de se obter fios e cabos.

O alumínio possui facilidade de conformação devido à alta maleabilidade e ductilidade, possibilitando adequar sua forma aos mais variados projetos. Com isso podemos afirmar também que o alumínio possui uma alta trabalhabilidade, característica definida como sendo “a capacidade de ser submetido a deformações sem sofrer fissuras, além de endurecer gradativamente”.

O crescente uso do alumínio nos diversos setores industriais depende, contudo, de pesquisas acadêmicas que descubram as suas potencialidades e características específicas

que lhe são atribuídas quando da adição de outro elemento químico, formando o que denominamos de liga.

2.2 Elementos de Liga

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.

Como o alumínio possui uma boa conformabilidade pode ser produzido em uma série de formas diferentes. A Tabela 2.1 abaixo mostra a distribuição da produção de alumínio nos EUA, principal consumidor mundial.

Tabela 2.1 – Distribuição da produção de alumínio nos EUA [Fonte: Infomet].

Produto	Participação (%)
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 para 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 comumente utilizados são silício, magnésio e cobre. A Tabela 2.2 mostra o sistema de classificação da The Aluminum Association Inc., para os elementos de liga do alumínio.

Tabela 2.2 – 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	-
6xxx	Mg, Si	Fe, Cu
7xxx	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xxx	Reservado para uso futuro	-

As misturas de metais possibilitam a obtenção de materiais condutores com propriedades e características diferentes dos materiais originais, permitindo o direcionamento das mesmas para os níveis desejáveis para certas aplicações. As misturas ou soluções podem ser de dois tipos:

- Solução Sólida Substitucional: átomos de um material substituem átomos de outro material na rede cristalina;
- Solução Sólida intersticial: átomos de pequeno volume de um componente se inserem no intertício do outro componente.

As ligas metálicas são preparadas a partir da mistura de metais quando estão no estado líquido. As propriedades de uma liga metálica podem variar bastante conforme sua composição, deslocando-as para condições desejáveis. Isso permite que propriedades como dureza, maleabilidade, ductilidade, condutividade térmica e elétrica, resistência à tração e à corrosão, possam ser alteradas de forma a atender às especificações dos projetos de engenharia.

2.2.1. Alumínio – Silício

A solubilidade do silício no alumínio é pequena, da ordem de 1,65% em peso. Este sistema apresenta uma liga eutética com 11,6% de Si, a 577 °C, e está constituído por surgimento de várias fases que se sucedem alternadamente, como pode ser visto na figura 2.1.

O amplo uso das ligas Al-Si (série 4xxx) em aplicações nas qual a qualidade da estrutura resultante da solidificação é tão importante (fundição e soldagem) está relacionado com as características que o seu principal elemento de liga, o silício, confere às ligas de alumínio. Nestas ligas, o silício pode ser usado em teores até o eutético que aumenta a fluidez do alumínio líquido permitindo que o mesmo flua

melhor através das cavidades do molde de fundição, permitindo a obtenção de produtos com formatos mais complexos. Também propicia a redução da contração durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas, reduz o coeficiente de expansão térmica e melhora a soldabilidade.

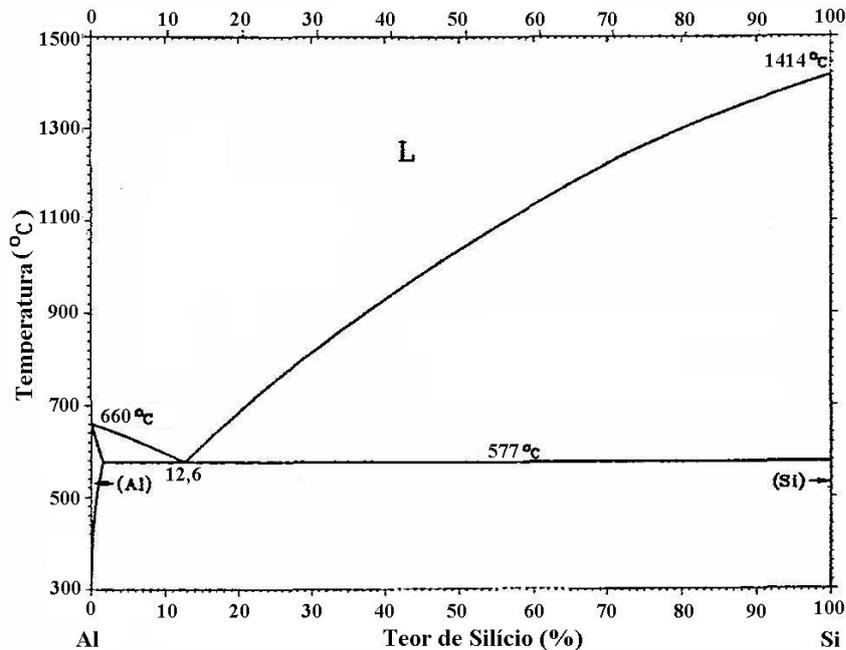


Figura 2.1 – Diagrama de Fases Al-Si [Fonte: ASM Handbook].

Em teores mais elevados dificulta a usinagem. Ao ser combinado com o magnésio torna a liga tratável termicamente. Deve estar preferencialmente presente sob a forma de cristais e dispersos na liga de alumínio, o que pode ser obtido pelo tratamento de "modificação", que consiste na adição de um pequeno teor de sódio às ligas Al-Si, alterando a microestrutura da liga favoravelmente sob o ponto de vista das propriedades mecânicas [Gomes et Bresciani, 1987].

2.2.2. Alumínio – Magnésio

As ligas Al-Mg (série 5XXX) constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico). Além desse ganho de resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, assim como excelente resistência à corrosão e soldabilidade [Hatch, 1990]. O diagrama de fases Al-Mg é representado na figura 2.2 abaixo.

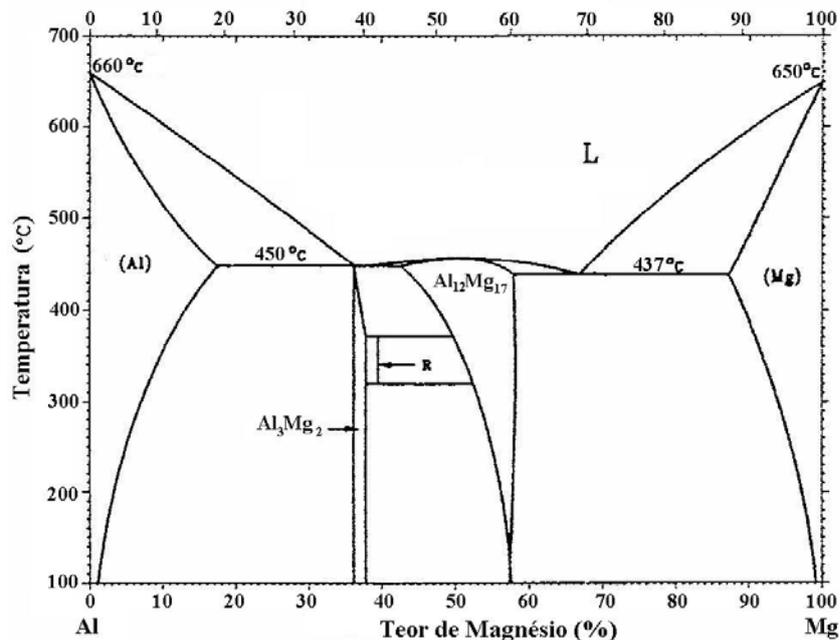


Figura 2.2 – Diagrama de Fases Al-Mg [Fonte: ASM Handbook]

A solubilidade do magnésio no alumínio é da ordem de 14,9% em peso. Na maioria das vezes o alumínio permanece em solução sólida no magnésio, embora à medida que o teor de magnésio aumenta o mesmo passa a aparecer no eutético contendo Al₃Mg₂. Quando o teor de silício nas ligas Al-Mg é de cerca de 0,5%, forma-se a fase Mg₂Si, a mesma fase responsável pelo endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si (série 6XXX).

As ligas Al-Mg são aquelas que possuem a melhor combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e ductilidade, possuindo propriedades mecânicas intermediárias entre as das ligas da série 3XXX (Al-Mn) e as ligas endurecíveis por precipitação (Al-Cu, Al-Mg-Si e Al-Zn-Mg, séries 2XXX, 6XXX e 7XXX respectivamente) [Gomes et Bresciani, 1987]. São utilizadas em aplicações

nas quais se exige razoável resistência mecânica com excelente resistência à corrosão. Ligas Al-Mg com teores variando entre 3 e 5 % são muito utilizadas na indústria naval, na fabricação de diversos componentes de navios [Altenpohl, 1994].

A solubilidade sólida do magnésio no alumínio vai até cerca de 14% no estado sólido, porém as ligas comerciais trabalháveis possuem no máximo 5,5% de magnésio.

2.2.3. Alumínio – Cobre

As ligas do sistema Al-Cu, conhecidas como ligas da série 2XXX (trabalhadas) e 2XX.X (fundidas) na classificação da Aluminum Association, são as ligas de alumínio de desenvolvimento mais antigo, sendo que o seu surgimento data do início do século XX, quando Alfred Wilm, na Alemanha, descobriu o fenômeno de endurecimento por precipitação [Martin, 1968]. Essas ligas até hoje são conhecidas como duralumínio, e entre essas ligas a 2017 é a mais antiga e também a mais conhecida. É uma liga que contém 4% de cobre, 0,5% de magnésio e 0,7% de manganês, nas quais a simples introdução desses elementos de liga já eleva a resistência à tração de 9,1 kg/mm² (alumínio comercialmente puro) para 18,2 kg/mm². O tratamento térmico de envelhecimento (endurecimento por precipitação) por tempo e temperatura controlados ainda permite aumentar ainda mais a resistência à tração, para cerca de 43 kg/mm² [Gomes et Bresciane, 1987]. O diagrama de fases Al-Cu é mostrado na figura 2.3. De um modo geral as ligas Al-Cu(-Mg) apresentam elevada resistência mecânica após tratamento térmico de endurecimento por precipitação, entretanto, apesar dessa vantagem, apresentam algumas desvantagens quando comparadas com outros tipos de ligas de alumínio, que vão desde a resistência à corrosão relativamente baixa e a conformabilidade limitada (são pouco adequadas a processos com elevada deformação, como a trefilação, por exemplo) até a soldabilidade igualmente restrita (em geral são soldadas somente por processos de resistência elétrica) [Gomes et Bresciane, 1987]. Os valores mais elevados de dureza são obtidos para teores de cobre da ordem de 4 a 6%, dependendo da influência de outros elementos de liga presentes [Hatch, 1990].

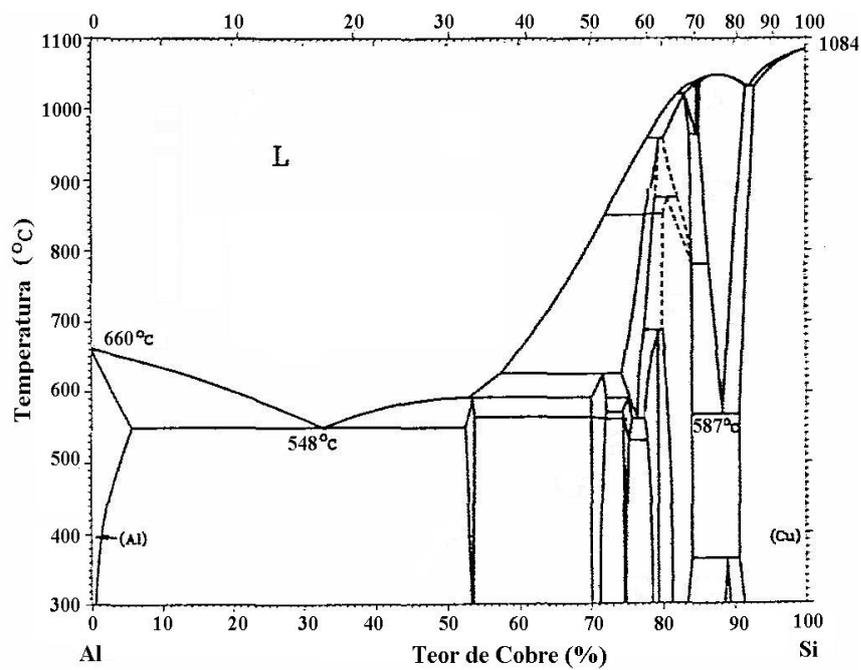


Figura 2.3 – Diagrama de Fases Al–Cu [Fonte: ASM Handbook].

2.3 Fluidiez

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 à fluidez da liga. O alto ponto de fusão do Si em relação ao Al afeta a viscosidade da liga, que decresce com aumento do conteúdo de Si.

Conseqüentemente, ligas contendo teores elevados de Si possuem excelente fluidez e adições de Si contribuem para a redução na contração de solidificação da liga contribuindo também para sua resistência principalmente em trabalhos a quente [WANG, 1995].

A Figura 2.4(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 decresce com o aumento do teor de Si e o Mg, consideravelmente na proporção em que estes elementos são acrescentados, o cobre afeta de forma inversa ao magnésio e ao silício, como pode ser observado na figura 6(b).

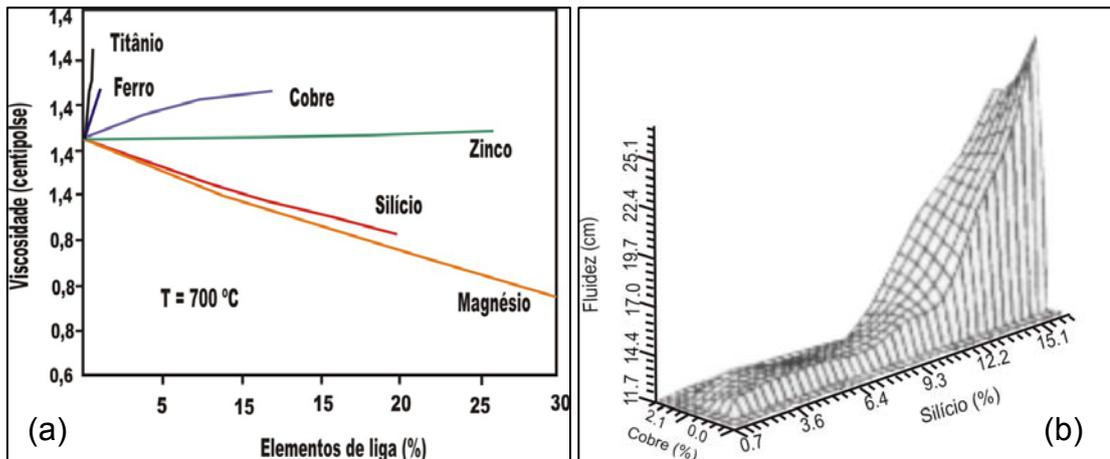


Figura 2.4 - Influência dos elementos de liga na viscosidade e fluidez do alumínio [VERRAN, 2004; KIM & LOPER, 1992, 1999].

No gráfico da Figura 2.4(b) o qual apresenta a influência dos elementos Si e Cu na fluidez do alumínio, pode ser observado a forte influência do elemento silício no alumínio, principalmente a partir do percentual de 9,5% que proporciona um abrupto crescimento da fluidez. O cobre, por sua vez, contribui de maneira inferior ao silício. Este mostra que sua influencia é de aumentar a viscosidade das ligas de alumínio. Certamente, a união destes elementos proporcionará características desejáveis na liga de alumínio em percentuais estequiometricamente balanceados.

2.4. Transferência de Calor no Processo de Solidificação

A transferência de calor no processo de solidificação ocorre através de três mecanismos básicos: condução, convecção e radiação. Em um sistema metal/molde utiliza-se um elemento de referência de modo que o seu comportamento térmico seja representativo como um todo conforme mostra a figura 2.5. Durante o processo de solidificação, todos os mecanismos de transferência de calor podem ocorrer, desde a temperatura de vazamento até a temperatura externa do molde em relação ao ambiente.

- Convecção e condução no metal líquido, enquanto há superaquecimento;

- Condução na camada de metal solidificada;
- Convecção, radiação e condução na interface metal/molde traduzidas através um coeficiente de transferência de calor metal/molde (Transferência Newtoniana);
- Condução através das paredes do molde;
-
- Convecção, radiação e condução na superfície externa molde/meio ambiente.

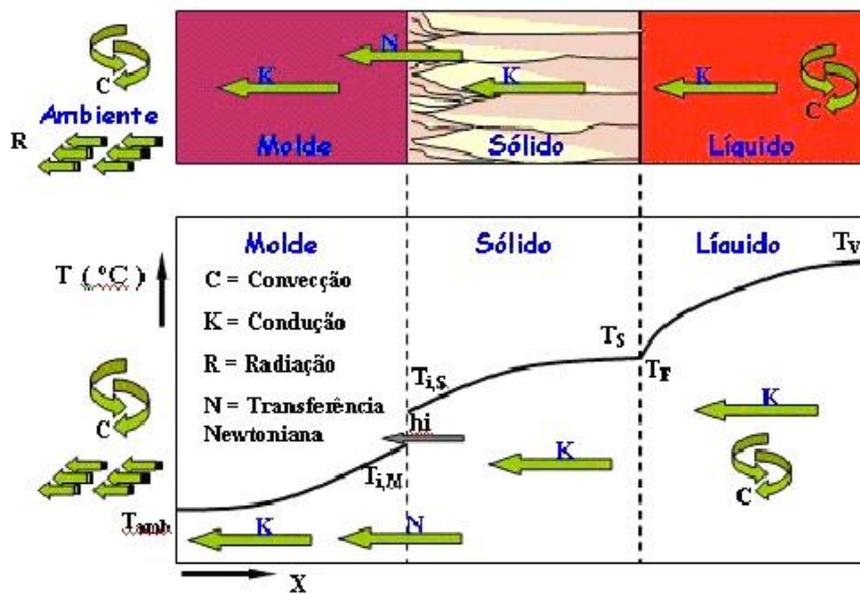


Figura 2.5 - Elemento representativo de um sistema metal/molde: perfis térmicos para as diferentes fases com seus mecanismos de transferência de calor [Garcia, 2001].

Com base no elemento de referência detalhado na figura 2.5, efetua-se todo o estudo do processo de transferência de calor do sistema global, determinando-se as condições de fronteira para a modelagem do processo de solidificação, juntamente com as variáveis com base nos perfis térmicos, tais como:

- Coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde;
- Cinética de solidificação, ou seja, a velocidade de solidificação;
- Tempos de solidificação;
- Gradientes de temperaturas;
- Taxa de resfriamento.

A existência de um gradiente térmico entre o metal e o meio de absorção de calor, propicia condições termodinâmicas para transferência de calor do meio mais quente para o mais frio. A transformação do metal líquido em um sólido envolve a remoção do superaquecimento do líquido, do calor latente de fusão na interface sólido/líquido, devido à transformação de fase e, do calor sensível da casca solidificada. As propriedades térmicas do metal, as características do molde, juntamente com as condições de interface e as condições do meio, determinam o comportamento de extração de calor durante o processo.

2.5. Coeficientes de Transferência de Calor

2.5.1. Interface Metal/Molde

A transferência de calor interfacial metal/molde, devido a sua importante influência na velocidade de solidificação e nas taxas de resfriamento de fundidos, tem sido alvo de estudo de inúmeros pesquisadores. Vários trabalhos foram desenvolvidos objetivando caracterizar o mecanismo físico da transferência de calor entre as superfícies de contato metal e molde [Prates & Biloni, 1972; Ho, 1984; Ho 1985].

Em geral, no início do processo de solidificação, uma fina camada de metal solidifica - se rente à parede do molde. À medida que o processo avança, ocorre o surgimento de um espaço interfacial separando o metal e o molde, conforme ilustrado na Figura 2.6. Entre os mecanismos que podem causar a formação e a dimensão deste “gap”, podem ser citados a interação do metal com o molde (contração do metal, expansão do molde), as transformações ocorridas no metal fundido e os efeitos da geometria do molde.

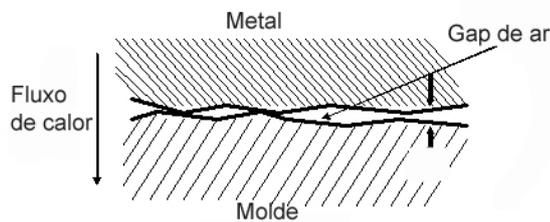


Figura 2.6 - Ilustração da formação do “gap” na interface metal/molde.

Com a formação do “gap” de ar nesta interface, o coeficiente de transferência de calor nessa região pode rapidamente decrescer, dificultando a retirada de calor na mesma e desacelerando o processo de solidificação do metal líquido. Baseados em trabalhos com ligas de alumínio e moldes permanentes, Prates e Biloni [Prates, 1972] propuseram um mecanismo para explicar a formação do “gap”, segundo o qual, a parede do molde, por mais lisa que seja, apresenta pequenas saliências, mesmo que a nível microscópico. Assim, quando o metal líquido se aproxima da superfície interna do molde, o primeiro contato se dá nos picos dessas saliências, que estão a uma temperatura bem abaixo do metal líquido, causando a formação de pequenos núcleos de solidificação nesses locais. Ao mesmo tempo, a tensão superficial do metal líquido impede que o restante do metal que se solidifica alcance os vales das asperezas superficiais, armazenando nestes, os gases liberados devido ao processo de fundição.

No início do processo, o contato entre o molde e o metal líquido pode ser considerado muito bom, isso porque nesses instantes iniciais existe uma considerável pressão metalostática e elevada fluidez do metal líquido. Isso ocasiona um coeficiente de transferência de calor alto, e por consequência, uma excelente extração da energia térmica [Garcia, 2001]. À medida que o processo de solidificação evolui, uma fina camada de metal solidificado é formada e fica em contato com a parede do molde, sendo que a pressão metalostática exercida pelo metal líquido causa um bom contato metal/molde. Com um avanço ainda maior da solidificação, o contato entre molde e a camada de metal solidificado gradativamente é dificultado, pois o molde à medida que sofre um aquecimento, vai expandindo e o metal solidificado por sua vez, sofre contração por estar resfriando. Isso tudo

provoca a formação do *gap* entre as superfícies internas do molde e da camada de metal solidificada. O *gap* comporta-se como uma resistência térmica à retirada de calor, onde o mecanismo de transferência de calor realiza-se conjuntamente por condução, convecção e radiação. Esse é um dos motivos de dificuldade para a formulação do coeficiente de transferência de calor. Com a formação do *gap*, o coeficiente de transferência de calor na interface Metal/Molde decresce, dificultando a retirada de calor nesta região [Prates/Biloni,1972; Ho/Pehlke,1984] que acaba por influir em todo o sistema a ser solidificado.

Vê-se assim a importância da análise da troca térmica na interface Metal/Molde, que acarreta na necessidade de um estudo mais apurado do coeficiente de transferência de calor nessa interface. A disponibilidade de valores de h_i na literatura é bastante escassa e as diversidades de sistemas metal/molde implicam na necessidade do desenvolvimento de metodologias para sua determinação experimental. Podem ser mencionadas quatro metodologias de determinação de h_i , que, individualmente, estão apoiadas em diferentes análises do processo básico da solidificação, tanto de metais como de ligas metálicas binárias. Essas metodologias são baseadas em:

- Manipulação de dados da cinética de solidificação;
- Medidas do espaçamento dendrítico secundário;
- Medidas de temperatura e vazão em moldes refrigerados;
- Confronto teórico/experimental de perfis de temperatura.

2.5.2 Determinação de h_i através do Confronto Teórico/Experimental de Perfis de Temperatura

Esta forma indireta de determinação da condutância térmica metal/molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e da peça ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas através de um modelo numérico de solidificação, que tenha sido devidamente aferido previamente.

Esse método de determinação de h_i , em função da atual maior disponibilidade de ferramentas numéricas e de facilidades computacionais, é extremamente conveniente, principalmente quando se dispõe de um sistema de

aquisição de dados para o monitorização experimental das temperaturas [Ho, 1985; Krishnan & Sharma, 1996]. A figura 2.7 mostra uma representação do gráfico de h_i .

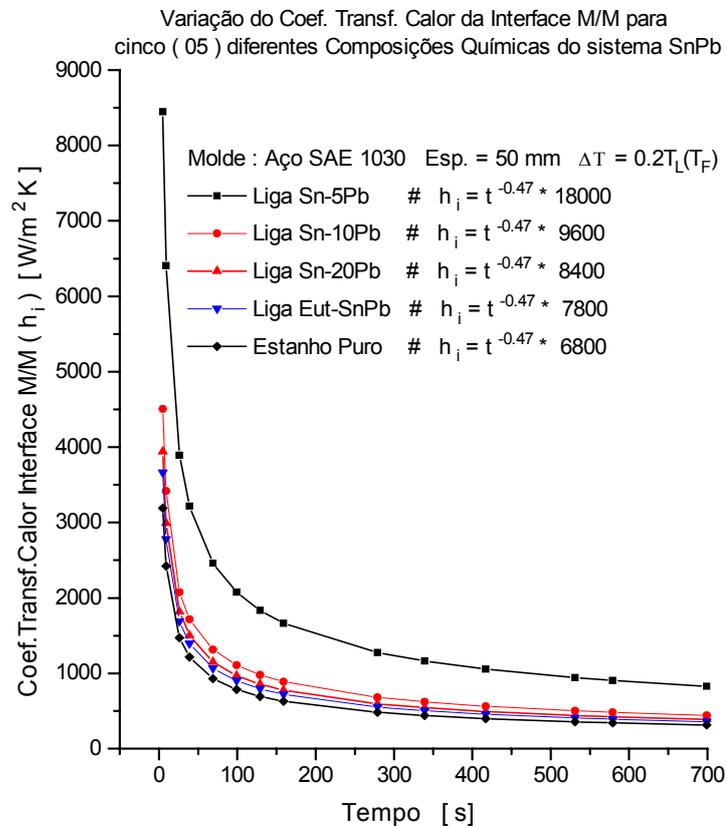


Figura 2.7 - Representação do gráfico de h_i .

Vários estudos foram desenvolvidos baseados nessa metodologia objetivando determinar a influência de fatores, como pressão, na formação do “gap” de ar na interface, chegando a conclusão de que quando se aplica pressão sobre o fundido, o contato entre as superfícies permanece perfeito, mantendo um valor de h_i elevado durante todo o processo [Nishida & Matsubara, 1976; Davies, 1980].

Para o caso da pressão exercida pelo peso próprio do metal em solidificação, estudos foram efetuados para um molde cilíndrico horizontal [Huang, 1991], onde através dos resultados gerados por um modelo que determina o perfil do sistema de fundição com o aumento do “gap” em função da contração do metal, concluíram que o contato térmico na parte inferior do cilindro é melhor devido ao efeito da gravidade (peso do metal), perdendo eficiência da base para o topo, como visto na figura 2.8, diminuindo assim o valor de h_i .

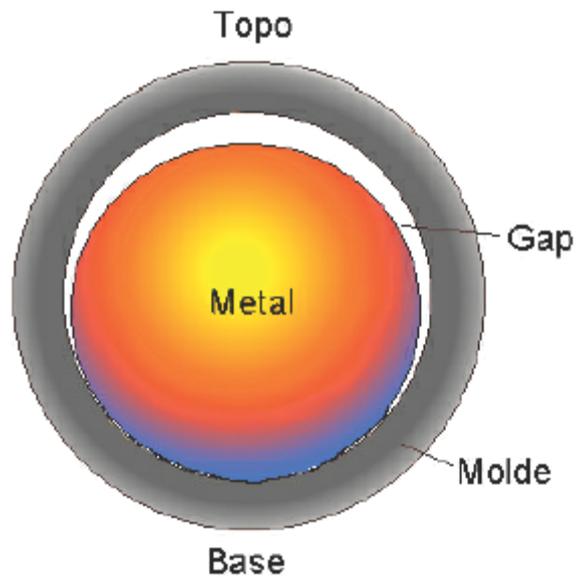


Figura 2.8 - Variação do “Gap” ao longo da seção transversal de um sistema/metal molde cilíndrico horizontal [Santos, 2005].

2.6. Variáveis Térmicas na Solidificação

Em operações industriais de fundição e lingotamento, a possibilidade de implantação de uma ampla gama de condições operacionais tem como decorrência direta a geração de uma diversidade de estruturas de solidificação. Parâmetros estruturais, como tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos, são bastante influenciados pela taxa local de resfriamento e, conseqüentemente, pela velocidade de solidificação, resultando em uma correlação estreita entre o comportamento térmico do sistema metal/molde durante a solidificação e a microestrutura resultante [Quaresma et al, 2000; Osório & Garcia, 2002].

2.6.1. Velocidade de Deslocamento da Isoterma *liquidus* (V_L)

A velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* pode ser determinada a partir das equações analíticas abaixo, ou seja:

$$t = \frac{1}{4a_s\phi^2} S^2 + \frac{Ld_s}{(T_f - T_o)h_i} S \quad \text{Tempo de Solidificação} \quad (2.1)$$

Entretanto, a diferenciação da equação (2.1) possibilita obter a equação da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) na forma da equação (2.2):

$$V_L = \frac{ds}{dt} = \left(\frac{1}{2a_s\phi} S + \frac{Ld_s}{(T_f - T_o)h_i} \right)^{-1} \quad (2.2)$$

2.6.2. Taxa de resfriamento (\dot{T})

A taxa de resfriamento (\dot{T}) junto à isoterma *liquidus* é definida como a inclinação da curva de resfriamento no momento da passagem pela temperatura *liquidus*:

$$\dot{T} = \frac{\partial T_L}{\partial t} = \left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right)_{x=S_L} \left(\frac{\partial x}{\partial t} \right)_{x=S_L} \quad (2.3)$$

onde, $\frac{\partial T_L}{\partial x}$ e $\frac{\partial x}{\partial t}$ são, respectivamente, o gradiente de temperatura junto a isoterma *liquidus* e a velocidade de deslocamento desta isoterma, logo:

$$\dot{T} = \frac{d_s L}{k_s} V_L^2 \quad \text{Taxa de Resfriamento} \quad (2.4)$$

Na qual L, calor latente de fusão [J/Kg]; d_s , densidade [Kg/m³]; k_s , condutividade térmica [W/m.K].

A equação (2.4) mostra a dependência entre a taxa de resfriamento e a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e dos parâmetros físicos de cada

material. Se levarmos a equação (2.2) para a equação (2.4) obtemos a equação (2.5).

$$\dot{T} = \frac{d_s L}{k_s} \left(\frac{1}{2a_s \phi} S + \frac{L d_s}{(T_f - T_o) h_i} \right)^{-2} \quad (2.5)$$

Que nos instantes iniciais da solidificação ($S=0$), então podemos reescrever a equação (2.5) na forma:

$$\dot{T} = \frac{d_s L}{k_s} \left(\frac{(T_f - T_o) h_i}{L d_s} \right)^2 \Rightarrow \frac{[(T_f - T_o) h_i]^2}{k_s d_s L} \quad (2.6)$$

2.7. Parâmetros Estruturais

2.7.1 Encruamento

Um cristal metálico sofre um processo de encruamento quando deformado plasticamente. O fenômeno de *encruamento* pode ser representado numa curva tensão de cisalhamento versus deformação tangencial (decompostos no plano e na direção de deslizamento), onde se observa a elevação da tensão com o aumento da deformação [Bresciani at al, 1997]. A inclinação da curva define a taxa de encruamento, isto é, estabelece o aumento de tensão para uma dada variação de deformação, em um dado setor da curva.

A curva representativa do fenômeno de deformação plástica, e do encruamento decorrente, é geralmente uma parábola. Para muitos problemas da conformação plástica dos metais, a hipótese do comportamento parabólico na relação entre tensão e deformação é adotada, como são também admitidos outros tipos de curvas mais simplificadas. Entretanto, analisando as curvas de deformação para estrutura cristalina em metais, verifica-se que a forma da curva é mais

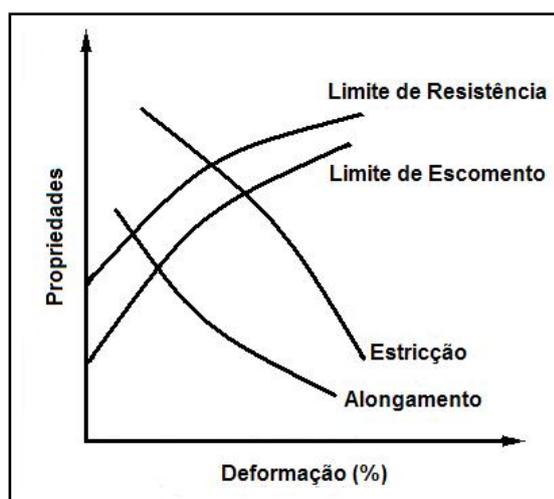
complexa, sendo impossível caracterizar completamente todo o comportamento do metal.

O fenômeno do encruamento para um metal é influenciado por diversos fatores, como:

- Estrutura cristalina do metal;
- Natureza química do metal;
- Pureza do metal;
- Orientação do cristal metálico;
- Temperatura no processo de deformação;
- Forma e dimensão do cristal metálico;
- Condições superficiais do cristal metálico.

Algumas propriedades dos metais são alteradas pelo encruamento, que é obtido, nos produtos metálicos, através de processos de conformação plástica realizados com um trabalho a frio, a uma temperatura - comumente a ambiente - que não pode ultrapassar a temperatura de recristalização, ou seja, a uma temperatura que deve ser bem inferior à temperatura de fusão do metal. Por exemplo, para se realizar trabalho a frio nos metais tungstênio, ferro e chumbo, deve-se adotar temperaturas máximas de operação correspondente a 500°C, 250°C e menor que 0°C, respectivamente.

Em um ensaio de tração, por exemplo, verifica-se que um metal mais encruado apresenta maiores limites de escoamento e de resistência, maior dureza e menor alongamento e estrição, ou seja, à medida que a resistência se eleva pelo encruamento, a ductilidade decresce, figura 2.9. Num aço doce, por exemplo, o limite de escoamento pode passar de 170 para 1.000 MPa.



Figuras 2.9 – Curvas de tendência ilustrando a variação das propriedades mecânicas com o aumento da deformação plástica, caracterizando o encruamento.

2.7.2. Trabalhabilidade

A trabalhabilidade é um conceito tecnológico complexo. Está relacionada com a magnitude com a qual um material é deformado em um processo de conformação plástica específico, tal como forjamento, trefilação, extrusão, embutimento, sem sofrer fissuras. O trabalho a frio é acompanhado do encruamento do metal, que é ocasionado pela interação das discordâncias entre si e com outras barreiras – tais como contornos de grão – que impede o seu movimento através da rede cristalina.

O trabalho a quente é a etapa inicial na conformação mecânica da maioria dos metais e ligas. Este trabalho, não só requer menos energia para deformar o metal e proporciona maior habilidade para o escoamento plástico sem o surgimento de trincas, como também ajuda a diminuir as heterogeneidades da estrutura dos lingotes fundidos devido às rápidas taxas de difusão presentes às temperaturas de trabalho a quente.

Melhorar a trabalhabilidade significa melhorar a capacidade de processar esses materiais, assim como a velocidade da extrusão ou laminação, e então melhorar a produtividade. Investigações iniciais realizadas para determinar as condições ótimas para um metal ser deformado sem trincas ou outros defeitos internos estão sendo considerados nos últimos anos [Gavgali & Aksakal, 1998].

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental utilizada neste trabalho desenvolveu-se fundamentalmente na possibilidade de se caracterizar a liga 6101 com a adição de cobre nos percentuais de 0,05; e 0,3% de cobre. Essa metodologia teve por etapas o fluxograma na figura 1

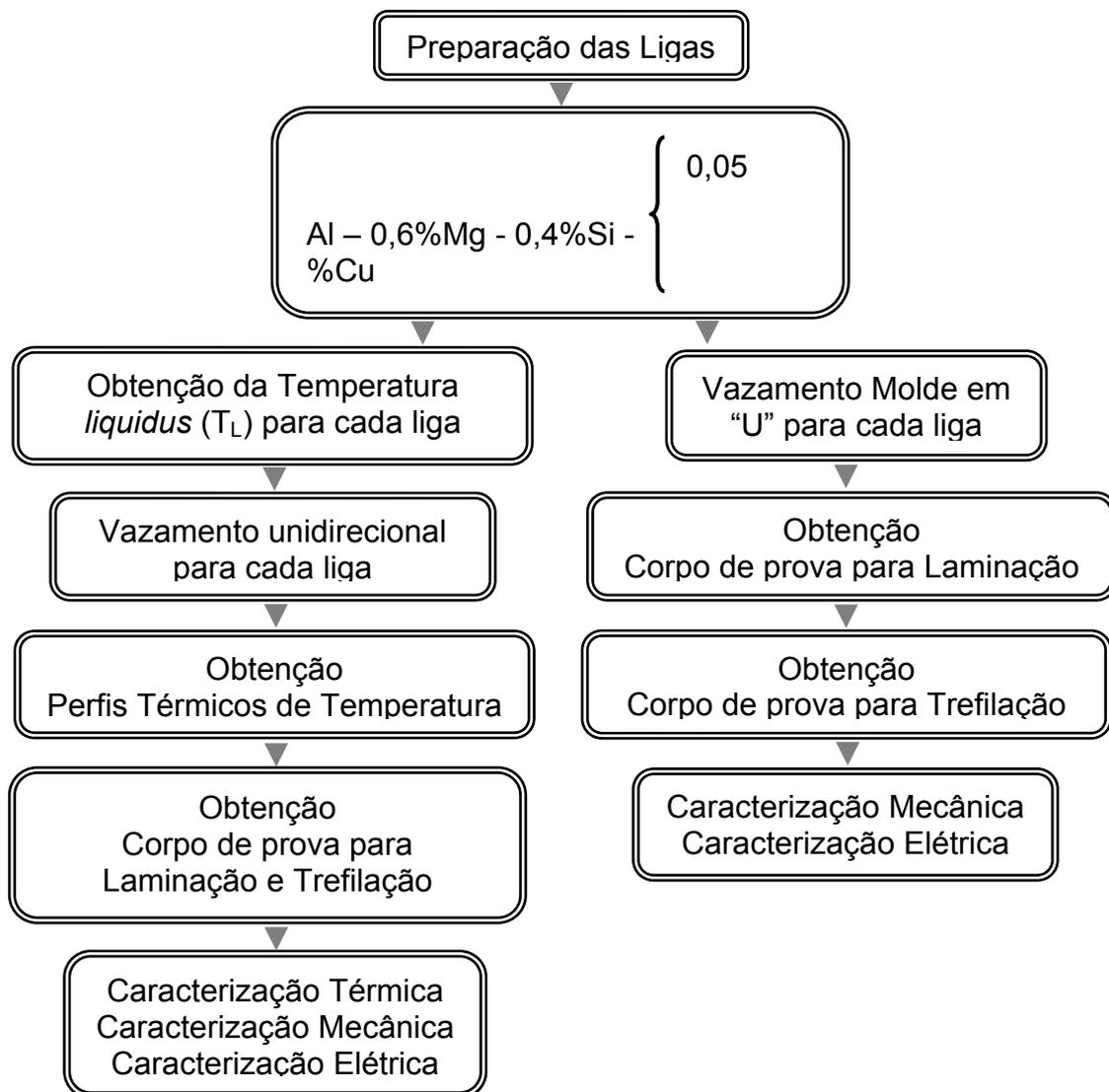


Figura 3.1 – Fluxograma de atividades.

As ligas utilizadas no presente trabalho são ligas especificadas para a fabricação de linhas aéreas de transmissão e distribuição de energia elétrica. As ligas de alumínio para cabos de transmissão e distribuição de energia elétrica são ligas com baixos teores de elementos solutos, geralmente silício, magnésio e ferro. Em sua grande maioria, a utilização do alumínio nestas linhas corresponde ao alumínio comercialmente puro proveniente do processo Bayer das fábricas de alumínio primário. Após pequenas correções no teor de ferro, em alguns casos, há inoculação de refinadores de grão à base de titânio e boro, recebendo a liga a classificação Al 1350 pela ASM (*American Society for Metals*), apresentando no mínimo 99,5% de pureza, quando então é chamada pelas indústrias do segmento elétrico de Alumínio EC (do inglês *Electrical Conductor*).

Também merecem destaque na fabricação de condutores elétricos, as ligas da série 6000 com pequenas adições dos solutos magnésio e silício, conferindo aos fios de alumínio a possibilidade de serem termicamente tratados proporcionando um incremento de propriedades mecânicas aliadas à boa condutividade elétrica. Estas ligas correspondem às especificações Al 6101 e Al 6201. Na tabela 3.1, encontram-se detalhadas as composições químicas especificadas das ligas Al 1350 e Al 6101.

Tabela 3.1 - Composições químicas: liga Al 1350 e Al 6101 [ASM Speciality handbook, 1993].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mg	B	Al
Al 1350	0.10 (máx)	0.40 (máx)	0.05 (máx)	----	0.05 (máx)	99,99
Liga Al 6101	0.30 a 0.70	0.50 (máx)	0.10 (máx)	0.35 a 0.80	0.06 (máx)	99,00 (mín)

3.1. Preparação das ligas utilizadas

O material utilizado para obtenção das ligas foram lingotes de alumínio, que foram fornecidos pelo GRUPO ALUBAR. Na preparação da liga foram adicionados cobre na forma de barra; silício na forma granular, fornecido pela Companhia

Camargo Corrêa (CCM), magnésio fornecido pelo GRUPO ALUBAR, na forma de lingote e uma pré-liga de Al-Ti-B para o refinamento do grão. A Tabela 3.2 apresenta a composição química dos principais elementos utilizados. A foto dos materiais utilizados é apresentada na Figura 3.2.

Tabela 3.2 – Composição química dos elementos usados.

	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Outros
Al	<99.73	0.001	0.051	0.001	0.158	0.001	0.002	>0.0006
Mg	–	99.83	0.029	–	0.004	0.054	–	–
Cu	–	–	–	99.90	0.009	–	–	–
Si	–	–	99.87	–	–	–	–	–

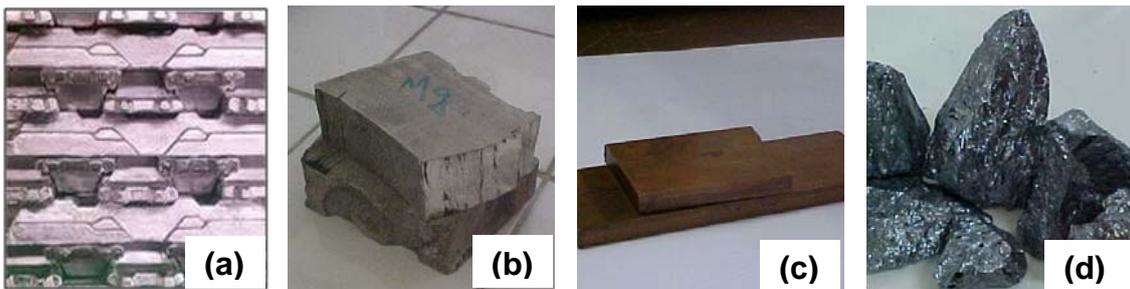


Figura 3.2 – Fotos dos insumos utilizados: (a) alumínio; (b) magnésio; (c) cobre; (d) silício.

A produção das ligas teve como ação inicial o corte e a pesagem da matéria-prima utilizada neste trabalho. As barras foram cortadas em uma serra de fita marca FANHO modelo FM 50 (Figura 3.3a) e pesadas em uma balança digital de alta precisão (Figura 3.3b) até a obtenção das massas desejadas. Neste trabalho foi feita a alteração da concentração dos elementos de liga da seguinte maneira:

$$Al - 0,6 \% \quad Mg - 0,4 \quad Si \left\{ \begin{array}{l} 0,05 \% \\ 0,3 \% \end{array} \right. \quad Cu$$

Após a pesagem, as massas dos materiais foram introduzidas em um cadinho de grafite de 0,5 l de volume, o qual foi pintado com alumina dissolvida em água para evitar a aderência de uma quantidade considerável de metal, e foi submetido a um pré-aquecimento de vinte minutos a 150°C para eliminar a umidade.

A fusão dos metais foi feita em um forno tipo MUFLA (Figura 3.3c), cuja temperatura de trabalho foi ajustada a 780°C, temperatura esta que garantia a fusão completa dos metais. Após a constatação da fusão total do metal, o cadinho foi retirado do forno e executou-se a homogeneização do metal fundido.



Figura 3.3 - Balança digital, serra de fita e forno utilizado na preparação das ligas.

Posterior à homogeneização, fez-se a injeção de gás inerte (argônio) na vazão de 0,2 l/s, através de um tubo de inox ligado a um cilindro de 10m³. A injeção de argônio foi feita com o metal no cadinho durante 1 min. Após isto, introduziu-se um termopar, com o intuito de verificar a temperatura do metal, até que se atingisse um valor de temperatura entre 730 a 735°C, a qual foi à temperatura de vazamento. Um pouco antes do vazamento foi retirada uma pequena amostra de metal para se fazer a análise química do mesmo.

3.2. Solidificação Unidirecional

A variação de fluxo de calor durante o processo de solidificação de metais/ligas - Al e ligas de Al - envolve elevada condutividade térmica, quando é utilizado molde metálico. Neste caso a resistência térmica metal/molde é a variável fundamental no controle do processo e, como conseqüência, a caracterização experimental desta variável é o passo mais importante no controle da solidificação. Para tanto, foi necessário a utilização de um dispositivo dotado de algumas características que possibilitasse o monitoramento do metal e do molde para a obtenção das curvas de solidificação, passo inicial para a utilização da técnica do confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais com a finalidade de se obter a curva de evolução do $[h_i]$. Optou-se, então, pela utilização de um simulador físico, na forma de uma câmara retangular com seis faces com as dimensões de $[60 \times 60 \times 110]$ mm, contendo uma única face metálica, capaz de extrair calor de forma intensa quando comparada com as outras cinco face. Sua capacidade volumétrica é de aproximadamente 0,4 L e a massa de metal que se utilizou foi de 3000g. A Figura 3.4 mostra a câmara de vazamento.



Figura 3.4 – Fotos ilustrando a câmara de vazamento para simulação da solidificação unidirecional [Garcia, 2001].

Neste trabalho, executaram-se vinte (20) vazamentos, sendo que quatro (4) deles foram feitos na presença de termopares colocados em posições estratégicas na câmara de vazamento, buscando a obtenção da temperatura *liquidus*, bem como, a construção de perfis térmicos (curvas de resfriamento) para cada liga e a retirada de amostras para análise macrográfica. Oito (8) vazamentos foram desenvolvidos para obtenção de lingote, figura 3.5, de onde foram retirados corpos de prova para testes de tração e análise macrográfica e os oito (8)

restantes foram vazados no molde “U” para confecção de corpos-de-prova para caracterização elétrica.

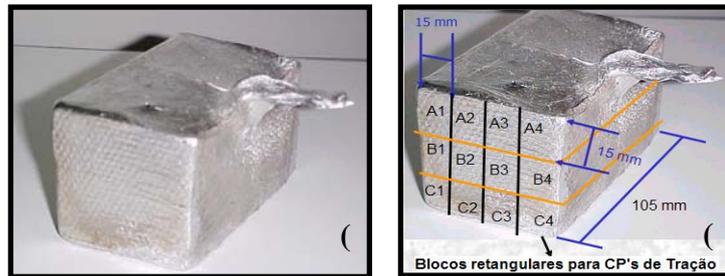


Figura 3.5 – Lingotes obtido de vazamentos unidirecional na câmara, como fundido (a) e dividido em seções para a retirada de CP's (b).

3.3. Solidificação no Molde em U

Para a caracterização da Ductilidade/Trabalhabilidade além da resistência, resistividade, condutividade elétrica houve a utilização de um dispositivo dotado de algumas características que possibilitasse a obtenção de CP's para o ensaio de tração como fundido e como deformado que foi um simulador físico na forma de “U” como câmara de vazamento, figura 3.6.



Figura 3.6 – Ilustração do Molde em “U” [Quaresma et al, 2005].

O perfil “U” obtido é inicialmente desmembrado em duas partes (pernas), com comprimento de 250mm, para serem em seguida usinadas do diâmetro de 22 mm para diâmetros entre 10 e 11 mm e, então, laminadas a frio até

aproximadamente 3,98 mm em um laminador elétrico MENAC de secção circular de diferentes diâmetros (sendo 3,98 mm seu menor valor) para depois serem trefiladas nos diâmetros desejados, gerando os fios que serão utilizados em todos os ensaios.

3.4. Procedimento Experimental para Obtenção dos Perfis Térmicos

Anteriormente a colocação dos termopares foi realizada a preparação para obtenção das temperaturas *liquidus* das ligas. Foi colocado um termopar no centro de um cadinho cheio de metal líquido e em seguida iniciou-se a captura das informações referentes à solidificação do metal a temperatura ambiente.

Tal medida se fez necessária para se ter referência da temperatura de vazamento, bem como, servir de base para obtenção da Velocidade de Solidificação das ligas. Os resultados dessa análise para a liga com 0,05%Cu encontram-se na figura 3.7.

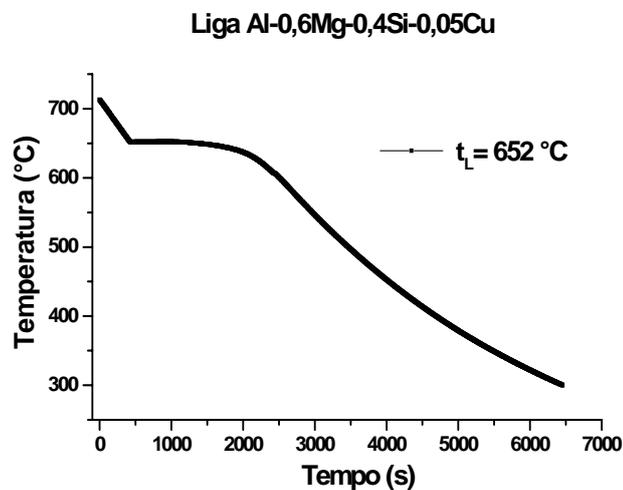


Figura 3.7 – Curva de resfriamento da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu para obtenção da temperatura *liquidus*.

Posteriormente as obtenções das temperaturas *liquidus*, posicionaram-se 8 termopares tipo “K” em posições específicas na câmara de vazamento, sendo que 6 termopares foram colocados no metal, nas posições em relação à interface metal-molde: 7,5 mm; 15 mm; 22,5 mm; 30 mm; 37,5 mm; 45 mm e os dois do tipo “K”, um

foi posicionados no molde (bloco metálico) e outro foi colocado na interface molde-ambiente. A Figura 3.8 mostra a maneira como os termopares foram dispostos na câmara.

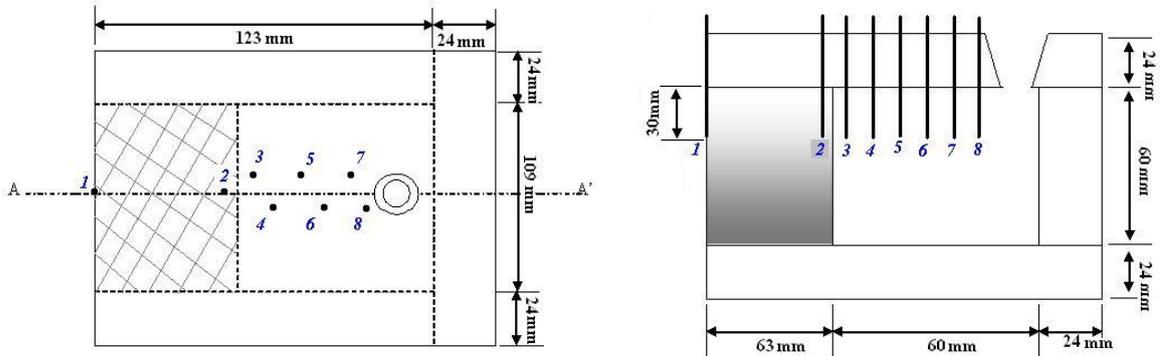


Figura 3.8 - Representação esquemática do posicionamento dos termopares na câmara de vazamento para obtenção dos perfis térmicos.

Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial em um registrador de temperatura, no qual todo o histórico térmico, durante a solidificação das ligas, foi registrado. Após o metal estar solidificado, o registrador foi interfaceado a um computador para enviar todos os dados armazenados. No computador, as variações térmicas ao longo do tempo foram tratadas para a construção dos perfis térmicos, buscando a obtenção das curvas de resfriamento correspondente a cada um dos termopares para cada liga.

Na Figura 3.9 observa-se o perfil térmico ou curva de resfriamento da liga com 0,05%Cu, obtida experimentalmente, por intermédio do vazamento e registro da variação da temperatura em função do tempo.

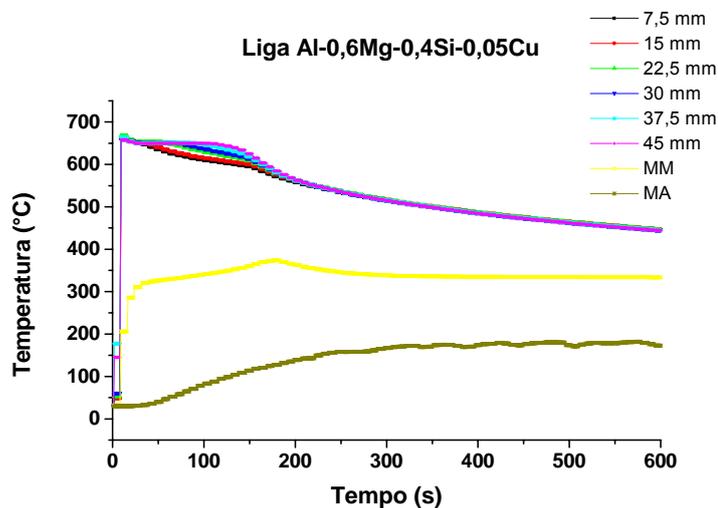


Figura 3.9 - Curva de resfriamento da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu com as posições dos termopares a partir da interface meta molde.

A monitorização das temperaturas e a aquisição de dados foram realizadas através de um sistema com o aquisitor da dados ALMEMO de 9 canais A/D e o

software Data Control versão 4.2.9/V5 [K-Soft Haustechnik-Manegement] para interfaceamento entre o registrador e o computador.

3.5. Procedimento Experimental para Obtenção das Variáveis Térmicas de Solidificação

Adotou-se para todas as ligas, superaquecimento de 10% acima da temperatura *liquidus* das mesmas. As variáveis de solidificação são determinada a partir dos resultados experimentais dos perfis de temperatura de acordo com os seguintes procedimentos:

- 1) Através do método de confronto dos perfis térmicos/experimentais, já descrito anteriormente, são determinados os coeficientes de transferência de calor metal/molde retirados dos dados contidos na monitorização experimental das temperaturas x tempo, e inseridos em um programa para obtenção de h_i [Spim & Garcia, 2000]. Os dados experimentais são comparados com os simulados numericamente, usando o coeficiente h_i , que fornece o melhor ajuste de curva, conforme analisado em artigo já publicado [Santos et al, 2001].
- 2) As velocidades experimentais da isoterma *liquidus* foram calculados admitindo-se que a velocidade da ponta da dendrita v_L seja igual a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*. Estas são calculadas pela derivação das funções $P=f(t)$ (posição da isoterma em função do tempo), onde $dP/dt=v_L$. Para o cálculo das funções $P=f(t)$, tomam-se valores experimentais obtidos pela interseção de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos de cada posição (6 posições), obtendo-se o tempo correspondente. Estes resultados de pares ordenados P e t , obtidos a partir deste procedimento, permite que sejam

traçados os gráficos experimentais da posição da isoterma *liquidus* com o tempo, conforme mostrado na figura 3.10.

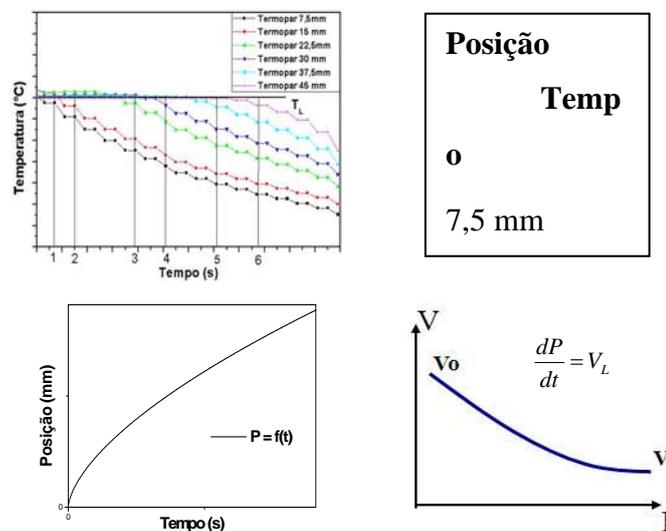


Figura 3.10 – Forma esquemática do procedimento aplicado para determinar V_L .

- 3) As taxas de resfriamento (\dot{T}) para cada posição dos termopares são obtidas experimentalmente a partir das interseções das temperaturas *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, pelo resultado da leitura direta do quociente das temperaturas antes e depois da (T_L), e dos tempos correspondentes, procedimento semelhante ao utilizado por Okamoto [Okamoto & Kishitake, 1975]. A figura 3.11 apresenta de forma esquemática o procedimento aplicado para determinar a \dot{T} .

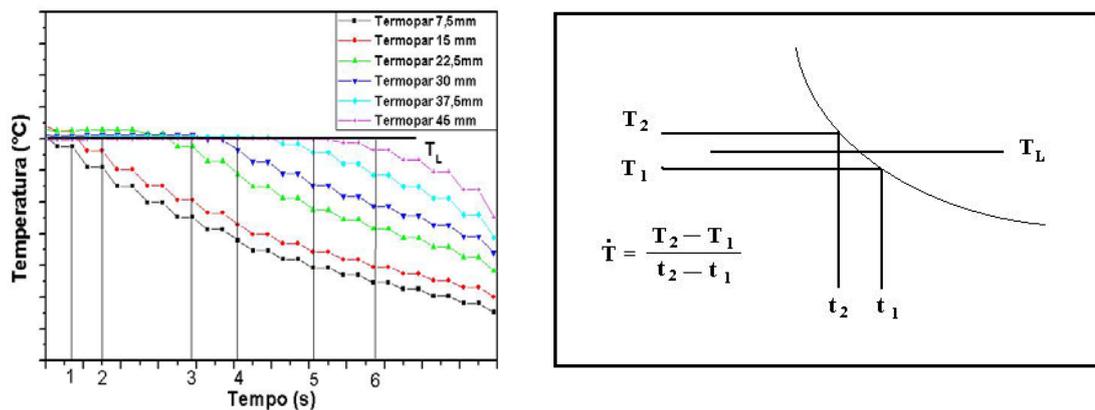


Figura 3.11 - Esquema representativo para determinação de V_L e \dot{T} .

3.6. Procedimento Experimental para Obtenção das Propriedades Elétricas

Nesta etapa, os corpos de provas são submetidos a ensaios com objetivo de se avaliar a resistência elétrica dos mesmos, com o auxílio de um multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin) modelo MPK-2000, figura 3.12.



Figura 3.12 – Multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin) modelo MPK-2000.

As resistências elétricas dos fios devem ser medida a uma temperatura não inferior a 10°C nem superior a 30°C e corrigida para a temperatura de 20°C com a utilização das normas NBR 5118 e NBR 6814.

A resistência medida em um determinado comprimento L deve ser corrigida para um comprimento de resistência L_0 através da norma NBR 6814.

Os resultados da resistência elétrica (R) são transformados para resistividade (ρ), através da norma NBR 6815, afim de que sejam posteriormente

transformados em condutividade elétrica (IACS), “International Annealed Cooper Standard”, padrão internacional de condutividade correspondente à apresentada por um fio de cobre com 1m de comprimento, 1mm² de seção transversal a 20°C, através da fórmula:

(3.1)

Onde:

φ : condutividade elétrica do fio em IACS;

ρ_{Cu} : resistividade elétrica do cobre:

ρ_{Al} Resistividade elétrica do alumínio.

3.7. Procedimento Experimental para Caracterização Mecânica

O material ao ser submetido à mudança de forma, seja por usinagem seja por deformação plástica a frio, foi submetido a avaliações prévias macroscópicas a olho nu, na qual se verificava a integridade superficial do perfil que estava sendo constituído passo a passo. O laminador utilizado, no qual pode ser visto o detalhe do cilindro de laminação com diferentes secções circulares é mostrado na figura 3.13.

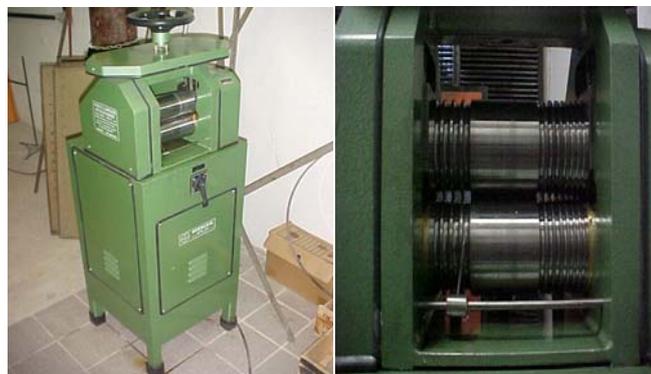


Figura 3.13 - Laminador elétrico utilizado.

Da laminação do corpo de prova adquiriu-se o diâmetro de aproximadamente 3,98mm, a partir do qual foram encaminhados para a trefiladora

para os passes finais de 3,62mm, 3,45mm e 2,90mm. Os corpos de provas retirados do molde unidirecional conseguem atingir o comprimento máximo de até 350mm, enquanto que os corpos de prova do molde em “U” conseguem atingir até 1300mm. Os corpos de prova do molde unidirecional foram ensaiados em um único diâmetro, que foi o de 3.98mm, em vista da dificuldade de se trefilar corpos de provas menores que 1000mm.

A caracterização dos perfis obtidos, já na forma de fios com os diâmetros desejados e após a etapa de caracterização elétrica, foi realizada através de ensaios de tração segundo as normas para cabos elétricos NBR 6810. Os ensaios de tração, para a geração de dados que permitiram caracterizar os perfis segundo o LRT, o alongamento e a tenacidade foram realizados em uma máquina de tração KRATOS modelo IKCL1-USB, ilustrada na figura 3.14 a seguir, acoplada a um micro computador com sistema de aquisição de dados.



Figura 3.14 – Máquina de ensaio KRATOS, modelo IKCL1-USB e o sistema de aquisição de dados.

A partir dos gráficos esquemáticos de tração da Figura 3.15 foi possível obter os parâmetros para a ductilidade seguindo a seguinte fórmula:

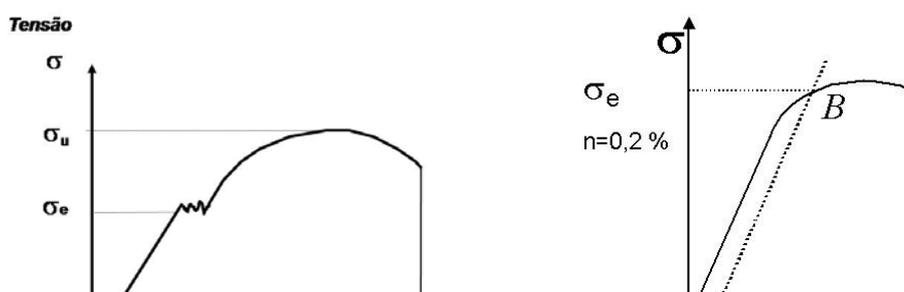
$$U_T = \frac{\sigma_e + \sigma_u}{2} \varepsilon_f \quad (3.2)$$

Onde: U_T : Módulo de Tenacidade (MPa);

σ_e : limite de escoamento (MPa);

σ_u : limite de resistência à tração (MPa);

ε_f : deformação final (mm).



(b)

Figura 3.15 – Gráfico esquemático tensão/deformação (a) e cálculo do limite de escoamento (b).

Figura 3.15 – Gráfico esquemático tensão/deformação (a) e cálculo do limite de escoamento (b).

3.8. Procedimento Experimental para Caracterização do Aspecto da Fratura

A Figura 3.16 mostra os equipamentos que foram utilizados na caracterização metalográfica na qual pode ser visto tanto o Microscópio Ótico para análise de Imagem como o Microscópio eletrônico de Varredura onde foram realizados análises de espectrometria de energia dispersiva de raios x - EDS. A caracterização, nesta etapa, teve a preocupação de avaliar o aspecto das fraturas macro e microscopicamente da secção transversal das peças fundidas.

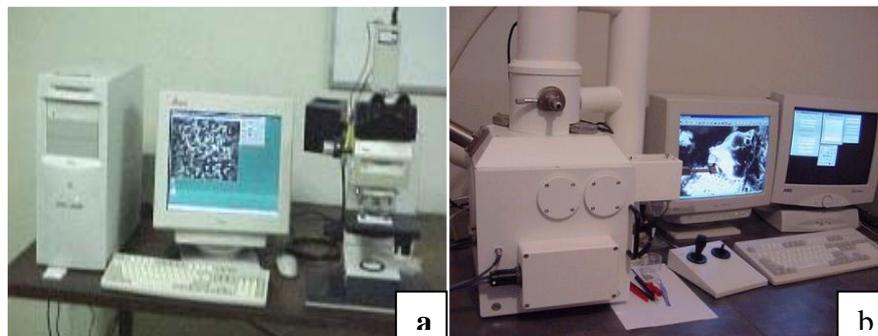


Figura 3.16 - Microscópio Ótico (a) e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) (b).

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

As análises dos resultados foram realizadas com base nos objetivos do trabalho conforme indicado no fluxograma da figura 4.1.



Figura 4.1 - Fluxograma da seqüência de análise dos resultados.

4.1 - Obtenção das Ligas

As análises químicas feitas através do equipamento de espectrometria óptica são apresentadas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química das ligas ternárias utilizadas neste trabalho.

LIGAS	Si	Fe	Mg	Cu	Ti	B	Al
6101	0,4117	0,1652	0,5871	0,0013	0,0029	0,0011	98,56
Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu	0,48 50	0,13 29	0,58 35	0,05 02	0,00 12	0,00 15	98, 46
Al-0,6Mg-0,4Si-0,3Cu	0,46 33	0,19 76	0,54 25	0,34 46	0,00 25	0,00 05	98, 18

Observa-se que os teores de silício e cobre ficaram dentro do estabelecido que era 0,4%Si e 0,05 e 0,3%Cu respectivamente, enquanto que, o magnésio apesar de não ter atingido os 0,6%Mg, foi considerado satisfatório por ter ficado bem próximo do estipulado e por se tratarem de ligas bastantes diluídas.

4.2. Caracterização das Ligas Utilizando Corpos de Prova do Molde Unidirecional

O aparato de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente através da parede metálica, promovendo a solidificação em uma única direção e horizontalmente.

4.2.1 - Caracterização Térmica das Ligas

Para que os embriões da fase sólida, que podem surgir em meio à fase líquida, possam sobreviver na fase líquida sob a forma de núcleos estáveis, torna-se

termodinamicamente necessário que a fase líquida esteja a uma temperatura inferior à temperatura de fusão do metal. Em outras palavras, o líquido precisa estar submetido a um *superesfriamento térmico*, que pode ser registrado por meio de uma curva de solidificação. Além disso, tal medida se fez necessária para se ter referência da temperatura *liquidus* (T_L), e assim definir a temperatura de vazamento, bem como, servir de base para obtenção do Coeficiente de Solidificação Metal/Molde (h_i), da Velocidade de Solidificação das ligas (V_L) e da Taxa de

Resfriamento (\dot{T}). Os resultados dessa análise para as ligas em estudo encontram-se na figura 4.2.

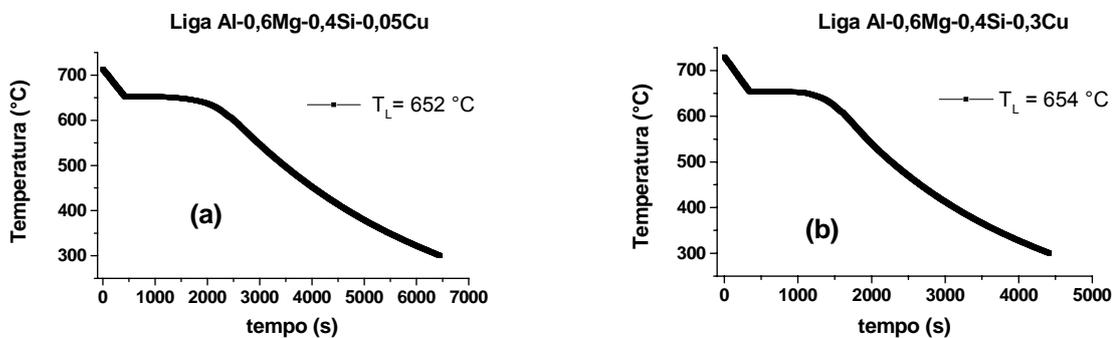


Figura 4.2 - Temperatura *liquidus* (T_L) para as ligas: (a) com 0,05%Cu, (b) com 0,3%Cu.

4.2.1.1 - Coeficiente de Transferência de Calor Metal/Molde (h_i)

De posse das temperaturas *liquidus* foram obtidos os perfis térmicos ou curvas de resfriamento das ligas em estudo, obtidas experimentalmente, por intermédio do vazamento e registro da variação da temperatura em função do tempo, utilizando-se equipamentos, sistema experimental unidirecional e procedimentos citados no capítulo 3.

Foram utilizados os perfis térmicos dos termopares a 7,5 mm da interface metal/molde no líquido e à 3mm no molde metálico para efeito de determinação dos valores de h_i através da técnica do confronto teórico-experimental de perfis térmicos.

Esta forma indireta de determinação dos coeficientes de transferência de calor metal-molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e do metal ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento assim obtidos com as curvas teóricas simuladas através de um modelo numérico de solidificação, e de preferência que tenha sido prévia e devidamente aferido.

As Figuras 4.3 e 4.4 apresentam as curvas do mapeamento experimental das temperaturas em (a) com o confronto das curvas experimentais com as curvas teóricas simuladas em (b), via computador, pelo modelo numérico [Cheung, 2003], para as ligas com 0,05%Cu e 0,3%Cu respectivamente.

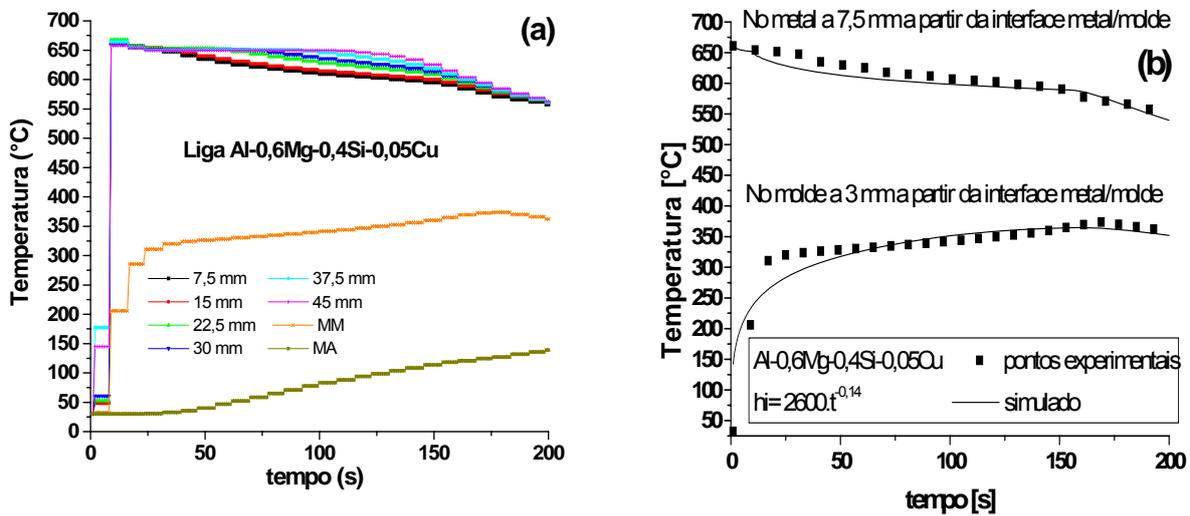


Figura 4.3 – Curvas experimentais de solidificação da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,05Cu (a), bem como, curvas do confronto teórico/experimental de perfis térmicos (b).

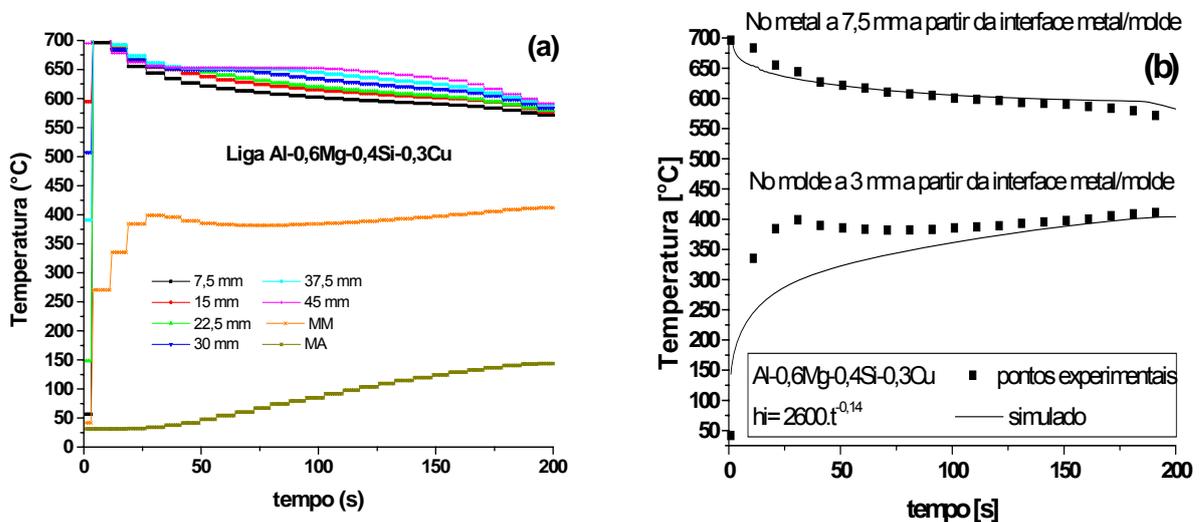


Figura 4.4 – Curvas experimentais de solidificação da liga Al-0,6Mg-0,4Si-0,3Cu (a), bem como, curvas do confronto teórico/experimental de perfis térmicos (b).

Nota-se das figuras anteriores que os valores das equações simuladas são iguais para as duas [02] ligas.

A figura 4.5 mostra que os valores de h_i foram iguais para as ligas. É possível notar também que a curva apresenta uma queda acentuada nos instantes iniciais de solidificação, principalmente nos primeiros 20 segundos.

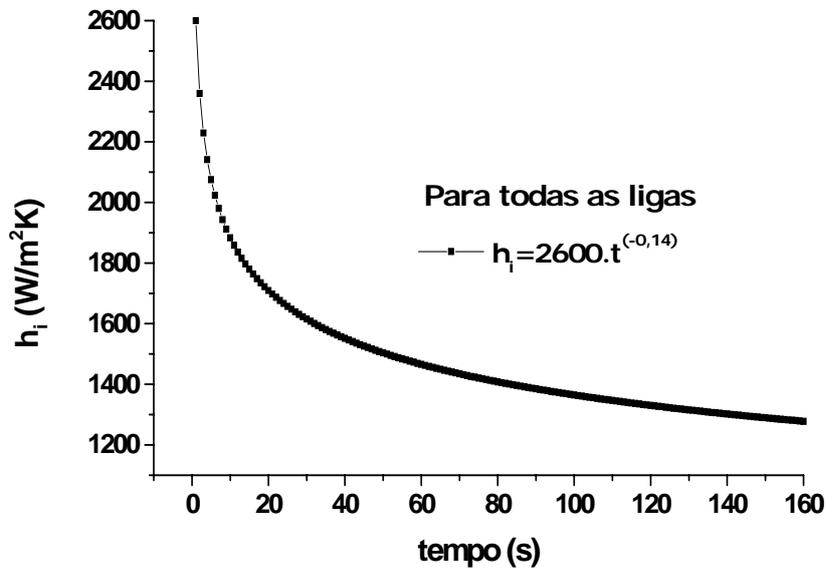


Figura 4.5 – Evolução do Coeficiente de calor metal/molde (h_i) em função do tempo para todas as ligas.

Isso aconteceu provavelmente devido às ligas serem muito diluídas e estarem sob efeito de potentes refinadores de grãos. Outra forma de interpretarmos esse resultado é o fato do cálculo do h_i ter utilizado a posição do termopar mais próxima ao molde (7,5mm) e utilizado os parâmetros termofísicos do alumínio puro.

4.2.1.2 – Determinação de Variáveis Térmicas (V_L e \dot{T})

A metodologia empregada na determinação das variáveis térmicas V_L e \dot{T} foi mostrada no item 3.5 do capítulo 3.

A comparação entre as curvas experimentais da $P=f(t)$ e $V_L=f(P)$, obtidas para as ligas é apresentada na figura 4.6. Da análise das curvas contidas na figura 4.6(a), percebe-se que a linha *liquidus*, referente ao maior teor de cobre (0,3%Cu), percorre uma distância um pouco superior que a percorrida por aquela com menor teor de cobre (0,05%Cu).

Para todos os casos analisados, as velocidades $V_L=f(P)$, foram obtidas após manipulação matemática a partir da função $P=f(t)$. O gráfico da figura 4.6(b) mostra uma pequena variação de V_L (velocidade da Interface S/L) em função dos teores de cobre estudados, favorável ao teor de 0,3% de cobre, apesar desta diferença não ser muito significativa.

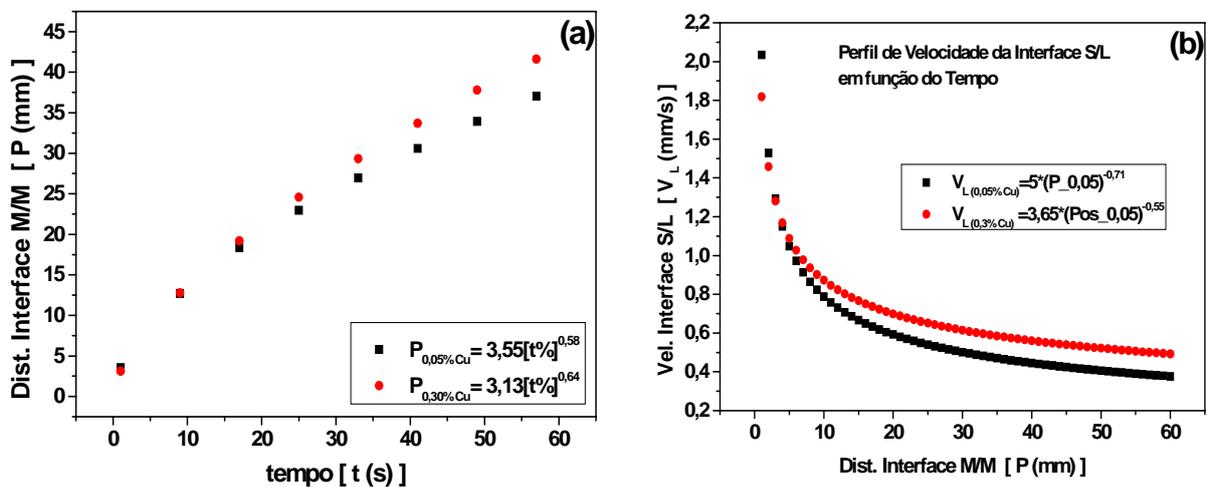


Figura 4.6 – Correlação entre as curvas experimentais: $P=f(t)$ (a) e $V_L=f(t)$ (b).

A crescente ou decrescente eficiência do contato metal/molde tende a provocar “gap’s” de ar que tendem a dificultar a transferência de calor entre o metal e o molde [Quaresma, 1999]. A Figura 4.7 abaixo ilustra a comparação de duas situações semelhantes às estudadas agora, ou seja, com alta e baixa fluidez.

Mesmo que se saiba que o cobre não apresenta a tendência de refinar o grão, fica evidente que aumenta a viscosidade do alumínio e de suas ligas [VERRAN, 2004; KIM&LOPER, 1992, 1995, 1999] e, como consequência, estas ligas não molham o molde com eficiência se caracterizando por apresentar baixa molhabilidade e deste contato mais sutil pode surgir uma camada sólida mais espessa que se contrai mais intensamente, deslocando definitivamente o metal do molde, fazendo com que o próprio metal solidificado passe atuar como uma camada

de molde auxiliar no resfriamento do metal como pode ser visto esquematicamente na figura 4.7 (a) a seguir [Garcia et al, 2006].

Em contrapartida, ligas mais fluidas tendem a apresentar alta molhabilidade do molde e deste contato mais íntimo é formada uma camada sólida mais delgada que preenche totalmente a superfície do molde e provoca um alto aquecimento desse molde. Esse alto aquecimento faz com que a formação da camada sólida sofra uma nucleação mais intensa e que o metal líquido demore mais a solidificar.

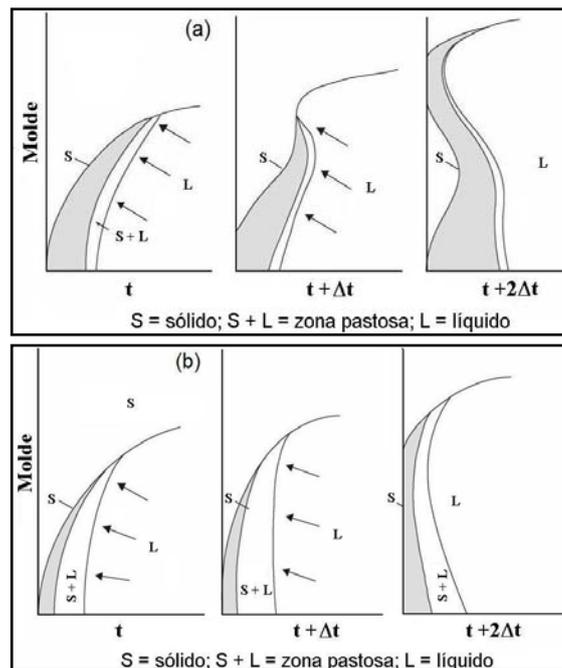


Figura 4.7 - Ilustrativo da ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto ou baixa fluidez (a) e com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez (b) [Garcia et al, 2006].

A figura 4.8 apresenta o gráfico do comportamento da taxa de resfriamento em função da posição a partir da interface metal/molde para as duas [02] ligas estudadas. Estes resultados podem ser avaliados através de dois pontos de vista: i. O primeiro, trivial, à medida que a [Tx] é medida mais afastada da interface (posição a 45 mm da interface M/M), vai diminuindo gradativamente. A consequência disto seria que o tamanho de grão sofreria modificações na forma e na dimensão não fosse o fato das ligas estarem sob forte efeito de refinadores de grão, comportamento que está sensivelmente associado à velocidade de avanço da interface M/M como pode ser observado na Figura 4.6(b) acima; e, nestes casos, os conglomerados de grãos refinados formados são maiores para a liga com 0,3%Cu do que para os formados na liga com 0,05%Cu; ii. O segundo, não trivial, à medida que cresce o teor de cobre na liga o contato fica mais sutil em virtude da maior

Viscosidade da liga que contribui para formação de camadas sólidas cada vez mais resistentes à pressão metalostática que tem como consequência o afastamento do metal de forma definitiva sem, no entanto, aquecer o molde que se mantém como extrator de calor, sendo este auxiliado pela camada espessa, previamente formada, mantendo maior a velocidade de isoterma *liquidus* e a taxa de solidificação quando se comparam as ligas em estudo. Pode ser dito aqui, que as paredes dos grãos que compõem os conglomerados são mais espessas para as ligas com 0,3%Cu do que a daquelas formadas para a liga com 0,05%Cu.

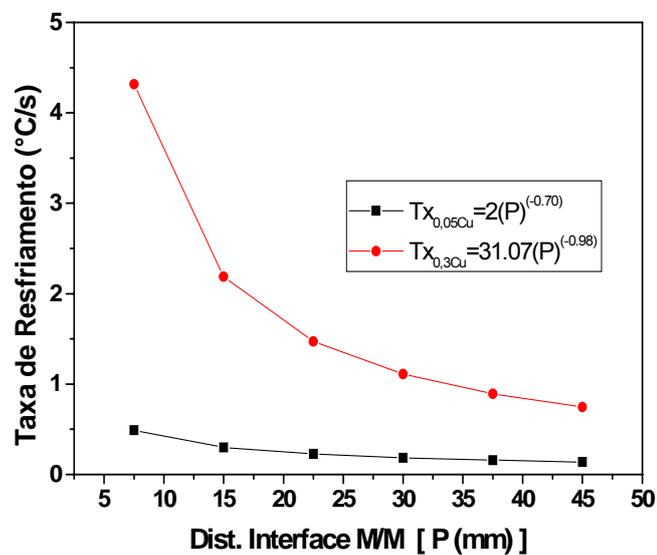


Figura 4.8 – Evolução da taxa de resfriamento e posição a partir da interface metal/molde, para as duas ligas estudadas.

4.2.2 – Caracterização Mecânica

Os resultados abaixo mostram os resultados dos ensaios de tração e da tenacidade em função da interface M/M para as ligas em estudo. Esses resultados são os apresentados na figura 4.9. Nota-se na figura do LRT, 4.9 (a), que para amostras bem junto ao molde, 7,5mm da interface metal/molde, os valores de LRT, para a liga com 0,3%Cu, sofreram grande influência pela adição de cobre. Isso provavelmente aconteceu porque os valores do limite de resistência à tração crescem com o teor de cobre, sendo este um indicativo de que o acréscimo do cobre afeta a propriedade mecânica da liga [XIAO, 2002]. Este resultado concorda com

aqueles obtidos em estudo recente que avaliou as propriedades mecânicas da liga Al-0,6Mg-0,3Cu [Feitosa, 2004].

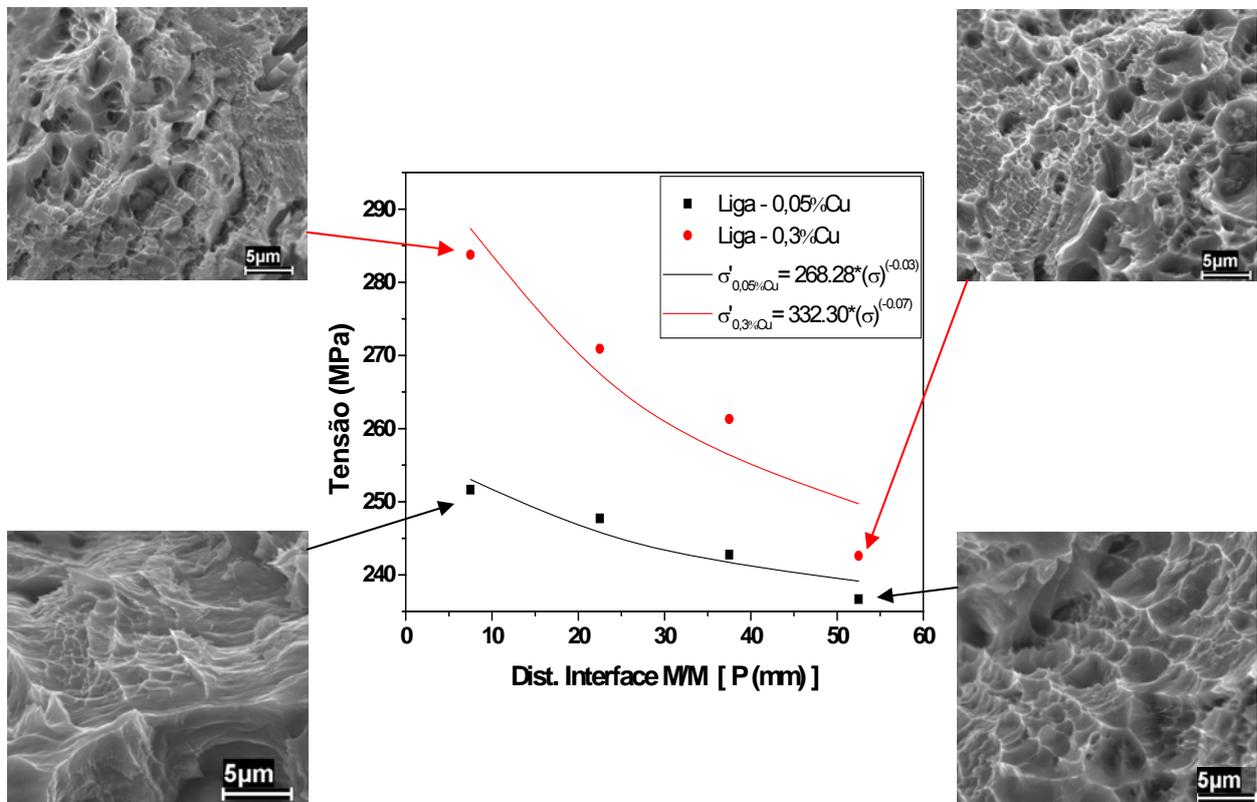


Figura 4.9 – Resultados dos ensaios de tração obtidos a partir de CP retirados das posições [7,5; 22,5; 37,5 e 52,5 mm] em relação à interface m/m juntamente com as fraturas obtidas nas posições 7,5 e 52,5 mm para cada liga.

Podemos notar ainda, que para uma mesma composição, à medida que a frente de solidificação avança, o LRT passa a sofrer interferência da rejeição de soluto sofrida pelas ligas fazendo com que seu valor decresça à medida que se distancia da interface M/M.

Outro aspecto muito interessante que parece estar associado à presença do cobre, pode ser avaliado através do aspecto da fratura. Quando são associados os resultados dos ensaios de tração para amostras próximas a interface M/M, posição 7,5 mm e amostras mais distantes da interface M/M, posições 52,5 mm numa mesma liga, é nítido que o teor de cobre aumente as microcavidades para posições mais afastadas do molde. Vale observar ainda, que amostras mais próximas ao molde apresentam grãos menores que os apresentados para amostras mais afastadas do molde e neste caso os conglomerados são mais espessos para as

ligas com 0,3%Cu do que a daquelas formadas para a liga com 0,05%Cu devido às maiores velocidades de solidificação e taxas de resfriamento.

A Figura 4.10 apresenta a evolução do módulo de tenacidade para as ligas em estudo. O módulo de tenacidade foi calculado para avaliar a ductilidade das ligas em estudo e para gerar dado que possibilitem direcionar a utilização das ligas em possíveis situações de serviço e aplicações nas quais possam sofrer tensões estáticas ou dinâmicas.

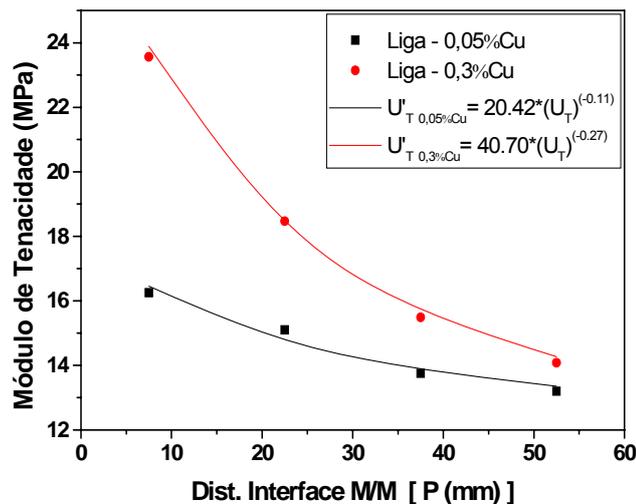


Figura 4.10 – Resultados do Módulo de Tenacidade obtidos a partir de CP retirados das posições [7,5; 22,5; 37,5 e 52,5 mm].

Pela descrição das curvas é possível verificar que o módulo de tenacidade aumenta na proporção em que é acrescido o cobre e diminui à medida que a frente de solidificação avança, indicando que a presença do Cu afeta a ductilidade do material, visto que o módulo de tenacidade é diretamente proporcional a ductilidade. Os valores dos módulos da tenacidade e os valores utilizados para os cálculos são mostrados na tabela 4.2.

Outra explicação para o desempenho mecânico dessas ligas, seria o fato de que amostras mais próximas ao molde, posições 7.5 mm, possuem grãos menores devido às altas velocidades de solidificação e taxas de resfriamento.

Vale salientar que apesar dos grãos da liga com 0,05%Cu parecerem menores, estes por sua vez possuem as paredes dos seus conglomerados de grãos mais delgadas fazendo com que eles resistam menos a esforços mecânicos em relação às ligas com 0,3Cu.

Tabela 4.2 – Valores utilizados para o cálculo do módulo de tenacidade.

Liga 6101	Ø=3,98(mm)/ Interface M/M	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_f (adimensional)	U_T (N.m/m ³)
0,05Cu	7.5 mm	251,65	249,88	0,0648	16,25
	22.5mm	247,71	246,55	0,0611	15,10
	37.5mm	242,79	240,44	0,0569	13,75
	52.5mm	236,68	235,68	0,0559	13,20
0,3Cu	7.5 mm	283,78	279,87	0,0836	23,56
	22.5mm	270,90	268,29	0,0685	18,47
	37.5mm	261,31	259,46	0,0595	15,49
	52.5mm	242,60	239,76	0,0584	14,08

4.2.3 – Caracterização Elétrica

Os resultados das análises para a resistividade elétrica, bem como, da condutibilidade elétrica das ligas, conforme o item 3.5 do capítulo 3 são os mostrados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Resultados de Resistividade Elétrica e Condutibilidade.

Liga 6101	T (°C)	Ø=3,98(mm)/ Interface MM	Comprimento (mm)	Resistência Encontrada (mΩ)	Resistividade Corrigida (Ω.m)	Condutividade Corrigida (IACS)
0,05Cu	20,3	57,5 mm	510	1,386	0,033775	51,05
	20,3	37,5mm		1,389	0,033848	50,93
	20,3	22,5mm		1,394	0,033970	50,75
	20,3	7,5mm		1,405	0,034238	50,36
0,3Cu	20,7	57,5 mm	510	0,852	0,028579	60,33
	20,8	37,5mm		0,860	0,028837	59,79
	20,5	22,5mm		0,873	0,029303	58,84
	20,6	7,5mm		0,901	0,030233	57,03

A Figura 4.11(a) mostra o gráfico da resistência elétrica encontrada nas amostras, juntamente com as equações representativas dessas curvas.

Pelos resultados da condutividade elétrica, figura 4,11(b) das ligas estudadas observa-se que a liga com adição de 0,3% de cobre apresenta valores superiores, indicando que maiores teores de cobre, melhoraram a condutividade elétrica da liga.

A constatação da condutividade elétrica de 60,33% IACS, para a liga com teor de 0,3%Cu e 52,5mm da interface M/M, apresentar um valor superior ao normativo de 52,50% IACS segundo a norma NBR 6814, condiz com resultados que apontam para o acréscimo da resistividade elétrica em função do acréscimo da concentração de cobre no contorno do grão [ÓLAFSSON, 2001], influenciado pela maior rejeição de soluto ao longo da interface metal molde.

O fato de que a parede dos grãos conglomerados serem mais espessos para a liga com 0,3%Cu faz com que esta liga resista menos à passagem de corrente elétrica e, por conseguinte, tenha uma maior condutividade elétrica quando comparada a liga com 0,05%Cu.

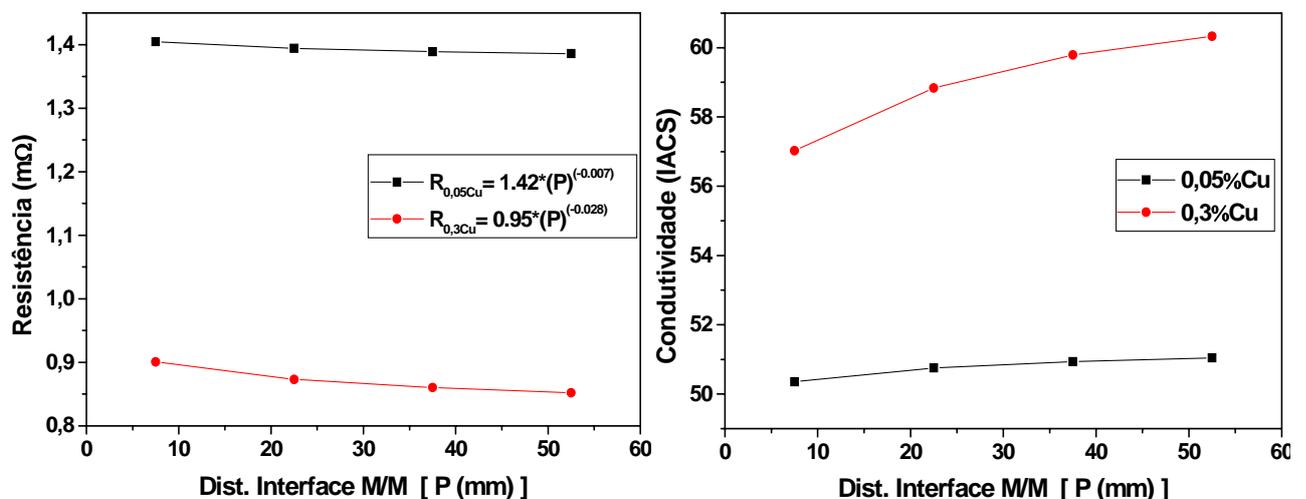


Figura 4.11 – Gráfico de propriedades elétricas em função da distância da interface M/M. (a) Resistência elétrica e (b) Condutividade elétrica.

4.3. Caracterização das Ligas Utilizando Corpos de Prova do Molde “U”

A preocupação sobre as variáveis do processo de conformação da liga metálica tais como, a avaliação da resistência a tração, da tenacidade e da resistividade e condutividade elétrica, para corpos de prova como deformado,

possibilitou a criação do molde em “U”. Essas variáveis foram obtidas conforme está demonstrado a seguir.

Para o molde em “U” houve adicionalmente a avaliação de mais duas ligas sendo a Al-0,6Mg-0,4Si-0,1Cu e Al-0,6Mg-0,4Si-0,2Cu.

4.3.1. Caracterização Mecânica

Os resultados da taxa de deformação, dos ensaios de tração e da tenacidade são mostrados em função do teor de cobre na liga e em função dos diâmetros obtidos para esse tipo de molde. Para essa análise foram utilizados apenas as ligas com 0,05%Cu e 0,3%Cu.

Na Figura 4.12 temos a evolução da taxa de deformação em função dos diâmetros estudados com suas respectivas micrografias. Observamos que a liga 0,05%Cu suportou todas as reduções de diâmetros estudadas e ao se comparar às espessuras das paredes das microcavidades, para diâmetros maiores, verifica-se que a sua espessura nas ligas muda consideravelmente, tendo uma tendência de diminuir conforme a liga vai sofrendo deformação. E em relação à trabalhabilidade, verificou-se que conforme vai se diminuindo o diâmetro, as microcavidades apresentam paredes mais delgadas e conseqüentemente *dimples* menores.

Na Figura 4.13, observamos que a liga 0,3%Cu não suportou a deformação até o diâmetro de 2,90mm e a espessura das paredes das microcavidades tendem a diminuir ao longo da deformação, obedecendo a mesma tendência mostrada pela liga com 0,05%Cu de diâmetros menores que apresenta as paredes das microcavidades mais delgadas e conseqüentemente *dimples* menores.

Nota-se na Figura 4.14, que em todos os diâmetros analisados o LRT tende a aumentar conforme vai mudando o teor de cobre, sendo este um indicativo de que o acréscimo do cobre afeta a propriedade mecânica da liga [XIAO, 2002].

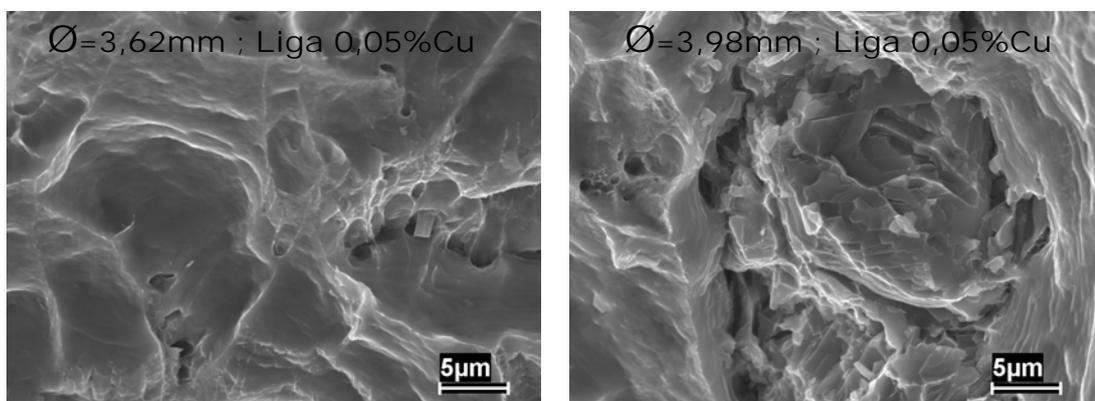
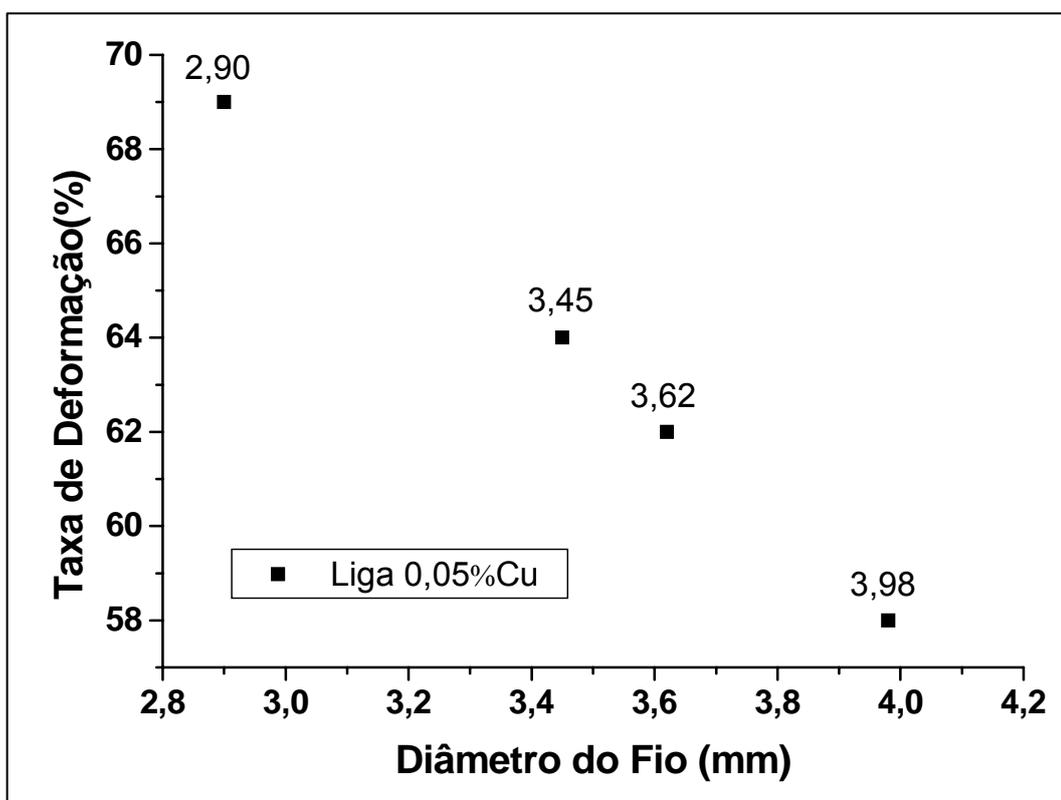
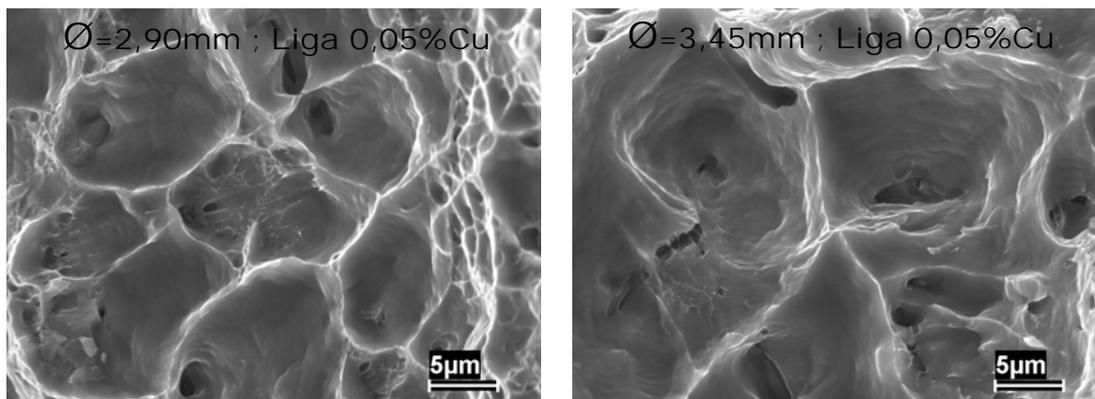


Figura 4.12 - Taxa de Deformação pelo diâmetro da liga 0,05%Cu com as micrografias em cada diâmetro.

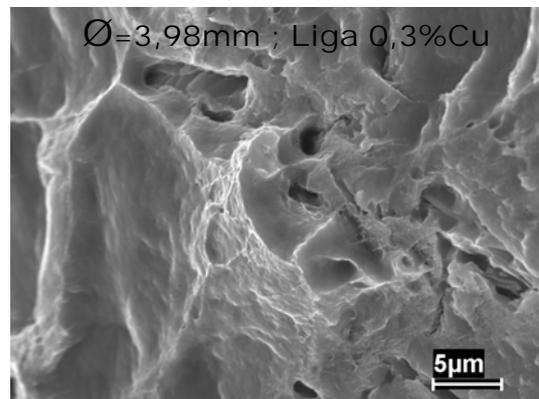
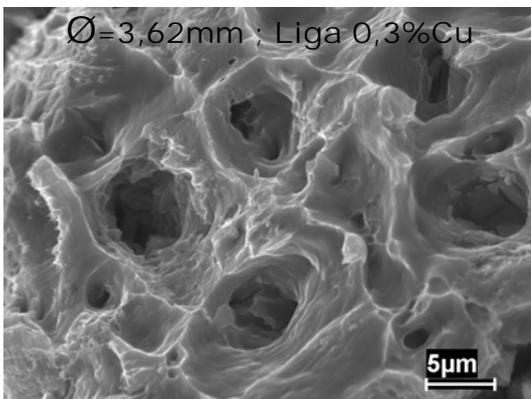
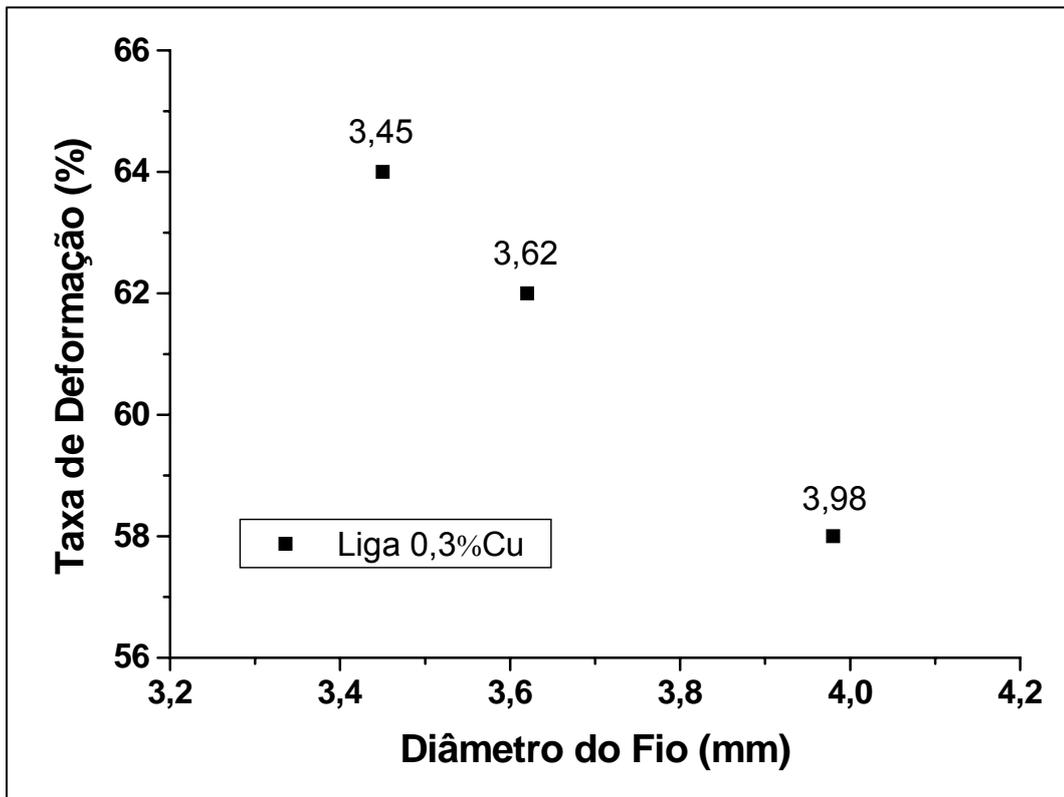
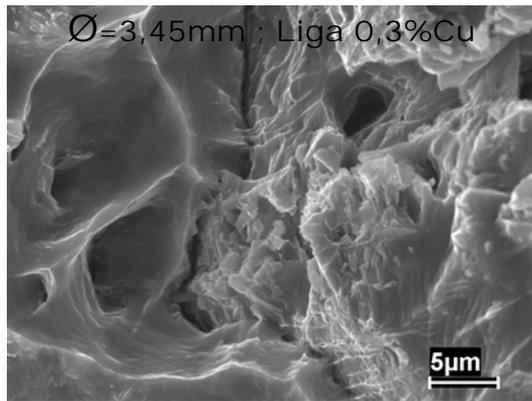


Figura 4.13 - Taxa de Deformação pelo diâmetro da liga 0,3%Cu com as micrografias em cada diâmetro.

Quando analisamos o LRT em função do diâmetro dos fios, observamos que este influencia significativamente seus resultados, sendo que para os teores de 0,2%Cu e 0,3%Cu não foi possível trefilar os corpos de prova até o diâmetro 2,90mm. O LRT tende a ser maior para diâmetros menores e essa diferença permanece à medida que é adicionado cobre na liga.

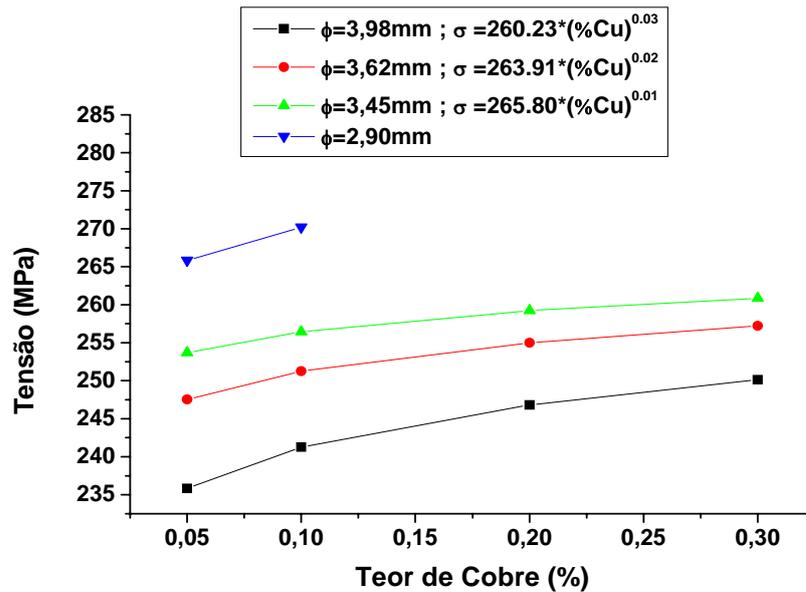


Figura 4.14 – Resultados dos ensaios de tração para amostras do molde em “U”.

A Figura 4.15 apresenta a evolução do módulo de tenacidade para as ligas em estudo. O módulo de tenacidade foi calculado para avaliar a ductilidade das ligas e para gerar dados que possibilitem direcionar a utilização das ligas em possíveis situações de serviço e aplicações nas quais possam sofrer tensões estáticas ou dinâmicas.

Pela descrição das curvas é possível verificar que o módulo de tenacidade diminui na proporção em que é acrescido o cobre, comprovando que a presença do Cu afeta a ductilidade do material, visto que o módulo de tenacidade é diretamente proporcional à ductilidade. Estudo realizado no binário alumínio e cobre [Feitosa, 2004], evidenciou comportamento semelhante ao obtido pelo pseudo-ternário alumínio, magnésio e silício com adição de cobre, indicando um decréscimo no nível de resistência que o material pode suportar e, conseqüentemente, na capacidade do material resistir à deformação.

Outra forma de interpretarmos os resultados diz respeito ao encruamento sofrido pelos menores diâmetros e o fato de esse encruamento aumenta a resistência mecânica, mas, por outro lado, diminui a ductilidade [Martinez, 2002]. Os valores dos módulos da tenacidade e os valores utilizados para os cálculos são mostrados na tabela 4.4.

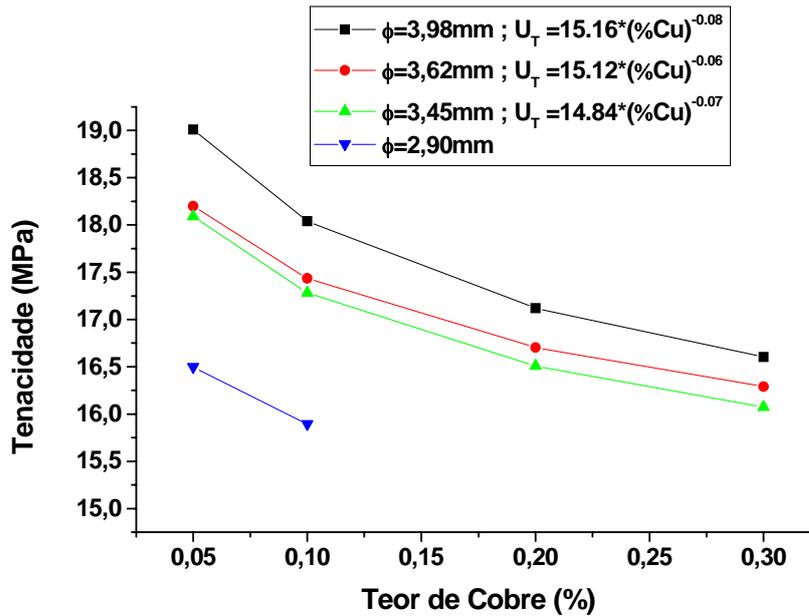


Figura 4.15 – Módulo de Tenacidade para amostras do molde em “U”

Tabela 4.4 – Valores utilizados para o cálculo do módulo de tenacidade do molde “U”.

Liga 6101	Ø (mm)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_f (adimensional)	U_T (N.m/m ³)
0,05Cu	3,98	237,04	233,96	0,0839	19,76
	3,62	249,45	246,06	0,0770	19,07
	3,45	255,99	252,44	0,0753	19,14
	2,90	281,08	276,86	0,0635	17,71
0,1Cu	3,98	239,69	235,35	0,0717	17,03
	3,62	247,69	243,64	0,0660	16,21
	3,45	251,85	247,95	0,0633	15,81
	2,90	267,46	264,17	0,0544	14,46
0,2Cu	3,98	245,68	241,78	0,0692	16,86
	3,62	256,12	251,98	0,0650	16,51
	3,45	261,58	257,33	0,0630	16,34
0,3Cu	3,98	251,67	248,26	0,0687	17,17
	3,62	257,73	253,64	0,0661	16,90
	3,45	260,87	256,41	0,0648	16,76

4.3.2 - Caracterização Elétrica das Ligas

Os resultados das análises para a resistividade elétrica, bem como, da condutibilidade elétrica das ligas, conforme o item 3.5 são os mostrados na tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Resultados de Resistividade Elétrica e Condutibilidade.

Liga	T (°C)	Ø (mm)	Comprimento (mm)	Resistência Lida (mΩ)	Resistividade Corrigida (Ω.m)	Condutividade Corrigida (IACS)
0,05%Cu	22	3,98	1000	2,714	0,03237	53,25
	21,6	3,62		3,255	0,03228	53,41
	22,1	3,45		3,570	0,03218	53,57
	22,3	2,90		4,980	0,03196	53,94
0,1%Cu	21,1	3,98	1000	2,643	0,03275	52,64
	21,3	3,62		3,192	0,03254	52,98
	21,3	3,45		3,513	0,03241	53,2
	20,9	2,90		4,963	0,03201	53,89
0,2%Cu	20,8	3,98	1000	2,773	0,03314	52,03
	20,4	3,62		3,322	0,0328	52,56
	20,4	3,45		3,641	0,03263	52,84
0,3%Cu	20,4	3,98	1000	2,746	0,03336	51,66
	20,4	3,62		3,266	0,03296	52,31
	20,3	3,45		3,566	0,03276	52,62

A Figura 4.16(a) mostra o gráfico da resistência elétrica encontrada nas amostras, juntamente com as equações representativas dessas curvas. Observa-se que conforme vai diminuindo a seção do fio a resistência elétrica vai aumentando condizendo com a seguinte equação:

$$R = \rho \frac{L}{A} \quad (4.6)$$

onde,

R: resistência elétrica (Ω);

ρ: resistividade elétrica (Ω.m);

L: comprimento do fio (m);

A: área da seção do fio (m²).

A figura 4.16(b) mostra uma grande dispersão das curvas de condutibilidade elétrica para os teores de cobre estudados. Nota-se que à medida que o teor de cobre na liga aumenta há uma diminuição dos valores de condutibilidade elétrica.

Para todas as composições conforme o diâmetro do fio diminui há uma maior condutibilidade elétrica. Vale observar que somente os diâmetros 3,45 mm e 2,90 mm para a liga com 0,2%Cu, e o diâmetro 2,90 mm para a liga com 0,3%Cu não atingiram os valores estipulados pela norma NBR 6814 para fios liga.

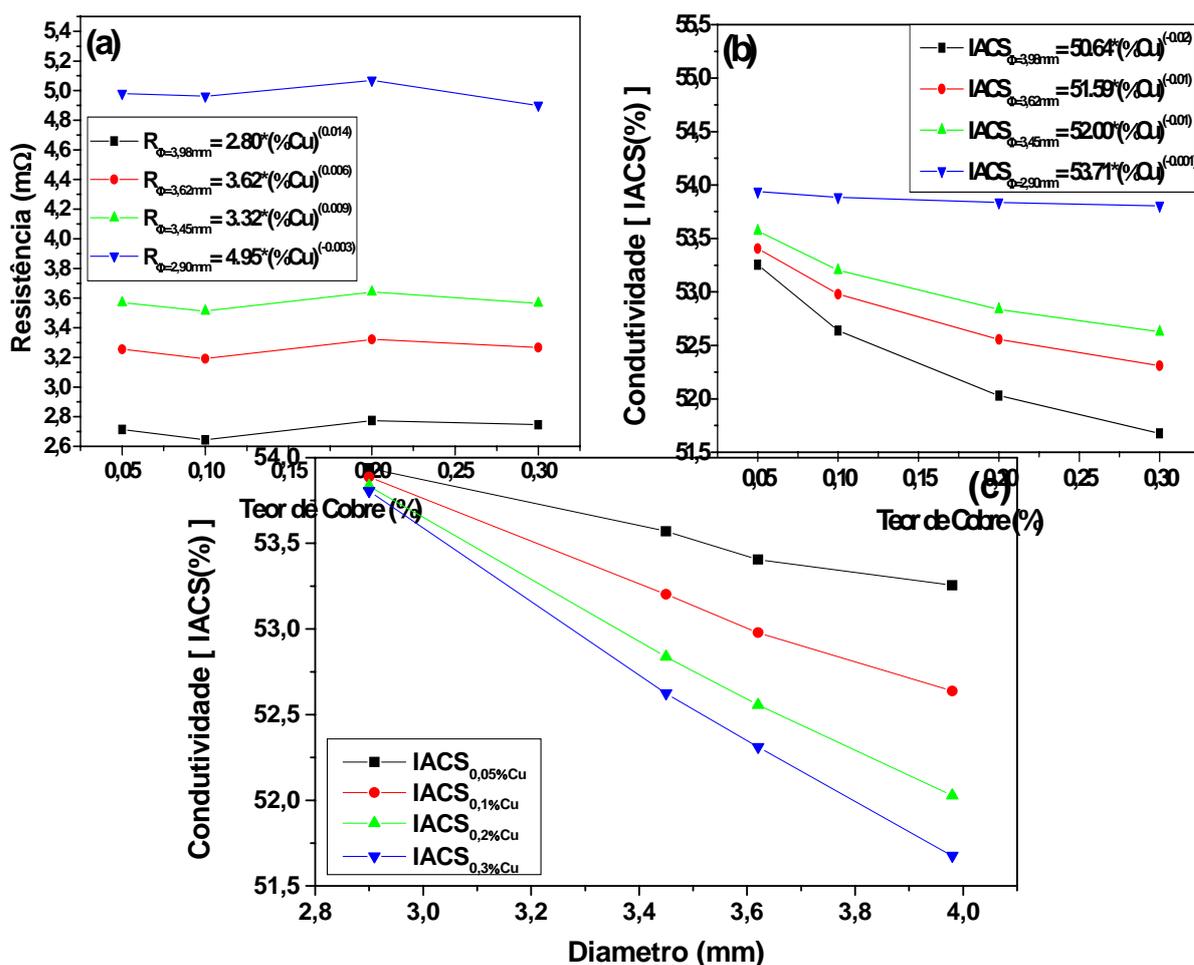


Figura 4.16 – Resistência Elétrica (a), Condutibilidade Elétrica (b) e Condutibilidade Elétrica em função do diâmetro (c).

CAPÍTULO 5

CONCLUSÃO E SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusão

Este trabalho objetivou estudar a influência que a variação do teor de cobre causou nas ligas do sistema ternário Al-Mg-Si, utilizando molde unidirecional e molde em “U”. Baseando-se nos resultados obtidos, chegou-se às seguintes conclusões:

5.1.1. Para a Solidificação Unidirecional Horizontal

- Os valores de h_i para todas as ligas são iguais, além de apresentarem uma queda acentuada nos instantes iniciais de solidificação, principalmente nos primeiros 10 segundos. Isso se deve provavelmente à maneira como se dá o contato entre o metal e o molde nos momentos iniciais da solidificação. O cobre por provocar aumento na viscosidade do alumínio e suas ligas tende a contribuir para tornar o contato metal/molde menos íntimo.
- A molhabilidade, avaliada via velocidade de solidificação e taxa de resfriamento, se apresenta menos eficiente à medida que o teor de cobre aumenta e desta eficiência pode surgir uma camada sólida espessa que se contrai mais intensamente, afastando definitivamente o metal do molde, desta forma o próprio metal solidificado passa a atuar como uma camada de molde auxiliar no resfriamento do metal, que distingue o teor de 0,3%Cu que possui a maior velocidade de solidificação e taxa de resfriamento.
- Para amostras bem junto ao molde, a 7,5mm da interface metal/molde, os valores de LRT sofreram grande influência da adição de cobre em relação as amostras mais afastadas do molde, o que provavelmente aconteceu porque os

valores do limite de resistência à tração crescem com o teor de cobre e diminuem com a rejeição de soluto ao longo do processo de solidificação, sendo este um indicativo de que o acréscimo do cobre afeta as propriedades mecânicas da liga.

- Pelos resultados dos valores de condutividade elétrica, das ligas estudadas, observou-se que a liga com adição de 0,3% de cobre apresenta valores superiores, indicando que maiores teores de cobre melhoram a condutividade elétrica da liga. É provável que o modo de solidificação envolvendo parâmetros que atuaram de modo unidirecional tenham contribuído para isto.

5.1.2. Para a Solidificação no Molde em “U”

- A análise do LRT em função dos diâmetros dos fios mostrou que estes influenciam significativamente os resultados, sendo o LRT para o diâmetro 2,90 mm maior do que para o diâmetro 3,98 mm e essa diferença permanece à medida que é adicionado cobre na liga.

- Outra forma de interpretarmos os resultados do LRT para o molde em “U”, diz respeito ao encruamento sofrido pelos fios e o fato desses encruamentos aumentarem a resistência mecânica e conseqüentemente diminuírem a trabalhabilidade.

- Um fato curioso é o constatado quanto à condutividade elétrica, que neste caso diminui com a adição de cobre. Este comportamento permite interpretar que as ligas com variação no teor de cobre, quando não sujeito a ação da solidificação unidirecional, são menos condutores de corrente elétrica.

- Os resultados apontam também que a trabalhabilidade da liga diminui com o aumento do teor de cobre, pois não foi possível submeter às ligas com 0,2%Cu e 0,3%Cu à taxa de deformação de 69%.

5.2. Sugestão para Trabalhos Futuros

Com base no presente trabalho, sugerem-se os seguintes temas para trabalhos futuros:

1 - Avaliar a influência de tratamentos térmicos, tais como: solubilização, envelhecimento natural e envelhecimento artificial, nas propriedades mecânicas e elétricas das ligas aqui estudadas.

2 - Investigar a influencia do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) nas propriedades elétricas das ligas aqui estudadas e verificar a variação da condutividade elétrica com a microestrutura.

3 – Correlacionar os parâmetros térmicos, mecânicos e elétricos das ligas com e sem refinador de grão.

4 – Estudar a influência dos elementos considerados traços na liga 6101, como por exemplo, o ferro.

REFERÊNCIAS

ALTENPOH, DIETRICH L, *Aluminum von innen*, Aluminum-Verlag, Düsseldorf, 1994.

ALVES, J. D. C.; *Influência da Espessura e do Material do Molde sobre os Coeficientes de Transferência de Calor nas Interfaces Molde-Ambiente e Metal-Molde durante a Solidificação Unidirecional da Liga Al-10%Cu*. 2002. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Belém, 2002.

ASM, *Aluminum and aluminum alloys*; ASM Specialty Handbook, The Materials Information Society, pp.706-730, 1998.

CHEUNG, N. *Simulação Numérica de Tratamento Superficial por Refusão a Laser: Interação Radiação Laser-Matéria e Solidificação*. 2003. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

DAVIES, V. L.; “*Heat Transfer in Gravity Die Castings*”. British Foundryman, V. 73, p. 331-334, (1980).

FEITOSA, J. P. et al. *Efeito da trabalhabilidade na estrutura das ligas Al-1,88%Cu, Al-2,69%Cu e Al-3,21%Cu laminadas*: In Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 3º, 2005, Joinville. Anais. Belém, UFSC, 2005. p.14-16.

FEITOSA, J. P; SANTOS, E. D C. *Avaliação da trabalhabilidade da liga Al-Mg-Cu em função da variação do teor do cobre após laminação a frio*. 2004. Monografia (Especialista em Tecnologia Mineral e Metalúrgica) – Universidade Federal do Pará, Marabá, 2004.

GARCIA, A.; CHEUNG, N. e QUARESMA, J. M. V. *The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al-Cu ingots*. Journal of Alloys and Compounds, 428 (2006) 130–138.

GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*, Editora da Unicamp, Campinas, 2001.

GARCIA, A., SPIM, J., SANTOS, C. A. *Ensaios dos Materiais*, 1ª Ed., Livros Técnicos e Científicos Editora, Campinas, p. 69 – 77, 2000.

GAVGALI, M.; AKSAKAL, B. *Effects of various homogenization treatments on the hot workability of ingot aluminum alloy AA 2014*. Materials Science & Engineering A. V 254, p. 189-199, may. 1998.

HATCH, J.E. *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, ASM, Metals Park, USA, 1990.

HO, K. & PEHLKE, R.D., "*Mechanisms of Heat Transfer at a Metal-Mold Interface*", AFS Transactions, V.92, p. 587-598, (1984).

HO, K. & PEHLKE, R.D., "*Metal-Mold Interfacial Heat Transfer*", Metallurgical Transactions B, V.16B, 585-594, Sept (1985).

HUANG, H., et al ; "*Modeling the Variation of the Air Gap Heat Transfer Coefficient in Shaped Castings*", The Minerals, Metals & Materials Society, p. 65-70, (1991).

KIM, J. M. e LOPER, D. R. Jr. *Effect of Solidification Mechanism on Fluidity of Al-Si Casting Alloys*. AFS Transaction, n° 95, pp.521-529, 1995.

KIM, J. M. e LOPER, D. R. Jr. *A Influência da Solidificação sobre a Fluidez das Ligas de Alumínio-Silício*. Fundação e Serviços, n° 75, pp.14-28, março, 1999.

KRISHNAN, M.; SHARMA, D. G. R.; "*Determination of the Interfacial Heat Transfer Coefficients h in Unidirectional Heat Flow by Beck's Non Linear Estimation Procedure*"; Int. Comm. Heat Mass Transfer; V. 23, n. 2, p. 203-214, (1996).

LOPER, D. R. Jr. *Fluidity of aluminum-silicon casting alloys*. Trans. Amer. Foundrym. Soc. n° 100, pp.533-538, 1992.

MARTIN, J.W. *Precipitation Hardening*, Pergamon Press, Oxford, UK, 1968, first edition.

MARTINEZ, GUSTAVO ARISTIDES SANTANA. *Trefilação do Alumínio e suas ligas*. Barcarena: 2002. 16p. Trabalho não publicado.

NISHIDA, Y.; MATSUBARA, H. "*Effect of Pressure on Heat Transfer at the Metal Mould- Casting Interface*"; British Foundryman, p. 274-278, (1976).

OKAMOTO, T; KISHITAKE, K. *Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys*. Journal of Crystal Growth, v. 29, 1975, pp. 137-146.

ÓLAFSSON, P.; SANDSTRÖM, R. *Calculations of electrical resistivity for Al-Cu and Al-Mg-Si alloys*. Materials Science and Technology. v.17, p.655-662, jun.2001.

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

PETTERSEN, K. et al. *Desenvolvimento de uma liga de Mg para uso em transmissão automática*. Fundação e Serviços. Tradução de Themistocles Rodrigues Júnior.n.15, p. 22-63, nov.2004.

PRATES, M.; BILONI, H. *"Variables Affecting the Nature of Chill-Zone "*, Metallurgical Transactions, V. 3, p. 1501-1510, (1972).

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

QUARESMA, J. M. V. *Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica*. Tese (Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1999.

QUARESMA, J. M. V. ; SANTOS, C. A.; SPIM JR., J. A. & GARCIA, A – *Medidas dos Coeficientes de Transferência de Calor Metal-Molde na Solidificação de Metais e Ligas*, Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência Térmicas – ENCIT., V 1, PP. 615-620, 1998.

QUARESMA, J. M. V. ; SANTOS, C. A.; SPIM JR., J. A. & GARCIA, A – *A Transferência de Calor na Interface Metal-Molde na Fundição de Metais* , Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica do Norte-Nordeste – V CEM-NNE 98, v. pp. 9-16, 1998.

QUARESMA, J. M. V. ; SANTOS, C. A.; SPIM JR., J. A. & GARCIA, A.- *Influência do Material e da Espessura da Parede do Molde nos Coeficientes de Transferência de Calor nas Interfaces Metal-Molde e Molde –Ambiente* , CD do II Congresso

Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais- ABM 97, São Paulo – SP, 1997.

SÁ, F. A. *Influência das Variáveis de Solidificação Transitória no Surgimento e Evolução dos Espaçamentos Dendríticos Terciários*. 2004. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004

SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V. ; GARCIA, A. *Determination of transient interfacial heat transfer coefficients in chill mold castings*, Journal of Alloys and Compounds, v. 319, 2001, pp 174-186.

SANTOS, N. S. *Simulações Física e Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo Rotativo*. 2005. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2005.

SPIM J. A. AND GARCIA A., *A modified network approach for modeling solidification of complex-shaped domains*, Numerical Heat Transfer-B, v. 38, 2000, pp. 75-92.

SPIM J. A. AND GARCIA A. *Numerical analysis of solidification of complexes bodies: coupling of mesh elements of different geometries*, Materials Science and Engineering. A, v. 277, 2000, pp. 198-205.

VERRAN, G. O., PALOSHI Jr. J. e ARAUJO NETO, E. *Método Alternativo para Medição do índice de Fluidez de Ligas de Al em Coquilhas*. Fundição e Serviços, n° 134, pp.70-79, fevereiro, 2004.

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. [Medeiros, 1979; Viskanta, 1988; Poirer, 1994

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.