



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE MARABÁ  
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

JÚLIO CÉSAR LIMA DA SILVA

**CORRELAÇÃO TEÓRICO EXPERIMENTAL ENTRE PARÂMETROS  
TÉRMICOS E ESTRUTURAS DENDRÍTICAS NA SOLIDIFICAÇÃO  
UNIDIRECIONAL DA LIGA Al-5%Si.**

MARABÁ – PA  
2010

JÚLIO CÉSAR LIMA DA SILVA

**CORRELAÇÃO TEÓRICO EXPERIMENTAL ENTRE  
PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURAS DENDRÍTICAS NA  
SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL DA LIGA Al-5%Si.**

Trabalho de conclusão de curso  
apresentado a Faculdade de Engenharia  
de Materiais como requisito parcial para  
obtenção do título de Engenheiro de  
Materiais.

Orientador: Prof. Eng. Luís Fernando Nazaré Marques

MARABÁ-PA  
2010

JÚLIO CÉSAR LIMA DA SILVA

**CORRELAÇÃO TEÓRICO EXPERIMENTAL ENTRE  
PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURAS DENDRÍTICAS NA  
SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL DA LIGA Al-5%Si.**

Trabalho de conclusão de curso  
apresentado a Faculdade de Engenharia  
de Materiais como requisito parcial para  
obtenção do título de Engenheiro de  
Materiais.

Data de aprovação: \_\_\_\_ / \_\_\_\_ / \_\_\_\_

**Banca Examinadora:**

---

Prof. Eng. Luiz Fernando Nazaré Marques - Orientador  
FEMAT / UFPA

---

Prof. M.Sc. Alacid do Socorro Siqueira Neves  
FEMAT / UFPA

---

Prof. Eng. Márcio Paulo de Araújo Mafra  
FEMAT / UFPA

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho aos meus pais,

**José Roberto Carvalho Reis e Rosemary Nunes Lima,**

a minha avó,

**Zulmira Nunes de França,**

e aos meus irmãos,

**Diego, Daniela, Junior e Danrlei.**

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus pela sabedoria e saúde, virtudes que sempre pedi a ele, e que nunca me foram negadas. Agradeço também a meus pais José Roberto e Rosemary, pelo amor e compreensão nos momentos em que estive distante.

Ao Professor Luiz Fernando Nazaré Marques, pela confiança e ensinamentos.

À Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia de Materiais, pela minha formação em Engenheiro de Materiais.

A toda a turma de Engenharia de Materiais 2005 e em especial aos meus amigos: Kérlon, Crystopher, Flaviano, Renan e Marcelo pela amizade e companheirismo.

E por fim a todos que de alguma forma contribuíram para minha formação.

*“Transforme seus movimentos  
em oportunidades, veja o lado  
positivo das coisas e assim  
tornará seu otimismo uma  
realidade”*

**(Autor desconhecido)**

## RESUMO

Na solidificação, estabelecer correlações entre microestrutura e propriedades mecânicas decorrentes, é uma tarefa complexa e que se inicia pela análise dos diferentes aspectos microestruturais, como tamanho de grão, microestruturas de solidificação, inclusões, porosidades, etc. Alguns trabalhos da literatura afirmam que o tamanho do espaçamento interdendrítico é mais importante que o próprio tamanho de grão para as propriedades mecânicas que resultam do arranjo microestrutural. Por outro lado, os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação e de parâmetros tais como, velocidade de deslocamento da isoterma liquidus ( $V_L$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e teor de soluto ( $C_0$ ) nos espaçamentos dendríticos, daí a importância de se poder contar com uma forma quantitativa que permita expressar essa interdependência. Desta forma o presente trabalho consiste, portanto em percorrer todo esse caminho, a partir da solidificação unidirecional de uma liga Al-5%Si em diferentes condições de solidificação, tais como: variações no superaquecimento de 2 °C, 10 °C e 20 °C e condições de extração de calor da chapa molde (Polda e Recoberta), registrar a evolução de temperatura ao longo do processo, levantar experimentalmente os parâmetros térmicos de solidificação e estabelecer correlações com as microestruturas e os parâmetros térmicos de solidificação.

**Palavras Chaves:** Solidificação Unidirecional; Parâmetros Térmicos; Espaçamentos Dendríticos.

## ABSTRACT

Solidification structures in gross, to establish correlations between microstructure and mechanical properties arising, is a complex task that begins by analyzing the different microstructural features, such as grain size, solidification microstructures, inclusions, porosity, etc.

Some works of literature argue that the size of the interdendritic spacing is more important than the grain size to the mechanical properties resulting from microstructural design. On the other hand, the dendrite arm spacing depends on thermal conditions during the solidification process and parameters such as speed of the liquidus isotherm ( $V_L$ ), cooling rate ( $\dot{T}$ ) and solute content ( $C_0$ ) in the dendrite arm spacing, hence the importance of being able to have a quantitative manner that allows expression of this interdependence.

Thus the present work is therefore to go all the way from the unidirectional solidification of an alloy Al-5% Si at different solidification conditions such as variations in the superheat of 2 ° C, 10° C and 20 ° C and conditions heat extraction plate mold (Polite and Shielded), record the temperature evolution along the process, raise experimentally the thermal parameters of solidification and establish correlations with the microstructure and thermal parameters of solidification.

**Keywords:** Unidirectional solidification; Thermal parameters; arm spacings.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Correspondência entre sistemas real e virtual na solidificação de ligas binárias. Perfil térmico proposto por Garcia (1978, 2001).....	19
Figura 2.2	Deslocamento da isoterma liquidus e solidus nos sistemas real e virtual (Garcia, 2001).....	22
Figura 2.3	Variação do parâmetro M para ligas de alumínio (em destaque de vermelho a liga Al 5%Si, objeto em estudo) (Garcia 2001).....	32
Figura 3.1	Fluxograma do Procedimento Experimental.....	34
Figura 3.2	(a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.....	35
Figura 3.3	(a) Termopar acoplado a um plug-conector; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.....	36
Figura 3.4	(a) Lingoteira com posicionamento dos termopares, (b) Chapa Molde corte 90° e (c) Chapa Molde com dimensões (mm).....	37
Figura 3.5	(a) Microscópio óptico com interface digital e (b) Durômetro portátil.....	38
Figura 3.6	Diagrama de fases Al-Si.....	39
Figura 3.7	Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-5%Si..	40
Figura 3.8	Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente.....	41
Figura 3.9	Processo de solidificação direcional: (a) Posicionamento da lingoteira, (b) Lingoteira posicionada, (c) Acionamento do dispositivo, (d) Isolamento térmico superior, (e) Dispositivo com isolamento superior, (f) Lingote solidificado.....	42
Figura 3.10	Esquema experimental utilizado no processo de solidificação unidirecional	42
Figura 3.11	Esquema de preparação das amostras: (a) lingote inteiro, (b) Lingote seccionado para revelação da macroestrutura, (c) Lingote seccionado para revelação da microestrutura.....	43
Figura 3.12	Microscópio óptico com interface com microcomputador.....	44
Figura 3.13	Método para quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários, (PERES, 2005).....	44

Figura 4.1	Correlação entre as curvas experimentais que representam a velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição para as diferentes condições de solidificação em moldes de aço inoxidável SAE 310 polido e recoberto..	46
Figura 4.2	Correlação entre curvas experimentais que representam a taxa de resfriamento como função da posição para a Liga Al-5%Si solidificada em molde aço inoxidável SAE 310 polido com superaquecimento de 2°C, 10°C, 20°C e molde recoberto com superaquecimento de 2°C.....	47
Figura 4.3	Micrografia da liga Al-5%Si contendo os espaçamentos dendríticos secundários para as posições (a) 8mm; (b) 17mm; (c) 38mm e (d) 68mm da interface metal/molde.....	47
Figura 4.4	Espaçamento Dendrítico Secundário em função da velocidade para liga binária Al5%Si. Sendo $\lambda_2 = 30,00 \sqrt[2]{V_L}$ para os superaquecimentos de 2 °C, 10 °C e 20 °C e $\lambda_2 = 16,00 \sqrt[2]{V_L}$ para o superaquecimento de 2 °C em chapa molde recoberta.....	48
Figura 4.5	Comparação entre os espaçamentos dendríticos secundários experimentais e teóricos em função da velocidade para ligas Al-5%Si.....	49
Figura 4.6	Comparação entre os espaçamentos dendríticos secundários experimentais e o tempo local de solidificação para a liga Al-5%Si em diferentes condições de solidificação.....	50

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante $C$ para diversas ligas metálicas.....	30
Tabela 2.2	Modelos teóricos de crescimento dendríticos secundários (EDS).....	31
Tabela 2.3	Fator exponencial das leis de crescimento dendritico secundário $\lambda_2 = C(GV)^a$ , para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).....	33
Tabela 2.4	Fator exponencial das leis de crescimento dendritico secundário $\lambda_2 = C(GV)^a$ , para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).....	33
Tabela 4.1	Espaçamentos dendríticos secundários - $\lambda_2$ .....	45

## LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

UFPA	- Universidade Federal do Pará
FEMAT	- Faculdade de engenharia de materiais
Al	- Alumínio
Pb	- Chumbo
Si	- Silício
Cu	- Cobre
Zn	- Zinco
°C	- Grau Celsius
$\lambda_c$	- Espaçamento celular
$\lambda_1$	- Espaçamento dendrítico primário
$\lambda_2$	- Espaçamento dendrítico secundário
$\mu\text{m}$	- Micrômetro
%	- Percentual
V	- Volume
$T_L$	- Linha liquidus
$V_L$	- Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>
$G_L$	- Gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido
$\dot{T}$	- Taxa de resfriamento
$C_0$	- Concentração de soluto
$C_{Lmáx}$	- Concentração máxima do líquido interdendrítico
$C_E$	- Concentração do eutético
$\sigma_{SL}$	- Tensão superficial da interface <i>S/L</i>

$\alpha_L$	- Difusividade térmica do líquido
M	- Razão das difusividades de calor do sólido e do material do molde
t	- Tempo
$t_{SL}$	- Tempo de solidificação local
L	- Calor latente de fusão
$T_V$	- Temperatura de vazamento
$T_S$	- Temperatura solidus
$T_L$	- Temperatura liquidus
$T_M$	- Temperatura no molde
$h_l$	- Coeficiente de transferência de calor metal/molde
$d$	- Densidade
C	- Concentração
HF	- Ácido fluorídrico
<i>EDS</i>	- Espaçamento Dendritico Secundário
x	- Posição no metal em relação à interface metal/molde
s	- Segundos
mm	- Milímetro
g	- Grama
ASTM	- American Society for Testing and Materials

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	14
1.1 OBJETIVOS.....	15
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA</b> .....	17
2.1 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO.....	17
2.2 MODELO ANÁLITICO PARA LIGAS BINÁRIAS.....	18
2.3 CINÉTICA DA SOLIDIFICAÇÃO.....	21
2.3.1 Deslocamento da Isoterma Solidus.....	21
2.3.2 Deslocamento da Isoterma Liquidus.....	21
2.3.3 Distribuição de Temperaturas no Molde ( $T_m$ ).....	22
2.3.4 Velocidade de Crescimento da Isoterma Liquidus ( $V_L$ ).....	24
2.3.5 Gradiente de Temperatura ( $G_L$ ).....	25
2.3.6 Taxa de Resfriamento ( $\dot{T}$ ).....	26
2.3.7 Tempo Local de Solidificação ( $T_{SL}$ ).....	26
2.4 MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO.....	27
2.5 LEIS DE CRESCIMENTO DENDRITICO.....	28
2.5.1 Espaçamentos Dendriticos Secundários.....	29
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	34
3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	34
3.2 APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM.....	35
3.3 PREPARAÇÃO DA LIGA Al-5%Si.....	38
3.4 SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL.....	40
3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	43
<b>4 RESULTADOS DISCUSSÕES</b> .....	45
<b>5 CONSIDERAÇÕES FINAIS</b> .....	51
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	52
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS</b> .....	53

## 1 INTRODUÇÃO

As ligas metálicas apresentam propriedades mecânicas superiores às dos seus metais constituintes. Combinações na mistura dos elementos levam a modificação na estrutura. As ligas do sistema Al-Si encontram uma grande variedade de uso na indústria, pela combinação única de propriedades, tais como: baixa densidade, alta resistência mecânica, resistência à corrosão, reciclabilidade, durabilidade, ductilidade, fácil trabalhabilidade e boa condutividade térmica e elétrica.

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final, não somente no caso de peças de fundição, que já apresentam essencialmente a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios ou forjados. Embora se acredite que eventuais defeitos da estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica de lingotes, não ocorre exatamente isto na prática. Mesmo que determinados defeitos desapareçam macroscopicamente com o processo de deformação, geralmente a maioria deles é conduzida até o produto acabado. As características mecânicas, elétricas e químicas deste produto dependem da macroestrutura e da microestrutura resultantes (Garcia, 2001, 2005).

Na fabricação de peças e componentes fundidos de ligas de alumínio, o silício é o elemento de maior importância na ordem de fabricação. As ligas Al-Si, conhecidas como ligas da série A 3XX.X, perfazem aproximadamente 90% de todos os produtos fundidos de alumínio. As propriedades das ligas alumínio-silício são fortemente dependentes do processo de fundição usado, das adições químicas para modificação do ponto eutético, da estrutura granulométrica, da morfologia do silício primário e do tratamento do metal líquido (para a remoção de hidrogênio e para remover inclusões) (Peres, 2005).

Espaçamentos dendríticos primários e secundários ( $\lambda_1 e \lambda_2$ ) são importantes parâmetros microestruturais resultantes do processo de solidificação, pois é fato conhecido que os mesmos exercem grande influência sobre as propriedades de

ligas, já que espaçamentos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica existente entre as ramificações dendríticas, o que favorece o comportamento mecânico. Estudos recentes têm mostrado que há variáveis importantes para o controle da solidificação, como velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ), grau de super-resfriamento constitucional e concentração de soluto ( $C_0$ ) (GARCIA, 2001). Estas variáveis podem ser correlacionadas com a forma da microestrutura apresentada descrita pelas metalografias quantitativa, ótica e eletrônica.

A literatura apresenta resultados dos efeitos dos parâmetros térmicos nos espaçamentos dendríticos primários e secundários, a maioria deles para condições de fluxo de calor estacionário. No presente trabalho foram investigados velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e o tempo de solidificação local ( $t_{SL}$ ) nos espaçamentos dendríticos secundários para a liga Al-5%Si sob condições de fluxo de calor em regime transitório. Para o desenvolvimento experimental, foi utilizado um sistema de solidificação unidirecional vertical ascendente refrigerado a água.

## 1.1 OBJETIVOS

Tendo em vista a importância da verificação da evolução térmica da liga Al-5%Si, incluindo a correlação das variáveis térmicas de solidificação e as medidas do espaçamento dendrítico secundário. Este trabalho foi planejado com o objetivo de desenvolver uma análise teórico-experimental ordenado pelas seguintes atividades:

- Caracterizar a microestrutura utilizando técnicas metalográficas e quantificar os espaçamentos dendríticos secundários (EDS);



- Investigar a influência dos parâmetros térmicos de solidificação ( $V_L$ ,  $\dot{T}$ ,  $t_{SL}$ ) nos espaçamentos dendríticos secundários e
- Confrontar modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário, previstos na literatura com os resultados experimentais obtidos.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

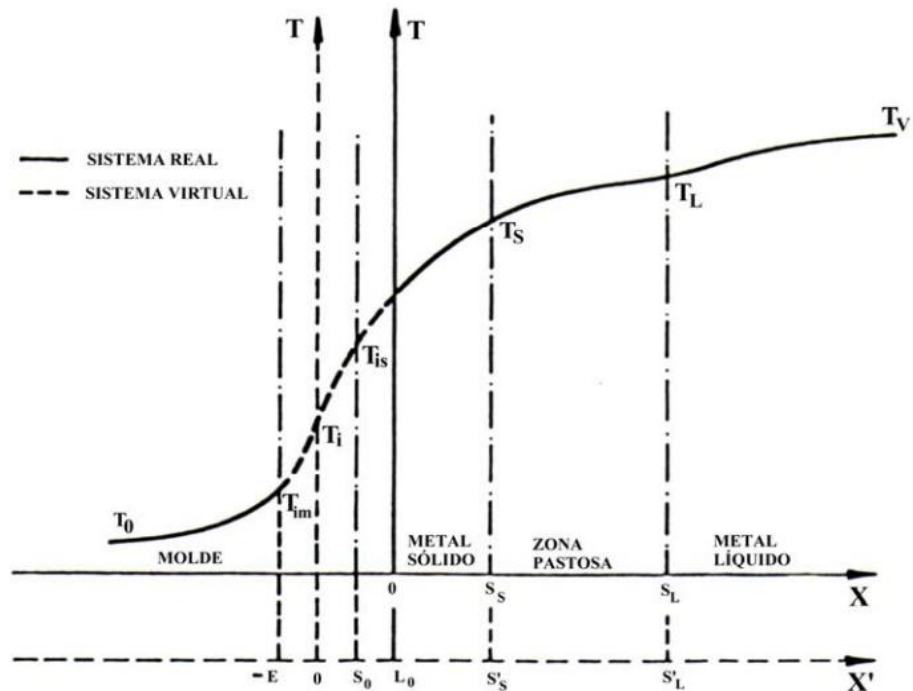
### 2.1 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação de materiais pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório. A transformação líquido/sólido é acompanhada por liberação de energia térmica, com uma fronteira móvel separando as duas fases de propriedades termofísicas distintas. A análise da transferência de calor na solidificação apresenta essencialmente dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a determinação da cinética da solidificação (Garcia, 2005).

Nas operações de fundição ou lingotamento, a utilização de diferentes tipos de molde permite que alguns desses modos transitórios de transferência de calor possam ser desprezados no cômputo global da energia térmica transferida. Pode-se, por exemplo, dimensionar moldes metálicos ou coquilhas de tal forma que absorvam todo o calor transferido até o final da solidificação, ou que apenas eleve sua temperatura externa nos instantes finais do processo, tornando inexpressiva a troca de calor com o meio ambiente. Esses moldes são conhecidos como semi-infinitos, não evidentemente pelo aspecto dimensional, mas sim pelo fato de não necessitarem trocar calor com o ambiente para viabilizar completamente a solidificação. Esses moldes não são viáveis economicamente na indústria de fundição, já que envolvem um volume grande de material na sua confecção em relação ao volume da peça a ser produzida. Já os moldes refrigerados têm a sua temperatura externa mantida constante pela ação do fluido que é introduzido no circuito de refrigeração em condições de fluxo contínuo durante o processo. No outro extremo encontram-se os moldes refratários, como os moldes de areia, que permitem uma maior flexibilização na fundição de geometrias complexas a um baixo custo relativo, mas não são bons absorvedores de calor, que permitem algumas simplificações na análise de fluxo de energia térmica (Garcia, 2001; Peres, 2005).

## 2.2. MODELO ANALÍTICO PARA LIGAS BINÁRIAS

Um modelo de transferência de calor (Garcia, 1983, 1984, 2001), que descreve a distribuição da temperatura e as posições das isothermas *liquidus* e *solidus* com o tempo na solidificação unidirecional de ligas binárias será aplicado para determinar as expressões da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) e da taxa de resfriamento  $\dot{T}$ . O modelo em questão trata do movimento simultâneo de duas fronteiras, as isothermas *liquidus* e *solidus*, entre as quais o calor latente é gradativamente liberado, e é uma extensão de outro modelo desenvolvido por Garcia e Prates (1978) para metais puros e ligas eutéicas, nos quais a frente de solidificação é caracterizada como plana. O presente modelo emprega uma técnica matemática que substitui a resistência Newtoniana na interface metal/molde por uma camada equivalente de material em um sistema virtual. Isso é assumindo que essa resistência interfacial é representada por um coeficiente de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ). Durante a solidificação unidirecional do lingote, as fronteiras na ponta e raiz da dendrita são consideradas simultaneamente (isothermas *liquidus* e *solidus*, respectivamente). A Figura 2.1 apresenta as camadas virtuais assumidas por Garcia e Prates (1978), quais sejam: camada virtual do molde ( $E_0$ ), camada virtual de sólido ( $S_0$ ) e camada virtual de sólido e zona pastosa ( $L_0$ ). Isso permite considerar, portanto, como perfeito o contato entre metal a ser solidificado e o molde.



**Figura 2.1** - Correspondência entre sistemas real e virtual na solidificação de ligas binárias. Perfil térmico proposto por Garcia (1978, 2001).

Nessas condições, pode-se determinar por condução todo o calor retirado do sistema esquematizado pela Figura 2.1, o que permite analisar a solidificação pela Equação de Fourier para condução de calor em regime transitório, conforme mostra a Equação 1.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (1)$$

Onde  $\alpha = K/c\rho$  é a difusividade térmica,  $K$ ,  $c$  e  $\rho$  são respectivamente a condutividade térmica, o calor específico e a densidade do metal.

A mistura de sólido e líquido contida entre as isotermas *solidus* e *liquidus* dá nome a essa região de zona pastosa, na qual, para efeito de cálculo, a condutividade térmica e a densidade serão consideradas uma média aritmética dessas propriedades no metal sólido e metal líquido e a liberação do calor latente dentro desse intervalo de solidificação é realizada através de um ajuste no calor específico, ou seja (Garcia, 1984, 2001):

Para  $T > T_L$  temos:  $K_L$ ,  $\rho_L$  e  $c_L$ : (2)

Para  $T_{SOL} < T < T_L$  temos:  $K_{SL} = (K_S + K_L)/2$ ; (3)

$$\rho_{SL} = (\rho_S + \rho_L)/2; \quad (4)$$

$$c_{SL} = c_L + L/(T_L - T_{SOL}); \quad (5)$$

Para  $T < T_{SOL}$ , tem-se:  $K_S$ ,  $\rho_S$  e  $c_S$  (6)

Onde  $K$  é a condutividade térmica,  $\rho$  é a densidade,  $c$  é o calor específico,  $T_{SOL}$  e  $T_L$  são, respectivamente, as temperaturas *solidus* de não equilíbrio e *liquidus* e, finalmente, o subíndice  $S_L$  representa a zona pastosa compreendida entre o início da solidificação à temperatura *liquidus* e seu final à temperatura *solidus*.

A equação básica de Fourier (Equação 1) para análise de condução de calor aplicada à fluxo unidimensional é exatamente empregada no sistema virtual metal/molde, e a solução obtida nesse sistema pode ser transladada para o sistema real através de relações simples.

O modelo tem sido detalhado em artigos publicados recentemente e validado através de resultados experimentais obtidos por meio da solidificação unidirecional das ligas Al-Cu (Quaresma *et al*, 2000) e Zn-Al (Osório e Garcia, 2002, Siqueira *et al*, 2002 e Rocha *et al*, 2003), ambos para ligas Sn-Pb e Al-Cu.

## 2.3 CINÉTICA DA SOLIDIFICAÇÃO

### 2.3.1 Deslocamento da Isoterma *Solidus*

$$t = \frac{S_s^2}{4\alpha_s\phi_1^2} + \frac{L_0}{2\alpha_s\phi_1^2} S_s + \frac{(L_0^2 - S_0^2)}{4\alpha_s\phi_1^2}, \quad (7)$$

Onde,  $t$  é o tempo,  $S_s$  é a posição da isoterma *solidus* em relação à interface metal/molde,  $\alpha_s$  é a difusividade térmica do sólido,  $\phi_1$  é a constante de solidificação vinculada ao deslocamento da isoterma em questão,  $S_0$  é a camada virtual do sólido e  $L_0$  é a camada virtual de sólido e zona pastosa.

### 2.3.2 Deslocamento da Isoterma *Liquidus*

$$t = \frac{S_L^2}{4\alpha_{sL}\phi_2^2} + \frac{L_0 S_L}{2\alpha_{sL}\phi_2^2} \quad (8)$$

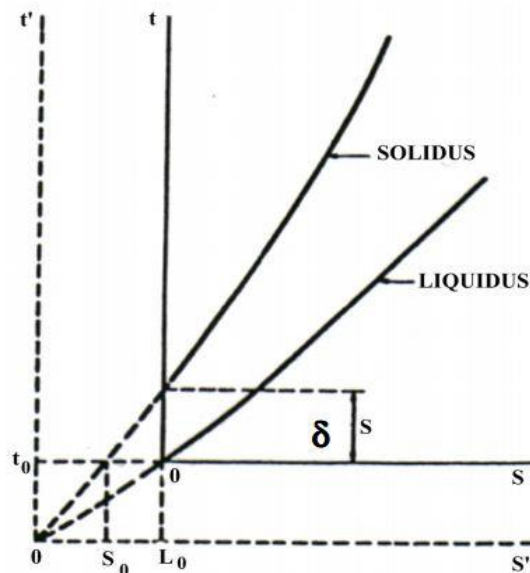
Onde  $S_L$  é a posição da isoterma *liquidus* em relação à interface metal/molde,  $\alpha_{sL}$  é a difusividade térmica da zona pastosa e  $\phi_2$  é a constante de solidificação vinculada ao deslocamento da isoterma em questão.

Verifica-se, portanto, pelas equações (7) e (8) que as isotermas *solidus* e *liquidus* deslocam-se com velocidades diferentes. À medida que a solidificação progride as mesmas vão se afastando uma da outra.

### 2.3.3 Distribuição de Temperaturas no Molde ( $T_M$ )

$$T_M = T_0 + \frac{M(T_{SOL} - T_0)}{M + \text{erf}(\phi_l)} \left[ 1 + \text{erf} \left( N \phi_l \frac{x - E_0}{S_s + L_0} \right) \right], \quad (9)$$

Onde,  $M$  é a razão das difusividades de calor do sólido [ $b_S = (K_S c_S \rho_S)1/2$ ] e do material do molde [ $b_M = (K_M c_M \rho_M)1/2$ ], isto é,  $M = b_S/b_M$ ,  $N$  é a raiz quadrada da razão entre as difusividades térmicas do sólido e do material do molde, isto é,  $N = (\alpha_S/\alpha_M)^{1/2}$ ,  $E_0$  é a camada do molde no sistema virtual,  $T_0$  é a temperatura ambiente e “ $x$ ” é a posição no metal em relação à interface metal/molde.



**Figura 2.2** - Deslocamento da isoterma *liquidus* e *solidus* nos sistemas real e virtual.

(Garcia, 2001).

Distribuição de temperaturas no sólido ( $T_{Sólido}$ )

$$T_{Sólido} = T_0 + \frac{(T_{SOL} - T_0)}{M + \text{erf}(\phi_l)} \left[ M + \text{erf} \left( \phi_l \frac{x + E_0}{S_s + L_0} \right) \right] \quad (10)$$

Distribuição de temperaturas na zona pastosa ( $T_{SL}$ )

$$T_{SL} = T_L - \frac{(T_L - T_{SOL})}{\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)} \left[ \text{erf}(\phi_2) - \text{erf}\left(\phi_2 \frac{x + L_0}{S_S + L_0}\right) \right] \quad (11)$$

Distribuição de temperaturas no líquido ( $T_{Líquido}$ )

$$T_{Líquido} = T_V - \frac{(T_V - T_L)}{1 - \text{erf}(m\phi_2)} \left[ 1 - \text{erf}\left(m\phi_2 \frac{x + L_0}{S_S + L_0}\right) \right] \quad (12)$$

Onde  $m$  é a raiz quadrada da razão entre as difusividades térmicas da zona pastosa e líquido, isto é,  $m = (\alpha_{SL}/\alpha_L)^{1/2}$  e  $T_V$  é a temperatura de vazamento.

Por meio das equações de (10) a (12) pode-se calcular a distribuição de temperaturas em qualquer posição no molde, no metal sólido, na zona pastosa e no líquido e em qualquer instante do processo de solidificação. Através do balanço térmico nas interfaces sólido/zona pastosa e zona pastosa/líquido, as constantes  $\phi_1$  e  $\phi_2$  que estão vinculadas nas formulações matemáticas, permitem que as mesmas sejam calculadas pela solução simultânea das seguintes equações:

$$\frac{(T_L - T_{SOL})}{\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)} = \frac{K_S \exp[(n^2 - 1)\phi_1^2]}{K_{SL} n [M + \text{erf}(\phi_3)]} (T_{SOL} - T_0) \quad (13)$$

$$\frac{(T_L - T_{SOL})}{\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)} = \frac{K_L m \exp[(1 - m^2)\phi_2^2]}{K_{SL} [1 + \text{erf}(m\phi_2)]} (T_V - T_{LQ}) \quad (14)$$

As camadas virtuais,  $S_0$ ,  $L_0$  e  $E_0$ , que se equivalem à resistência newtoniana do sistema real, podem ser expressas como uma função do coeficiente de transferência de calor e são, respectivamente, dadas pelas seguintes equações:



$$S_0 = \frac{2K_s\phi_1(T_{sol} - T_\phi)}{\sqrt{x} \exp(\phi_1^2) [M + \operatorname{erf}(\phi)] (T_L - T_\phi) h_1} \quad (15)$$

$$L_0 = \frac{\phi_2}{n\phi_1} S_0 \quad (16)$$

$$E_0 = \frac{S_0}{N} \quad (17)$$

As equações de (7) a (17) definem completamente a solução, e podem ser utilizadas na análise da solidificação unidirecional de qualquer material que solidifique em um intervalo de temperaturas.

As equações (7) e (8) podem ser simplificadas para as seguintes formas, respectivamente:

$$t = \theta_S S_S^2 + \beta_S S_S + \delta_1 \quad (18)$$

Onde  $\delta$  é o tempo transcorrido até o surgimento da isoterma *solidus* no início do processo.

$$t = \theta_L S_L^2 + \beta_L S_L \quad (19)$$

#### 2.3.4 Velocidade de Crescimento da Isoterma *Liquidus* ( $V_L$ )

A velocidade de crescimento da isoterma *liquidus* pode ser definida pelo inverso da derivada da equação (19), conforme mostra a equação (20).

$$V_L = \frac{1}{2\theta_L S_L + \beta_L} - \frac{2\alpha_{SL}\phi_2^2}{S_L + L_0} \quad (20)$$

A introdução das equações (17) e (18) na equação (20) permite obter a seguinte expressão para a velocidade:

$$V_L = \frac{2\alpha_{SL}\phi_2^2}{\left[ \frac{2K_S\phi_2(T_{SOL} - T_0)}{n\sqrt{\pi}(T_L - T_0)\exp(\phi_1^2)[M + \text{erf}(\phi_1)]h_i} \right] + S_L} \quad (21)$$

### 2.3.5 Gradiente de Temperatura ( $G_L$ )

Os gradientes térmicos na zona pastosa e no líquido junto à isoterma *liquidus* podem, respectivamente, serem definidos pelas derivadas das equações (13) e (14), isto é:

$$G_{SL} = \left( \frac{\partial T_{SL}}{\partial x} \right) = \frac{2\phi_2(T_L - T_{SOL})}{\sqrt{\pi}[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]\exp(\phi_2)^2(S_L + L_0)} \quad (22)$$

$$G_L = \left( \frac{\partial T_L}{\partial x} \right) = \frac{2m\phi_2(T_V - T_L)}{\sqrt{\pi}[1 - \text{erf}(m\phi_2)]\exp(m\phi_2)^2(S_L + L_0)} \quad (23)$$

Pela introdução das equações (15) e (16) nas equações (22) e (23) tem-se, respectivamente:

$$G_{SL} = \left( \frac{\partial T_{SL}}{\partial x} \right) = \frac{4\alpha_L\phi_2(T_L - T_{SOL})}{\sqrt{\pi}[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]\exp(\phi_2)^2} V_L \quad (24)$$

$$G_L = \left( \frac{\partial T_L}{\partial x} \right) = \frac{4\alpha_L m\phi_2(T_V - T_L)}{\sqrt{\pi}[1 - \text{erf}(m\phi_2)]\exp(m\phi_2)^2} V_L \quad (25)$$

### 2.3.6 Taxa de Resfriamento $\dot{T}$

A taxa de resfriamento  $\dot{T}$  junto à isoterma *liquidus* é definida pela derivada da temperatura *liquidus* com o tempo, isto é:

$$\dot{T} = \frac{\partial T_L}{\partial t} = \left( \frac{\partial T_L}{\partial x} \right)_{x=S_L} \left( \frac{\partial X}{\partial t} \right)_{X=S_L} \quad (26)$$

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 crescimento desta isoterma. Logo:

$$\dot{T} = G_L V_L \quad (27)$$

Substituindo o valor de  $G_L$ , na Equação (27), obtém-se:

$$\dot{T} = \frac{4\alpha_L m\phi_2 (T_V - T_L)}{\sqrt{\pi} [1 - \text{erf}(m\phi_2)] \exp(m\phi_2)^2} V_L^2 \quad (28)$$

### 2.3.7 Tempo local de Solidificação ( $t_{SL}$ )

É definido como a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* por um determinado ponto da peça em solidificação. Assim sendo, esse parâmetro é determinado pela diferença entre as Equações (18) e (19), conforme mostra a Equação (29). No caso de considerar que os parâmetros térmicos do processo de solidificação podem ser obtidos pela condição de frente plana de solidificação, caso dos metais puros, ligas eutéicas e ligas binárias, cujo intervalo de solidificação não seja significativamente amplo (abordagem simplificadora, Santos [1997]; Quaresma [1999]; Osório [2000]; Garcia

[2001]),  $t_{SL}$  pode ser obtido por meio da forma aproximada mostrada pela Equação (29), isto é:

$$t_{SL} = \frac{\Delta t_{SL}}{\dot{T}}, \quad (29)$$

Onde  $\Delta t_{SL} = t_L - t_{SOL}$  é o intervalo de solidificação para condições fora do equilíbrio e  $\dot{T}$  é a taxa de resfriamento.

## 2.4 MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

A formação de um núcleo é facilitada pela distribuição estatística e, portanto, desigual, de energia dentro do líquido. Isso permite que, numa dada temperatura, exista átomo com energia em torno da média, coexistindo com outros possuidores de níveis maior e menor do que ele. Depois de o embrião atingir o tamanho de um núcleo, este passa a crescer espontaneamente, preenchendo o espaço disponível com uma estrutura organizada de matéria, que são os cristais [Müller, 2002; Garcia, 2001].

O instante inicial da solidificação de metais puros e ligas é fundamental no seu processo de produção, pois caso ocorra algum tipo de defeito, resultará em prejuízos significativos nas operações posteriores de fabricação. Do ponto de vista metalúrgico é importante o estudo da solidificação de metais e ligas em sistemas metal/molde, onde o molde confere forma e propriedades à peça produzida, e ao mesmo tempo em que transfere o calor do metal para o meio que o dissipará.

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias para transformação da fase 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.

## 2.5 LEIS DE CRESCIMENTO DENDRÍTICO

Fato comprovado que a microestrutura exerce elevada influência nas propriedades futuras de produtos fundidos e é por esse forte caráter aplicativo que vários pesquisadores no mundo procuram desenvolver modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura desses produtos. Assim, por exemplo, espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas. Espaçamentos maiores poderiam exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização da composição química. Como é fato conhecido que o tempo exigido à homogeneização é reduzido com a diminuição desses parâmetros microestruturais, é preferível a adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento mais eficazes que permitam a obtenção de materiais com espaçamentos menores. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta dessas condições que controlam esses espaçamentos durante a solidificação.

Uma interessante forma de estudar o crescimento de células e dendríticas em peças fundidas é através da análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Modelos teóricos (Kirkwood, 1985, Bamberger, 1987 Okamoto-Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz-Fisher, 1981/1984/1986/1989/1992; Trivedi, 1984; Hunt-Lu, 1996; Bouchard-Kirkaldy, 1997), fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência dos parâmetros térmicos da solidificação sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários. Somente os modelos de Hunt-Lu e Bouchard-Kirkaldy são elaborados para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor; os demais são para regime estacionário. Esses estudos têm estabelecido relações entre parâmetros estruturais e parâmetros térmicos de solidificação na forma generalizada pela Equação (30).

$$(\lambda_c, \lambda_1, \lambda_2) = C(G_L, V_L, G_L \cdot V_L)^a \quad (30)$$

Onde:  $C$  é uma constante que depende do tipo de liga e “ $a$ ” é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para uma série de ligas (Horwath e Mondolfo, 1962; Coulthard e Elliott, 1967; Spittle e Lloyd, 1979; McCartney e Hunt, 1981; Bília et al, 1981; Tunca e Smith, 1988; Kiskaldy, Liu e Kroupa, 1995; Ding et al, 1996; Bouchard-Kirkaldy, 1997; Rios e Caram, 1997; Lapin et al, 1997; Lee et al, 1998; Chen e Kattamis, 1998; Li et al, 1998; Li e Beckermann, 1999, Lima e Goldenstein, 2000; O’Dell, Ding e Tewari, 1999; Li, Mori e Iwasaki, 1999; Yang et al, 2000; Rocha et al, 2000//2002/2003; Feng et al, 1999; Çardili e Gunduz, 2000; Gunduz e Çardili, 2002; Drevet et al, 2000; Quaresma et al, 2000; Hengzhi et al, 2001; Osório e Garcia, 2002),  $\lambda_c$ ,  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ , são respectivamente, os espaçamentos celulares, dendríticos primários e dendríticos secundários,  $G_L$  é o gradiente de temperatura à frente da isoterma liquidus,  $V_L$  é a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus e o produto  $G_L \cdot V_L$  é a taxa de resfriamento  $\dot{T}$ .

### 2.5.1. Espaçamentos Dendríticos Secundários

Os espaçamentos dendríticos secundários são influenciados fortemente pelas condições térmicas e constitucionais, isto é, da literatura todos são concordantes de que ocorre diminuição com o aumento da taxa de resfriamento  $\dot{T}$  e aumentam com o tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ). De maneira geral pode-se representar o espaçamento dendrítico secundário pela seguinte expressão:

$$\lambda_2 = C(t_{SL})^a \quad (31)$$

A literatura (Bouchard-Kirkaldy, 1997) indica um valor médio para o fator de calibração  $a$  igual a 0,34, tanto para o caso de solidificação em condições de regime de extração de calor estacionário, como para o caso de regime transitório.

A Tabela 2.1 mostra algumas Equações (experimentais) [(32) a (35)] relativas ao crescimento dendrítico secundário, indicando inclusive o valor da constante  $C$ , que é exclusivamente dependente do tipo da liga.

No que se refere aos modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário a literatura destaca algumas Equações (36) a (39) desses modelos (Tabela 2.2). A maioria dos modelos apresentados pela Tabela 2.1 são para condições de extração de calor em regime estacionário, exceto o modelo mais recente proposto por Bouchard-Kirkaldy (Bouchard-Kirkaldy, 1997), que faz uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias para a solidificação. Esse último modelo é o único que não considera o fenômeno do engrossamento do braço secundário, assim como independe do gradiente térmico, apresentando como única variável do controle do crescimento secundário a velocidade de crescimento da ponta da dendrita, definida na equação do modelo por  $V_L$ .

**Tabela 2.1** - Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários indicando o fator exponencial e o valor da constante  $C$  para diversas ligas metálicas (Garcia, 2001).

Ligas (% em peso)	Equações Experimentais $\lambda_2 \mu\text{m}$ , $t_{SL}$ (s), $\dot{T}$ (K/s)	
Al – 4,5%Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{SL})^{0,39}$ [Bower <i>et al</i> , 1966]	(32)
Al-Si	$\lambda_2 = C (t_{SL})^{0,43}$ (C= 11,5 a 15,3) [Garcia, 2001]	(33)
Fe 0,62%C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{SL})^{0,44}$ [Jacobi <i>et al</i> , 1975/1976]	(34)
Fe C(0,14 a 0,88%C)	$\lambda_2 = 146 (\dot{T})^{-0,3}$ [Garcia, 2001]	(35)

**Tabela 2.2** - Modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário (Garcia, 2001).

Autor	Modelo	
Kurz e Fisher [1984; 1992]	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{sl})^{1/3}$	(36)
Feurer [1977]	$\lambda_2 = 4,36(Mt_{sl})^{1/3}$	(37)
Mortensen [1991]	$\lambda_2 = C_1 (t_{sl})^{1/3}$	(38)
Bouchard-Kirkaldy [1997]	$\lambda_2 = 2\pi\alpha_2 \left[ \frac{4\sigma_{sl}}{C_0(1-k_0)^2 L_v} \left( \frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3}$	(39)

Os valores de  $M$  e  $C_1$ , indicados nas equações citadas na Tabela 2.2, são determinados, respectivamente, para cada modelo, a partir das expressões:

$$M[\text{Kurz \& Fisher}] = \frac{\Gamma D_L}{(1-K_0)m_L(C_0 - C_{L.\max})} \ln\left(\frac{C_{L.\max}}{C_0}\right); \quad (40)$$

$$M[\text{Feurer}] = \frac{2\sigma D_L T_L}{L(1-k_0)m_L(C_0 - C_{L.\max})} \ln\left(\frac{C_{L.\max}}{C_0}\right); \quad (41)$$

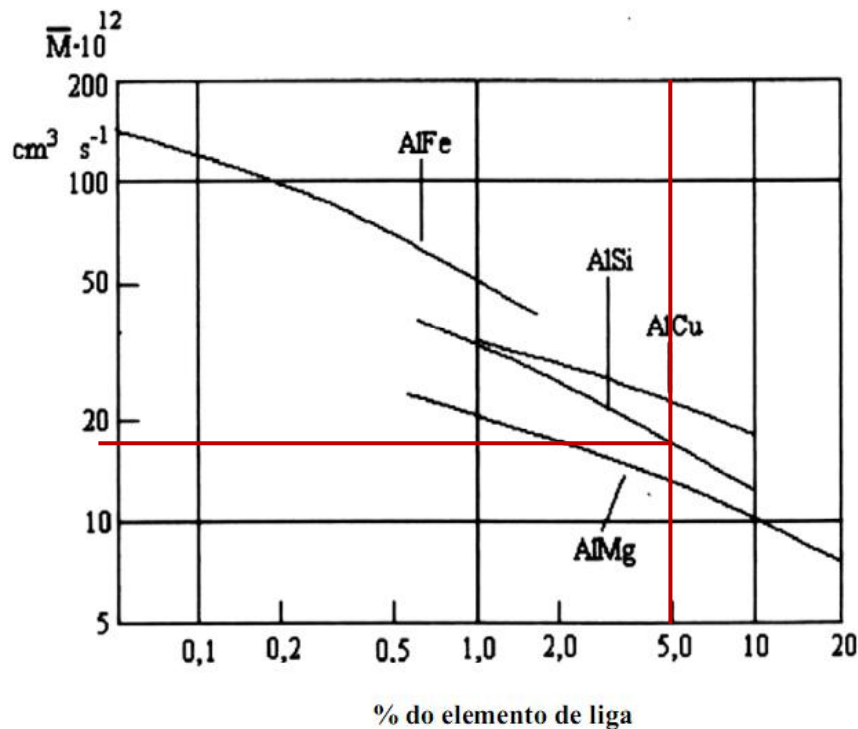
$$C_1 = \left[ \frac{27\Gamma D_L}{4C_L m_L (1-k_0) f_s (1-\sqrt{f_s})} \right]^{1/3} \quad (42)$$

Onde,  $C_{Lm\acute{a}x}$  é a concentração máxima do líquido interdendrítico, que em muitos sistemas binários de interesse coincide com a concentração do eutético ( $C_E$ ),  $\sigma_{SL}$  é a tensão superficial da interface  $S/L$ ,  $\alpha_L$  a difusividade térmica do líquido,  $f_s$  é a fração de sólido calculada a partir da equação de Sheil e  $L$  o calor latente de fusão. A equação de Sheil é definida pela seguinte expressão (Flemings, 1974; Poirier *et al*, 1987; Jong e Hwang, 1992; Voller e Swaminathan, 1991; Quaresma, 1999; Pilling e Hellawel, 1999; Osório, 2000; Santos, 1997):



$$f_s = 1 - \left[ \frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right]^{(K_1 - 1)} \quad (43)$$

A Figura 2.3 apresenta, para o caso do modelo proposto por Feurer, valores de  $M$  em função da porcentagem em peso do soluto presente na composição, para alguns sistemas binários tendo como elemento base o alumínio.



**Figura 2.3** - Variação do parâmetro  $M$  para ligas de alumínio (em destaque a liga Al 5%Si, objeto em estudo) (Garcia 2001).

No caso do modelo proposto por Bouchard-Kirkaldy (1997),  $L_v$  é o calor latente na base volumétrica e  $a_2$  é um fator de calibração que corrige as incertezas devido às simplificações da difusividade térmica e do engrossamento das ramificações secundárias, podendo variar de 1 até 10.

As Tabelas 2.3 e 2.4 apresentam, respectivamente, para algumas ligas metálicas solidificadas unidirecionalmente em condições de fluxo de calor estacionário e transitório, valores do fator exponencial  $a$ :

**Tabela 2.3** - Fator exponencial das leis de crescimento dendritico secundário  $\lambda_2 = C(G_L V_L)^a$ , para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto	a
Al	4,4 Cu	0,31
	4,5 Cu	0,45
	5,7 Cu	0,31
Pb	8,0 Au	0,28

**Tabela 2.4** - Fator exponencial das leis de crescimento dendritico secundário  $\lambda_2 = C(G_L V_L)^a$ , para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto	a
Al	4,0 Cu	0,29
	4,5 Cu	0,33
	5,0 Cu	0,33
	2,8 Si	0,22
	5,0 Si	0,32
	3,2 a 3,9 Ni	0,32
	4,8 Ni	0,39
	1,7 Pb	0,45
	2,8 Pb	0,46
	4,1 Pb	0,46
Sn	7,0 Pb	0,39
	12,8 Pb	0,43
	14 Pb	0,48
Fe	0,14 C	0,36
	0,62 C	0,4
	26 Ni	0,26

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho, adotou-se um planejamento conforme o fluxograma mostrado na Figura 3.1.

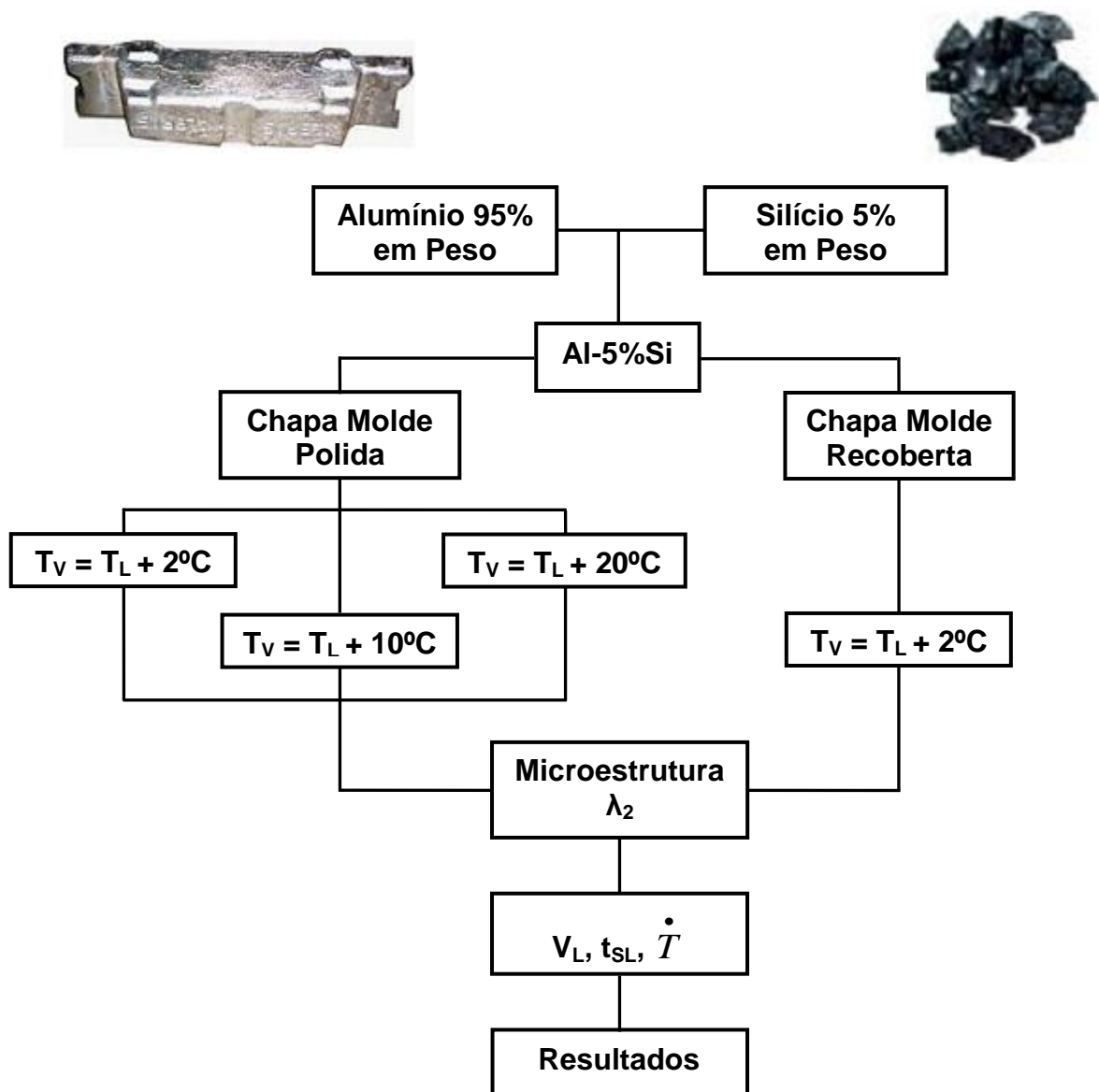


Figura 3.1 – Fluxograma do Procedimento Experimental

### 3.2 EQUIPAMENTOS EXPERIMENTAIS DE USO COMUM

A seguir estão relacionados todos os equipamentos envolvidos na execução experimental.

a) Acessórios e equipamentos para obtenção das ligas e lingotes, figura 3.2.

- **Cadinho de Carbetto de Silício** modelo **AS 6** da Carbosil, revestido internamente com alumina em solução, para evitar contaminação do banho de metal líquido.
- **Forno Tipo Mufla**, marca Elektro Therm Linn, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Balança analítica** marca Marte, modelo UX8200S.



(a)



(b)



(c)

**Figura 3.2** – (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.

b) Acessórios e equipamentos para controle das temperaturas, figura 3.3.

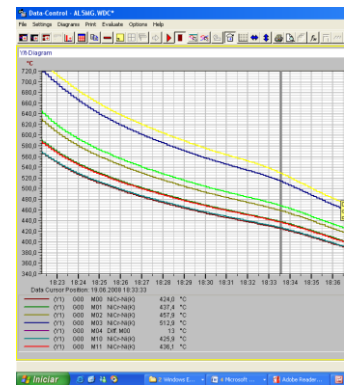
- **Termopares:** termopares de diâmetro ( $\Phi=1,5$  mm) do tipo K.
- **Sistema de Aquisição de Dados** marca ALMEMO, modelo 2590 com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos direta de quatro canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída.
- **AMR-Software**, ALMEMO Data-Control, utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar uma monitorização “on-line” dos dados medidos.



(a)



(b)



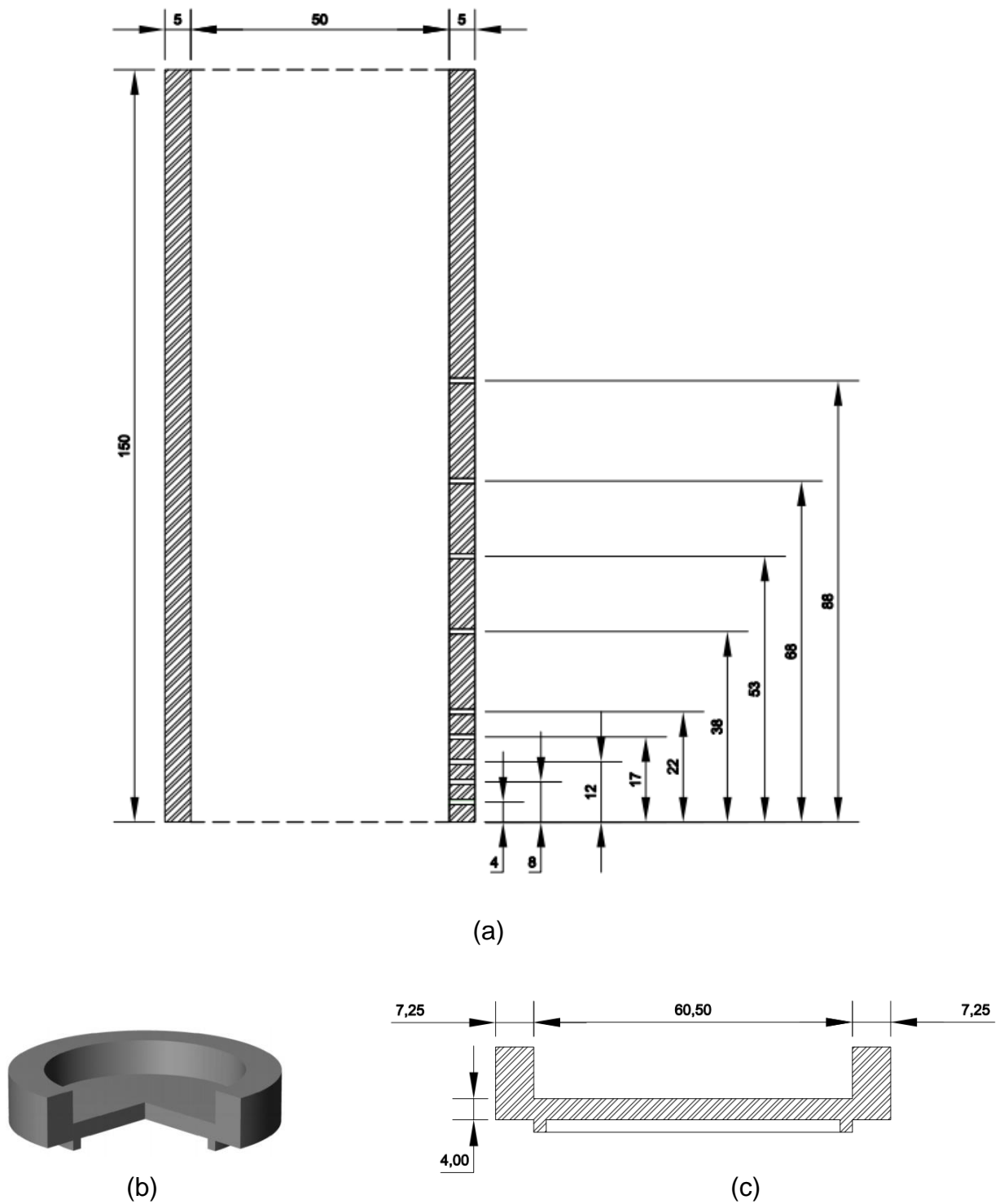
(c)

**Figura 3.3** - (a) Termopar acoplado a um plug-conector; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

c) Utensílios operacionais.

- **Haste de aço SAE 1045**, revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.

- **Garra metálica**, utilizada para introduzir e/ou retirar os cadinhos de dentro do forno.
- **Lingoteira e Chapa Molde de aço inoxidável SAE 310**, figura 3.4.



**Figura 3.4** – (a) Lingoteira de aço inoxidável SAE 310 com posicionamento dos termopares, (b) Chapa Molde corte 90° e (c) Chapa Molde com dimensões [mm].

d) Equipamentos para as análises experimentais.

- **Microscópio ótico** marca OLYMPUS BX 51 interfaceado a um **Computador** utilizando uma placa de vídeo do tipo WIA/S3G. As imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus.
- **Durômetro** portátil, marca EQUOTIP 3, com penetrador piramidal de diamante.



(a)



(b)

**Figura 3.5** – (a) Microscópio ótico com interface digital e (b) Durômetro portátil.

### 3.3 PREPARAÇÃO DA LIGA Al-5%Si

Neste trabalho foi analisado o sistema Al-Si através da liga Al-5%Si. A escolha deste sistema deve-se à grande importância que este apresenta na indústria metal/mecânica, pela facilidade de manipulação experimental, e por estarem disponíveis na literatura um grande volume de informações técnicas acerca deste sistema e suas ligas. A liga utilizada no experimento foi preparada no laboratório de solidificação e tratamentos térmicos da FEMAT-UFPA.

A figura 3.6 mostra o diagrama de fases para a liga Al-Si. Em destaque encontra-se a composição analisada.

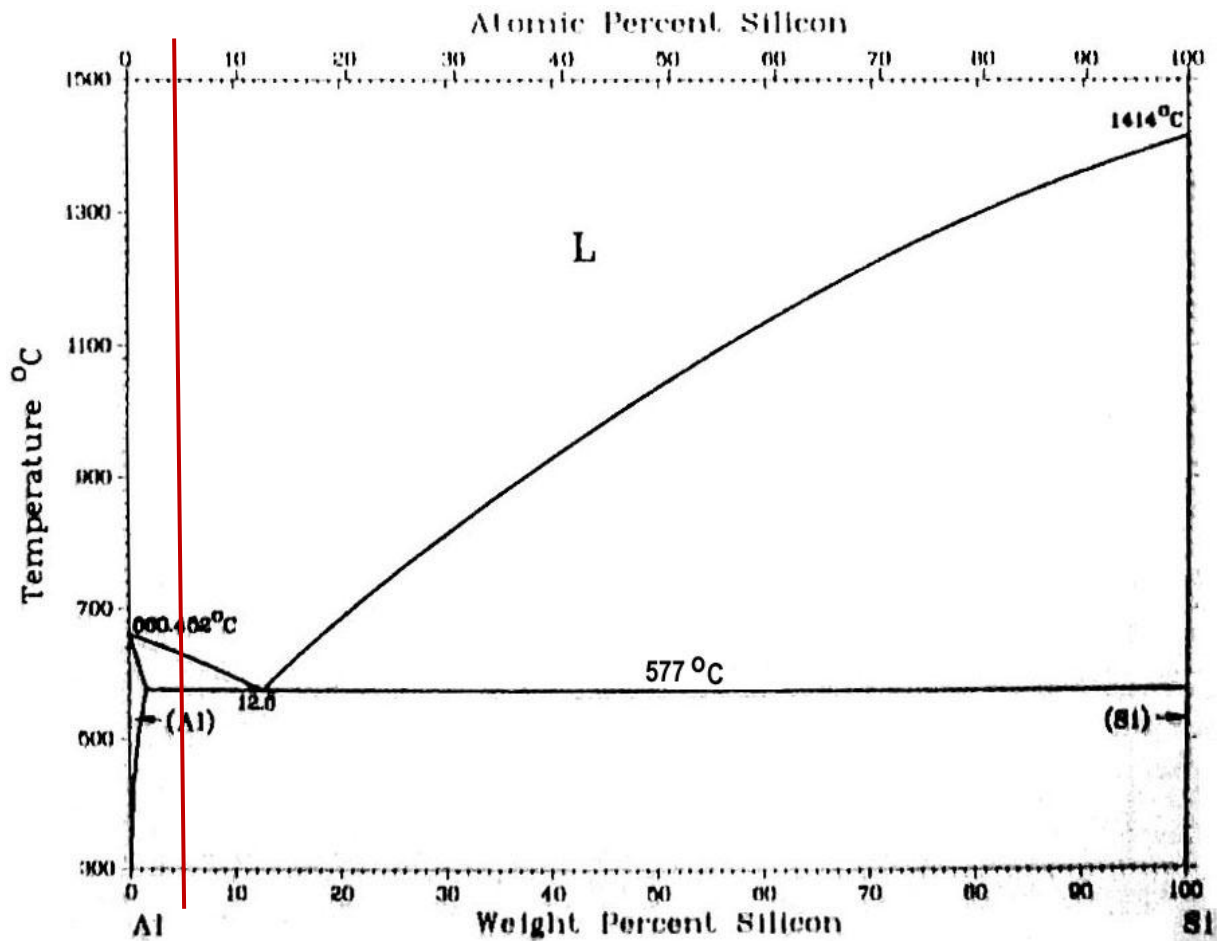
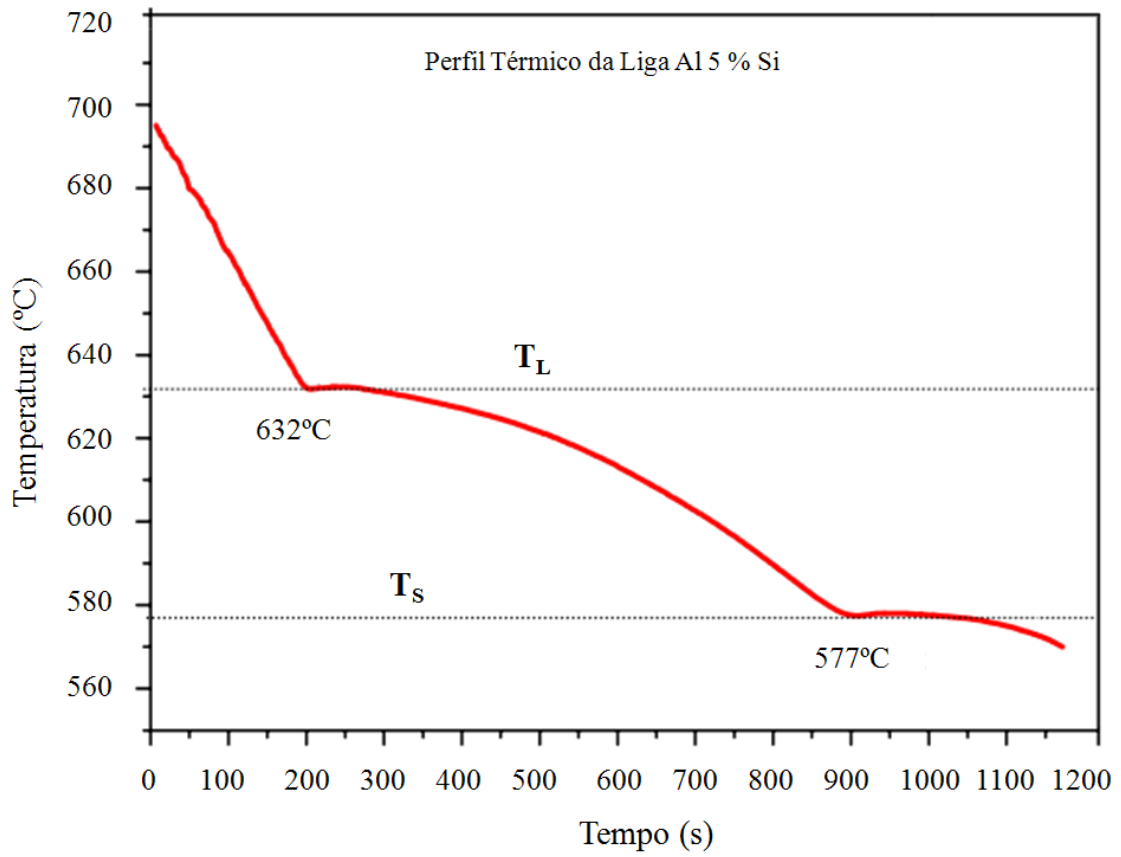


Figura 3.6- Diagrama de fases Al-Si.

O alumínio foi fundindo em forno tipo mufla a 720°C. Após a fusão completa do alumínio, foi adicionado o silício, com isso ocorreu à formação de uma solução solidada por difusão do silício no alumínio. Concluído a dissolução do silício, a liga foi vazada em uma lingoteira onde foi refundida e submetida ao processo de solidificação unidirecional.

A verificação da composição química da liga foi realizada através da curva de resfriamento, conforme mostra o gráfico a seguir.

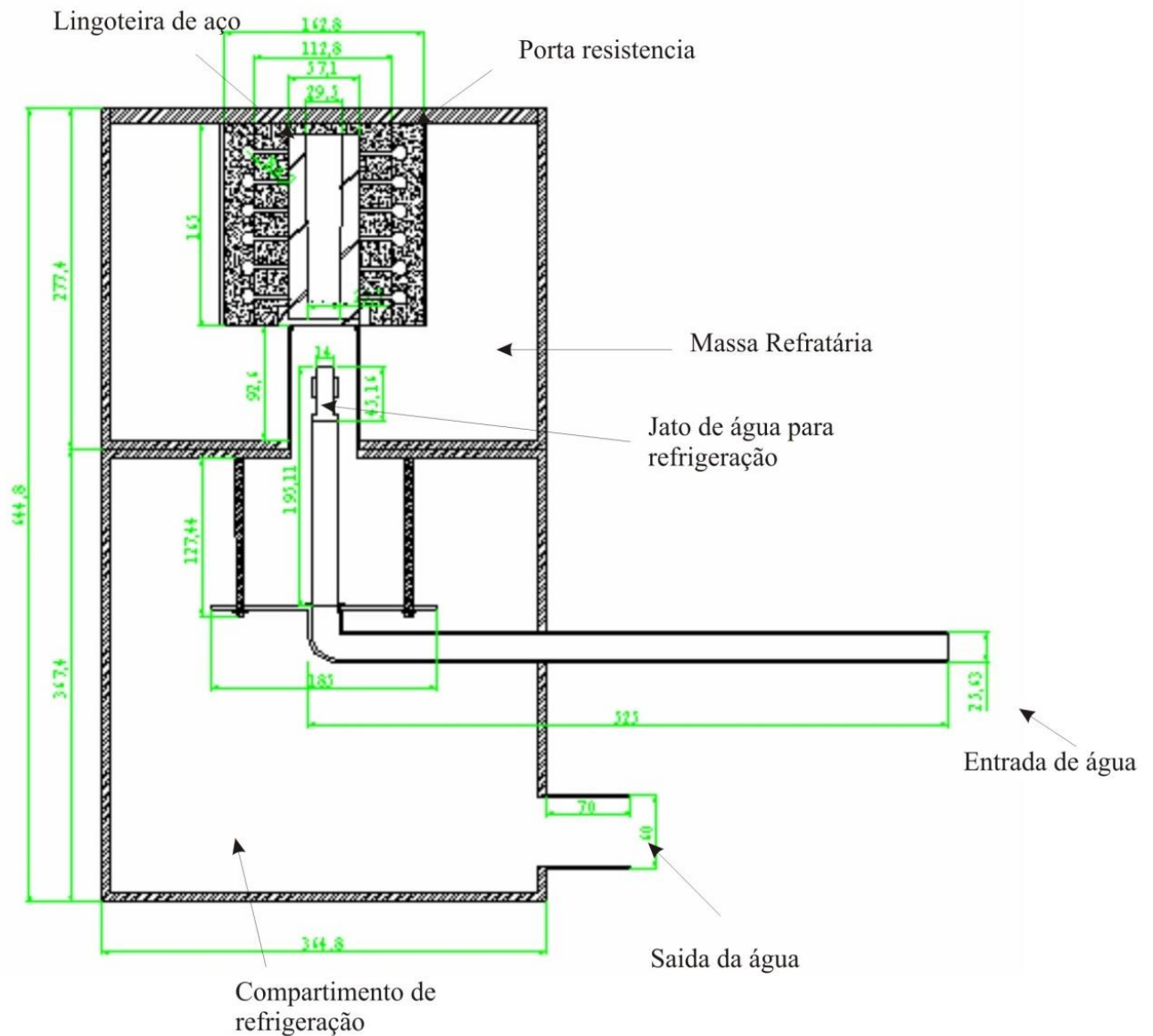




**Figura 3.7** – Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-5%Si.

### 3.4 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL

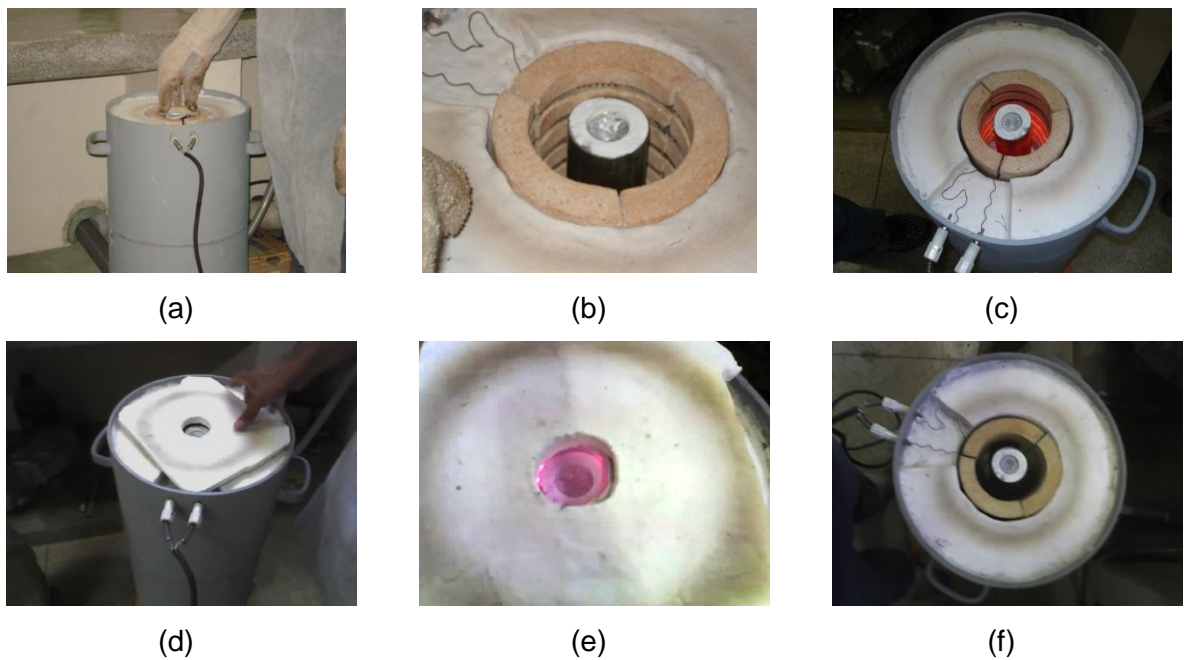
A solidificação foi realizada por meio de um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente, que consiste em um forno tubular aquecido radialmente com resistências do tipo global, acrescido de um sistema de refrigeração a água na parte inferior.



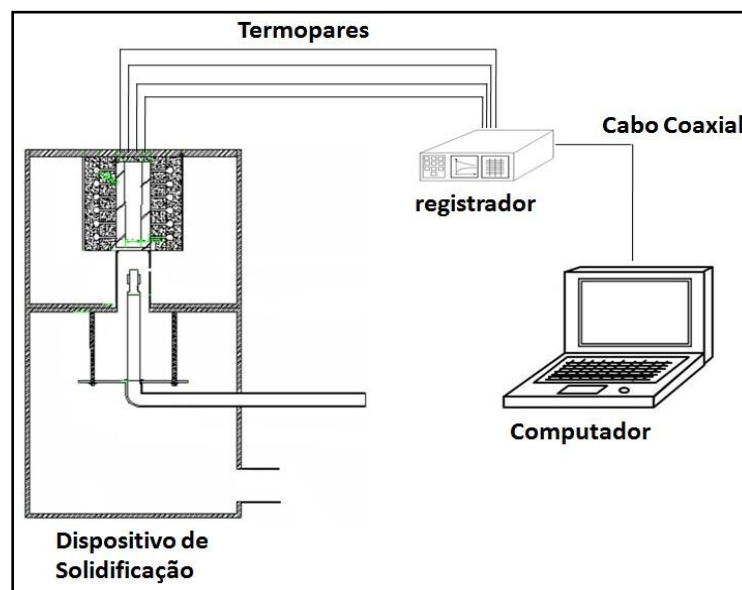
**Figura 3.8** – Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente.

O dispositivo de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente pela base composta por uma chapa molde de aço inox, promovendo uma solidificação unidirecional vertical ascendente, fato este que facilita o estudo da evolução estrutural a partir da interface metal/molde. O uso desta configuração experimental permite minimizar a convecção natural, bem como àquelas provenientes de correntes convectivas por rejeição de soluto. A influência da força da gravidade sobre esse processo permite que o peso próprio do metal líquido exerça a função de favorecer o contato térmico com a base refrigerada. A liga foi refundida e sua temperatura controlada até se atingir o superaquecimento

desejado. Para começar a solidificação, as resistências elétricas foram desligadas e ao mesmo tempo o fluxo de água foi iniciado. As temperaturas no metal foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de 9 termopares tipo K, dispostos ao longo da lingoteira nas posições 4, 8, 12, 17, 22, 38, 53, 68 e 88 mm em relação a base da lingoteira. Todos os termopares foram conectados a um registrador ligado a um computador para aquisição automática de dados.



**Figura 3.9** – Processo de solidificação direcional: (a) Posicionamento da lingoteira, (b) Lingoteira posicionada, (c) Acionamento do dispositivo, (d) Isolamento térmico superior, (e) Dispositivo com isolamento superior, (f) Lingote solidificado.

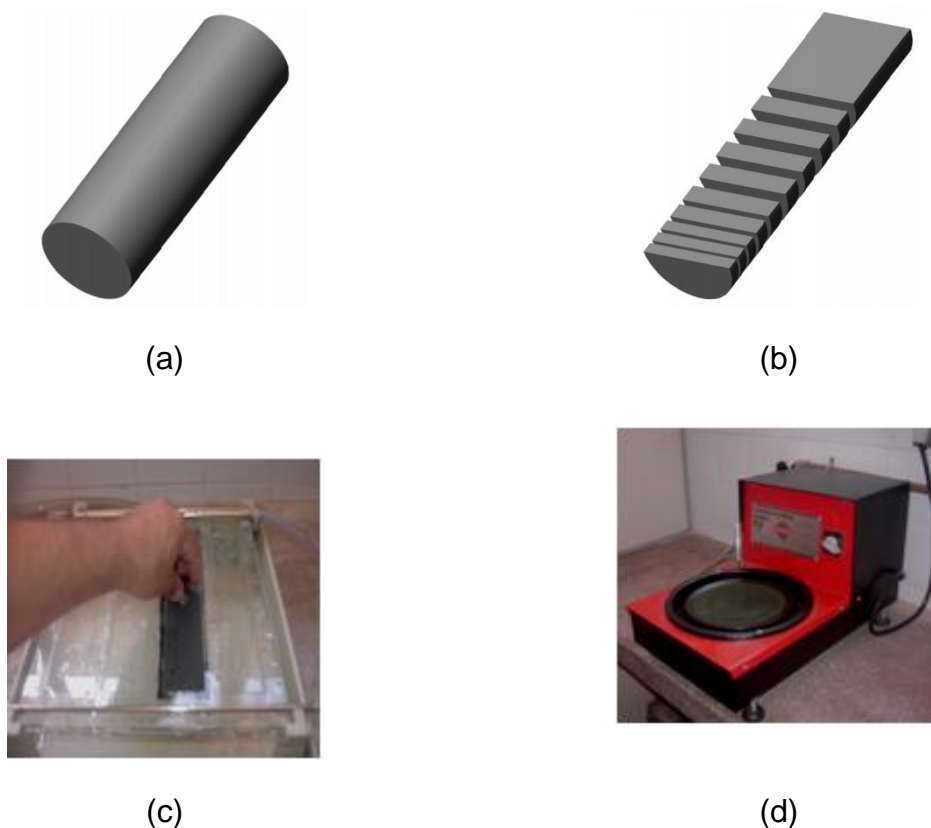


**Figura 3.10** – Esquema experimental utilizado no processo de solidificação unidirecional.

### 3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A partir dos lingotes solidificados, a caracterização microestrutural dos corpos de prova foi realizada submetendo-os às técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na seqüência:

Foram retiradas 9 amostras referentes as posições 4, 8, 12, 17, 22, 38, 53, 68 e 88 mm, em relação a base do lingote, (figura 3.4), estas amostras foram embutidas com resina acrílica transparente, lixadas manualmente em uma seqüência de lixas de carbeto de silício com granulometria de 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 mesh, polidas em politrizes mecânicas com revestimentos untados com uma suspensão abrasiva a base de alumina com a granulometria da ordem de  $3\mu\text{m}$  e finalmente atacada por solução química a base de ácido fluorídrico (5% de HF em água destilada) para revelação da microestrutura.



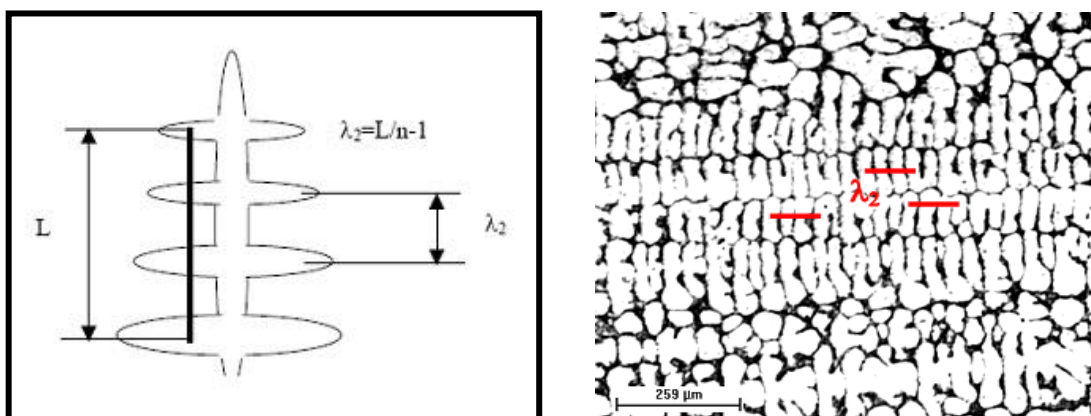
**Figura 3.11** – Esquema de preparação das amostras: (a) lingote inteiro, (b) Lingote seccionado, (c) lixadeira manual (d) politriz mecânica.

As microestruturas foram visualizadas através de microscópio ótico com interface a um microcomputador. Em seguida as imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus Figura 3.12.



**Figura 3.12** – Microscópio ótico com interface com microcomputador.

Após a captura de imagens foi realizada a quantificação dos espaçamentos dendríticos secundário (EDS), representados por  $\lambda_2$ . Os valores de  $\lambda_2$  foram medidos de acordo com esquema mostrado na Figura 3.13. Este método consiste em calcular o valor de  $\lambda_2$  através da média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias) sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento) de uma dendrita primária, onde  $n$  é o número de braços secundários (Peres, 2005). Desta forma, foram realizadas 20 medições (Peres, 2005) de  $\lambda_2$  para cada posição, a partir da interface metal/molde.



**Figura 3.13** – Método para quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários, (PERES, 2005).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na tabela abaixo são apresentados a medida dos espaçamentos dendríticos secundários para a liga Al-5%Si nas condições de chapa molde polida com superaquecimento de 2, 10 e 20°C e chapa molde recoberta com superaquecimento de 2°C para as posições 4, 8, 12, 17, 22, 38, 53, 68, 88 mm em relação à base.

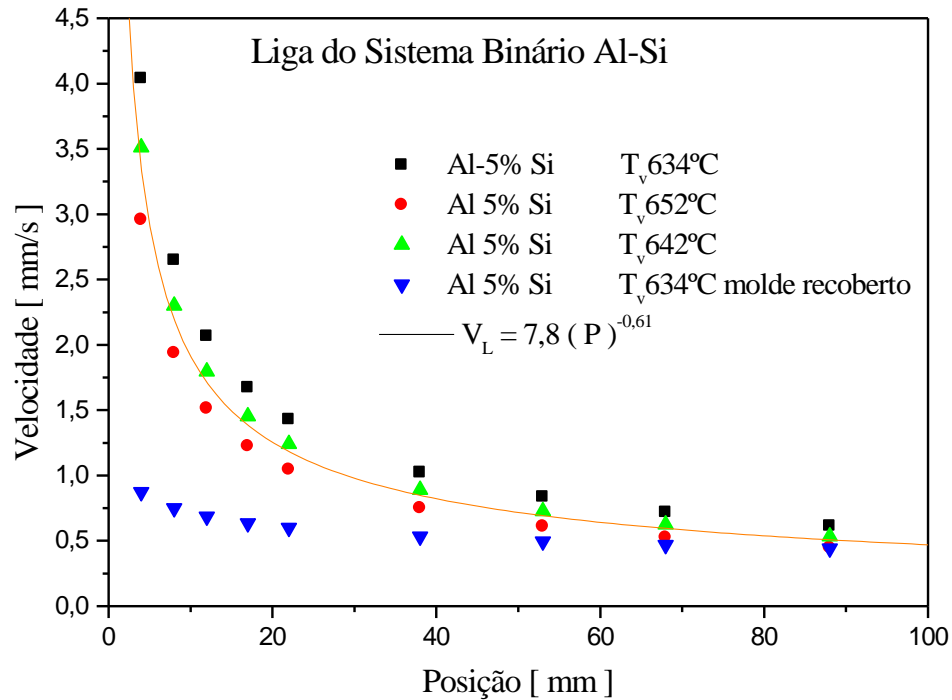
**Tabela 4.1-** Espaçamentos dendríticos secundários -  $\lambda_2$ .

<b>Al – 5%Si</b>				
<b>Espaçamentos Dendríticos Secundários - (<math>\mu\text{m}</math>)</b>				
<b>Posições (mm)</b>	<b>Condição</b>			
	<b>Polido</b>			<b>Recoberto</b>
	<b>Tv = 634°C</b>	<b>Tv = 642°C</b>	<b>Tv = 652°C</b>	<b>Tv = 634°C</b>
<b>4</b>	14,36	18,65	14,23	27,22
<b>8</b>	17,27	19,27	18,38	35,60
<b>12</b>	17,76	20,96	21,67	37,62
<b>17</b>	19,53	23,88	24,85	43,38
<b>22</b>	23,70	29,74	26,92	48,78
<b>38</b>	26,54	33,30	34,33	51,26
<b>53</b>	27,92	48,12	41,94	56,02
<b>68</b>	30,50	52,76	48,71	62,38
<b>88</b>	33,59	59,44	63,20	77,05

Através da tabela 4.1, observa-se que os espaçamentos dendríticos secundários são menores para posições mais próximas da base de extração de calor, e se tornam cada vez maiores para posições mais afastadas. Isto se deve a uma menor taxa de extração para posições mais afastadas decorrentes da resistência a extração de calor imposta pela camada solidificada.

A Figura 4.1 mostra a correlação entre as curvas experimentais que representam a velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição para as diferentes condições de solidificação. De acordo com os dados apresentados, a diferença de velocidade devido às características individuais de solidificação para as

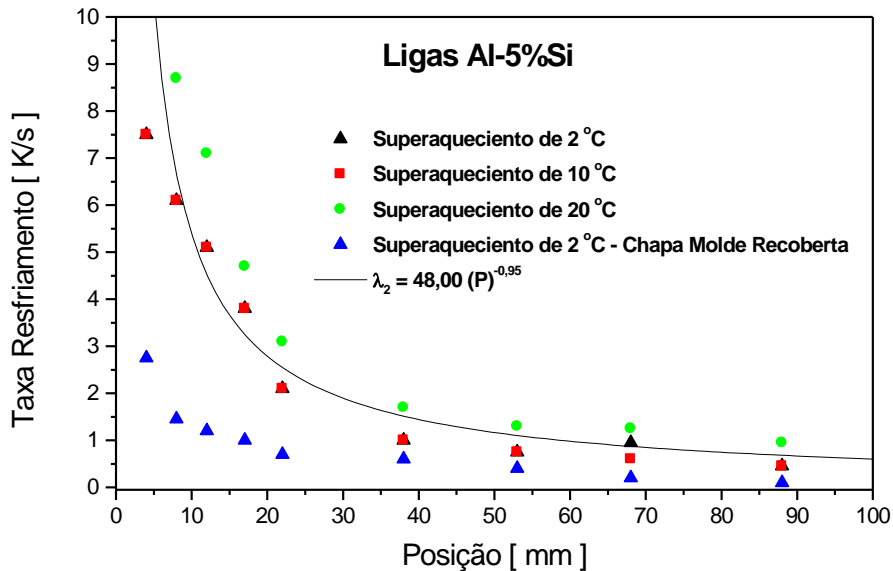
diferentes condições utilizadas neste trabalho. A solidificação com a chapa molde recoberta sofre uma redução na velocidade, isto porque existe uma diminuição na capacidade de troca térmica oriunda do recobrimento do molde, promovendo uma redução na velocidade da curva de solidificação.



**Figura 4.1** - Correlação entre as curvas experimentais que representam a velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição para as diferentes condições de solidificação em moldes de aço inoxidável SAE 310 polido e recoberto.

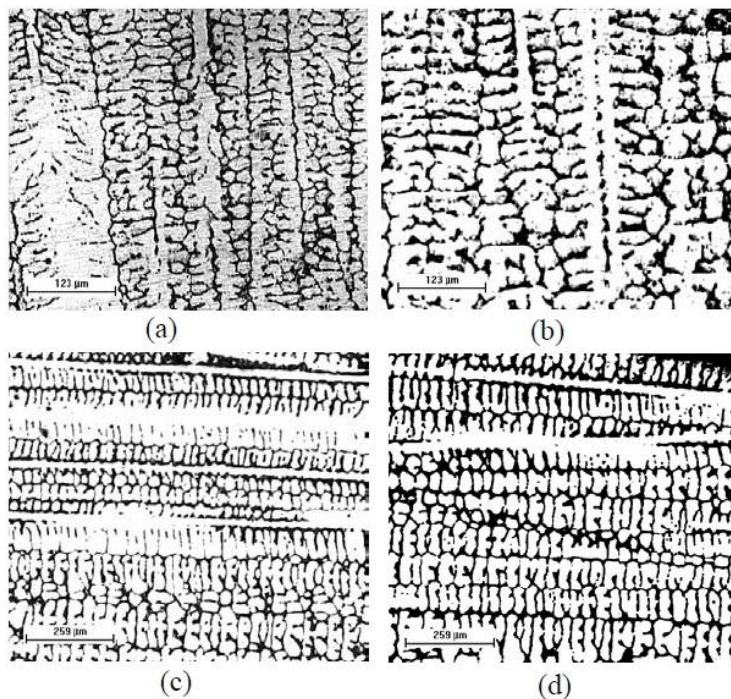
A figura 4.2 mostra a comparação entre as curvas obtidas experimentalmente para a taxa de resfriamento  $\dot{T}$  em função da posição a partir da interface metal/molde, onde se observa que os valores de  $\dot{T}$  diminuem para posições mais afastadas desta interface, o que era esperado, devido o aumento crescente da resistência térmica da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação. Nota-se também, através dessa figura, que a solidificação com superaquecimento de 20°C é a que apresenta maior eficiência em virtude do favorecimento da troca térmica.





**Figura 4.2** - Correlação entre a taxa de resfriamento em função da posição dos termopares para a Liga Al-5%Si solidificada em molde aço inoxidável SAE 310 polido com superaquecimento de 2°C, 10°C, 20°C e molde recoberto com superaquecimento de 2°C.

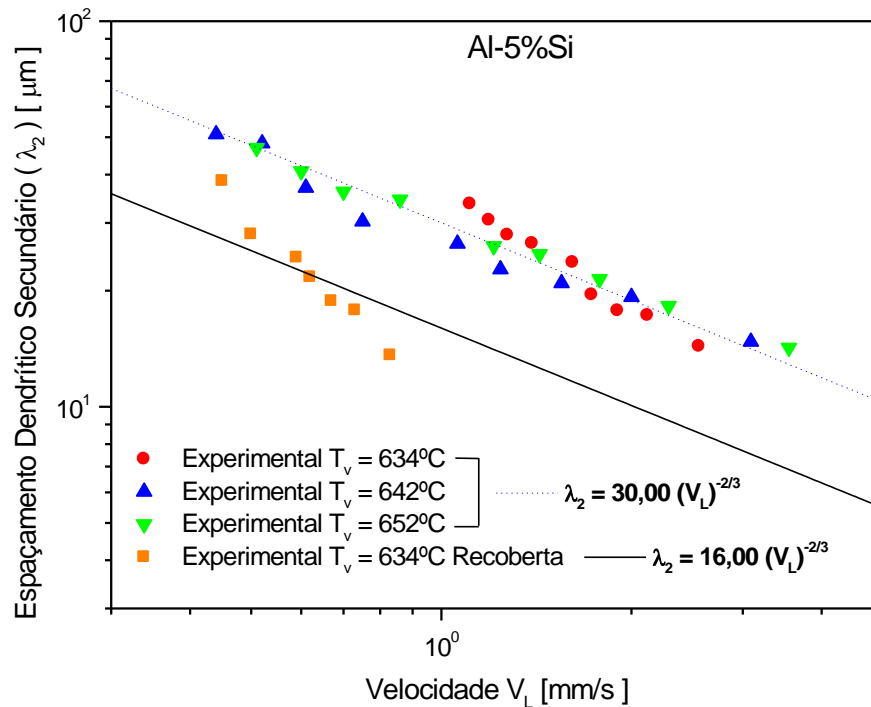
Na Figura 4.3 pode-se observar microestruturas típicas ao longo da seção longitudinal da liga hipoeutética Al-5%Si. As microestruturas foram obtidas através de medidas nas posições 8, 17, 38, e 68 mm a partir da interface metal/molde.



**Figura 4.3** - Micrografia da liga Al-5%Si contendo os espaçamentos dendríticos secundários para as posições (a) 8mm; (b) 17mm; (c) 38mm e (d) 68mm da interface metal/molde.

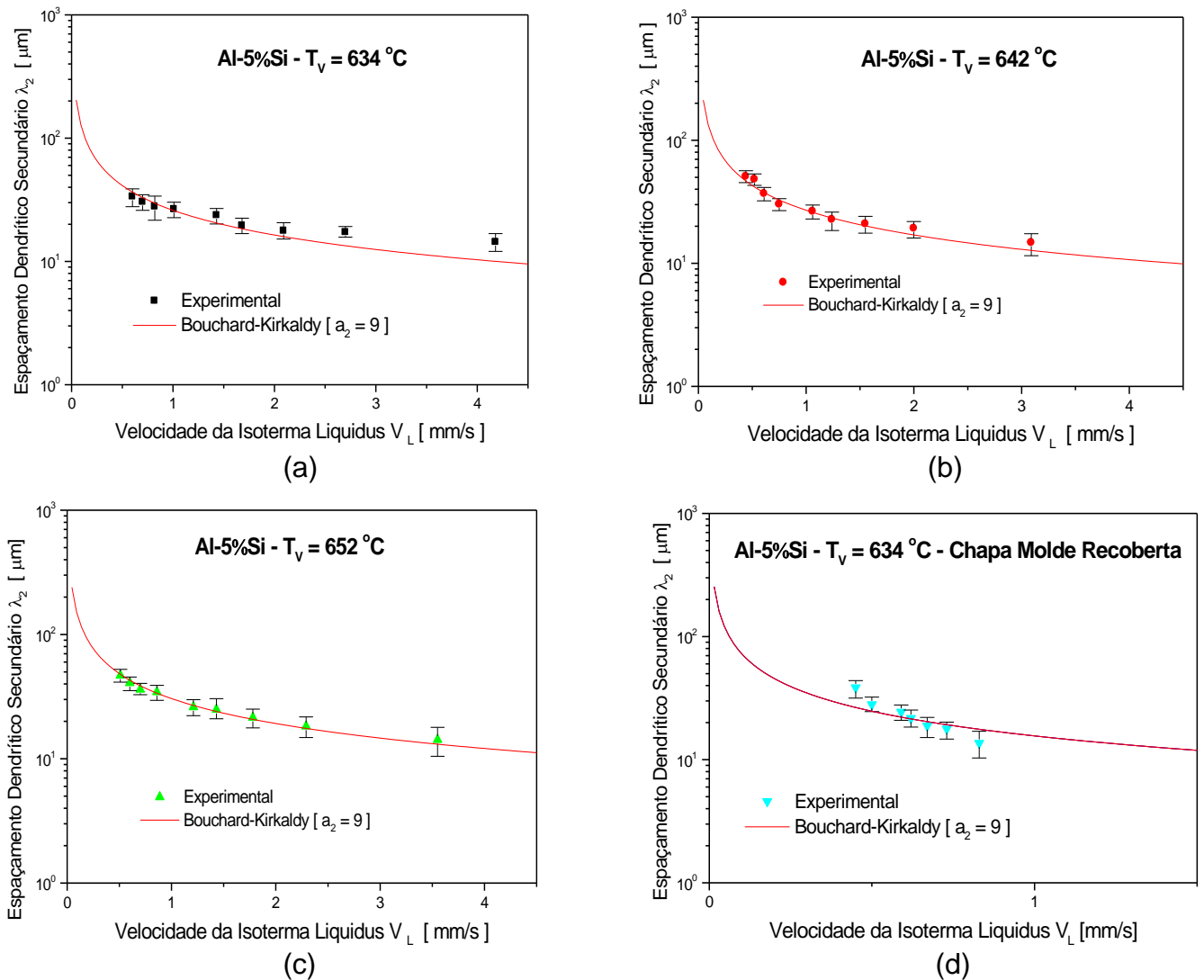


A Figura 4.4 apresenta correlações entre os espaçamentos dendríticos secundários e a velocidade da isoterma *liquidus* para a liga Al-5%Si. Observa-se que expressões do tipo  $[\lambda_2 = 30,00 (V_L)^{-\frac{2}{3}}]$  caracterizam a variação experimental dos espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.



**Figura 4.4** - Espaçamento Dendrítico Secundário em função da velocidade para liga binária Al5%Si. Sendo  $\lambda_2 = 30,00(V_L)^{-\frac{2}{3}}$  para os superaquecimentos de 2 °C, 10 °C e 20 °C e  $\lambda_2 = 16,00(V_L)^{-\frac{2}{3}}$  para o superaquecimento de 2 °C em chapa molde recoberta.

A Figura 4.5 apresenta as comparações entre resultados experimentais de  $\lambda_2$  em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e os resultados gerados pelo modelo teórico desenvolvido por Bouchard - Kilkaldy com um fator de calibração  $a_2 = 9$  para ligas do sistema Al-Si, conforme sugerido em trabalho dos referidos autores (Bouchard - Kilkaldy, 1997). Observa-se boa concordância para qualquer condição de solidificação examinada.



**Figura 4.5** - Comparação entre os espaçamentos dendríticos secundários experimentais e teóricos em função da velocidade da isoterma *liquidus* para ligas do sistema Al-Si.

A Figura 4.6 a, b, c e d apresenta a correlação de  $\lambda_2$  com o tempo local de solidificação  $t_{SL}$  para os resultados experimentais e os modelos de Kirkwood e Bamberger.

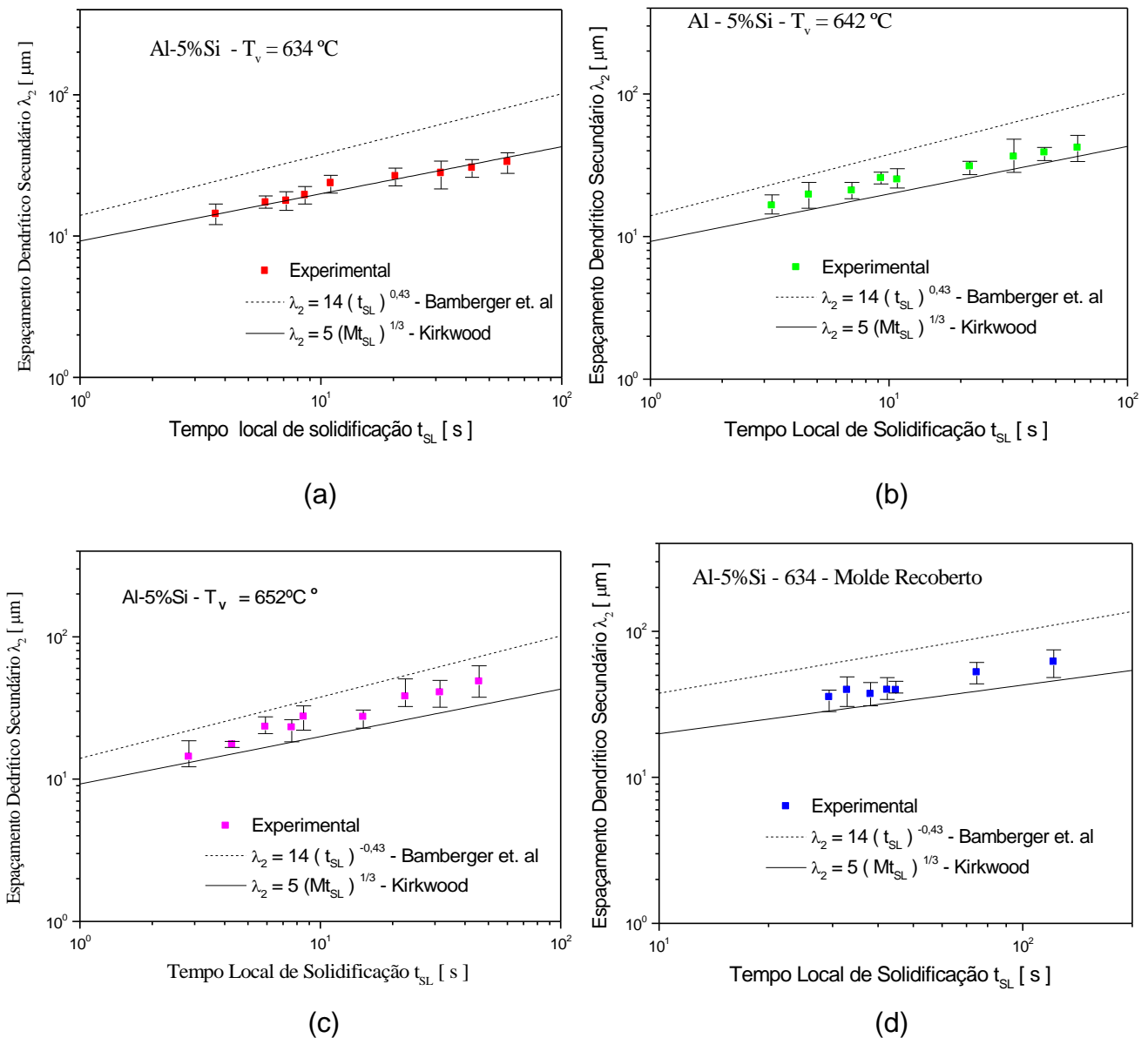
Observa-se que o modelo de Kirkwood representado pelas equações:

$$\lambda_2 = K(Mt_{SL})^{1/3} \quad [m] \quad \text{onde;} \quad M = -\frac{\Gamma D}{(1-k_o)m_L(C_E - C_o)} \ln\left(\frac{C_E}{C_o}\right) \quad [m^3/s] \quad \text{e} \quad K =$$

5,5 (Feurer e Wunderlin) e  $K = 5,0$  (Kirkwood) sendo  $C_E$  a composição eutética.

O modelo de Bamberger relaciona os espaçamentos dendríticos secundários com o tempo local de solidificação apresentando a equação;  $\lambda_2 = A_{Si}(t_{SL})^{0,43}$

Observa-se ainda que o modelo apresentado por Kirkwood representa satisfatoriamente os resultados experimentais para  $T_V$  igual a  $634^\circ\text{C}$  (chapa molde polida) e  $T_V$  igual a  $634^\circ\text{C}$  (chapa molde recoberta). Já para  $642^\circ\text{C}$  e  $652^\circ\text{C}$  (chapa molde polida) verifica-se valores intermediários entre os modelos teóricos de Kirkwood e Bamberger.



**Figura 4.6** - Comparação entre os espaçamentos dendríticos secundários experimentais e o tempo local de solidificação para a liga Al-5%Si em diferentes condições de solidificação. (a), (b) e (c) chapa molde polida, (d) chapa molde recoberta.

## 5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Na análise teórica desenvolvida neste trabalho, para solidificação da liga hipoeutética Al-5%Si em condições transitórias de fluxo de calor, os resultados experimentais obtidos e analisados permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- As microestruturas observadas ao longo das seções longitudinais permitiram quantificar os espaçamentos dendríticos secundários;
- Parametrizado o superaquecimento, observa-se que os espaçamentos dendríticos secundários diminuem à medida que a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento cresce;
- Verifica-se que os espaçamentos dendríticos secundários são dependentes do superaquecimento e da condição da chapa molde (polido e recoberto).

Quanto à aplicabilidade dos modelos de crescimento dendrítico da literatura, verifica-se que:

- Os valores para  $\lambda_2$  experimentais são melhores representados em função da velocidade de deslocamento da isoterma pelo modelo teórico desenvolvido por Bouchard-Kirkaldy *liquidus*, com fator de calibração  $a_2 = 9$  correlacionados com a velocidade da isoterma, para as ligas Al-Si;
- Os valores para  $\lambda_2$  experimentais em função do tempo local de solidificação são adequadamente representados pelo modelo teórico de Kirkwood para  $T_V$  igual a 634°C (chapa molde polida) e  $T_V$  igual a 634°C (chapa molde recoberta). Já para 642°C e 652°C (chapa molde polida) verifica-se valores intermediários entre os modelos teóricos de Kirkwood e Bamberger.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos, são sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para trabalhos futuros:

- Investigar as estruturas de solidificação para as mesmas ligas do sistema Al-Si em condições experimentais de solidificação descendente, ou seja, verificar a influência da presença de correntes convectivas na evolução da macroestrutura e da microestrutura;
- Investigar a influência do teor de soluto e do superaquecimento nos valores dos espaçamentos dendríticos secundários para outras ligas do sistema Al-Si em condições transitórias de extração de calor, como por exemplo, o sistema Al-7Si e Al-9Si;
- Analisar as propriedades mecânicas das ligas hipoeutéticas Al-5%Si em função dos espaçamentos dendríticos e estabelecer relações experimentais de correlação;
- Desenvolver uma análise comparativa entre as propriedades mecânicas obtidas por estruturas de ligas Al-Si refinadas sob condições de altas taxas de resfriamento na solidificação e estruturas obtidas após tratamentos de modificação.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

ASM Handbook, Aluminum and aluminum alloys, 1998.

BAMBERGER M.; Weiss B. Z.; Stupel M. M.. **Heat flow and dendritic arm spacing in chill-cast Al-Si alloys**, *Materials Science and Tecnology*, v 3, pp. 49-56, 1987.

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

CHEN M.; Kattamis T. Z.. **Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys**, *Materials Science and Engineering A*, v. 247, pp. 239-247, 1998.

FEURER U.. **Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm feeding and hot tearing properties of aluminum alloys**. *In: Proceedings of the Symposium on Quality Control of Engineering Alloys*, pp. 131-145, Delft - Holanda. 1977.

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

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

GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas, SP: Unicamp, 2001. 399p.

GARCIA, A; Prates M. **Mathematical model for the unidirectional solidification of metals I: cooled molds**, Metallurgical Transactions, v. 98, 1978, pp.449-453.

GARCIA, A.; Clyne, T. W. **A versatile technique for characterization of metals mold heat transfer and correlation with thermal and structural effects**. In: Solidification Technology in the Foundry and Casthouse, The Metals Society, 1983, pp.33-39.

GARCIA, A. Clyne, T. W. & Prates, M. **Mathematical model for the unidirectional solidification of metals II: Massive molds**, Metallurgical Transactions, v. 108, pp.85-92,1979.

GARCIA, A. **Mathematical heat transfer model for The analysis of solidification of binary alloys**, In *Mult-Phase Flow and heat transfer III – Part B: Applications*, Elsevier Science Publishers, pp.541-603, Amsterdam, 1984.

HUNT, J. D. & Lu, S. Z. **Numerical Modeling of Cellular Array Growth: Spacing and Structure Predictions**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, 1996, pp. 611-623.

HUNT J. D.; Keynote address: **Cellular and primary dendrite spacings**, *International Conference on Solidification and Casting of Metals*, London, Metals Society, pp. 3-9, 1979.

KIRKWOOD, D. H. A **Simple model for dendrite arm coarsening during solidification**. *Materials Science and Engineering*, v.73, L1 – L4, 1985.

KIRKALDY J. S.; Liu L. X; Kroupa A.. **Thin film forced velocity cells and cellular/dendrites-i.Experiments**, *Acta Metallurgica Materialia*, v. 43, n. 8, pp. 2891-2904, 1995.

KURZ, W. & Fisher, D. J., **Fundamentals of Solidification**, Trans Tech Publications, Switzerland, 1984/86/89/92.

LEE S. M.; O'Reilly K. A. Q.; Cantor B.; Hong C. P.. **Microstructural transitions in Al-Cu ribbons manufactured by planar flow casting**, *Materials Science and Engineering A*, v. 249, pp.233-240, 1998.

LI Q.; Beckermann C.; **Evolution of the siderbranch structure in free dendritic growth**, *Acta Materialia*, v. 47, n. 8, pp.2345-2356, 1999.

MCCARTNEY D. G.; Hunt J. D.. **Measurements of cells and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys**, *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 1851-1863, 1981.

MÜLLER, A. **Solidificação e Análise Térmica dos Metais**. Porto Alegre R.S: Editora UFRGS, 2002. 267 p.

O'DELL S. P.; Ding G. I; Tewari S. N.. **Cell/dendrite distribution directionally solidified hypoeutectic Pb-Sb alloys**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, pp. 2159- 2165, 1999.

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

OSORIO, W. R. R.; Santos, C. A.; Quaresma, J. M. V.; Garcia, A. **Determinação de propriedades mecânicas como função do espaçamento dendrítico secundário em ligas Zn-Al solidificadas unidirecionalmente**. In: 55 Congresso Anual da Ass. Bras. Met. e Materiais, Rio de Janeiro. Proceedings... São Paulo: ABM, 2000. v.CD ROM. p.1110 – 1118.

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



PERES, Manoel Diniz **Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si** 2005 179 p Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo.

QUARESMA José Maria do Vale. **Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica**, 1999. 274 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo.

ROCHA O. F. L.; Siqueira C. A.; Garcia A. **Análise teórico-experimental dos espaçamentos celulares na solidificação unidirecional da liga Sn-1Pb**, *Anais do CBECIMAT/2000 (CDROM), Águas de São Pedro-Sp*, pp. 31301-31312, 2000.

SANTOS, C. A. **Influências das taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde**. Campinas: Faculdade de engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, Dissertação de Mestrado.

SIQUEIRA FILHO, Claudio Alves de.; Cheung Noé.; Garcia Amauri.; **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33, p. 2107-2118, July 2001.

SIQUEIRA FILHO, Claudio Alves de. **Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial**. 2002. 160 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo.

SIQUEIRA C. A.; Cheung N.; Garcia A.; **The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys**, *Journal Alloys and Compounds*, v. 351, p. 126-134, March 2003.