



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

OSCARINA DA SILVA PASSOS

**CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DA LIGA DILUIDA AL-
Si-Cu-Fe SOLIDIFICADA UNIDIRECIONALMENTE**

Belém – Pará – Brasil
Dezembro 2007

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

OSCARINA DA SILVA PASSOS

CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DA LIGA DILUIDA AL-Si-Cu-Fe SOLIDIFICADA UNIDIRECIONALMENTE

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

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

Belém – Pará – Brasil
Dezembro 2007

| P289c Passos, Oscarina da Silva

Caracterização macro e microestrutural da liga diluída Al-Si-Cu-Fe solidificada unidirecionalmente/Oscarina da Silva Passos; orientador, José Maria do Vale Quaresma.- 2007.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2007.

1.Metalografia . 2. Solidificação.3. Ligas de alumínio. I. Título.

CDD – 22. ed. 669.95

OSCARINA DA SILVA PASSOS

CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DA LIGA DILUIDA AL-Si-Cu-Fe SOLIDIFICADA UNIDIRECIONALMENTE

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

Belém-Pará, 12 de Dezembro de 2007.

BANCA EXAMINADORA:

Orientador Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma
Universidade Federal do Pará

Prof. Dra. Maria Clara Ierardi
UNICAMP - FEM - DEMA

Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho
Universidade Federal do Pará

Prof. Dr. Hilton Túlio Costi
Museu Paraense Emílio Goeldi

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, ao meu amado esposo e grande companheiro João Bosco de Andrade Lobo, pela sua orientação e paciência, aos meus queridos filhos Priscila Passos Souza e Paulo José Passos Souza, aos meus pais Ubirajara Passos e Sydnéa da Silva Passos e a minha irmã Odila da Silva Passos Ventura. Com muito amor e carinho.

AGRADECIMENTOS

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

Ao meu esposo e aos meus filhos pelo apoio e compreensão e, sobretudo, pelo amor a mim dedicado durante o desenvolvimento deste trabalho.

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

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

A Prof. Dra. Carmem Gilda Tavares pela disponibilidade e carinho dado em todos momentos.

A todos amigos integrantes da Comunidade Católica Shalom de Belém.

Ao Coordenador Prof. Ph. D. Manoel Fernandes Martins Nogueira e Vice-Coordenador Prof. Dr. Daniel Onofre de Almeida Cruz do Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará.

A Universidade Federal do Pará.

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

Ao Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais (GPEMAT) da UFPA, em especial ao Johnyson P. Feitosa, Washington L. R. Santos, Manoelson Pereira das Mercês, Aline Emanuelle Moreira Albuquerque.

A ALUBAR pelo apoio técnico.

“Minha alma glorifica ao Senhor,
meu espírito exulta de alegria em
Deus , meu Salvador, porque
olhou para sua pobre serva.”

(Lucas 1, 46 -48)

SUMÁRIO

Capítulo 1

1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Considerações Iniciais	1
1.2. Objetivos	3

Capítulo 2

2. Revisão Bibliográfica	5
2.1. Classificação das Ligas de Alumínio	5
2.2. Processamento e Aplicações das Ligas da Série 6xxx	5
2.3. Elementos de Liga	6
2.4. Variáveis Térmicas de Solidificação	8
2.5. Solidificação Unidirecional Horizontal	11
2.6. Macroestruturas	12
2.7. Estruturas Características de Solidificação	13
2.8. Microestruturas	16
2.9. Influência dos Elementos de Liga na Viscosidade do Alumínio e Variação do Cobre Versus Silício na Fluidez do Alumínio.	18

Capítulo 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS	21
3.1. Dimensionamento da Câmara de Vazamento do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal.	22
3.2. Equipamentos para Obtenção de Dados do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal.	23

3.3. Caracterização de Ligas.	23
3.4. Elaboração das Ligas de Alumínio para Fundição.	25
3.5. Fabricação dos Corpos de Prova.	26
3.6. Procedimentos para Obtenção dos Tempos de Passagem das Isotermas por Posições Específicas para o Sistema Unidirecional.	28
3.7. Determinação da Taxa de Resfriamento (\dot{T}).	29
3.8. Corpos de Prova.	30
3.9. Lixamento Manual e Polimento.	31
3.10. Ataque Químico nas Superfícies dos Corpos de Prova (CP), para Caracterização Macroestrutural.	32
3.11. Medidas do Tamanho dos Grãos.	33
3.12. Preparação das Superfícies para Caracterização Microscópica.	34
3.13. Contagem dos Espaçamentos Dendriticos (EDS).	34
Capítulo 4	
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	36
4.1. Composição Química das ligas de Al 0,4%Si(0,05 e 0,3)%Cu e 0,8%Si(0,05 e 0,3)%Cu.	36
4.2. Curvas de Resfriamento das Ligas	36
4.3. Parâmetros Térmicos da Solidificação das Ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.	38
4.4. Parâmetros Estruturais das Ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.	44
Capítulo 5	
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS.	51
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	53

LISTA DE TABELAS

Capítulo 2

Tabela 2.1. Classificação da liga de alumínio para fundição	5
---	---

Capítulo 3

Tabela 3.1. Faixas Admissíveis das Ligas AA 6101 e 6201	25
---	----

Capítulo 4

Tabela 4.1. Composição química das ligas de alumínio 0,4%Si(0.05 e 0.3)%Cu; 0,8%Si(0.05 e 0.3)%Cu.	36
---	----

Capítulo 5

Tabela 5.1. Síntese dos Dados das Ligas LA45 e LA43.	52
--	----

Tabela 5.2. Síntese dos Dados das Ligas LA85 e LA83.	52
--	----

LISTA DE FIGURAS

Capítulo 2

- Figura 2.1. Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (Garcia, 2001). 8
- Figura 2.2. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (QUARESMA, 1999). 10
- Figura 2.3. Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal (GOULART, 2005). 11
- Figura 2.4. Representação Esquemática das Zonas Macroestruturais possíveis (PRATES, 1978). 13
- Figura 2.5. Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar (Garcia 2000). 14
- Figura 2.6. Macroestrutura com transição colunar/equiaxial (GARCIA,2001). 15
- Figura 2.7. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; GL – gradiente térmico à frente da interface; VL – velocidade da interface; e C_0 – concentração de soluto (GARCIA, 2001). 16
- Figura 2.8. Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2), (ROCHA, 1995). 17
- Figura 2.9. a) Influência dos elementos de liga na viscosidade do alumínio (VERRAN, 2004); b) variação do cobre versos silício na fluidez do alumínio, (KIM et al, 1995). 18

Figura 2.10. Ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto ou baixa fluidez (GARCIA et al, 2006).	19
Figura 2.11. Ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez (GARCIA et al, 2006).	20
Capítulo 3	
Figura 3.1. Forma esquemática do fluxograma.	21
Figura 3.2. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde, adaptação da figura Quaresma (QUARESMA, 1999): vista superior e lateral da câmara de vazamento.	22
Figura 3.3. Termopares tipo “K”, utilizados para a coleta dos dados térmicos (a); equipamentos de aquisição de dados (b).	23
Figura 3.4. Diagrama de fases do sistema Al–Si (ROOY, 1992), [a]; Seqüência esquemática para confirmação da liga (Peres, 2002), [b].	24
Figura 3.5 - Curva experimental de resfriamento da liga analisada.	25
Figura 3.6. a) Retirada do cadinho do forno com o metal fundido; b) injeção do gás argônio no cadinho; c) introdução do termopar no metal líquido.	26
Figura 3.7. Vazamento da liga e posicionamento dos termopares (7,5mm; 15,0mm; 22,5mm; 30,0mm; 37,5mm e 45,0mm) na câmara.	27
Figura 3.8. Vazamento da amostra testemunho.	28
Figura 3.9. Espectrômetro de massa(a); leitura na amostra testemunho (b).	28

Figura 3.10. Desenho esquemático representando o sistema de aquisição de dados para construção dos perfis térmicos (CRUZ, 2004)	29
Figura 3.11. Esquemas representativos para determinação da \dot{T} na posição 45,0 mm.	30
Figura 3.12. a) Lingote obtido na solidificação unidirecional com termopares posicionados para registro de temperatura; b) obtenção do corpo de prova para análise estrutural.	31
Figura 3.13. Corpos de prova após ataque químico.	32
Figura 3.14. Método da intersecção (dos três círculos) para determinação do tamanho de grão - Software MOTIC.	34
Figura 3.15. Ilustração esquemática das medidas dos EDS (λ_2), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos (OSÓRIO, 2000).	35
Capítulo 4	
Figura 4.1. Curva de resfriamento experimental da liga LA45.	37
Figura 4.2. Temperatura de ocorrência <i>liquidus</i> na curva de resfriamento para a posição de 45mm.	37
Figura 4.3. Evolução comparativa das isothermas <i>liquidus</i> das ligas LA45 e LA43.	38
Figura 4.4. Evolução comparativa das isothermas <i>liquidus</i> das ligas de LA85 e LA83.	39
Figura 4.5. Velocidades de deslocamento das isothermas das ligas LA45 e LA43.	40
Figura 4.6. Velocidades de deslocamento das isothermas das ligas	

LA85 e LA83.	40
Figura 4.7. Velocidades das isothermas <i>liquidus</i> das ligas LA45 e LA43.	41
Figura 4.8. Velocidades das isothermas <i>liquidus</i> das ligas LA83 e LA85.	42
Figura 4.9. Evolução da taxa de resfriamento para as ligas LA45 e LA43.	43
Figura 4.10. Evolução da taxa de resfriamento para as ligas LA85 e LA83.	44
Figura 4.11. Evolução do tamanho de grão das ligas LA45 e LA43.	44
Figura 4.12. Evolução da macroestrutura no processo de solidificação da liga LA43.	45
Figura 4.13. Evolução da macroestrutura no processo de solidificação da liga LA45.	45
Figura 4.14. Evolução do tamanho de grão das ligas de LA85 e LA83.	46
Figura 4.15. Evolução da macroestrutura durante o processo de solidificação das ligas LA85.	46
Figura 4.16. Evolução da macroestrutura durante o processo de solidificação da liga LA83.	47
Figura 4.17. Correlação entre as evoluções das macroestruturas das ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.	48
Figura 4.18 a) EDS em função da posição (P) das ligas LA45 e LA 43; b) microestrutura obtida para a liga LA45 (50x); c) microestrutura obtida para a liga LA43 (50x).	49
Figura 4.19 a) EDS em função da posição (P) das ligas LA85 e LA 83; b) microestrutura obtida para a liga LA85 (50x); c) microestrutura obtida para a liga LA83 (50x).	50

SIMBOLÓGIA

SIMBOLO	SIGNIFICADO	UNID.
C_0	concentração de soluto	% em peso
G_L	gradiente de temperatura no líquido	K/m
G	tamanho de grão	mm
L	perímetro do círculo	mm
P	posição	mm
Pos	posição	mm
t	tempo	s
t_{SL}	tempo local de solidificação	s
TG	tamanho de grão	mm
T	temperatura	C
T_L	temperatura da linha <i>liquidus</i>	K
T_V	temperatura de vazamento	K
T_T	temperatura de transformação	K
\dot{T}	taxa de resfriamento	K/s
V_L	velocidade de deslocamento da isoterma liquidus	mm/s
ΔT	intervalo de solidificação em condições de equilíbrio	K
Δt	intervalo de tempo	s
ΔT	intervalo de temperatura	C
ΔT_V	superaquecimento	K
λ_1	espaçamentos dendríticos primários (EDP)	μm
λ_2	espaçamentos dendríticos secundários (EDS)	μm

SUB-ÍNDICES

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

RESUMO

A maioria dos produtos metálicos é submetida à solidificação em algum estágio de sua fabricação e, dependendo da maneira como o volume de metal líquido solidifica, uma diversidade de estrutura e característica será obtida.

O objetivo deste trabalho é estabelecer relações experimentais entre variáveis térmicas de solidificação, velocidade de solidificação e taxa de resfriamento, com a caracterização macro e microestrutural das ligas 6101/6202, partindo dos elementos base Al-Si-Cu-Mg-Fe, para elaboração de quatro ligas e tendo como referências o silício de 0,4% e 0,8% com as variações de teores de cobre 0,05% e 0,3%. As ligas foram vazadas com superaquecimento de 10% em um aparato com termopares que permite monitorar a solidificação unidirecional horizontal nas diferentes posições do lingote. As curvas experimentais de maiores teores de soluto se apresentam com melhores resultados em relação as velocidade e taxas de resfriamento. Tendo como conseqüências nas suas características estruturais, menores tamanhos de grão e também menores espaçamentos dendríticos secundários.

PALAVRAS-CHAVES: Ligas AA 6000; Solidificação; Macro e Microestrutura

ABSTRACT

The majority of metallic products are submitted to a solidification process during its production. Depending on how the metal solidifies, a characteristic structure will be obtained.

The objective of this research is the definition of the experimental relationships between the solidification thermal variables, solidification speed and cooling rate, and the related micro and macrostructures of the AA 6101/6202 alloys. The elements Al, Si, Cu, Mg and Fe were used to elaborate four alloys, labeled 0.4 and 0.8 % Si, and 0.05 and 0.3 % Cu. The alloys were poured out into the moulds with a overheating of 10%. The unidirectional solidification was tracked by thermocouples positioned at various points into the ingot. The experimental curves obtained for the higher solute contents shows the best results regarding the cooling speed and rate. The alloy shows a fine-grained metallic structures, with smaller secondary arm spacing dendrites.

Key Words: AA6000 Alloys, Solidification, Macro and Micro structure.

Capítulo 1

1. INTRODUÇÃO

1.1. Considerações Iniciais

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

O Alumínio não é ferromagnético, possui elevadas condutividades térmica e elétrica. Outra vantagem do alumínio é a sua resistência à oxidação progressiva, já que os átomos da sua superfície se combinam com o oxigênio da atmosfera, formando uma camada de óxido protetor que impede a progressão da deterioração do material. Além disso, o alumínio com determinados tratamentos e/ou elementos de liga se torna resistente à corrosão em meios mais agressivos. O alumínio também encontra aplicações em peças decorativas, graças à sua superfície brilhante e reflectiva. Quanto a variedade das ligas de alumínio, a tecnologia mundial desenvolveu, até hoje, quase um milhar de ligas de alumínio, muitas das quais permanecem em uso por suas características excepcionais. Outras, com pequenas alterações na composição ou pela adição de novos elementos, cresceram de importância, enquanto que muitas se tornaram obsoletas ante as modernas ligas desenvolvidas. A maioria das ligas de alumínio pode ser trabalhada mecanicamente até a forma desejada e também pode ser fundida por todas as técnicas existentes, podendo o rendimento destes processos variar conforme a composição das ligas.

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor. Industrialmente, a produção de componentes e produtos semi-acabados via solidificação dá-se principalmente pelos processos de lingotamento estático, lingotamento contínuo e fundição.

É na fundição dos metais que a solidificação encontra seu mais vasto ponto de aplicação. O objetivo principal da fundição é o de dar forma adequada ao metal, vertendo-o em estado líquido dentro da cavidade de um molde com a forma desejada, o que consiste essencialmente na aplicação pura e simples do princípio clássico de Arquimedes de que “o líquido toma a forma do vaso que o contém”; o próprio molde tira o calor do metal líquido provocando sua solidificação e fixando sua forma inicial.

Uma boa parte dos trabalhos que envolvem o mecanismo de solidificação de metais em moldes tem sido fundamentada em análises químicas dos fundidos e na estrutura de solidificação. Isso está diretamente ligado à dificuldade de observação direta do fenômeno de solidificação num molde de fundição. A estrutura de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação, fortemente relacionados com a modificação da interface entre o sólido e o líquido (S / L) podendo passar da forma plana, típica dos metais puros, para estruturas celulares e dendríticas. Os teores de soluto frente à interface de solidificação são aumentados devido à segregação de soluto ou do solvente, podendo implicar em uma distribuição não uniforme dos mesmos no

líquido, o que favorece a instabilidade da interface plana. Condições térmicas favoráveis e o acúmulo do teor de soluto à frente desta interface, fazem surgir um fenômeno responsável pela instabilidade da interface planar, fenômeno este conhecido como super-resfriamento constitucional. Assim, a rejeição e o acúmulo de soluto junto à interface sólido/líquido, a velocidade de solidificação (V_L), o gradiente de temperaturas (G_L) no líquido e o teor de soluto da liga, são extremamente importantes para as transições microestruturais que ocorrem a partir da interface de solidificação (Siqueira, 2002).

1.2. Objetivos

Esse trabalho objetiva estudar a evolução da solidificação nas ligas Al-Si-Cu-Mg-Fe, estabelecendo correlações entre as variáveis térmicas do processo com as características estruturais e as macro e microestruturas da solidificação resultantes.

Objetivos específicos.

1- Revisão da literatura quanto às técnicas de solidificação unidirecional desenvolvidas para regime transitório de fluxo de calor, em relação à formação da macro e microestrutura.

2- Realização de experimentos de solidificação unidirecional horizontal em condições transitórias de extração de calor, em ligas do sistema Al-Si-Cu-Mg-Fe com teores de soluto 0,4%Si(0,05 e 0,3)%Cu e 0,8%Si(0,05 e 0,3)%Cu.

3- Caracterização experimental das macro e microestruturas resultantes e quantificação dos parâmetros macroestruturais, tamanho de grão e parâmetros microestruturais, espaçamentos dendríticos secundários (EDS ou λ_2) por meio de técnicas metalográficas.

4- Correlação dos parâmetros macroestruturais experimentais.

5- Determinação das variáveis térmicas da solidificação: velocidade de resfriamento (V_L) e taxa de resfriamento (\dot{T}) junto à isoterma *liquidus*.

6- Análise da influência do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) para as ligas de alumínio 0,4%Si(0,05 e 0,3)%Cu e 0,8%Si(0,05 e 0,3)%Cu, solidificadas em regime transitório de extração de calor.

Capítulo 2

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Classificação das Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio para fundição são classificadas segundo seus elementos de ligas majoritários, através de um sistema numérico de quatro dígitos que pode ser visto na Tabela 2.1 (ROOY,1992).

Tabela 2.1. Classificação da liga de alumínio para fundição.

Série	Principais Elementos de liga	Outros elementos de liga
1xxx	Alumínio puro	
2xxx	Cu	Mg , Li
3xxx	Mn	Mg
4xxx	Si	-
5xxx	Mg	-
6xxx	Mg , Si	Fe e Cu
7xxx	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	-
9xxx	Reservado para uso futuro	-

Fonte (ROOY, 1992).

2. 2. Processamento e Aplicações das Ligas da Série 6xxx

As ligas da série 6xxx apresentam duas características que justificam o seu uso mais freqüente quando comparadas às demais ligas de alumínio: a capacidade de endurecimento por precipitação (são termicamente tratáveis) aliada à facilidade de serem deformadas à frio. Estas ligas apresentam elevada ductilidade, que permite o seu uso em operações que acarretam elevados graus de deformação,

como a laminação, trefilação e a extrusão. Por esse motivo, as ligas Al-Mg-Si representam a maior parte do volume de ligas de alumínio deformadas (RICKS,1992).

Com o objetivo de superar as limitações das ligas Al-Mg-Si para aplicações em que se exige níveis de resistência mecânica mais elevados, recentemente foram introduzidas as ligas Al-Mg-Si-Cu: 6013, 6056 e 6111, (VIVAS,1997). As ligas de alumínio da série 6xxx são utilizadas em uma ampla variedade de aplicações, desde o uso em perfis de arquitetura, como é o caso das ligas mais diluídas e conseqüentemente de menor resistência mecânica, como a 6063 e a 6060. As novas ligas Al-Mg-Si-Cu podem não só substituir as tradicionais ligas Al-Mg-Si de aplicação estrutural (como a 6061) como também podem ser usadas em várias aplicações na indústria aeronáutica ainda reservadas às ligas Al-Cu e Al-Zn-Mg. As ligas 6101 e 6201 são as mais utilizadas da série 6xxx, no fabrico de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia elétrica, almejando-se, entre outras propriedades, uma condutividade elétrica de aproximadamente 57% IACS (International Annealed Copper Standard) após tratamento térmico.

2.3. Elementos de Liga

Os elementos mais comumente encontrados nas ligas comerciais de alumínio são silício, cobre, magnésio e zinco. Todos esses elementos, com exceção do Si, apresentam valores significativos de solubilidade sólida no alumínio, e em todos os casos a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura.

As adições de elementos de liga são importantes nas ligas de fundição devido à melhoria das características de fundição, tais como aumento da fluidez e redução da fragilidade à quente e também, devido a melhoria da resistência a corrosão,

usinabilidade e soldabilidade. A busca por aprimoramentos de propriedades culminou no desenvolvimento de inúmeras ligas com as mais diversas combinações de elementos (GARCIA,2001; ROOY,1992). A seguir serão considerados alguns dos principais elementos de liga e seus efeitos, segundo Gomes (GOMES, 1976).

a) Silício

Utilizado em até 13%, é o elemento mais usado comercialmente nas ligas para fundição. Quando combinado com o magnésio pode melhorar muito a resistência mecânica, por tornar a liga tratável termicamente. As ligas de alumínio com silício apresentam um eutético com cristais de silício em forma de placas finas que contribuem fortemente para o decréscimo da ductilidade da liga.

b) Cobre

Aumenta consideravelmente a resistência mecânica e a dureza do fundido, tanto antes como depois do tratamento térmico. O cobre ainda torna a liga termicamente tratável, permitindo um grande aumento da resistência mecânica. Diminui a contração interna de solidificação e melhora a usinabilidade.

c) Magnésio

Com as mesmas características de solubilidade do cobre, o magnésio é a base para o aumento de resistência mecânica e dureza após tratamento térmico das ligas Al-Si. A presença do magnésio torna difícil a fundição devido a tendência a oxidação e conseqüente formação de escória o que também faz cair os teores de silício, cobre e outros elementos.

d) Ferro

Age como refinador de grão, com exceção nas ligas à base de silício fundidas em areia. Nas fundidas sobre pressão diminui o agarramento ao molde. O teor de ferro, nestes casos, deve estar entre 0,15 e 1,2%.

2.4. Variáveis Térmicas de Solidificação

O fluxograma da Figura 2.1 apresenta uma seqüência dos principais fatores e eventos que interagem durante a solidificação de um metal, desde o líquido até o produto solidificado.

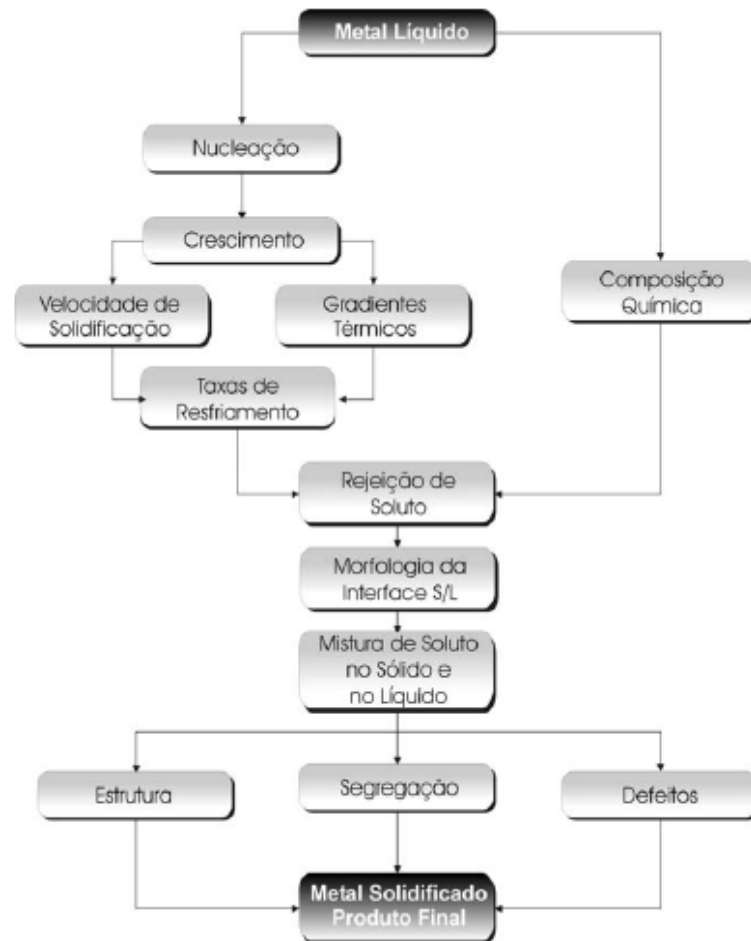


Figura 2.1. Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (GARCIA, 2005).

As características do material e o processo de solidificação influem significativamente na formação da macroestrutura, da microestrutura e na formação de defeitos. No aspecto experimental, a técnica da solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada em estudos de caracterização da macroestrutura, da microestrutura e de análise da segregação. Esses estudos podem ser divididos em

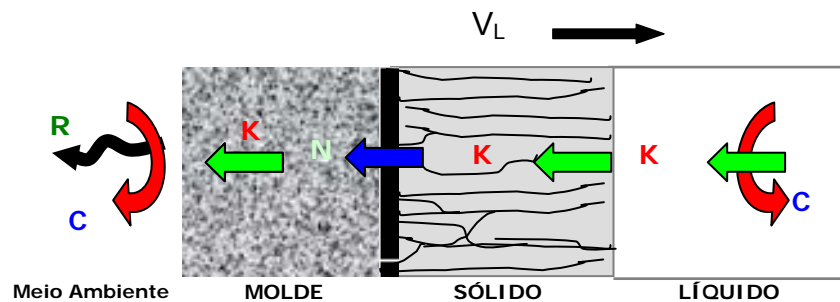
duas categorias: aqueles que tratam da solidificação em condições estacionárias de fluxo de calor e os que abordam a solidificação em regime transitório. No primeiro caso, o gradiente de temperatura, G_L , e a velocidade de crescimento, V_L , são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento (GARCIA, 2001).

No caso da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor, tanto o gradiente de temperatura quanto a velocidade de solidificação variam livremente com o tempo e com a posição dentro do metal. Uma vez que esta classe de fluxo de calor inclui a maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação, é de fundamental importância a avaliação teórica e experimental da influência das variáveis térmicas sobre os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para os diversos sistemas metálicos binários. Para tanto, diferentes aparatos experimentais são utilizados, de maneira que permitam mapear termicamente a solidificação, visando-se correlacionar as variáveis características da evolução do processo com parâmetros da estrutura obtida.

No início da solidificação, uma fina camada de metal solidifica-se junto à parede do molde. À medida que o processo avança, forma-se um espaço físico (*gap*) separando o metal e molde, o que cria resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde (Garcia, 2001).

Na prática, é usual que o vazamento do metal líquido em moldes ou lingoteiras seja realizado a uma temperatura acima da temperatura de transformação líquido/sólido para que o metal possa acomodar-se à geometria do molde antes do início da sua solidificação. Superaquecimento (ΔT_V) é a diferença entre as temperaturas de vazamento (T_V) e a temperatura de transformação de líquido a sólido (T_T). O superaquecimento e o calor latente liberado na fronteira sólido/líquido

são transferidos através do metal solidificado, da interface metal/molde e do molde. Se o molde não for suficiente para absorver todo o calor transferido durante a solidificação, a superfície externa do molde troca calor com o meio ambiente. A Fig. 2.2 apresenta um elemento de referência extraído do sistema metal/molde que evidencia todos os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo de sua solidificação, quais sejam: condução térmica no metal e no molde; transferência Newtoniana na interface metal/molde; convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente. Alguns desses modos de transferência de calor permanecem do início ao final da solidificação, enquanto outros são transitórios.



C = Convecção K = Condução R = Radiação N = Transferência Newtoniana

Figura 2.2. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (QUARESMA, 1999).

A convecção e a radiação térmica do molde para o meio ambiente só se verificam quando o molde não tiver massa suficiente para absorver todo o calor transferido pelo metal durante a solidificação. Em condições práticas pode-se dimensionar o molde de tal forma que possa absorver todo o calor transferido ou apenas eleve sua temperatura externa nos instantes finais do processo, tornando o transporte de calor ao meio ambiente inexpressivo no cômputo geral.

A transferência newtoniana na interface metal/molde só não existe no caso

de contato metal/molde perfeito, podendo ser desprezada em moldes de areia, sendo entretanto fundamental em todos os outros casos (Prates,1978).

2.5. Solidificação Unidirecional Horizontal

A Figura 2.3 apresenta um dispositivo de solidificação horizontal, no qual o processo de solidificação pode ser conduzido de duas maneiras distintas: na primeira, a partir do vazamento de metal líquido dentro de molde isolado termicamente, sendo o calor extraído somente por uma das paredes constituída de um bloco maciço metálico ou de uma câmara de refrigeração. Nesse caso, a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada, que levam algum tempo para se dissiparem e agem com intensidades diferentes ao longo da secção do lingote. Num segundo caso, o processo é conduzido por um sistema semelhante ao primeiro, porém que permita fundir o metal em seu interior até que uma temperatura seja alcançada, a partir da qual inicia-se a solidificação por refrigeração. Nessa situação garante-se, com a fusão do metal dentro do molde, uma maior estabilidade em relação ao movimento de metal líquido. Entretanto, é importante ressaltar que não se podem garantir as mesmas variáveis térmicas de solidificação

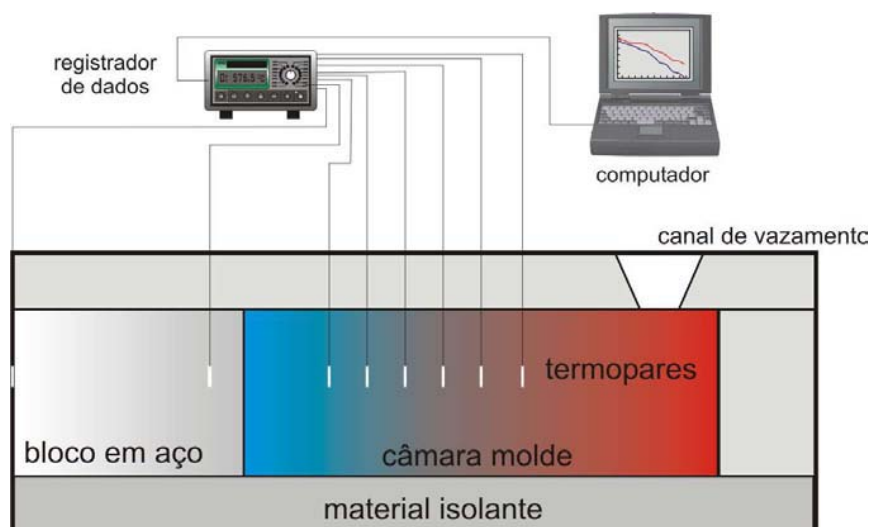


Figura 2.3. Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal (GOULART,2005).

ao longo de diferentes secções horizontais da base ao topo do lingote, já que gradientes térmicos e diferenças de massa específica no líquido irão induzir correntes convectivas, que serão diferentes ao longo dessas secções. O mapeamento térmico da evolução da solidificação deve ser feito em uma secção horizontal, o mais próximo possível do local de onde serão retiradas as amostras para análise da macroestrutura e da microestrutura. (QUARESMA, 1999; QUARESMA, 2000; OSÓRIO 2000; OSÓRIO et al, 2003).

2.6. Macroestruturas

A solidificação se processa pela ocorrência, no líquido, de núcleos sólidos com orientações cristalográficas aleatórias os quais crescendo com morfologia plana, celular ou dendrítica, constituem no final do processo os grãos cristalinos, ilustrados na Fig. 2.4, na maioria das vezes de dimensões macroscópicas e morfologia característica, os quais formam as zonas estruturais (coquilhada, colunar, equiaxial). Na parte interna dos grãos encontram-se as estruturas dendríticas, peculiares à solidificação de ligas metálicas, cujo espaçamento tem uma influência significativa nas propriedades mecânicas do material.

De maneira geral nos materiais policristalinos podemos identificar três zonas estruturais distintas. A zona coquilhada é formada por uma camada de grãos cristalinos de orientações aleatórias, normalmente de pequenas dimensões, localizados junto às paredes do molde. Em seguida, temos a zona colunar onde os grãos cristalinos são alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor, isto é, normais às paredes do molde. A terceira zona, equiaxial central, é constituída por uma região central de grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando comparados com os grãos coquilhados.

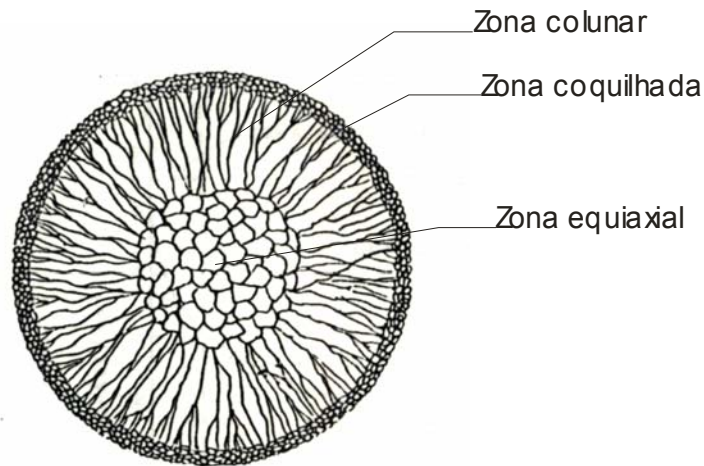


Figura 2.4. Representação esquemática das zonas macroestruturais possíveis (PRATES, 1978).

2.7. Estruturas Características de Solidificação

A estrutura bruta de solidificação de um modo geral pode ser discutida a partir das macroestruturas observadas em lingotes. Quando o metal líquido é vazado em uma lingoteira, a parte que entra em contato com as paredes frias da lingoteira é rapidamente super-resfriada, e, nessa fina camada de líquido superresfriado, ocorre uma nucleação intensa de grãos cristalinos de orientação aleatória. Essa camada de pequenos grãos finamente dispersos e localizada na superfície do lingote é denominada de zona coquilhada, como pode ser visto na Fig. 2.4. A espessura da zona coquilhada depende dos seguintes fatores: 1. Propriedades termofísicas do material do molde; 2. Temperatura de vazamento; 3. Fluidez do metal fundido; 4. Composição química (GARCIA, 2001).

Após a formação da zona coquilhada, os únicos grãos que se desenvolverão são aqueles que estão crescendo a partir das paredes do molde em direção à massa de metal líquido. O metal líquido, no centro da lingoteira, se apresenta a temperaturas acima da temperatura de transformação (temperatura de fusão ou temperatura *liquidus*), evitando a formação de grãos nessa região nos instantes

iniciais. Portanto, os grãos que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão mais rapidamente, pois a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima desta direção. Ocorre uma espécie de seleção, na qual só continuam se desenvolvendo os grãos que crescem perpendiculares à parede do molde, conforme mostra a Fig. 2.5. Esta seleção dá origem à zona colunar (GARCIA, 2001).

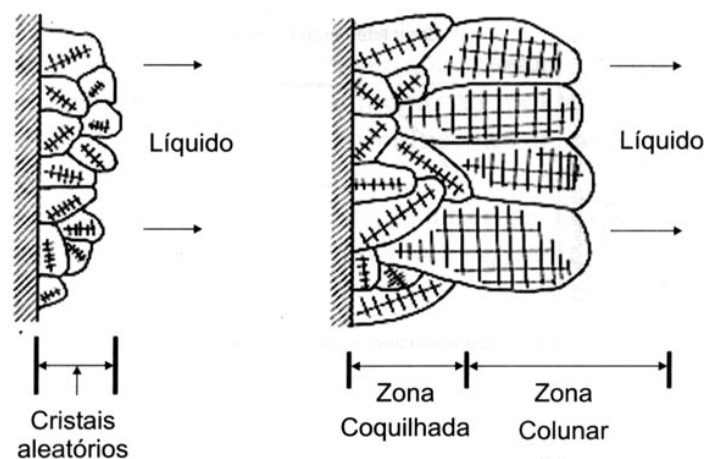


Figura 2.5. Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar (Garcia 2001).

As variáveis do processo de solidificação que influenciam no tamanho de grão são: maiores temperaturas de vazamento; menor teor de soluto da liga (regra geral); menor diferencial térmico entre o metal e o molde (aquecimento prévio).

Os cristais colunares crescem em direção ao centro do lingote enquanto o calor é progressivamente retirado por condução através da fração solidificada e conduzido ao molde. Por outro lado, o metal líquido na região central do lingote também pode tornar-se super-resfriado, tanto por efeito térmico quanto constitucional, provocando o surgimento de núcleos da fase sólida, os quais crescem de maneira aleatória, na forma de cristais conhecidos como equiaxiais. Dessa forma o crescimento da zona colunar pode ser bloqueado pela formação da chamada zona

equiaxial central, como pode ser vista na Fig. 2.5. A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma estrutural mais complexa é composta pelas duas zonas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial (TCE), conforme ilustrado na Fig. 2.6.

A previsão dessa transição é de grande interesse na programação das propriedades mecânicas de produtos fundidos. Peças com estrutura completamente equiaxiais são mais apropriadas para aplicações onde a isotropia de propriedades

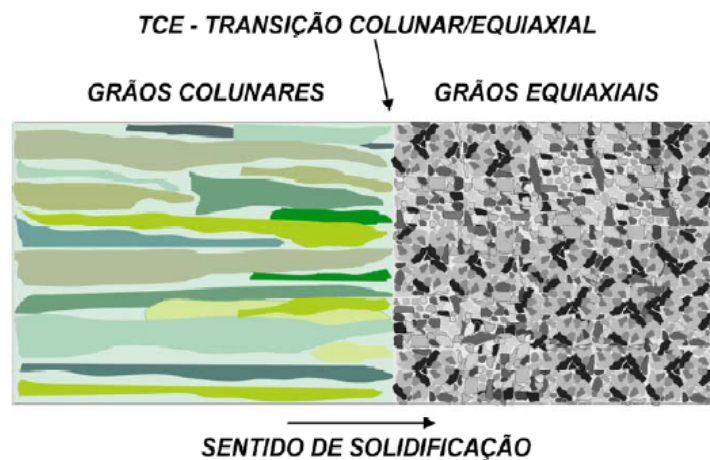


Figura 2.6. Macroestrutura com transição colunar/equiaxial (GARCIA 2005).

físicas e mecânicas é necessária (GARCIA, 2001). Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes como, por exemplo, na fabricação de lâminas em motores a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima sollicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas.

2.8. Microestruturas

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde, durante a solidificação. O soluto ou o solvente é segregado nesta interface sólido-líquido, o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade.

O acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (SRC). Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias que, por ordem crescente desse valor, são denominadas planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Fig. 2.7.

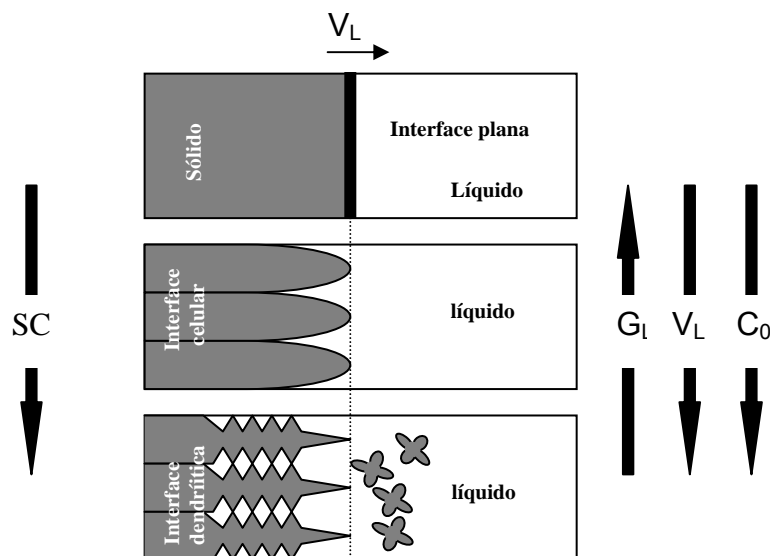


Figura 2.7. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC – grau de super-resfriamento; G_L – gradiente térmico à frente da interface; V_L – velocidade da interface e C_0 – concentração de soluto (GARCIA, 2001).

Com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades de maior ordem e a estrutura celular de forma circular passa para dendrítica, na forma de cruz de malta. Com os ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próximas ao fluxo de calor e com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos primários (KURZ, 1992; GARCIA, 2001).

As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são utilizados para determinar os efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada, conforme apresenta a Fig. 2.8.

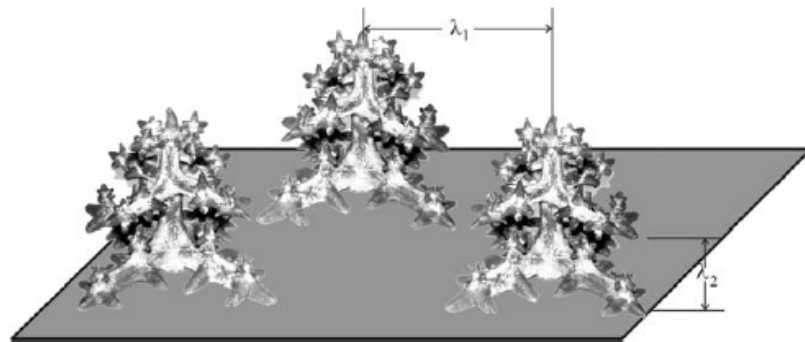


Figura 2.8. Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2), (ROCHA, 1995).

Uma forma de estudar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas é através da análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Modelos teóricos, fundamentados nesses sistemas de solidificação (KURZ & FISCHER, 1992; HUNT & LU, 1996; BOUCHARD & KIRKALDY, 1997), foram desenvolvidos para examinar a influência das variáveis térmicas sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários.

2.9. Influência dos Elementos de Liga na Viscosidade do Alumínio e Variação do Cobre Versus Silício na Fluidez do Alumínio.

Verran (VERRAN et al, 2004), além de apresentar uma breve revisão bibliográfica sobre a importância do conhecimento da fluidez metálica para emprego no processo de fundição, enfoca também os efeitos do teor e do tipo de elemento de liga bem como da temperatura de vazamento sobre a fluidez do alumínio e de algumas ligas de alumínio.

A Figura 2.9a apresenta o gráfico que mostra a variação da viscosidade do alumínio com elementos de liga comum. Pelo gráfico é possível observar que a viscosidade da liga decresce consideravelmente com aumento do teor de Si e de Mg. Por seu lado, o Cu, mesmo em baixos teores, eleva esta propriedade. Em seus estudos, Kim e Loper (KIM et al, 1995) analisaram a fluidez das ligas Al-Si com variações de Cobre até aproximadamente 3,5%, para vários graus de superaquecimento, e constataram que baixos teores de Cobre afetam as propriedades do binário, mostrado na Fig.2.9b.

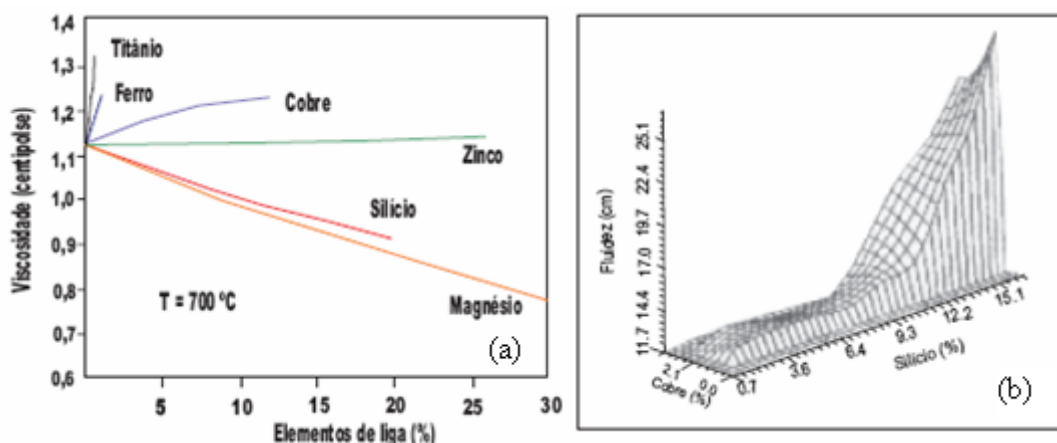


Figura 2.9. a) Influência dos elementos de liga na viscosidade do alumínio

(VERRAN, 2004); b) variação do cobre versus silício na fluidez do alumínio (KIM et al, 1999).

$$0,3\%Cu = 44,04 \times [Pos]^{-1,51}$$

A melhor molhabilidade do metal pelo molde pode ser associada à maior fluidez do metal ou da liga, e este aspecto pode ser associado à zona pastosa (mushy zone) ou intervalo de solidificação ou faixa de solidificação, que segundo Garcia (GARCIA, 2006) é identificada pela distância das linhas “*Liquidus/Solidus*” para cada teor de liga. Para uma liga que possui um intervalo de solidificação curto, mostrado na Fig. 2.10, a zona pastosa se apresenta delgada e a casca sólida que se forma nos instantes iniciais da solidificação é mais espessa. Além disso, a força motriz para a distorção desta casca é mais forte e aumenta com o tempo. Força motriz para a distorção térmica mais a pressão metalostática agem de tal forma que somente a região mais fina (região suposta com menor resistência mecânica) da casca ou região do menisco seja empurrada em direção à parede do molde (GARCIA, et al, 2006).

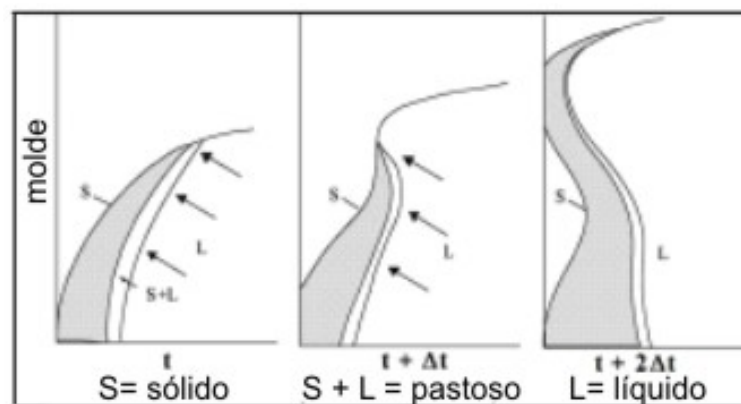


Figura 2.10. Ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto ou baixa fluidez (GARCIA et al., 2006).

Quando se tem uma liga com intervalo de solidificação longo, ilustrado na Fig. 2.11, ter-se-á uma zona pastosa. Isto implica em uma casca sólida mais delgada, que é menos resistente à pressão metalostática, resultando na compressão desta casca sólida contra a parede do molde. Este fato evita a distorção térmica,

inibindo a formação das marcas superficiais, com bons reflexos na trabalhabilidade do lingote.

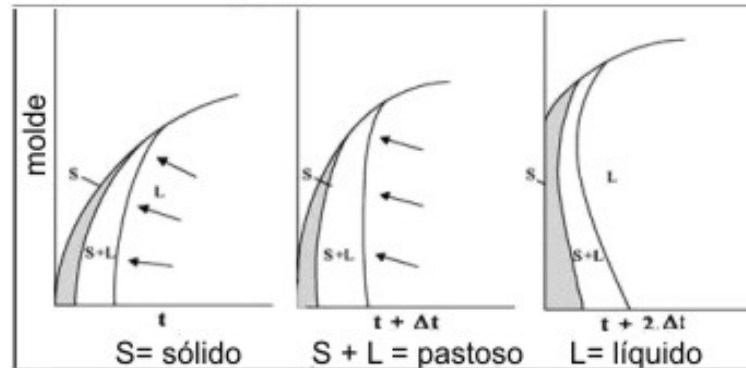


Figura 2.11. Ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez, (GARCIA et al., 2006).

Capítulo 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 3.1 mostra de forma esquemática o fluxograma do desenvolvimento experimental proposto neste trabalho.

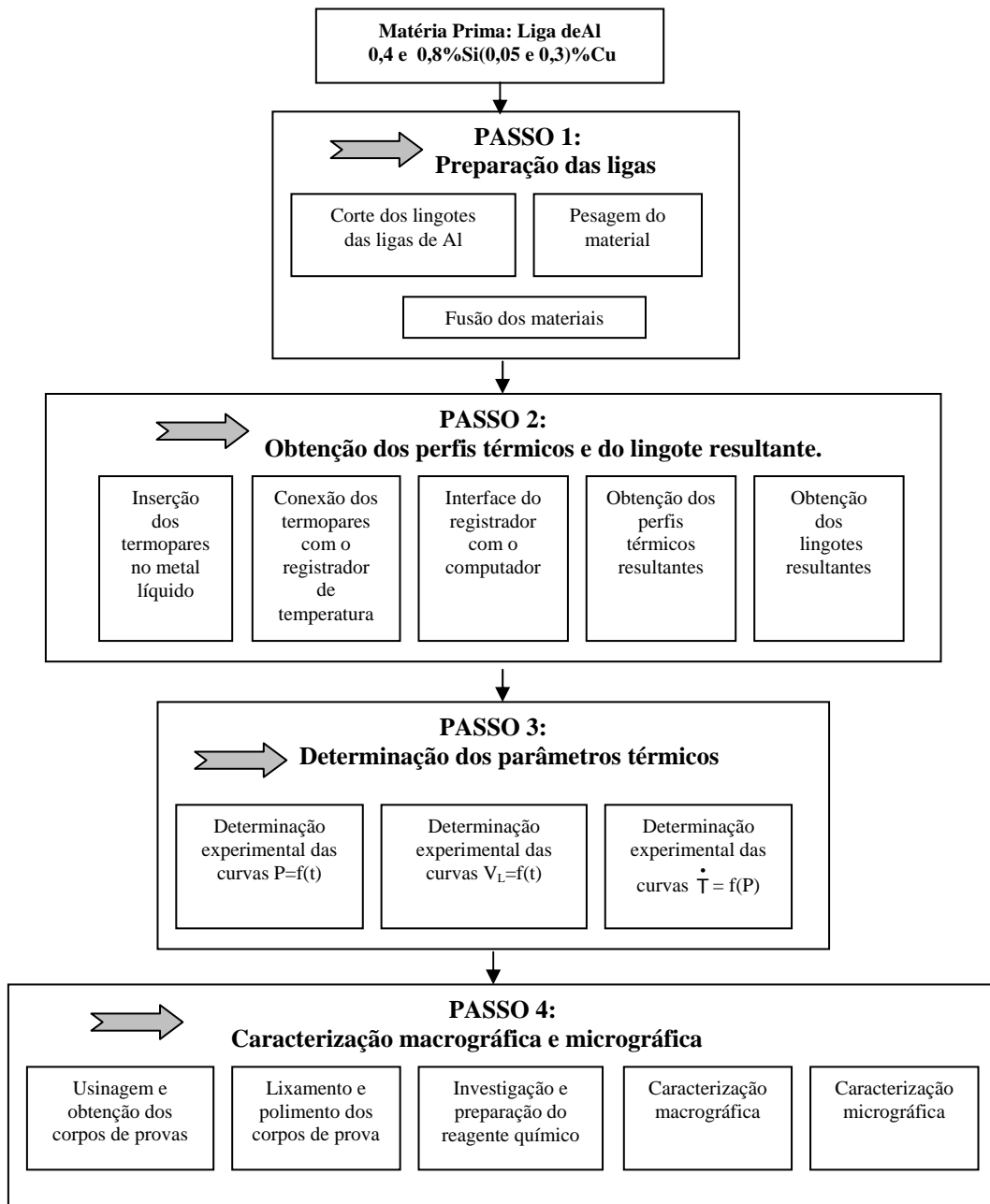


Figura 3.1. Forma esquemática do fluxograma.

A etapa experimental é constituída por quatro etapas: 1. preparação das ligas; 2. obtenção dos perfis de temperatura; 3. determinação dos parâmetros térmicos da solidificação (V_L e \dot{T}); 4. caracterização e quantificação dos parâmetros estruturais (macroestrutura e microestrutura).

3.1. Dimensionamento da Câmara de Vazamento do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal.

Suas dimensões foram baseadas em trabalhos de Quaresma (QUARESMA, 1999). Para sua montagem, utilizou-se um molde de geometria regular com dimensões 60 x 60 x 110 mm, mostrada na Fig.3.2, onde uma das paredes é constituída por um molde de aço SAE 1010, material condutor que funciona como fonte de absorção da carga térmica liberada pelo metal líquido. Possui um furo, posicionado à 3 mm da interface metal/molde e uma profundidade de 30 mm a partir do topo da parede superior do molde, que serve para posicionar o termopar do molde.

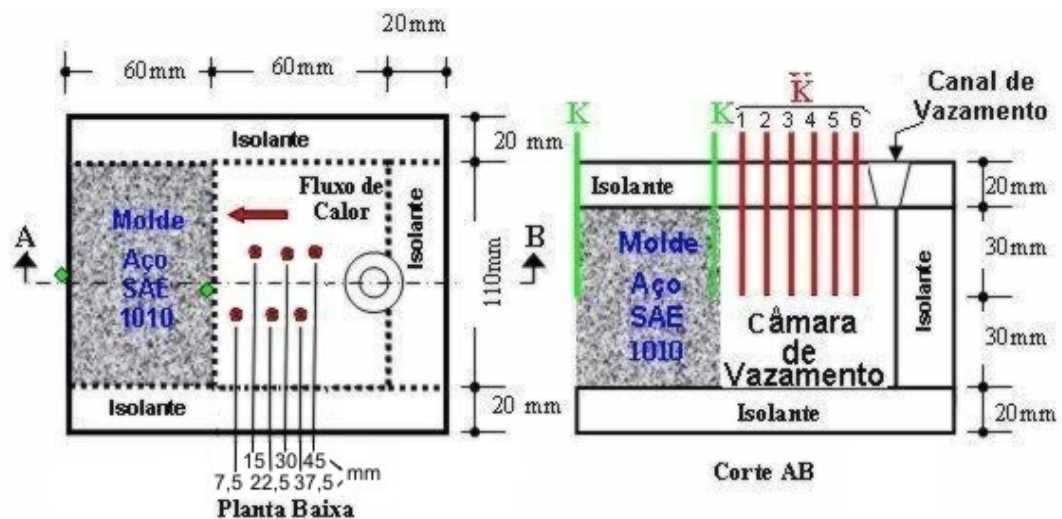


Figura 3.2. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde, adaptação da figura Quaresma (QUARESMA, 1999): vista superior e lateral da câmara de vazamento.

Outros termopares são posicionados no intervalo de 7,5 mm até 45 mm, a partir da interface metal/molde. As outras paredes são compostas de um material isolante de ~20 mm espessura, cerâmico à base de sílica, a tampa superior possui um orifício cônico na posição oposta à parede metálica.

3.2. Equipamentos para Obtenção de Dados do Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal.

São constituídos de nove termopares de Tipo K (Fe-CuNi), visto na Fig. 3.3a, sendo 1(um) posicionado na interface meio ambiente/molde, 1(um) no molde, 1(um) para leitura de temperatura de vazamento e o restante na câmara de vazamento, conforme o diagrama da Fig. 3.2. Esses foram conectados por um cabo coaxial a um registrador de temperaturas ALMEMO / AHLBORN, modelo 2290 - 8 (Fig. 3.3b).

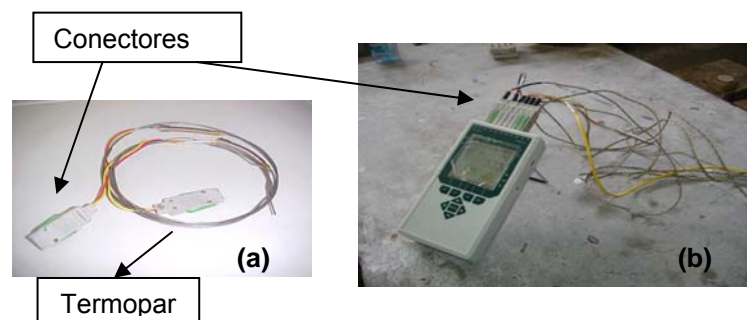


Figura 3.3. Termopares tipo “K”, utilizados para a coleta dos dados térmicos (a); equipamentos de aquisição de dados (b).

3.3. Caracterização de Ligas.

Para a confirmação da concentração do teor da liga estudada, torna-se necessária a verificação das suas temperaturas *liquidus*. A metodologia adotada para a aferição das ligas foi a da comparação com o diagrama de fases do sistema Al – Si (ROOY,1992), observado na Fig. 3.4a. A Fig. 3.4b apresenta uma ampliação de parte do diagrama de fases, para melhor caracterização das

temperaturas *liquidus*. Para obtenção dos perfis térmicos da liga de Al 0,4%Si, após elaboração e homogeneização, elas são levadas a uma temperatura superior à temperatura *liquidus*.

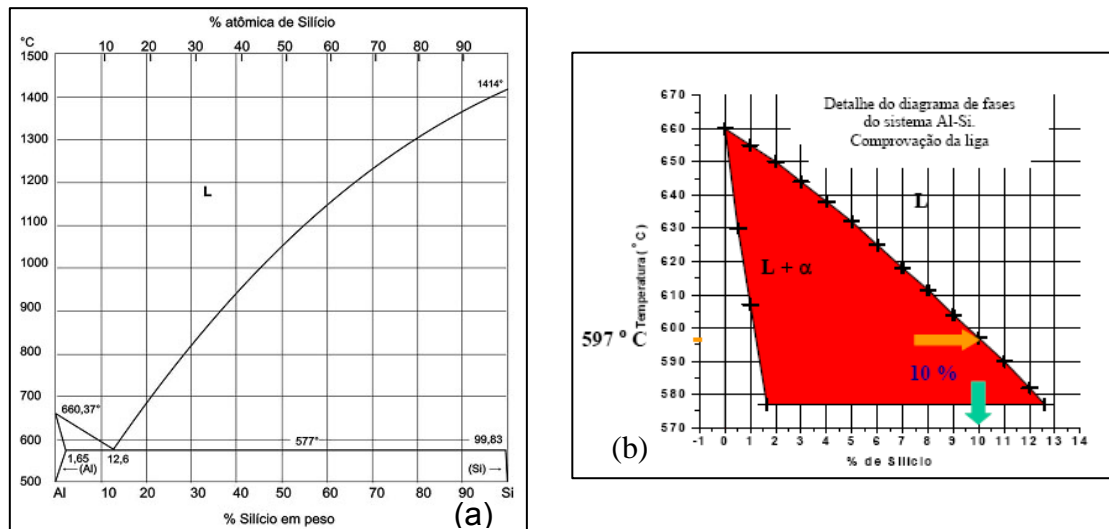


Figura 3.4. Diagrama de fases do sistema Al–Si (ROOY, 1992), [a]; Seqüência esquemática para confirmação da liga (Peres, 2002), [b].

O material contido nos cadinhos é retirado do forno, em seguida coloca-se uma vedação no topo do cadinho, feita de material isolante à base de sílica, no intuito de se evitar ao máximo a fuga de calor para o ambiente, e com isso permitir uma solidificação mais lenta, para que se tenha uma condição mais próxima possível da condição de equilíbrio. Insere-se um termopar, previamente aferido, através de um orifício feito na vedação colocada no topo do cadinho, para possibilitar a monitoração e registro das transformações térmicas de cada liga. Os dados obtidos pelo equipamento de aquisição são então armazenados, possibilitando uma posterior construção gráfica das curvas de resfriamento de cada liga. A partir das temperaturas de transformação *liquidus*, obtidas dos gráficos, confirma-se o teor de soluto da liga elaborada. A Fig. 3.5 apresenta a curva de resfriamento, obtidas através do registrador ALMEMO, para a liga Al-0,4%Si; 0,6%Mg; 0,05%Cu.

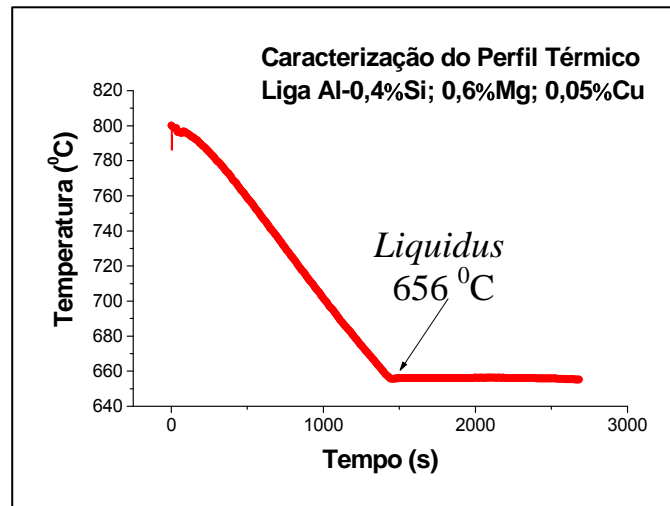


Figura 3.5 - Curva experimental de resfriamento da liga analisada.

3.4. Elaboração das Ligas de Alumínio para Fundição.

O alumínio utilizado foi o alumínio EC (~97,78%), produzido pela ALUBAR METAIS. Foram utilizadas ligas da série 6xxx, mais precisamente ligas do sistema Al-Si-Cu-Mg-Fe. As composições nominais das ligas 6101 e 6202 estão dispostas em uma faixa admissível, apresentadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Faixas Admissíveis das Ligas AA 6101 e 6201.

Liga	Si %	Mg %	Fe %	B %	Cu %	Mn %	Cr %	Zn %
6101	0,30 a 0,70	0,35 a 0,8	<0,5	<0,06	<0,1	<0,03	<0,03	<0,1
6201	0,50 a 0,95	0,6 a 0,9	<0,5	<0,06	<0,1	<0,03	<0,03	<0,1

Fonte: (ROOY,1992)

Se fez necessário uma correção em peso na composição das ligas estudadas, nos elementos químicos Si, Cu, Fe e Mg. Usou-se o fator de correção 1,06 para o elemento magnésio, pelo fato desse componente ser muito volátil. Com o intuito de avaliar a influência do cobre na liga, seus teores nas ligas estudadas são de 0,05% e 0,3%Cu.

3.5. Fabricação dos Corpos de Prova.

Para a produção de ligas de Al [0,4%Si(0,05 e 0,3%Cu) e 0,8%Si(0,05 e 0,3%Cu)], se teve como ação inicial o corte dos lingotes na serra elétrica e a pesagem na balança digital. Após serem serrados os lingotes, foi calculado, para cada composição da liga, a relação em peso de Al e dos elementos de liga (Si, Mg, Cu e Fe) necessários. Foram pesados e introduzidos em um cadinho (submetido a um pré-aquecimento de vinte minutos à 150°C). O elemento Mg foi introduzido no cadinho vinte minutos antes do vazamento do metal.

A Figura 3.6 ilustra a execução dos procedimentos, onde o metal foi fundido no forno Mufla, cuja temperatura de trabalho ajustada foi de 810°C, temperatura esta que garante a fusão completa dos metais. Após a constatação da fusão total do metal, executaram-se em períodos de 20 minutos, três retiradas do cadinho para a homogeneização do metal fundido através de agitação com espátula de aço (Fig.3.6a). Após a última homogeneização fez-se a injeção de gás inerte (argônio), na vazão de 0,2 l/s (Fig. 3.6b).



Figura 3.6. a) Retirada do cadinho do forno; b) injeção do gás argônio no cadinho; c) introdução do termopar no metal líquido.

A injeção de argônio foi feita no cadinho durante 40 segundos, para poder retirar a escória do metal fundido. Após isto, introduziu-se um termopar no cadinho, com o intuito de verificar a temperatura do metal, até que se atingisse o valor de 710°C, temperatura de vazamento utilizado no processo (Fig. 3.6c).

Os vazamentos foram realizados em um aparato experimental chamado de câmara de vazamento. O aparato, ilustrado na Fig. 3.7, serve para produzir um sistema de fluxo de calor unidirecional no interior do metal, tomando como referência a interface metal/molde. Sua capacidade volumétrica é de aproximadamente 0,4 l e a massa de metal que se utilizou foi de 1200g. Neste dispositivo, executaram quatro (4) vazamentos, sendo que foram vazados na presença de termopares posicionados para registro de temperatura.

As temperaturas foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de 9 (nove) termopares tipo K, em posições específicas na câmara de vazamento, sendo que 6 (seis) termopares foram colocados no metal, nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: 7,5mm; 15,0mm; 22,5mm; 30,0mm; 37,5mm e 45,0mm. Um termopar foi posicionado no molde (bloco metálico) e o outro na interface molde/ambiente.



Figura 3.7. Vazamento da liga e posicionamento dos termopares (7,5mm; 15,0mm; 22,5mm; 30,0mm; 37,5mm e 45,0mm) na câmara.

Para confirmação da composição química das ligas foram retiradas amostras testemunho, mostrado na Fig. 3.8.



Figura 3.8. Vazamento da amostra testemunho.

Após a retirada da amostra se faz a análise química através do espectrômetro de massa mostrado na Fig. 3.9a, onde os resultados são obtidos da média de três leituras da composição química da amostra, apresentando valores em peso para liga, mostrado na Fig. 3.9b. O equipamento pertence à ALUBAR METAIS.



Figura 3.9. Espectrômetro de massa(a); leitura na amostra testemunho (b).

3.6. Procedimentos para Obtenção dos Tempos de Passagem das Isotermas por Posições Específicas do Sistema Unidirecional.

A Fig. 3.10 mostra o diagrama esquemático representando o sistema de aquisição de dados para construção dos perfis térmicos. O histórico térmico das ligas, capturado pelo registrador, é repassado posteriormente para um computador.

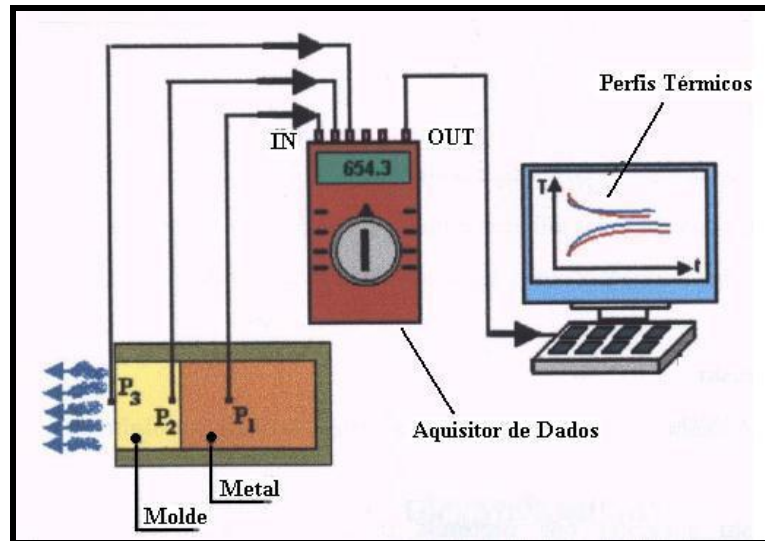


Figura 3.10. Desenho esquemático representando o sistema de aquisição de dados para construção dos perfis térmicos, (CRUZ, 2004)

Após a obtenção das curvas de resfriamento da liga foi elaborado o perfil da isoterma *liquidus* a partir dos registros de cada posição em relação à distância interface metal/molde (7,5; 15,0; 22,5; 30; 37,5 e 45mm).

3.7. Determinação da Taxa de Resfriamento (\dot{T}).

A metodologia é a utilizada por Okamoto (OKAMOTO et al,1975), considerando-se os dados de cada posição dos termopares, obtidos experimentalmente a partir da intersecção da reta de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, considerando-se os dados imediatamente antes e depois da passagem da isoterma *liquidus* por cada termopar.

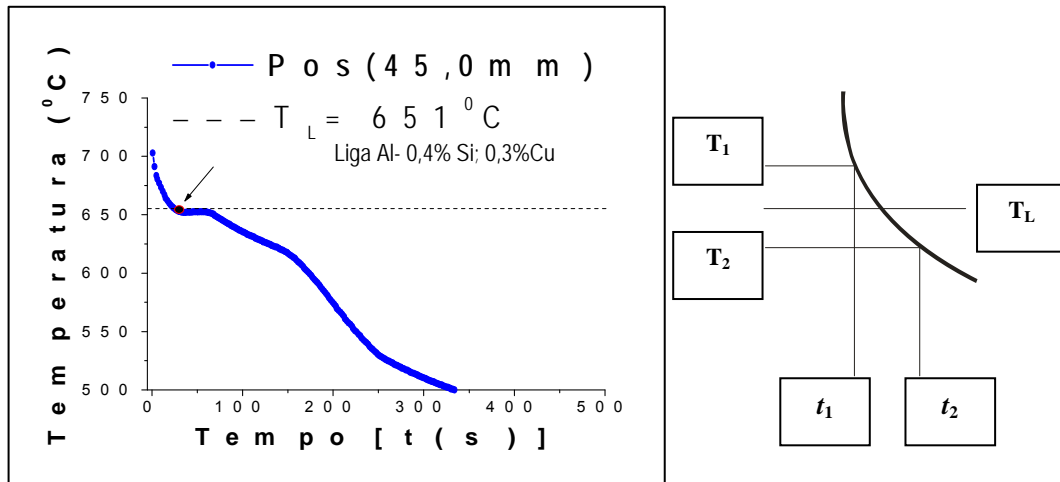


Figura 3.11. Esquemas representativos para determinação da \dot{T} na posição 45,0 mm.

A Figura 3.11 apresenta o esquema representativo para determinação da taxa de resfriamento (\dot{T}) na posição 45,0 mm para a liga de Al 04%; 0,3%Cu; 0,6%Mg.

A equação que determina a taxa de resfriamento é dada pelo módulo da razão entre as diferenças de temperatura e tempo (equação a).

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

Substituindo os resultados da Fig. 3.11 na equação (a) temos a taxa de resfriamento para posição 45mm.

3.8. Corpos de Prova.

Os lingotes obtidos na solidificação unidirecional apresentaram dimensões de 60mm x 60mm x 110mm, visto na Fig.3.12a. Cada lingote foi cortado em uma serra circular. Os corpos de prova obtidos para análise macro e microestrutural foram seccionados entre os pontos posicionados dos termopares na parte superior, medindo cada um aproximadamente 30 x 30 x 50mm, ilustrado na Fig. 3.12b.

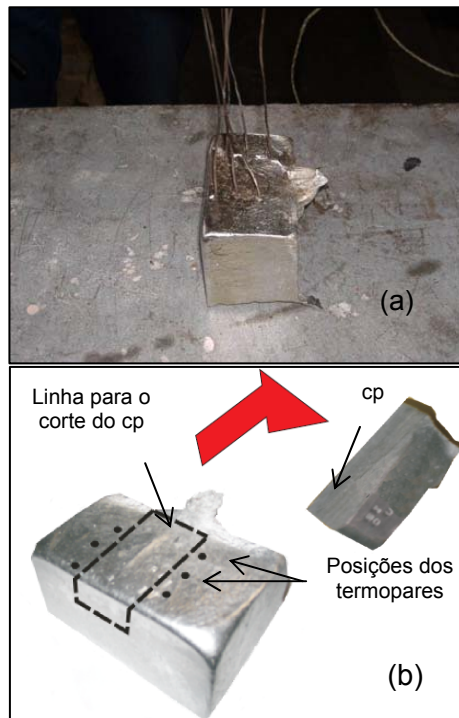


Figura 3.12. a) Lingote obtido na solidificação unidirecional com termopares posicionados para registro de temperatura; b) obtenção do corpo de prova para análise estrutural.

3.9. Lixamento Manual e Polimento.

O lixamento dos corpos de prova ocorreu por meio de desbaste abrasivo com lixadeira mecânica rotativa com fluxo de água (politriz), na seqüência de lixas d'água abrasivas de carbeto de silício com granulometrias decrescentes #180, #220, #320, #420, #600 e #1200. As passagens de uma lixa para outra ocorreram quando não existiram riscos da lixa anterior, visíveis a olho nu na face trabalhada do corpo de prova, com limpeza intermediária em água abundante. A amostra sofreu uma rotação de 90° ao passar de uma lixa para outra de granulometria menor. As amostras passaram pelo processo de polimento, utilizando-se a politriz com feltro, usando alumina (1 μ m) em suspensão, para ficarem isentas de risco, permitindo boa visualização ao microscópio óptico. Após a etapa final do lixamento e depois de cada etapa de polimento, as amostra foram lavadas com água corrente e detergente

neutro com auxílio de um algodão, houve um novo enxágue com água corrente e com acetona, logo em seguida a amostra foi colocada no limpador ultra sônico com álcool e acetona durante trinta segundos, para retirada de impurezas.

3.10. Ataque Químico nas Superfícies dos Corpos de Prova (CP), para Caracterização Macroestrutural.

As superfícies polidas das amostras foram atacadas por imersão em reagente de Poultons [12ml HCl (conc.), 6 ml HNO₃ (conc.), 1 ml HF (48%), 1 ml H₂O], preparadas segundo técnicas-padrão em metalografia [ASM – METAL'S HANDBOOK], indicada na Fig. 3.13. Foram realizadas varias tentativas para encontrar o período de tempo de polimento que melhor revelasse as estruturas macroestruturais. Concluímos que 10 segundos seria o tempo ideal para revelação da estrutura macrográfica das ligas. Após o ataque químico, as superfícies dos corpos de prova foram lavadas em água corrente abundante, em seguida a superfície da amostra foi enxaguada com acetona e secada com um soprador de ar quente. Utilizou-se um scanner para capturar as imagens dos corpos de prova para análise macroestrutural.

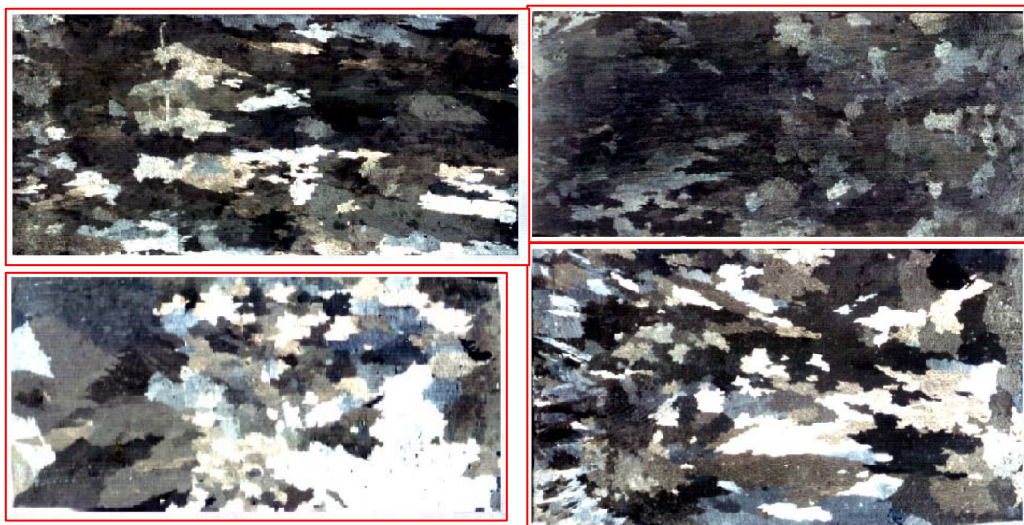


Figura 3.13. Corpos de prova após ataque químico.

3.11. Medidas do Tamanho dos Grãos.

3.11.1. Método da Intersecção ou Intercepto (ASTM E 112 – 96)

Esse procedimento envolve a determinação da contagem de contornos de grãos interceptados por uma linha padronizada, que nesse caso será o perímetro. A Fig. 3.14 mostra a imagem do corpo de prova retirada através do scanner, como também apresenta o procedimento utilizado na contagem do tamanho de grão pelo método da intersecção circular, que consiste de três círculos concêntricos, com um total mínimo de 50 mm de circunferência. O procedimento utilizado é o dos três-círculos (Abrams). Foram feitas seis (6) medições em cada posição dos termopares (7,5mm; 30,0mm; 45mm), para cada medição, calculou-se os contornos de grãos interceptados por unidade de comprimento da linha teste (P_L), através da equação a,

$$P_L = \frac{P_i}{L} \quad (a)$$

onde: P_i = número de linhas interceptados; L = perímetro do círculo (mm).

Após obter-se os valores de P_L , é calculado o comprimento linear do interceptado (I), representado pela equação b.

$$I = \frac{1}{P_L} \quad (b)$$

Substituindo-se os valores de P_L temos o I , que relaciona-se com o tamanho de grão através da equação obtida na norma ASTM.

$$G = (6,643856 \cdot \log_{10} I) - 3,288 \quad (mm) \quad (c)$$



Figura 3.14. Método da intersecção (dos três círculos) para determinação do tamanho de grão - Software MOTIC.

3.12. Preparação das Superfícies para Caracterização Microscópica.

Os procedimentos usados para preparação das superfícies das amostras para análises microscópicas foram os mesmos utilizados para preparação das amostras para análises macroscópicas. As amostras foram atacadas com o mesmo reagente químico utilizado para análise macrográfica, pois os reagentes usados para análise das micrografias descritos nas literaturas para ligas de alumínio não apresentaram resultados satisfatórios.

Em seguida as amostras foram analisadas em um microscópio óptico com aumento de 50x para caracterização micrográfica.

3.13. Contagem dos Espaçamentos Dendríticos (EDS).

A análise metalográfica das amostras visou o mapeamento dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS ou λ_2) ao longo do lingote, a partir da face em contato com o molde até a extremidade final solidificada. Foram observados e analisados os espaçamentos dendríticos, com o auxílio microscópio óptico. As imagens dos EDS foram capturadas no microscópio óptico Leica e realizadas suas medições através do software MOTIC. Essas medidas foram

realizadas de forma sistemática e repetidas. Foram feitas sete (7) medidas em cada posicionamentos dos termopares de (22,5; 37,5 e 45,00) mm, com um total de 21 medições, das quais foram extraídas um valor médio para cada posição.

A técnica utilizada para a medição dos EDS nas posições específicas dos termopares (22,5mm; 37,5mm e 45,0mm), foi uma adaptação de Schievenbusch e outros (SCHIEVENBUSCH et al, 1993) em solidificação unidirecional. Assim adaptou-se esse critério, onde o valor de EDS foi obtido da distância média entre braços dendríticos, conforme ilustra a Fig. 3.15.

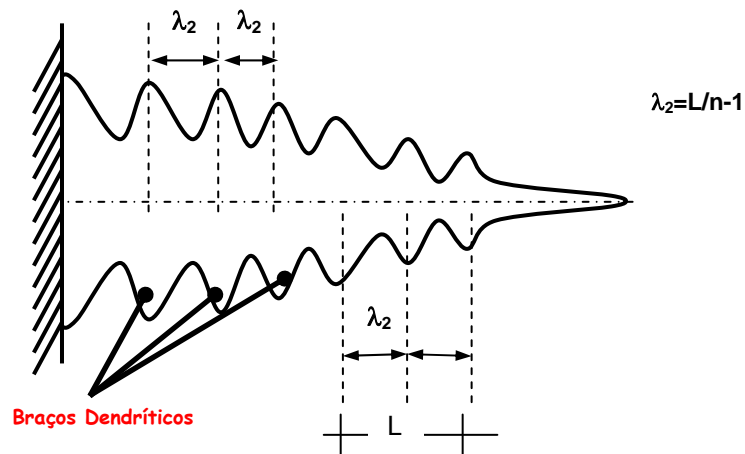


Figura 3.15. Ilustração esquemática das medidas dos EDS (λ_2), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos, (OSÓRIO, 2000).

Capítulo 4

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Composição Química das ligas de Al 0,4%Si(0,05 e 0,3)%Cu e 0,8%Si(0,05 e 0,3)%Cu.

As composições químicas das ligas estudadas foram obtidas em espectrômetro de massa e analisadas em três pontos de cada amostra testemunho. Essas análises foram realizadas no laboratório da ALUBAR METAIS S.A.

As composições químicas das ligas de alumínio investigadas são indicadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química das ligas de alumínio 0,4%Si(0,05 e 0,3)%Cu e 0,8%Si(0,05 e 0,3)%Cu.

Simbologia das ligas	Ligas	(Porcentagem em Massa)							
		Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	outros
LA45	0,4%Si 0,05%Cu	98,60	0,3655	0,2821	0,0466	0,6893	0,0018	0,0009	0,0138
LA43	0,4%Si 0,3%Cu	98,48	0,3602	0,1578	0,2544	0,5762	0,0060	0,0203	0,1451
LA85	0,8%Si 0,05%Cu	98,28	0,7944	0,2720	0,0423	0,5869	0,0019	0,0010	0,0215
LA83	0,8%Si 0,3%Cu	98,01	0,7924	0,2640	0,2603	0,6511	0,0016	0,0005	0,0201

4.2. Curvas de Resfriamento das Ligas.

Foram analisadas no estudo quatro ligas de alumínio: LA45, LA43, LA85 e LA83. A Fig. 4.1 mostra as curvas de resfriamento obtida experimentalmente por intermédio do vazamento da liga LA45, utilizando-se o ALMEMO para o registro da variação da temperatura em função do tempo.

As curvas correspondem aos termopares posicionados no molde em seis posições (7,5mm; 15,0mm; 22,5mm; 30,0mm; 37,5mm; 45mm), onde se dá um

patamar diferenciado a cada uma das curvas *liquidus*.

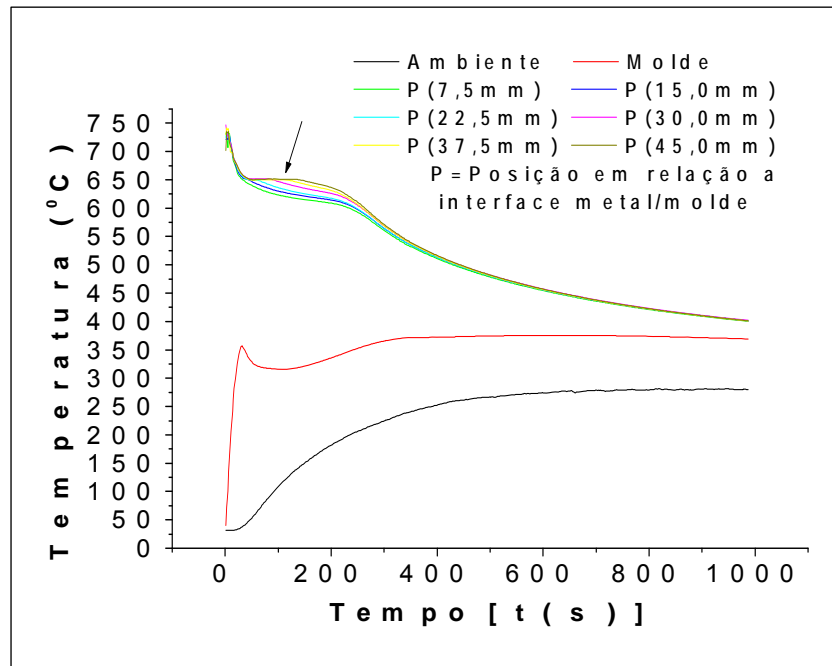


Figura 4.1. Curva de resfriamento experimental da liga LA45.

Registradas através dos termopares as curvas, segue a análise da temperatura de ocorrência *liquidus* para a liga LA45, mostrada na Fig. 4.2.

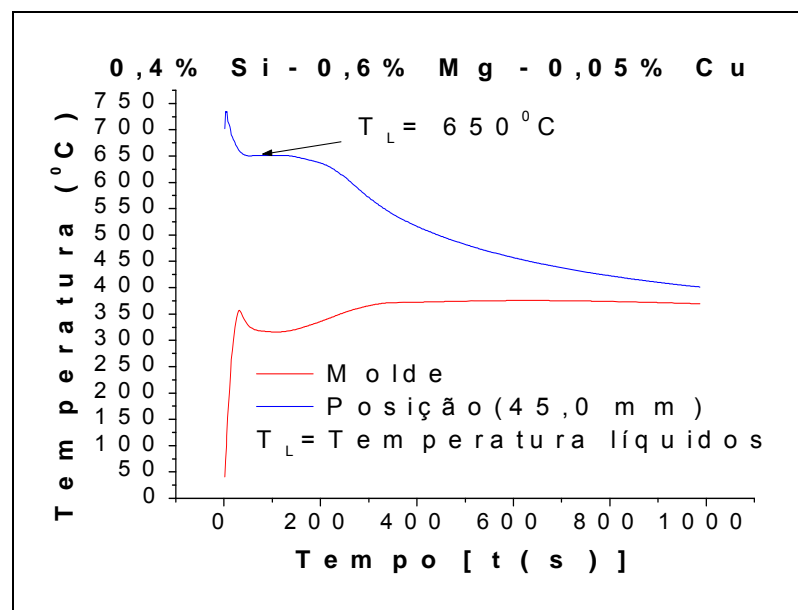


Figura 4.2. Temperatura de ocorrência *liquidus* na curva de resfriamento para a posição de 45mm.

4.3. Parâmetros Térmicos da Solidificação das Ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

4.3.1. Velocidade de deslocamento da Isotherma *Liquidus* (V_L)

Após a obtenção das curvas de resfriamento da liga, foram elaborados os perfis das isothermas *liquidus* (I_L) a partir dos pares $[x,y]$; $[t,p]$ obtidos das curvas de resfriamento, sendo que o método para encontrá-la foi explicado no item 3.7.

Desta forma, é possível determinar perfis que correlacionam o tempo de passagem da frente de solidificação com as posições específicas das curvas e equações que descrevem a evolução das isothermas *liquidus* das ligas LA45, LA43, ilustrada na Fig. 4.3, e das ligas LA85 e LA83, apresentada na Fig.4.4.

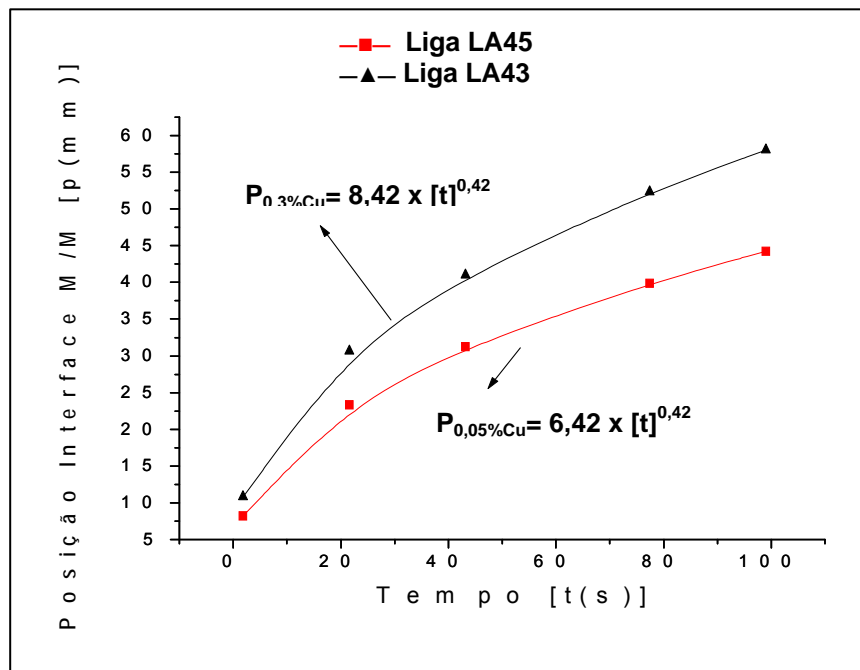


Figura 4.3. Evolução comparativa das isothermas *liquidus* das ligas LA45 e LA43.

A liga LA43 apresenta na sua evolução, para um mesmo posicionamento em relação a liga LA45, o comportamento da curva inferior em relação ao tempo. Também podemos observar que ao se distanciar da interface metal/molde as curvas tendem a se afastar.

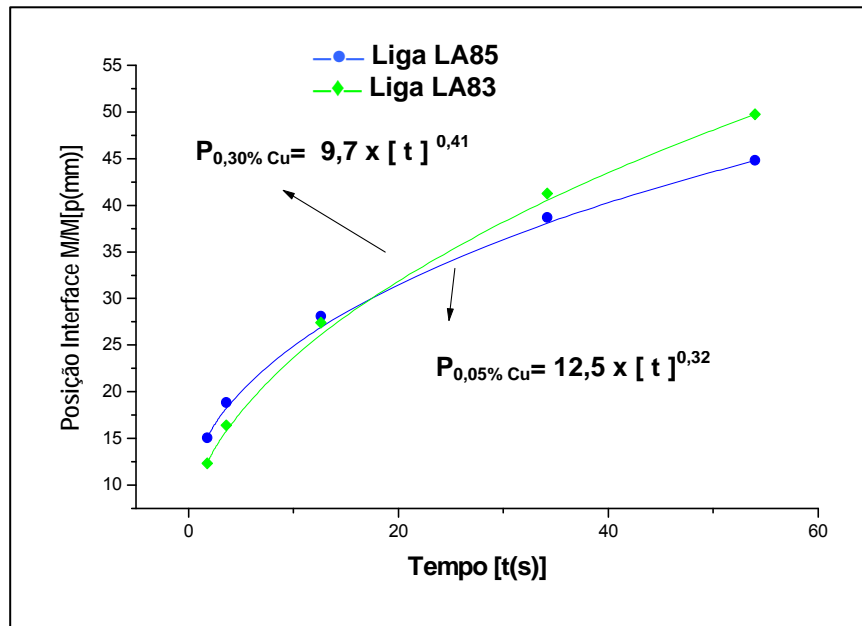


Figura 4.4. Evolução comparativa das isothermas *liquidus* das ligas de LA85 e LA83.

Na Fig. 4.4, observa-se que quando a curva da liga LA85 está aproximadamente na posição 30 mm, tomando como referência a interface metal/molde, a evolução da curva ao longo do tempo apresenta um comportamento superior em relação à curva da liga LA83. Após a posição de 30 mm a curva da liga LA85, passa a ter um tempo inferior para vencer as posições de deslocamento da curva isoterma *liquidus*.

Para se obter a equação da velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo para suas respectivas ligas, precisa-se derivar a equação (a) em função do tempo.

$$P = f(t) \quad (a)$$

chega-se a equação b, da velocidade das ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad (b)$$

O trabalho tem como referência a posição em relação à interface metal/molde, e a velocidade encontrada foi em função do tempo como mostram as Figs. 4.5 e 4.6. Entretanto, mediante uma breve manipulação matemática das equações encontradas das isothermas *liquidus* e velocidades em função do tempo para as quatro ligas, é possível determinar às velocidades de deslocamento das isothermas em função das distâncias da interface do metal/molde, resultando em $V_L = f(P)$.

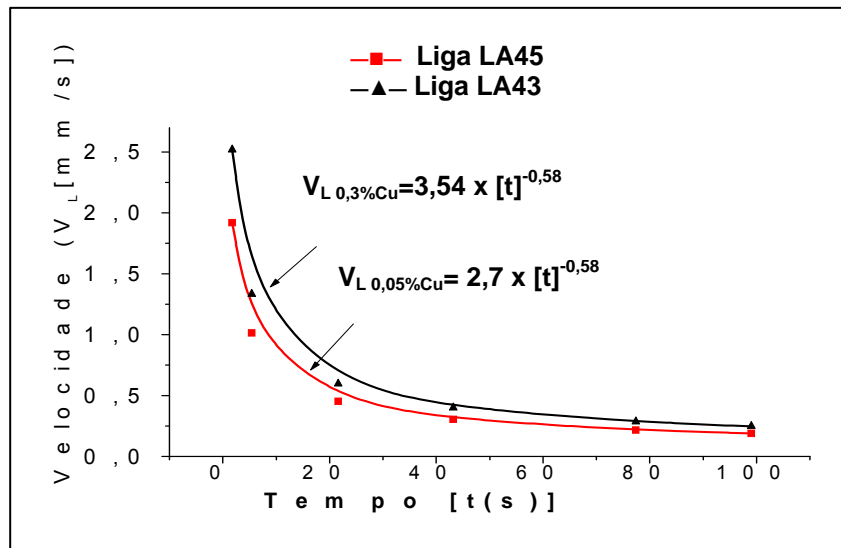


Figura 4.5. Velocidades de deslocamento das isothermas das ligas LA45 e LA43.

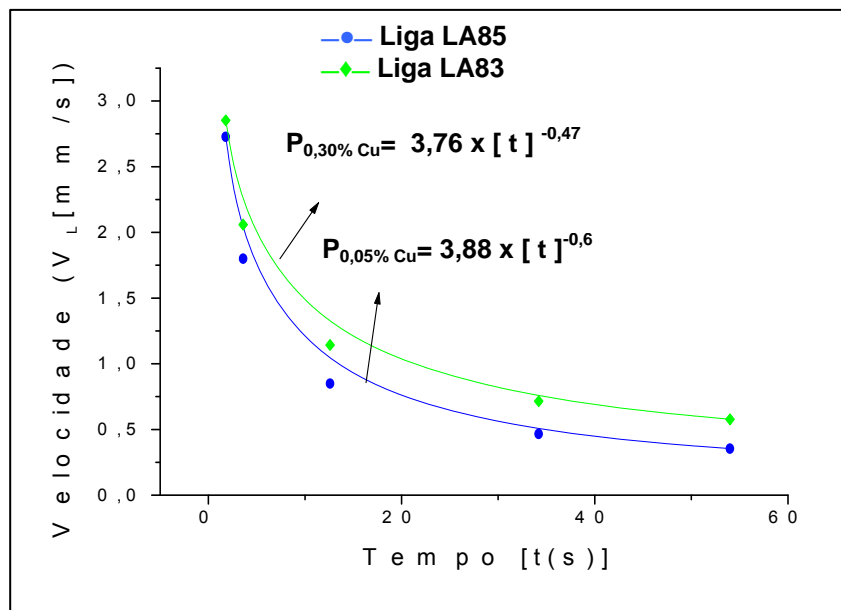


Figura 4.6. Velocidades de deslocamento das isothermas das ligas LA85 e LA83.

As Figuras 4.7 e 4.8 ilustram as velocidades das isothermas *liquidus* das ligas LA45, LA43, LA85 e LA83, após a manipulação matemática.

Observa-se na Fig. 4.7 que as ligas solidificaram com velocidades diferentes e que a liga de maior teor de cobre se apresenta com maior perfil de velocidade e, como conseqüência, apresentam diferentes estruturas.

Segundo Verran (VERRAN, 2004), quanto maior teor de cobre na liga de alumínio, maior a viscosidade do material. Entretanto, o teor de Si e Mg associado ao menor teor de cobre (0,05%) deve contribuir para melhorar a fluidez destas ligas e como conseqüência pode se ter uma liga que proporcione um contato mais íntimo com o molde por molhá-lo melhor e outra que proporcione um contato intermitente com o molde, por não molhá-lo. Daí os diferentes perfis para velocidade de solidificação para as duas ligas e os dois diferentes conjuntos de estruturas apresentados.

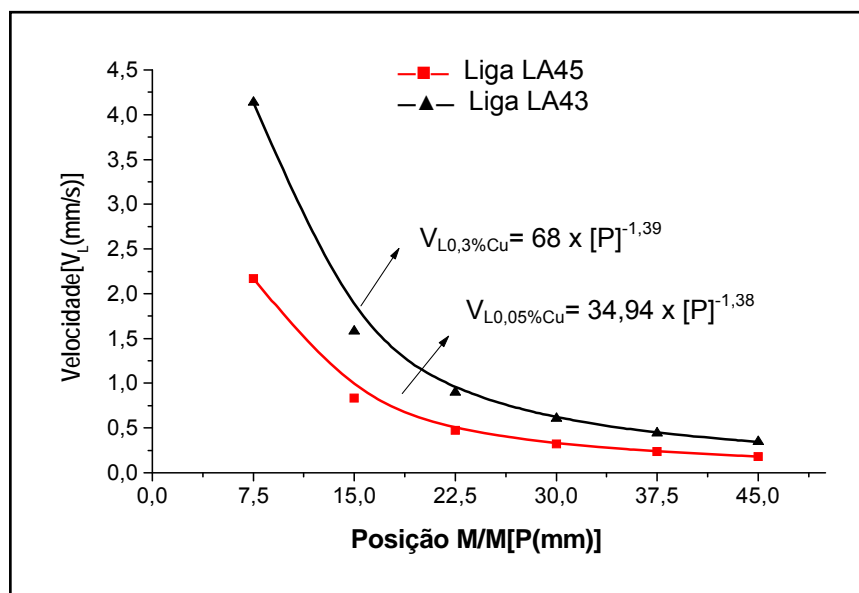


Figura 4.7. Velocidades das isothermas *liquidus* das ligas LA45 e LA43.

A Figura 4.8, mostra o comportamento das velocidades de resfriamento das curvas das ligas de alumínio LA83 e LA85, muito próximas nos instantes iniciais da

solidificação, mas, a medida que se afastam da interface metal/molde, observa-se que a liga de menor teor de cobre apresenta velocidade de resfriamento menor que a liga de maior teor de cobre. As ligas LA83 e LA85, tendem a apresentar maior fluidez e maior molhabilidade, devido a presença de 0,8%Si. A liga LA83 apresenta menor fluidez, devido a presença de 0,3%Cu, conseqüentemente a liga LA85 molha melhor o molde.

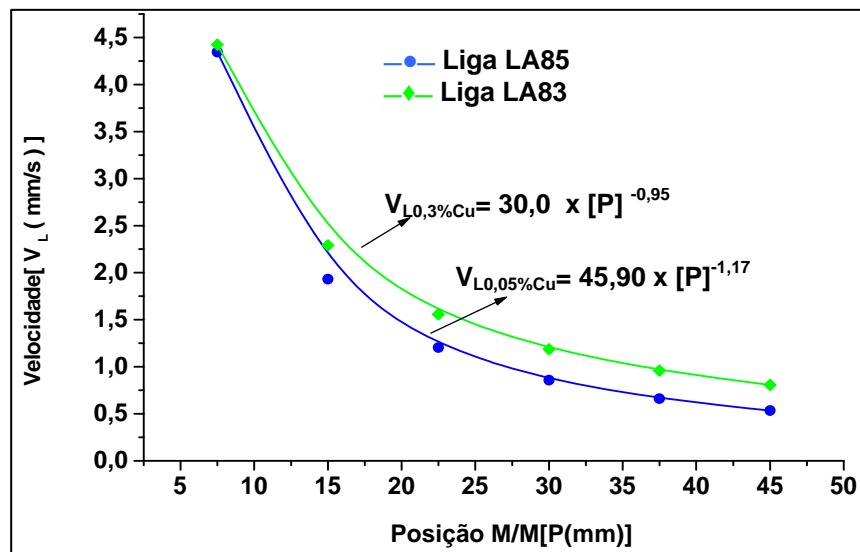


Figura 4.8. Velocidades das isothermas *liquidus* das ligas LA83 e LA85.

Verificou-se anteriormente que a melhor molhabilidade do molde pelo metal líquido pode ter como conseqüência a formação de estrutura bruta de fusão com ordem a curta distância, com forte tendência equiaxial pela imposição de baixas velocidades de solidificação.

4.3.2. Taxas de Resfriamento (\dot{T})

As taxas de resfriamento (\dot{T}) foram determinadas considerando-se os dados térmicos coletados imediatamente após a passagem da isoterma *liquidus* por cada termopar.

A evolução da taxa de resfriamento para as ligas LA45 e LA43, demonstrada na Fig.4.9, apresenta a consolidação das curvas experimentais em função da posição. As curvas permitem comparar a evolução da taxa de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* durante a solidificação. Nota-se que com o aumento do teor de cobre na liga LA43, esta apresenta taxa de resfriamento mais elevada.

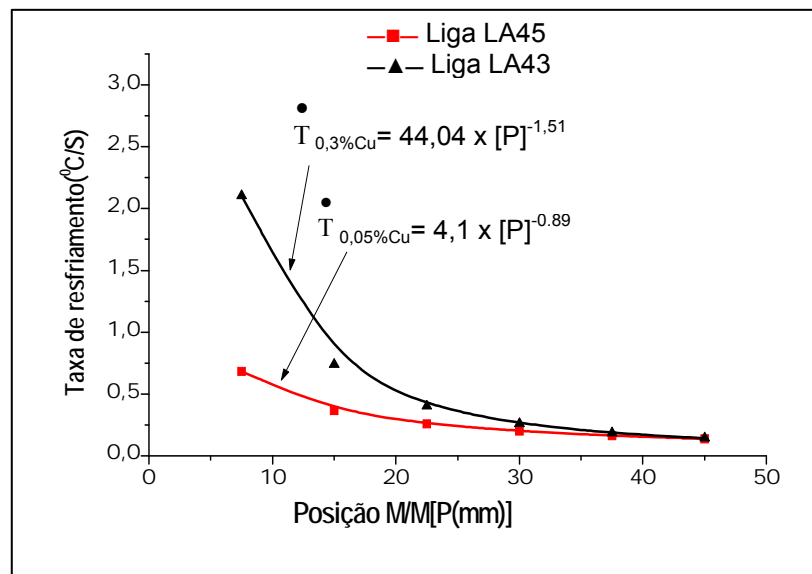


Figura 4.9. Evolução da taxa de resfriamento para as ligas LA45 e LA43.

Para as ligas da Fig.4.9, observa-se a diminuição progressiva da variável térmica em relação às posições mais afastadas da interface metal/molde, e à medida que a solidificação progride as taxas de resfriamento para as ligas tendem à convergir na posição 45mm.

A evolução da \dot{T} para as ligas de alumínio LA85 e LA83 mostrada na Fig.4.10 teve o mesmo comportamento das ligas analisadas anteriormente em relação ao distanciamento da interface metal/molde, diminuindo progressivamente conforme a solidificação, mas, no final das posições, as taxas de resfriamento das duas ligas

são paralelas. Com o aumento do teor de cobre as curvas apresentaram o mesmo comportamento da Fig. 4.6, sendo que para maiores teores de soluto, as \dot{T} são maiores.

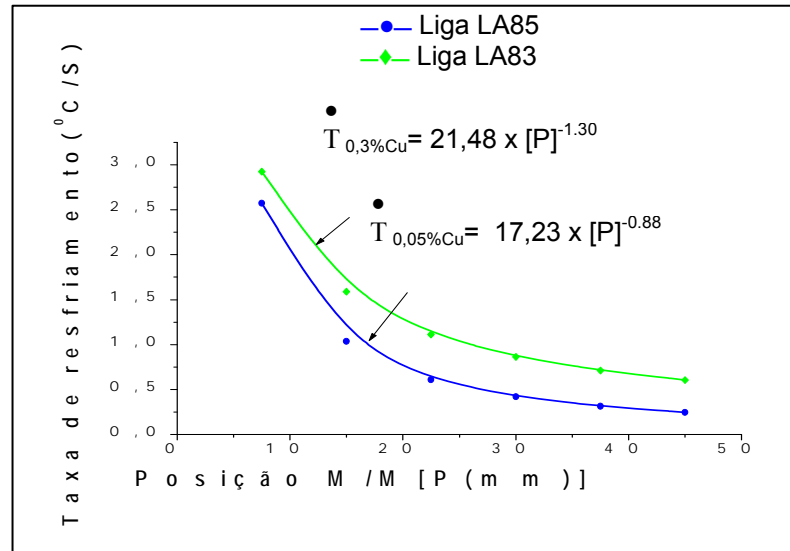


Figura 4.10. Evolução da taxa de resfriamento para as ligas LA85 e LA83.

4.4. Parâmetros Estruturais das Ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

4.4.1. Tamanho de Grão (TG) e Evolução da Macroestrutura das Ligas LA45 e LA43.

O fato da liga de alumínio LA43 se apresentar com maior perfil de velocidade de solidificação, vem trazer como conseqüência a formação da estrutura bruta de fusão de grãos menores, apresentado na Fig. 4.11.

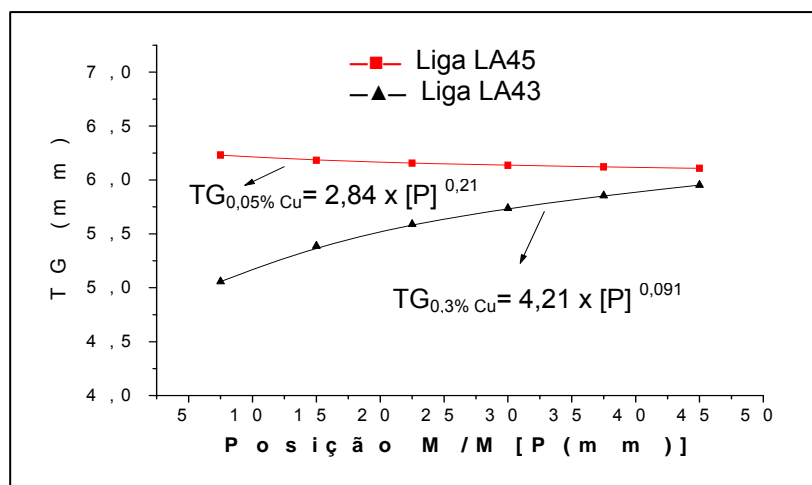


Figura 4.11. Evolução do tamanho de grão das ligas LA45 e LA43.

A estrutura macroestrutural da liga de alumínio LA43, mostrada na Fig. 4.12, apresenta grãos colunares nitidamente delgados, provavelmente por ter a taxa de resfriamento (\dot{T}) mais elevada, favorecendo a formação de grãos colunares.

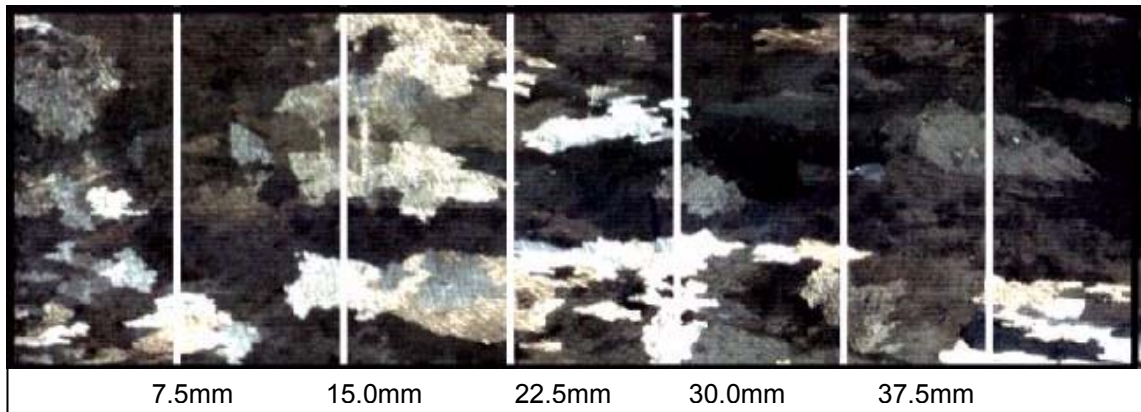


Figura 4.12. Evolução da macroestrutura no processo de solidificação da liga LA43.

Por outro lado, a Fig. 4.13 evidencia a estrutura macroscópica da liga LA45, em seu estado bruto de solidificação. Nota-se o surgimento de tendência à transição colunar-equiaxial aproximadamente na posição entre 15,00 e 22,5 mm dos termopares, com formação de grãos grosseiros e arranjados de forma a exibir ordem a curta distância, devido ao estabelecimento de uma baixa velocidade de solidificação.

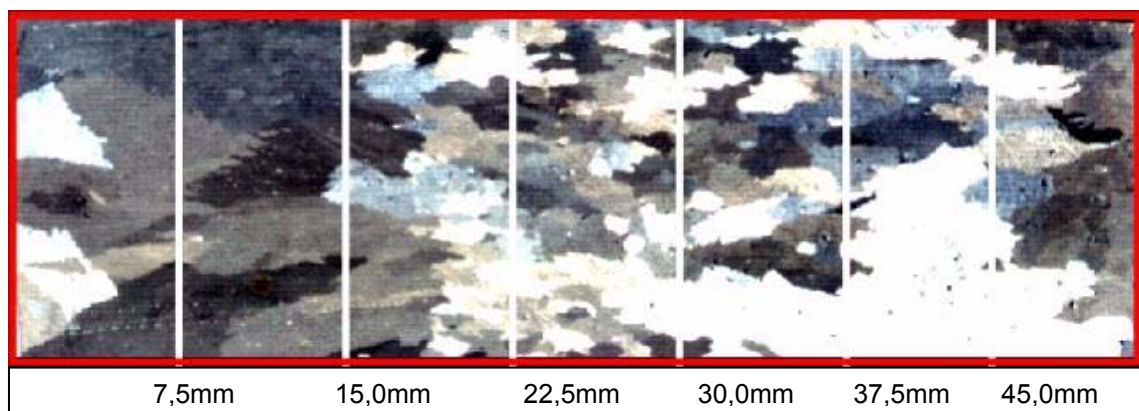


Figura 4.13. Evolução da macroestrutura no processo de solidificação da liga LA45.

4.4.2. Tamanho de Grão e Evolução da Macroestrutura das Ligas LA83 e LA85.

Observa-se que a liga de maior teor de cobre LA83 tem a formação de grãos menores (Fig. 4.14), devido ter apresentado velocidade de resfriamento maior.

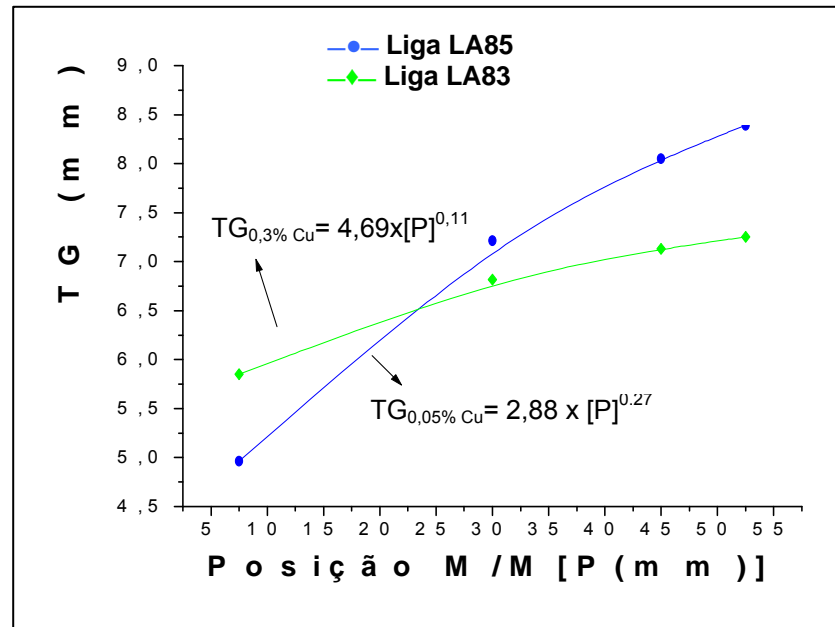


Figura 4.14. Evolução do tamanho de grão das ligas de LA85 e LA83.

Por outro lado verifica-se que a macroestrutura obtida na liga de menor teor de cobre (LA85) inicia a solidificação com grãos menores (Fig.4.15), com

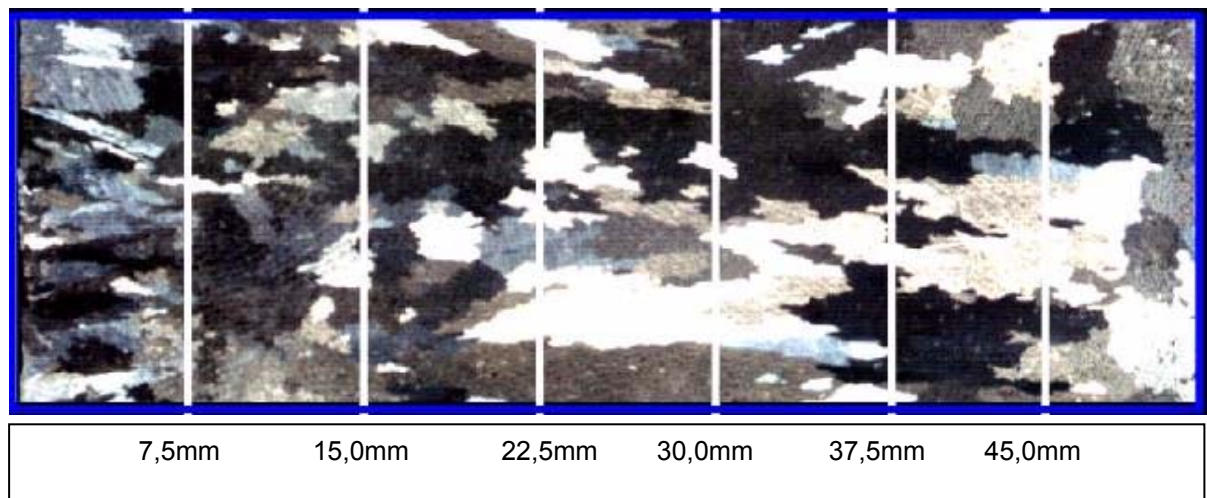


Figura 4.15. Evolução da macroestrutura durante o processo de solidificação das ligas LA85.

tendência de formação de uma zona colunar-equiaxial na posição próxima do termopar 7,5mm, que posteriormente crescem à medida que são mais afastados da interface metal/molde, evidência de que a imposição de uma menor velocidade de solidificação se sobrepõe à composição química. Esperava-se que a liga LA83 apresentasse grãos maiores devido a forte tendência do cobre na formação de grãos grossos.

A ilustração da Fig. 4.16, mostra a liga LA83 com estrutura de grãos bem menores que a liga LA85 (Fig. 4.15) formando, na posição dos termopares aproximadamente entre 22,5mm e 30,mm, uma tendência de formação colunar-equiaxial.

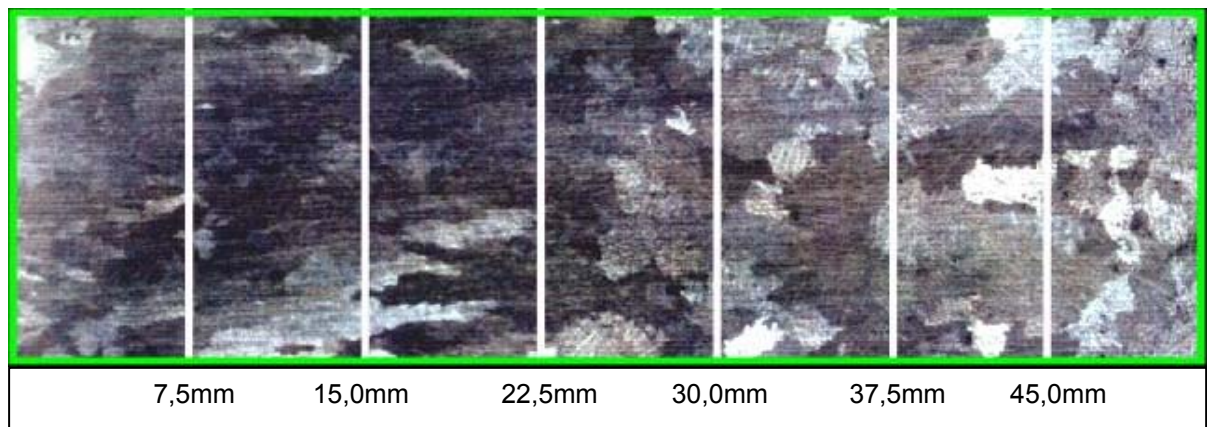


Figura 4.16. Evolução da macroestrutura durante o processo de solidificação da liga LA83.

4.4.3. Evoluções das Microestruturas das Ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

A Figura 4.17 mostra que com o aumento dos teores de soluto os espaçamentos dendrítico secundários (EDS) diminuíram. Quando feitas comparações entre os teores de soluto das ligas de Al 0,4%Si e 0,8%Si, de forma a manter um teor de soluto e aumentar o outro, observamos no gráfico do EDS, em função da posição, que os espaçamentos dendríticos secundários diminuíram com o

aumento do teor de Cu. Quando o teor de Cu é constante, o EDS diminui com o aumento do teor de silício.

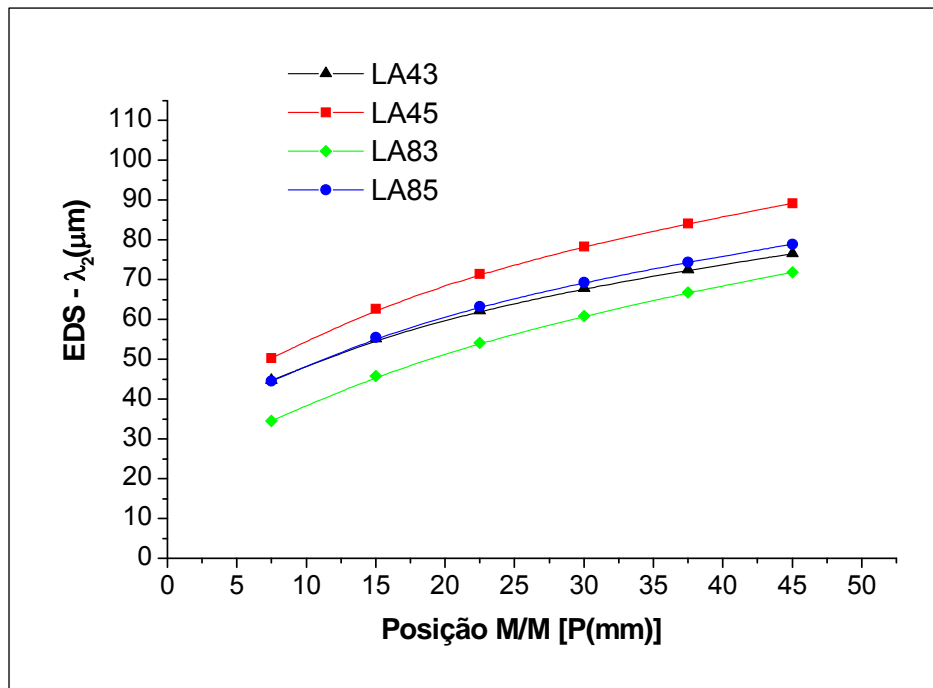


Figura 4. 17. Correlação entre as evoluções das macroestruturas das ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

Analisando os EDS experimentais em função da posição a partir da interface metal/molde (Figs. 4.18 e 4.19). Pode-se notar que, quanto maior o teor de soluto, menores os EDS para uma mesma posição a partir da interface metal/molde. Os perfis resultantes das quatro ligas estão de acordo com estudos anteriores desenvolvidos por Osório (OSÓRIO, 1998) em ligas Zn-Al e Quaresma (QUARESMA, 1999) em ligas do sistema Sn-Pb, que em seus estudos com as ligas chegaram a conclusão de que para um mesmo tempo local, os EDS decrescem com o aumento do teor de soluto na liga. Os decréscimos nos espaçamentos dendríticos podem ser observados por intermédio das imagens das estruturas microestruturais de solidificação nas Figs. 4.18 (b e c) e 4.19 (b e c).

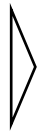
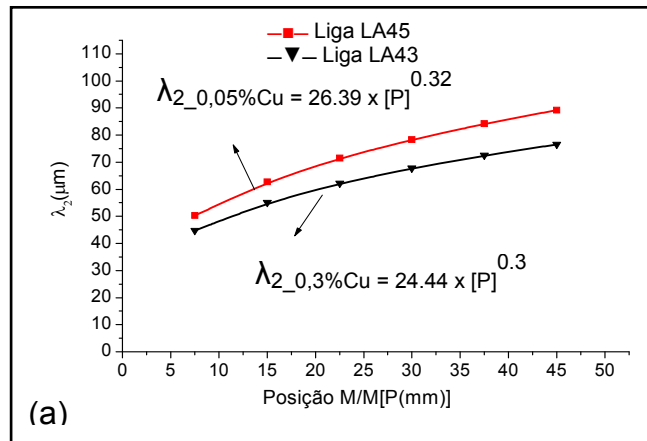


Figura 4. 18. a) EDS em função da posição (P) das ligas LA45 e LA 43; b) microestrutura obtida para a liga LA45 (50x); c) microestrutura obtida para a liga LA43 (50x).

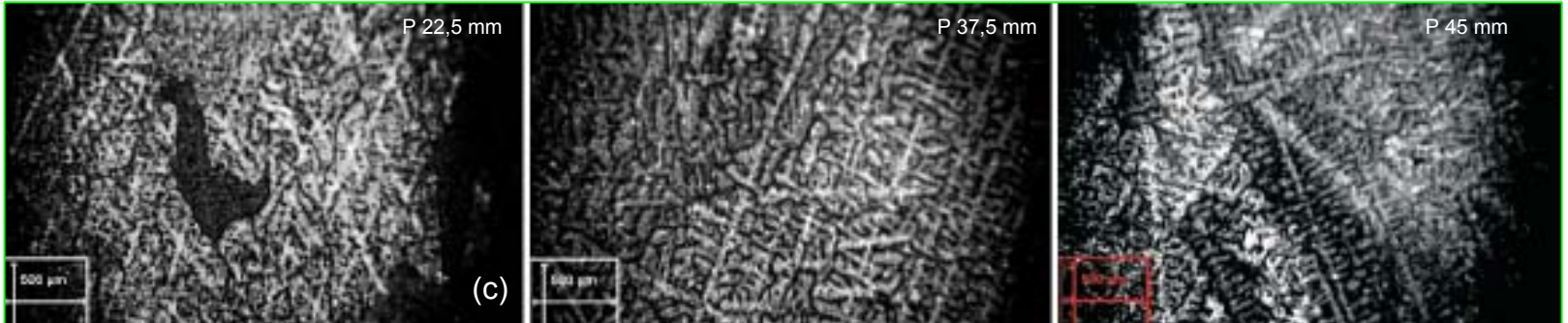
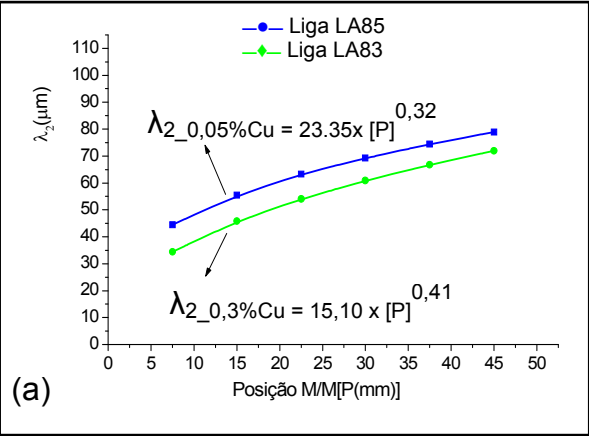


Figura 4. 19. a) EDS em função da posição (P) das ligas LA85 e LA83 b) microestrutura obtida para a liga LA85 (50x); c) microestrutura obtida para a liga LA83 (50x)

Capítulo 5

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS.

Os resultados experimentais obtidos e a correlação entre os aspectos térmicos de solidificação, macro e microestrutural permitem que sejam extraídos as seguintes conclusões:

Os parâmetros térmicos influenciaram diretamente no processo de geração da estrutura final do fundido, visto que a variação da velocidade ou taxa de resfriamento em decorrência do diferentes teores de cobre e silício fizeram com que os materiais, através da sua viscosidade e fluidez, tivessem um diferente contato do metal com molde e tendo como consequência uma mudança de estrutura do material, isto confirmado através das leituras macrográficas (tamanho de grãos) e micrográficas (EDS).

Mesmo trabalhando-se com uma liga com baixo teor de soluto, o material apresentou diferenças significativas nos seus parâmetros térmicos e estruturais (Tab 5.1). Observou-se que a liga de alumínio LA43, com maior teor de soluto, apresentasse com formação de grãos colunares delgados, bem diferente do comportamento das estruturas das outras três ligas, tendendo a uma estrutura de transição colunar-equiaxial, provavelmente por conta da maior molhabilidade em consequência da maior fluidez. Portanto, o mecanismo de solidificação unidirecional horizontal utilizado contribuiu para condições impostas aos bons resultados do estudo.

5.1. Síntese dos Dados.

As tabelas 5.1 e 5.2 mostram a síntese dos dados das ligas LA45, LA43, LA85 e LA83.

Tabela 5.1. Síntese dos Dados das Ligas LA45 e LA43

ITENS	LIGAS	
	LA45	LA43
I_L	$P_{0,3\%Cu} = 8,42 \times [t]^{0,42}$	$P_{0,05\%Cu} = 6,42 \times [t]^{0,42}$
V_L	$V_{L0,05\%Cu} = 34,94 \times [P]^{-1,38}$	$V_{L0,3\%Cu} = 68 \times [P]^{-1,39}$
\dot{T}	$\dot{T}_{0,05\%Cu} = 4,1 \times [P]^{-0,89}$	$\dot{T}_{0,3\%Cu} = 44,04 \times [P]^{-1,51}$
TG	$TG_{0,05\%Cu} = 2,84 \times [P]^{0,21}$	$TG_{0,3\%Cu} = 4,21 \times [P]^{0,091}$
EDS	$\lambda_{2\ 0,05\%Cu} = 26.39 \times [P]^{0.32}$	$\lambda_{2\ 0,3\%Cu} = 24.44 \times [P]^{0.3}$

Tabela 5.2. Síntese dos Dados das Ligas LA85 e LA83

ITENS	LIGAS	
	LA85	LA83
I_L	$P_{0,05\%Cu} = 12,5 \times [t]^{0,32}$	$P_{0,30\%Cu} = 9,7 \times [t]^{0,41}$
V_L	$V_{L0,05\%Cu} = 45,90 \times [P]^{-1,17}$	$V_{L0,3\%Cu} = 30,0 \times [P]^{-0,95}$
\dot{T}	$\dot{T}_{0,05\%Cu} = 17,23 \times [P]^{-0,88}$	$\dot{T}_{0,3\%Cu} = 21,48 \times [P]^{-1,30}$
TG	$TG_{0,05\%Cu} = 2,88 \times [P]^{0,27}$	$TG_{0,3\%Cu} = 4,69 \times [P]^{0,11}$
EDS	$\lambda_{2\ 0,05\%Cu} = 23.35 \times [P]^{0,32}$	$\lambda_{2\ 0,3\%Cu} = 15,10 \times [P]^{0,41}$

5.2. Sugestões para Próximos Trabalhos

Executar este estudo para ligas 6101-6202, com presença de potentes refinadores de grão;

Executar este mesmo estudo de ligas AL-Si-Cu-Mg-Fe, com presença de tratamentos térmicos.

Executar estudos experimentais que permitam correlacionar características mecânicas e elétricas, com as condições de solidificação.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

American Society For Testing Materials - ASTM **“Standard Test Method for Determining Average Grain Size”**. In: Annual Book of ASTM Standards, ASTM E 112 – 96.

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

CRUZ, K. A. S.: **“Efeito do teor de Si no comportamento físico e estrutural de liga diluídas Al-Mg –Si solidificadas unidirecionalmente”**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, 2004.

GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F.: **“Propriedade e usos de metais não ferrosos”**. ABM, 2º edição, 1976.

GARCIA, A., QUARESMA, J. M. V.; CHEUNG, N.: **“The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al–Cu ingots”**. Journal of Alloys and Compounds, pp.130–138, 2006

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

GARCIA, A.: **“Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades**

Decorrentes". Projeções, v. 23, pp. 13-32, jan./dez. 2005.

GOULART, P. R.: "**Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**". Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, 2005.

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

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

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

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

OSÓRIO, W. R.; SANTOS, C.A.; QUARESMA, J.M.V.; Garcia A.: "**Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings**". Journal of Materials Processing Technology, v143/44, n.c, pp. 703-709, 2003.

OSÓRIO, W. R.; QUARESMA, J.M.V.; NETO, M. F.; Garcia A.: **“Estrutura dendrítica e parâmetros térmicos na solidificação de ligas Zn-Al”**. anais do 13° CEBCIMAT, 1998.

OSÓRIO, W. R. R.: **“Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al”**. Dissertação de Mestrado, Unicamp, Campinas, 2000.

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

PERES, M. D.: **“Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Metal / Molde (h_i) e Molde/Ambiente (h_{amb}) , Relativos à Solidificação Unidirecional de Ligas do Sistema Al - Si, em Molde de Aço”**. Dissertação de Mestrado, UFPA, 2002.

QUARESMA, J. M. V.: **“Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica”**. Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 1999.

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

ROCHA, C. J.: **“Efeito do tratamento termomecânico na microsegregação de**

um aço maraging grau 1900 MPa". Dissertação de mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas (SP), pp.62 e 97, 1995.

RICKS, R.A et al.: "**Microstructural Optimization for Extrusion of 6063 Alloys**", 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, v.II, 1992, May, pp. 57-69.

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

SCHIEVENBUSCH, A.; Zimmermann, G.; Mathes, M.: "**Comparison of different analysis techniques to determine the cellular and dendritic spacing** **Materials Science and Engineering**". A, 173 (1), pp.85-88, Dec 1993.

SIQUEIRA, C. A. F.: "**Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial**". Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 2002.

VERRAN, O.G.: "**Método Alternativo para Medição do índice de Fluidez de Ligas de Al em Coquilhas, Fundição e Serviços**". n° 134, pp.70-79, Fevereiro, 2004.

VIVAS, M.; et al.: "**Transmission Electron Microscopy Study of Precipitate Morphology and Precipitate Overcoming Processes in Aluminum Alloy 6056-T6**". Materials Science and Engineering A, A 234-236, pp.664-667, 1997.

LEITURAS COMPLEMENTARES

COUTHARD J. O.; ELLIOT, R.: **“The dependence of the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidification conditions”**. Journal of the Institute of Metals, v. 95, pp. 21-23, 1967.

HATCH, J. E.: **“Aluminum properties an physical metallurgy”**. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984.

KURZ, W.; et al.: **“Columnar to equiaxed transition in solidification processing”**. Science and Tecnology Advanced Materials 2, pp. 185-191, 2001.

MÜLLER, A.: **“Solidificação e Análises Térmicas dos Metais”**. editora UFRGS, Porto alegre, Brasil, 2002.

ROCHA, O. F. L.; Siqueira, C. A.; Garcia, A.: **“Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys”**. Materials Science and Engineering A, pp. 59-69, 2003.

ROCHA, O. F. L.: **“Análise Teórico-Experimental da transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório”**. Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 2003.

ROCHA, O. F. L.; Siqueira, C. A.; Garcia, A.: **“Teoretical-Experimental analisis of the cellular/dendrite transition during unidirectional solidification of Sn-Pb alloys”**. Materials Research, v. 5, n. 3, pp. 391-397, 2002.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG; N.; GARCIA, A. **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition**. Metallurgical and Materials Transaction A, v. 33, pp. 2107-2118, 2002.

TIEDJE, N.; HANSEN, P. N.; PEDERSEN, A. S.: **“Modeling of primary and secondary dendrites in a Cu-6 wt pct Sn alloy”**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, pp. 4084-4093, 1996.

TRIVEDI, R.; Liu S.; MAZUMBER, P.; SIMSEK, E.: **“Microstructure development in the directionally solidified Al-4.0wt% Cu alloy system”**. Science and Technology of Advanced Materials, v. 2, pp. 309-320, 2001.

XIUNFANG, B.; et al.: **“Structure factors of modified Al-Si alloys”**. Science and Tecnology Advanced Materials 2, pp. 19-23, 2001.

WANQI, J.: **“Solute redistribution and segregation in solidification processes”**. Science and Tecnology Advanced Materials 2, pp. 29-35, 2001.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)