

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR MARIA APARECIDA
MARTINS DOMINGOS E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 27/02/2004

MM
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Análise Da Solidificação Unidirecional De Ligas Com Diferentes Difusividades Térmicas

Autor: **Maria Aparecida Martins Domingos**
Orientador: **Prof. Rezende Gomes dos Santos**

10/04

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Análise Da Solidificação Unidirecional De Ligas Com Diferentes Difusividades Térmicas

Autor: Maria Aparecida Martins Domingos
Orientador: Rezende Gomes dos Santos

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2004
S.P. – Brasil

UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	
	T/VMIAMQ
	D713a
V	EX
TOMBO BC/	60245
PROC.	16.2-117104
C	<input type="checkbox"/>
	D <input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	71,00
DATA	11/09/2004
Nº CPD	

Bib Ed 324106

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

D713a

Domingos, Maria aparecida Martins

Análise da solidificação unidirecional de ligas com diferentes difusividades térmicas / Maria Aparecida Martins Domingos. --Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Rezende Gomes dos Santos.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Ligas de não-ferrosos. 3. Difusividade térmica. I. Santos, Rezende Gomes dos. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Análise Da Solidificação Unidirecional De
Ligas Com Diferentes Difusividades Térmicas**

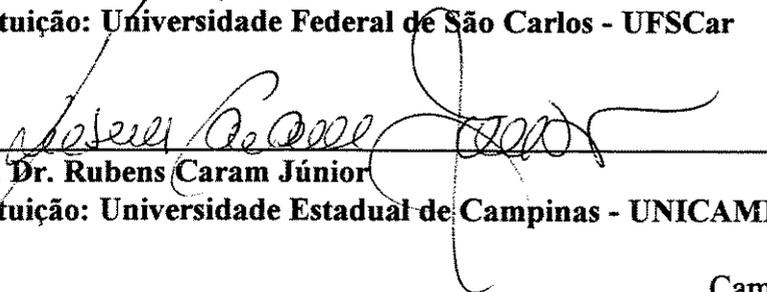
Autor: Maria aparecida Martins Domingues
Orientador: Rezende Gomes dos Santos



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami
Instituição: Universidade Federal de São Carlos - UFSCar



Prof. Dr. Rubens Caram Júnior
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Campinas, 27 de fevereiro de 2004

58197600
200416485

Agradecimentos

Para que tivesse êxito na realização deste trabalho agradeço:

A Deus, pela Vida, Amor, Saúde e Força em todos os momentos.

Ao Prof. Rezende Gomes dos Santos pela orientação e compreensão

Aos pesquisadores: Ricardo Andrade, Jean Robert Rodrigues, Manuel Peres, José Eduardo Spinelli, João Lobo Peralta, Suzimara Andrade Ducatti, Maria Aparecida Pinto, Maria Aparecida Larosa , Iracema Rodrigues, a minha amiga e colega Sandra Souza, Natal Norímio Royono, William e Seila Vasti

A imensa ajuda dos técnicos e funcionário da FEM-UNICAMP Sérgio Gomes, Claudenete Leal, Rita Jacon, Carmo R. P. Lima, Geraldo Salustiano, Daniel Pisoni, Emilcio Cardoso, Sônia Calanti, pela amizade e carinho, Rafael Cappelli, Ana Paula Isac, ao professor Rubens Caram pelo apoio, a minha querida professora e amiga Célia Marina, ao professor Amauri Garcia e a sua equipe de pesquisa, pelo apoio e dedicação. Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais.

A meus filhos Joice e Leonardo, pelo carinho, paciência, companheirismo e dedicação.

Ao meu querido e saudoso marido Marcio Domingos.

Meu amigo José Jorge de Souza e a sua família .

As minhas amigas: Cleuza Camargo Domingos, Maria Amélia Nunes.

A empresa Microsteel Indústria e Comercio pela fabricação dos moldes de cerâmica.

A CAPES, pelo apoio financeiro para o desenvolvimento desta pesquisa.

Á vida é apenas uma escola em que nos submetemos a duras disciplinas, a provas de toda espécie, até que, pouco a pouco, aprendemos a nos destacar do molde e a reconhecer a divindade que temos latente em nós.

(Ângela Maria La Sala Bata)

Resumo

Domingos, Maria Aparecida Martins, Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas com Diferentes Difusividades Térmicas, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 66p. Dissertação (Mestrado).

Este trabalho teve como objetivo a análise do processo de solidificação unidirecional de ligas com diferentes difusividades térmicas. Para tanto foi construído um dispositivo para permitir a solidificação unidirecional de ligas metálicas dotado de um sistema para monitoramento do processo e aquisição de dados. Foram realizadas experiências de solidificação unidirecional de duas ligas metálicas não ferrosas (Al-Si e Pb-Sb) com diferentes difusividades térmicas, visando a determinação das curvas de variação de temperatura em diferentes pontos durante o processo e a determinação das macroestruturas e microestruturas resultantes. A partir das curvas de variação de temperatura foram determinadas as variações da velocidade de avanço da interface sólido/líquido, do gradiente de temperatura, da taxa de resfriamento e do tempo local de solidificação para as duas ligas estudadas. A partir das medições dos espaçamentos dendríticos primário e secundário foram estabelecidas as correlações entre estes e os parâmetros de solidificação.

Palavras Chave

Solidificação unidirecional; Ligas não ferrosas; Correlações entre os Espaçamentos Dendríticos; Parâmetro de Solidificação

Abstract

Domingos, Maria Aparecida Martins, Analysis of Unidirectional Solidification of Alloys with Dissimilar Thermal Diffusivity, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual, 2004, 66 p. Dissertação (Mestrado)

This work presents an analysis of the unidirectional solidification process of alloys with dissimilar thermal diffusivity. It was built a dispositive to obtain a unidirectional solidification of metallic alloys. The dispositive comprises a monitoring system of process and data acquisition. Several experiences of unidirectional solidification of two non-ferrous metal alloys (Al-Si and Pb-Sb) with dissimilar thermal diffusivity, were carried out in order to determine the curves of temperature variation in distinct points during the process and also to determine the resulting macro and micro structures. The variations of the solid/liquid interfacial moving velocity, the temperature gradient, the cooling ratio and the local solidification time for these two studied alloys were determined from curves of temperature variation obtained.

The correlations among primary and secondary dendritic arm spacing and solidification parameters were established.

Key Words

Unidirectional solidification, Non-ferrous metallic alloys, Correlations among dendritic spacing and solidification parameters.

Índice

Nomenclatura	vii
Capítulo 1: Introdução	1
1.1: Importância do estudo da solidificação dos metais	1
1.2: Objetivos deste trabalho	4
Capítulo 2: Revisão da Literatura	6
2.1 Formação da microestrutura	6
2.2 Determinação da fração sólida	8
2.3 Espaçamento dendrítico primário	13
2.4 Espaçamento dendrítico secundário	20
Capítulo 3: Materiais e Métodos	27
3.1 Considerações gerais	27
3.2 Ligas utilizadas	27
3.3 Aparato experimental	28
3.4 Vazamento	34
3.5 Análise metalográfica	35
Capítulo 4: Resultados e Discussão	39
4.1 Macroestruturas	39
4.2 Curvas de resfriamento	39
4.3 Parâmetros de solidificação	44

4.3.1	Variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo	44
4.3.2	Velocidade	44
4.3.3	Gradiente de temperatura em frente á isoterma liquidus	47
4.3.4	Taxa de resfriamento	47
4.4	Microestrutura	50
4.4.1	Liga Al-Si	50
4.4.2	Liga Pb-Sb	53
4.5	Determinação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários	54
4.5.1	Espaçamentos dendríticos primários	54
4.5.2	Espaçamentos dendríticos secundários	55
4.6	Correlações entre espaçamentos dendríticos e parâmetros de solidificação	57
4.6.1	Espaçamentos dendríticos primários	58
4.6.2	Espaçamentos dendríticos secundários	60
	Capítulo 5	62
5.1	Conclusões	62
5.2	Propostas para trabalhos futuros	63
	Referências Bibliográficas	64

Lista de Figuras

Figura 2.1 Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação	7
Figura 2.2 Variação do parâmetro M para algumas ligas de alumínio	23
Figura 3.1: Vista geral do forno	30
Figura 3.2 Detalhe do forno mostrando a montagem a resistência elétrica	31
Figura 3.3 Dispositivo para a solidificação unidirecional	32
Figura 3.4 Esquema do aparato experimental utilizado	33
Figura 3.5 Cadinho	34
Figura 3.6 Molde de cerâmica	34
Figura 3.7 Parâmetro microestruturais e procedimentos de medidas λ_1 e λ_2	38
Figura 4.1 Macrografia da liga Al-Si	41
Figura 4.2 Macrografia da liga Pb-Sb	42
Figura 4.3 Curvas de resfriamento para a liga Al-Si	43

Figura 4.4	Curvas de resfriamento para a liga Pb-Sb	43
Figura 4.5	Curvas de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo para a liga Al-Si	44
Figura 4.6	Curva de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo para a liga Pb-Sb	45
Figura 4.7	Curva de variação da velocidade de avanço da isoterma liquidus em função da posição da liga Al-Si	46
Figura 4.8	Curva de variação da velocidade de avanço da isoterma em função da posição da liga Pb-Sb	46
Figura 4.9	Curva da variação do gradiente de temperatura em frente á isoterma liquidus em função da posição para a liga Al-Si	48
Figura 4.10	Curva da variação do gradiente de temperatura em frente á isoterma liquidus em função da posição para a liga Pb-Sb	48
Figura 4.11	Curva da variação da taxa de resfriamento em função da posição para a liga Al-Si	49
Figura 4.12	Curva de variação da taxa de resfriamento em função da posição para a liga Pb-Sb	50
Figura 4.13	Micrografias de amostras em secção transversais da liga Al-Si em três posições diferentes (a) 20mm, (b) 40mm e (c) 80mm a partir da interface metal/molde	51
Figura 4.14	Micrografias de amostras em secções longitudinais da liga Al-Si em três posições diferentes: (a) 20mm (b) 40mm e (c) 80mm, a partir da interface metal/molde	52

Figura 4.15 Micrografia de amostras em secções longitudinais da liga Pb-Sb em três posições diferentes: (a) 40mm, (b) 60mm e (c) 80mm, a partir da interface metal/molde	53
Figura 4.16 Medidas dos espaçamentos dendrítico primário da liga Al-Si	54
Figura 4.17 Medidas dos espaçamentos dendrítico primário da liga Pb-Sb	55
Figura 4.18 Medidas dos espaçamentos dendrítico secundário da liga Al-Si	56
Figura 4.19 Medidas dos espaçamentos secundário da liga Pb-Sb	57
Figura 4.20 Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários com os resultados obtidos através da equação 4.6 para a liga Al-Si	59
Figura 4.21 Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários com os resultados através da equação 4.7 para a liga Pb-Sb	59
Figura 4.22 Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundário com os resultados obtidos através da equação 4.8 para a liga Al-Si	60
Figura 4.23 Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários com os resultados obtidos através da equação 4.9 para a liga Pb-Sb	61

Lista de tabelas

Tabela 3.1: Composição química da liga Al-Si	28
Tabela 3.2: Composição química da liga Pb-Sb	28
Tabela 3.3: Difusividade térmica	28

Nomeclatura

Letras Latinas

Símbolo	Significado	Unidade
a_2	fator de calibração	
B	constante	
C_0	concentração inicial de soluto	%
C_{sol}	percentagem em peso de soluto na fase sólida	%
$C_{liq.}$	percentagem em peso de soluto na fase líquida	%
D_{sol}	Coefficiente de difusão no sólido	m^2/s
f_{sol}	fração de sólidos	%
$G_{liq.}$	gradiente térmico liquidus	$^{\circ}C/m$
H_f	calor de fusão volumétrico	J/m^3
K_0	coeficiente de redistribuição do soluto	
t_{local}	tempo local	s
T	temperatura	K
T_f	temperatura de fusão	K
T_v	temperatura de vaporização	K
$T_{sol.}$	temperatura da linha solidus da liga	K
$T_{liq.}$	temperatura da linha liquidus da liga	K
T_M	temperatura de fusão do metal base do sistema	K
$T_{eq.}$	temperatura de equilíbrio do elemento puro com a interface sol./líq.	K
L	comprimento da zona pastosa	m

M	parâmetro modelo de Feurer	cm ² /s
N	constante	
R	taxa de resfriamento	°C/s
m _{liq.}	inclinação da linha liquidus	
V _{cd}	velocidade de transição celular dendrítica	m/s
V _{sol.}	velocidade da isoterma solidus	m/s
V _{liq.}	velocidade da isoterma liquidus	m/s

Letras Gregas

Símbolo	Significado	Unidade
ΔC	diferença do teor de soluto da superfície para o centro na fase líquida	m ² /s
ΔT_0	intervalo de solidificação de não equilíbrio	°C
ε	gradiente de mistura no líquido	
Γ	constante de Gibbs-Thompson	mK
γ	constante da equação de Brody-Flemings	
Ω	constante equação Clyne-Kurz	
λ_1	espaçamento dendrítico primário	μm
λ_2	espaçamento dendrítico secundário	μm
$\sigma_{sol/liq.}$	tensão superficial sólido/líquido	J/m ²
$\alpha_{liq.}$	difusividade térmica do líquido	m ² /s

Capítulo 1

Introdução

1.1 Importância do estudo da solidificação dos metais

O conhecimento de um material novo, suas propriedades e aplicações significam, muitas vezes, ao longo da história evolutiva da civilização humana, um importante marco no seu desenvolvimento, proporcionando assim a elevação da qualidade de vida da mesma (Bradaschia,1971).

A história esteve relacionada, em cada nova era tecnológica, com o progresso no desenvolvimento de materiais. O século XIX foi o da era do aço, um material que serviu como chave para o desenvolvimento das ferrovias e das indústrias manufatureiras. O progresso da metalurgia do cobre permitiu o desenvolvimento da eletricidade.

Várias descobertas ocorreram no século XX. Tornou-se possível o desenvolvimento do transporte aéreo devido a descoberta das ligas de alumínio. Uma revolução relacionada com as tecnologias do silício, tão importantes para a tecnologia da informação, emergiu nos anos setenta. Ela esta relacionada com o controle de um material e essa época poderia ser conhecida como a era do silício,(Bradaschia, 1971, Chiaverini,1994).

Mesmo com a elevada importância alcançada pelos materiais cerâmicos, poliméricos e compósitos, os metais continuam sendo, em função da versatilidade de suas propriedades e possibilidades de diferentes formas de combinação na formação das ligas, a principal fonte de

matérias-primas para o atendimento das diversas necessidades de nossa sociedade. O homem vem utilizando há milhares de anos a produção de objetos metálicos como, por exemplos, obras de arte, moedas, ferramentas, utensílios domésticos, através do processo de fundição que pode ser definido, como a fusão de materiais metálicos e posterior vazamento dos mesmos conferindo-lhes uma forma pré-determinada. (Benedict Jr, 1947).

O processo de fundição dos metais se baseia no fenômeno da solidificação o que pode ser definido como sendo a transformação da fase líquida em fase sólida com conseqüente liberação de calor latente para o meio ambiente. No tocante à tecnologia metalúrgica, cabe lembrar o fato de que, quase todos os produtos metálicos passam

necessariamente, pelo processo de solidificação em algum estágio de sua fabricação com exceção de alguns poucos produtos conformados por sinterização. (Kondic, V., 1973, Prates, M. e Davies, G., 1978).

O objetivo da metalurgia física tem sido o desenvolvimento de técnicas capazes de controlar a dimensão, forma, distribuição e orientação de grãos cristalinos de produtos fundidos visando a obtenção de estruturas de solidificação compatíveis com as propriedades mecânicas exigidas. (Ohno, A. 1976, Morando, R. 1970).

Parâmetros térmicos dependem das condições de solidificação impostas por parâmetros operacionais, como por exemplo, a temperatura de vazamento do metal líquido e pela natureza e condições do sistema metal/molde.

O problema de solidificação se torna mais complexo, quando procuramos representar matematicamente este fenômeno. Sem o perfeito conhecimento do mecanismo de formação dos cristais no molde, dos movimentos do metal fundido num molde e do comportamento dos cristais no líquido, a solidificação dos lingotes tem sido matematicamente melhor explicada através de equações desenvolvidas para o caso de solidificação unidirecional que dependem de condições impostas, e conseqüentemente conhecidas, como a composição química da liga, o tipo de molde utilizado e a temperatura com a qual o metal líquido é vazado, mas também de uma variável desconhecida que é o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i). Qualquer

tentativa de estabelecimento de uma relação entre as condições de solidificação, estruturas obtidas e as propriedades mecânicas, no sentido de se estabelecer uma programação destas estruturas e conseqüentemente das propriedades, exige uma avaliação da real variação de h_i durante a solidificação.

A utilização de estruturas com grãos de pequenas dimensões é importantes pois, os mesmos elevam o índice de isotropia, proporcionando assim, propriedades superiores. Para esse desenvolvimento, torna-se necessário suprimir nos materiais o crescimento de grãos colunares por meio de estímulo de condições favoráveis á formação de núcleos equiaxiais.

O tamanho de grão tem efeitos nas propriedades de um material que parecem resultar de modificações na distribuição de heterogeneidades existentes na estrutura do mesmo, trincas, porosidades, inclusões não metálicas, precipitados e outros,as quais são responsáveis pelas características mecânicas inferiores apresentadas pelas estruturas grosseiras.

Os metalurgistas tem tido como objetivo, identificar técnicas que controlam o tamanho, a forma a distribuição e orientação dos grãos e, a partir das mesmas, produzir um material fundido com estrutura homogeneamente composta por grãos finos e equiaxiais.(Ohno, A.1976).

Com resultados experimentais obtidos em vários trabalhos realizados anteriormente,determinou-se que os cristais equiaxiais se formam sobre as paredes do molde ou na superfície líquida resfriada, de onde se separam e se precipitam antes da formação de casca sólida estável. Pode-se, então, através de mecanismos baseados na convecção forçada incentivar a formação dos mesmos.(Ohno, A. e Soda,H.1971, Southin,R. 1967).

O borbulhamento gasoso no metal líquido que solidifica, proporciona turbulência no mesmo. Então ativa mecanismo formadores de grãos finos que dependem da presença de correntes convectivas.(Southin, R. 1967, Morando,R. 1970, Ohno, A. e Motegi, T. 1975).

No que diz respeito as características estruturais, os espaçamentos interdendriticos têm maior nível de suscetibilidade às alterações nas taxa de resfriamento que o tamanho de grão. Este

segundo depende muito mais do histórico térmico do metal, da presença ou não de refinadores de grãos no banho líquido, do superaquecimento, dentre outros fatores. Analisando de maneira mais microscópica, nota-se que os espaçamentos interdendríticos, podem ter até maior influência sobre as propriedades mecânicas que o tamanho de grão. Os espaçamentos interdendríticos formados, afetam diretamente na microsegregação e na ancoragem de inclusões, modificando as propriedades mecânicas do material.

As propriedades mecânicas dependentes da microestrutura do material, podem ser citadas entre outras, limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento, tenacidade, limite de resistência à fadiga, resistência à fluência, resistência à corrosão e à abrasão, além das condutividades térmica e elétrica.

As propriedades de uma peça fundida dependem dos parâmetros térmicos do processo de solidificação, que afetam a formação da microestrutura, sendo portanto importante a análise da variação desses parâmetros em função das condições de solidificação. A análise da variação desses parâmetros é facilitada em processos de solidificação unidirecional.

1.2 Objetivos deste trabalho

Em função da importância da análise da variação dos parâmetros térmicos e estruturais durante o processo de solidificação, o objetivo deste trabalho é o estudo da solidificação unidirecional de duas ligas não ferrosas, com diferentes difusividades térmicas, visando a análise da influência dos parâmetros de solidificação na formação da microestrutura e a determinação de relações matemáticas que permitam a determinação dos espaçamentos dendríticos primário e secundário.

Para tanto foi adotada a seguinte metodologia:

(1) Construção de um dispositivo para permitir a solidificação unidirecional de ligas metálicas dotado de um sistema para monitoramento do processo e aquisição de dados;

(2) Realização de experiências de solidificação unidirecional de duas ligas metálicas não ferrosas (Al-Si e Pb-Sb) com diferentes difusividades térmicas, visando a determinação das curvas de variação de temperatura em diferentes pontos durante o processo e a determinação da macroestrutura e microestrutura resultantes;

(3) Determinação, a partir das curvas de variação de temperatura, da velocidade de avanço da interface sólido/líquido, do gradiente de temperatura, da taxa de resfriamento e do tempo local de solidificação;

(4) Medição dos espaçamentos interdendríticos primário e secundário e

(5) Estabelecimento de correlações entre parâmetros de solidificação e espaçamentos interdendríticos.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1 Formação da microestrutura

As microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionadas com a modificação da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação, a qual pode passar da forma plana típica dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas. A segregação de soluto provoca aumento dos seus teores frente à interface de solidificação que pode implicar em uma distribuição não uniforme dos mesmos no líquido, o que favorece a instabilidade da interface plana. O acúmulo de teor de soluto à frente desta interface, juntamente com condições térmicas favoráveis, conduzem a um fenômeno responsável pela instabilização da interface plana, que é conhecido como super-resfriamento constitucional. Assim, a rejeição de soluto e o seu acúmulo junto à interface sólido/líquido, a velocidade de solidificação (V_1), o gradiente de temperaturas (G_1), no líquido e o teor de soluto da liga são extremamente importantes para as transições microestruturais que ocorrem a partir da interface de solidificação.

Na solidificação em regime estacionário os valores de V_1 e G_1 podem ser controlados independentemente e condições operacionais artificiais podem ser produzidas para instabilizar a interface planar. Se o valor de G_1/V_1 é reduzido pela diminuição do gradiente de temperatura no líquido e pela elevação da velocidade, por exemplo, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e a instabilidade da interface planar é inevitável, e estruturas em formato de células surgem inicialmente. À medida que a razão G_1/V_1 é reduzida as células anteriormente formadas começam a se desviar da forma circular original, típica de sua seção transversal, passando a apresentar uma configuração denominada de cruz de malta. Deste modo começa a ocorrer a

transição celular/dendrítica até que o grau de instabilidade possa provocar a formação de estruturas que possam ser caracterizadas completamente como dendríticas. Em condições transitórias de extração de calor, a velocidade de solidificação e o gradiente térmico são interdependentes, não podem ser controlados e variam continuamente ao longo do processo, o que dificulta a análise da evolução das alterações microestruturais na interface S/L. Este tipo de evolução microestrutural que ocorre na grande maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação. A previsão da transição celular/dendrítica bem como uma melhor compreensão do crescimento dendrítico é fundamental para o entendimento da formação da microestrutura de solidificação em condições de fluxo de calor transitório. Peças formadas com estruturas completamente celulares ou dendríticas apresentam parâmetros estruturais denominados espaçamentos intercelulares, interdendríticos primários e secundários, os quais juntamente com os produtos segregados, porosidades, contornos de grãos, etc. conforme representa esquemática a Figura 1.1 irão caracterizar a microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas, um arranjo estrutural que será responsável pelas características mecânicas e químicas do produto solidificado. (Garcia, 1999).

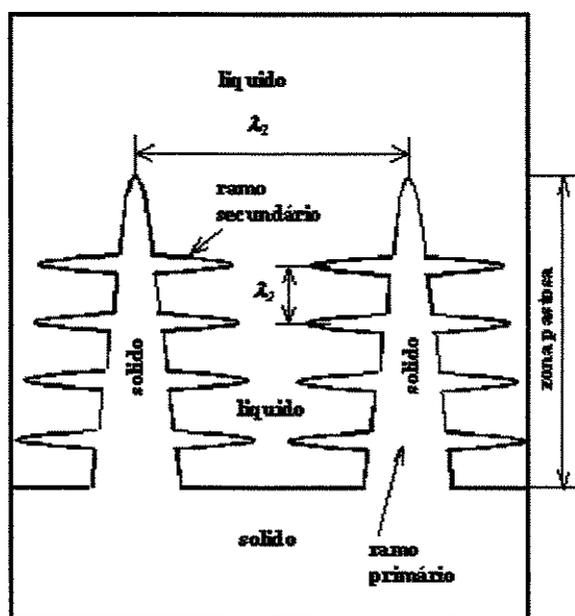


Figura - 2.1 Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação

Os espaçamentos dendríticos menores permitem uma distribuição mais homogênea de produtos de segregação, inclusões e poros que não possam ser completamente eliminados antes da solidificação. Alguns trabalhos recentemente mostraram que com as ligas Al-Cu (Quaresma, 1998) e ligas Zn-Al (Osório, 2000), os limites de escoamento e de resistência à tração podem ser correlacionados com os espaçamentos dendríticos secundários e que aumentam com a diminuição deste parâmetro estrutural.

Os espaçamentos celulares e dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento. Com isso os sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem na obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

Os espaçamentos celulares e dendríticos são de grande importância para as características mecânicas do produto solidificado e incentivaram as pesquisas no sentido do desenvolvimento de leis de crescimento dendrítico em função dos parâmetros térmicos de solidificação.

2.2 – Determinação da Fração Sólida

No decorrer do processo de solidificação de uma liga metálica, que se solidifica dendriticamente, ela pode se encontrar em três formas: sólida, líquida, pastosa (sólida + líquida). A solidificação das ligas metálicas envolve fenômenos mais complexos do que a solidificação de metais puros. A solidificação em equilíbrio parte do pressuposto que, na interface sólido/líquido, pode ser considerado o equilíbrio entre ambas as fases e, desta forma, para cada temperatura, suas composições químicas são as determinadas pelo diagrama de equilíbrio (Flemings, 1974; Lesout, 1988) uma vez que o fenômeno está regido pelo intervalo de solidificação que favorece a rejeição seletiva das diferentes espécies químicas que podem ser segregadas ou incorporadas pelas mesmas. A hipótese é válida para certos processos de solidificação, onde as velocidades de resfriamento envolvidas são relativamente baixas.

O equilíbrio entre um sólido cristalino e um líquido é convenientemente representado num diagrama de equilíbrio binário por meio de duas linhas: a linha liquidus e a linha solidus. O fato dessas duas linhas não coincidirem, exceto para metais puros e em casos excepcionais de

eutéticos, indica que a composição química das fases que representam são diferentes no equilíbrio.

Como consequência tem-se que, quando o líquido, inicialmente com uma composição uniforme, por resfriamento solidifica progressivamente, a composição do sólido não será uniforme; a distribuição do soluto no sólido, quando a solidificação estiver completada será diferente da distribuição no líquido, embora a quantidade total de soluto mantenha-se constante.

A fração de sólido em cada posição, em um determinado tempo, pode ser calculada de várias maneiras, dependendo do sistema em questão e das considerações feitas para cada caso, ou seja:

Solidificação em equilíbrio

Durante a solidificação de uma liga em equilíbrio, as composições do sólido formado e a do líquido remanescente variam com a temperatura, de acordo com o diagrama de fases. Desta forma a **regra da alavanca**, pode ser usada para calcular a fração de sólido (f_{sol}):

$$f_{sol} = \frac{1(T - T_{liq.})}{K - 1(T_M - T)} \quad (2.1)$$

onde o coeficiente de distribuição no equilíbrio é dado por:

$$K_0 = \frac{C_{sol}}{C_{liq}} \quad (2.2)$$

sendo:

T = Temperatura no intervalo de solidificação [k]

T_{liq} = Temperatura da linha liquidus da liga [k]

T_M = Temperatura de fusão do metal base do sistema [k]

K = Coeficiente de redistribuição do soluto

C_{sol} = percentagem em peso de soluto na fase sólida

C_{liq} = percentagem em peso de soluto na fase líquida

É importante destacar que a regra da alavanca é aplicável em situações práticas de solidificação de ligas cujo soluto é um átomo intersticial de alta mobilidade, como o caso do carbono nas ligas Fe-C. Deve-se sempre analisar arranjo e mobilidade do átomo de soluto na rede do solvente, para verificar a aplicabilidade da regra da alavanca.

Solidificação fora do equilíbrio

A solidificação, na prática, não ocorre em equilíbrio e portanto a difusão não é completa, ocorrendo a formação de uma camada rica ou pobre em soluto em frente a interface sólido/líquido, dependendo se $K_0 < 1$ ou $K_0 > 1$, respectivamente. Nas condições de solidificação fora do equilíbrio, existem algumas equações propostas na literatura.

a) Equação Linear

Desta forma assume-se que o calor latente é perdido linearmente entre as temperaturas solidus e liquidus. A equação pode ser expressa como se segue (Jong e Hwang, 1992; Voller e Swaminathan, 1991):

$$f_{sol} = \frac{T_{liq} - T}{T_{liq} - T_{sol}} \quad (2.3)$$

b) Equação de Scheil

Em condições de mistura mas sem difusão de retorno no sólido, a equação de Scheil pode ser usada (Flemings, 1974; Poirier et al., 1987; Jong e Hwang, 1992; Voller e Swaminathan, 1991):

$$f_{sol} = 1 - \frac{T_M - T_{liq}^{\frac{1}{1-k}}}{T_M - T} \quad (2.4)$$

Nesta equação a contração e a difusão no sólido são ignoradas. Esta equação é usada com bons resultados para ligas substitucionais onde a difusão no sólido pode ser desprezada.

c) Equação de Brody-Flemings

Em condições de mistura total no líquido e com difusão de retorno, a equação de Brody-Flemings pode ser usada (Wanqi, 1994):

$$f_{sol} = (1 + \gamma \cdot k) \cdot \left[1 - \left[\frac{T_M - T_{liq}}{T_M - T} \right]^{\frac{1}{1-K}} \right] \quad (2.5)$$

onde:

$$\Upsilon = \frac{D_{sol}}{V_{sol}L} = \frac{D_{sol}t_{local}}{L^2} \quad (2.6)$$

onde:

V: é a velocidade [m/s]

Y: é a constante da equação de Brody-Flemings

t_{local}: é o tempo de solidificação [s]

D: é o coeficiente de difusão [m²/s]

L: é o comprimento da zona pastosa [m]

Esta equação é usada nos casos de ligas intersticiais onde a difusão no sólido é muito intensa, ou em casos de grande difusividade atômica. Esta expressão aproxima-se da equação de Scheil quando γ tende a zero. Por outro lado, quando a difusão no sólido é completa, ou seja se γ tende a infinito, a composição de soluto fica próxima da equação de equilíbrio. No entanto, a equação de Brody-Flemings coincide com a equação de equilíbrio quando $\gamma = 1$. Portanto, quando a difusão de soluto na fase sólida perde o significado físico quando $\gamma > 1$. Portanto, quando

a difusão de soluto na fase sólida é elevada, a equação de Brody-Flemings não fornece resultados confiáveis, ou seja, somente deve ser usada para baixos valores de γ .

d) Equação de Clyne-Kurz

Para melhorar a solução de Brody-Flemings, Clyne-Kurz propuseram a substituição do parâmetro γ por outro, Ω , dado por:

$$\Omega = \gamma (1 - e^{-1/\gamma}) - \frac{1}{2} e^{-1/2\gamma} \quad (2.7)$$

onde:

Ω : é a constante da equação Clyne-Kurz

Esta equação tem a forma idêntica á equação de Brody-Flemings, a menos do parâmetro Ω ou seja

$$f_{sol} = \frac{1}{1 - 2\Omega k} \left[1 - \left[\frac{T_M - T_{liq}}{T_M - T} \right]^{\frac{2\Omega k - 1}{1 - k}} \right] \quad (2.8)$$

A equação de Clyne-Kurz aproxima-se da equação de Scheil quando Y tende a zero, e da equação de equilíbrio quando Y tende a infinito. Portanto, apresentando consistência física nas condições limites.

2.3 Espaçamento dendrítico primário (λ_1)

O espaçamento primário e o arranjo da microestrutura estão entre os parâmetros metalúrgicos mais importantes e tem sido amplamente estudado, principalmente para o caso de ligas solidificadas direcionalmente. Para a quantificação do espaçamento dendrítico primário, são levados em conta os efeitos das condições térmicas impostas, como valores do gradiente de temperatura na fase líquida (G_l) e velocidade da interface sólido/líquido (V_l), além das constantes

relacionadas à liga. Na literatura é convergente a afirmação de que o espaçamento interdendrítico primário diminui com o aumento do gradiente de temperatura e a velocidade da interface sólido/líquido. Com relação ao teor de soluto, há controvérsia em relação ao seu efeito no aumento ou diminuição do espaçamento primário. Alguns autores afirmam que o espaçamento primário diminui com o aumento do teor na liga, (Edvardsson, 1976; Spittle/Lloyd, 1979), Outros afirmam o contrário, (Flemings, 1974; Young/Kirkwood; 1975; Okamoto, 1978).

Os modelos para a previsão microestrutural normalmente são divididos em teóricos e experimentais.

Modelos teóricos para espaçamento dendrítico primário (λ_1)

Estes modelos têm sido propostos em função da velocidade de avanço da ponta da dendrita, do gradiente de temperatura da frente líquida, e da composição da liga.

Quando uma liga é solidificada unidirecionalmente, através de um gradiente positivo de temperatura, a interface sólido/líquido pode apresentar uma morfologia planar, celular ou dendrítica. Quando uma composição inicial e o gradiente de temperatura são fixados, a interface muda de planar para celular se a velocidade de avanço aumenta, e desenvolve uma estrutura dendrítica complexa (Esaka, 1986).

Uma análise teórica do espaçamento primário foi proposta por Brown e Adams (1961).

$$\lambda_1^{\text{Brown}} = \frac{8 D_{\text{liq}} \Delta C t_{\text{local}}}{(1 - K) C_0} \quad (2.9)$$

onde:

D_{liq} = coeficiente de difusão no líquido, m^2/s

ΔC = diferença do teor de soluto da superfície para o centro na fase líquida, [% em peso]

t_{local} = tempo local de solidificação, [s]

K = coeficiente de distribuição no equilíbrio

C_0 = concentração inicial de soluto, [% em peso]

Um modelo simples para a previsão do espaçamento dendrítico primário foi desenvolvido por Okamoto e Kishitake (1975), assumindo os ramos secundários como sendo placas, que engrossam com o progresso da solidificação, e que não existe difusão no sólido. Introduziram um gradiente de mistura no líquido interdendrítico (ϵ), e obtiveram que:

$$\lambda_1^{\text{Okamoto}} = 2\epsilon \cdot \left(\frac{-m_{\text{liq}} \cdot D_{\text{liq}} \cdot (1-K)C_0}{R} \right) \quad (2.10)$$

onde:

m_{liq} : é a inclinação da linha liquidus [k/ % em peso]

D_{liq} : é a difusividade do líquido [m^2/s]

K : é o coeficiente de partição

C_0 : é a concentração inicial da liga [% em peso]

R : é a taxa de resfriamento [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$]

Sendo que ϵ é uma constante menor que a unidade, experimentalmente assumida como 0,5 para as ligas Al-Si, Al-Sn, Al-Cu e Al-Mg.

O primeiro trabalho relacionando o espaçamento primário com a velocidade de crescimento, o gradiente de temperatura e da composição inicial da liga, foi proposto por Hunt. Para tanto, assumiu que as dendritas crescem com formato regular, podendo aplicar a análise tanto para células como para dendritas, chegando á seguinte equação:

$$\lambda_1^{\text{Hunt}} = 4 \sqrt{\frac{-64D_{\text{liq}} \cdot \Gamma [m_{\text{liq}} \cdot (1-K)C_0 + KG_{\text{liq}} \cdot V_{\text{liq}}^{-1}]}{V_{\text{liq}} \cdot G_{\text{liq}}^2}} \quad (2.11)$$

onde:

D_{liq} : é a difusividade no líquido, [m^2/s]

Γ : é a constante de Gibbs-Thompson, [m K]

m_{liq} : é a inclinação da linha liquidus, $^{\circ}\text{C}/\%$

C_0 : é a concentração inicial da liga, [% em peso]

K : é o coeficiente de partição

G_{liq} : é o gradiente térmico liquidus, [°C/m]

V_{liq} : é a velocidade de solidificação, [m/s]

Considerando:

$$\frac{-mC_0(1-K)}{K} = \Delta T_0, \quad (2.12)$$

e substituindo a equação acima na equação de Hunt para o espaçamento primário tem-se que:

$$\lambda_1^{Hunt} = 4 \sqrt{\frac{-64D_{liq}\Gamma[K\Delta T_0 + KG_{liq}V_{liq}^{-1}]}{V_{liq}G_{liq}^2}} \quad (2.13)$$

Para crescimento dendrítico, quando $V_{liq} \gg V_{cd}$, (velocidade de transição) definida por (Kurz e Fisher, 1981) como sendo:

$$V_{cd} = \frac{G_{liq}D_{liq}}{K\Delta T_0} \quad (2.14)$$

Sendo que:

$$\Delta T_0 = \frac{-m_{liq}C_0(1-K)}{K} \quad (2.15)$$

O segundo termo dentro do colchete da equação (2.9) torna-se desprezível, e sob estas condições a equação de Hunt pode ser simplificada para:

$$\lambda_1^{Hunt} = 2,83 \cdot 4 \sqrt{\frac{D_{liq}\Gamma K\Delta T_0}{V_{liq}G_{liq}^2}} \quad (2.16)$$

onde: ΔT_0 representa o intervalo de solidificação de não equilíbrio.

Conclui-se com esta equação que o espaçamento dendrítico primário é mais sensível a variações do gradiente de temperatura (G_{liq}) do que a variações na velocidade de deslocamento da ponta da dendrita (V_{liq}) ou a variações na composição química nominal da liga (C_0).

Kurz e Fisher também desenvolveram um modelo teórico que permite quantificar os espaçamentos celulares e dendríticos primários em função dos parâmetros térmicos da solidificação. Com isso os autores acrescentaram à idéia de Hunt uma condição de caráter geométrico, assumindo que o raio da ponta da dendrita (R^{Kurz}) acompanhado do comprimento da zona pastosa (a) pode determinar o espaçamento primário (λ_1^{Kurz}). Assumiram que a forma da célula ou da dendrita pode ser considerada como a metade de um elipsóide de revolução, e que o raio da ponta pode ser dado por:

$$R^{Kurz} = \frac{b^2}{a} \quad (2.17)$$

Sendo que a e b correspondem ao menor e o maior eixo do elipsóide de revolução, dados por:

$$a = \frac{\Delta T}{G_{liq}} \quad (2.18)$$

$$b = \frac{\lambda_1^{Kurz}}{\sqrt{3}} \quad (2.19)$$

Supondo que o espaçamento é proporcional ao raio da ponta da dendrita, ou seja:

$$\lambda_1^{Kurz} = \sqrt{R^{Kurz} a} \quad (2.20)$$

Sendo que para $V \gg V_{cd}$, tem-se que:

$$R^{Kurz} \cong 2\pi \left(\frac{D_{liq}\Gamma}{\Delta T_0 K V_{liq}} \right) \quad (2.21)$$

O espaçamento dendrítico primário proposto por Kurz e Fisher, (1981), passa a ser:

$$\lambda_1^{Kurz} = \sqrt{\frac{3\Delta T R^{Kurz}}{G_{liq}}} \quad (2.22)$$

Sendo que ΔT é igual à diferença de temperatura entre a base e a ponta da célula, que pode ser determinada por:

$$\Delta T = \left(\frac{1 - G_{liq} D_{liq}}{V_{liq}} \right) \frac{\Delta T_0}{(1 - K)} \quad (2.23)$$

Para crescimento dendrítico com valores baixos para a relação G_{liq}/V_{liq} , interferência dos ramos dendríticos no crescimento um dos outros tendendo a minimizar ΔT_{sl} , além de considerar que o perfil da interface aproxima-se ao de uma calota esférica (Trivedi, 1984) propôs que se $V_{liq} < V_{cd}$, onde V_{cd} é a velocidade de transição celular/dendrítica, o crescimento se dá de maneira celular e que os espaçamentos entre as lamelas tendem a crescer com o aumento de V_{liq} , e então propôs a seguinte equação:

$$\lambda_1^{Trivedi} = 64 \sqrt{\frac{\Delta T_0 D_{liq} \Gamma}{K V_{liq} G_{liq}^2}} \quad (2.24)$$

Outros modelos propostos (Bouchard e Kirkaldy, 1997), foram feitos utilizando-se de uma variedade de sistemas metálicos binários para condições de solidificação estacionárias e transitórias, sendo para o regime transitório representado pela seguinte equação:

$$\lambda_1^{Kirkaldy} = g_1 \left(\frac{16C_0^{0,5} G_0 \varepsilon \sigma_{sol/liq} T_f D_{liq}}{m_{liq} (1 - K) L G_{liq} V_{liq}} \right)^{0,5} \quad (2.25)$$

onde: G_0 é um fator de escala para tensão superficial e g_1 um fator de calibração, que dependerá do sistema metálico estudado e condições de vazamento e ε é um fator de escala para tensão superficial

Os fatores de calibração (g) sugeridos possibilitam que as equações que descrevem tanto espaçamento dendrítico primário como espaçamento dendrítico secundário, possam ser usadas com uma razoável confiabilidade, em função da indisponibilidade na literatura de propriedades termofísicas de algumas ligas de interesse.

Modelos experimentais para espaçamento dendrítico primário (λ_1)

O espaçamento dendrítico primário é representado experimentalmente por equações do tipo:

$$\lambda_1 = KG_{liq}^{-a}V_{liq}^{-b} \quad (2.26)$$

onde:

G_{liq} é o gradiente térmico na ponta da dendrita

V_{liq} é a velocidade de avanço da isoterma liquidus ou da ponta da dendrita

Sendo que K , a e b são constantes que dependem da liga e podem ser encontrados nos trabalhos de (Han e Trivedi, 1994 e Esaka, 1986).

Com experimentos com a liga Al4,4%Cu o espaçamento dendrítico primário foi proposta por (Young e Kirkwood, 1975):

$$\lambda_1^{Young} = 3,05 \times 10^3 G_{liq}^{-0,50} V_{liq}^{-0,36} \quad (2.27)$$

onde:

λ_1^{Young} : é o espaçamento dendrítico primário, [μm]

G_{liq} : é o gradiente térmico da ponta da dendrita, [$^{\circ}\text{C}/\text{m}$]

V_{liq} : é a velocidade da ponta da dendrita, [$\mu\text{m/s}$].

Com as ligas do sistema Al-Cu e Al-Mg-Si em seus estudos, (Mc Cartney e Hunt, 1981) obtiveram experimentalmente para a liga Al6%Cu a seguinte equação:

$$\lambda_1^{McCartney} = 359 G_{liq}^{-0,474} V_{liq}^{-0,31} \quad (2.28)$$

onde:

λ_1 : é o espaçamento dendrítico primário, [μm]

G_{liq} : é o gradiente térmico da ponta das dendritas, [$^{\circ}\text{C/cm}$]

V_{liq} : é a velocidade da ponta da dendrita, [cm/s]

Paralelamente ao trabalho teórico, (Bouchard e Kirkaldy, 1997) investigaram várias ligas do sistema Al-Cu, entre elas Al(4,0;4,5;5,0;10 e10,3)%Cu e chegaram ao valor de 250 para o fator de calibração referente a essa ligas, resultando então na seguinte equação:

$$\lambda_1^{Kirkaldy} = 250 \left(\frac{16C_0^{0,5} \epsilon \sigma_{sol/liq} T_f D_{liq}}{m_{liq} (1-K) L G_{liq} V_{liq}} \right)^{0,5} \quad (2.29)$$

De um modo geral, para condições fluxo de calor transiente a equações para espaçamento dendrítico primário pode ser colocada na forma:

$$\lambda_1 = K (G_{liq} V_{liq})^{-a} \quad (2.30)$$

onde K e a são constantes.

2.4 Espaçamento dendrítico secundário (λ_2)

Os espaçamentos dendrítico secundários sofrem a influência das condições térmicas e do percentual de soluto da liga em estudo de solidificação, há um consenso que este diminui com o aumento da velocidade da interface sólido/liquido (Flemings et al, 1970; Young e Kirkwood,

1975 e Oskamoto et al, 1978). Os mecanismos que envolvem a formação e crescimento dos braços dendrítico secundários são mais complexos, do que o primário. Enquanto este depois de estabelecido, não varia durante, ou mesmo depois da solidificação, o mesmo não ocorre com o espaçamento secundário por causa do efeito de "engrossamento" (Kurz e Fisher, 1992).

De acordo com Flemings (1974) e Kurz e Fisher (1992) o engrossamento dos braços secundários das dendritas, ocorre pelo mecanismo de refusão dos ramos secundários mais finos e o aumento do diâmetro dos ramos mais espessos. A fim de reduzir a energia interfacial. Como o espaçamento desses braços exige a difusão de soluto, esse processo passa a ser desprezível a partir do momento em que todo o líquido interdendrítico tenha solidificado. Desse modo, o valor final do espaçamento é determinado pelo tempo total que a ramificação dendrítica fica em contato com o líquido, já que a difusividade de soluto no líquido é significativamente maior do que no sólido.

Para a determinação do espaçamento interdendrítico secundário existem modelos teóricos e experimentais, neste caso a forma da equação geral é mostrada a seguir:

$$\lambda_2 = B.(Mt_{local})^n \quad (2.31)$$

onde:

λ_2 : é o espaçamento dendrítico secundário, [μm]

B: é a constante

M: é o parâmetro modelo de Feurer (constante), [cm^3/s]

n = constante que varia entre 1/2 e 1/3

O tempo local de solidificação (t_{local}) que é definido como sendo o tempo entre a passagem da isoterma liquidus e a isoterma solidus, ou seja, o intervalo de tempo entre a passagem da ponta e a raiz da dendrita, para o caso de solidificação direcional, pode ser simplificado como:

$$t_{local} = \frac{\Delta T}{T_r} = \frac{T_{liq.} - T_{sol.}}{GV_{sol.}} \quad (2.32)$$

onde:

ΔT : é a diferença de temperatura na zona pastosa, [$^{\circ}\text{C}$]

T_r : é a taxa de resfriamento, [$^{\circ}\text{C/s}$]

G : é o gradiente de temperatura na zona pastosa, [$^{\circ}\text{C/m}$]

V_{sol} : é a velocidade da frente solidus, [m/s]

Modelos teóricos para o espaçamento secundário (λ_2)

Feurer (1977), considerando o engrossamento como sendo consequência da refusão dos ramos laterais menores, propôs a seguinte equação:

$$\lambda_2^{Feurer} = B_0 (M t_{local})^{1/3} \quad (2.33)$$

Sendo que M representa a influência do sistema de liga e da composição inicial no espaçamento secundário, é chamado parâmetro de engrossamento e é dado pela equação:

$$M = \frac{2\sigma_{sol/liq} D_{liq} T_{liq} \ln\left(\frac{C_{liq}}{C_0}\right)}{H_f (1-K) m_{liq} (C_{liq} - C_0)} \quad (\text{m}^3/\text{s}) \quad (2.34)$$

onde:

B_0 : é a constante teórica igual a 4,359

$\sigma_{sol/liq}$: é a energia interfacial sólido/liquido, [J/m^2]

D_{liq} : é a difusividade do liquido, [m^2/s]

T_{liq} : é a temperatura liquidus da liga, [K]

C_{liq} : é a concentração final do liquido, %, que muitas vezes é igual a C_{eut}

C_0 : é a concentração inicial da liga, [% em peso]

H_f : é o calor de fusão volumétrico, [J/m^3]

K : é o coeficiente de partição

m_{liq} : é a inclinação da linha liquidus

Substituindo, $\Gamma = \frac{\sigma_{sol/liq} T_{liq}}{H_f}$ na equação 2.34, tem-se para o espaçamento secundário:

$$\lambda_2^{Feurer} = 5,5 \left[\frac{\Gamma D_{liq} \ln \left(\frac{C_{liq}}{C_0} \right)}{(1-K)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} \right]^{1/3} = 5,5 (Mt_{local})^{1/3} \quad (2.35)$$

Kirkwood (1985), também propôs um modelo teórico para o engrossamento baseado na refusão dos ramos menores, iniciando-se na ponta e deslocando-se em direção à raiz, e propôs a seguinte equação para o espaçamento secundário:

$$\lambda_2^{Kirkwood} = \left[\frac{128 \Gamma D_{liq} \ln \left(\frac{C_{liq}}{C_0} \right)}{(1-K)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} t_{local} \right]^{1/3} \cong 5 \left[\frac{\Gamma D_{liq} \ln \left(\frac{C_{liq}}{C_0} \right)}{(1-K)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} \right]^{1/3} \quad (2.36)$$

Esses modelos teóricos de Feurer e de Kirkwood são praticamente iguais.

Valores das características físicas de alguns sistemas metálicos utilizados nos cálculos do parâmetro M, são apresentados na Figura 2.2.

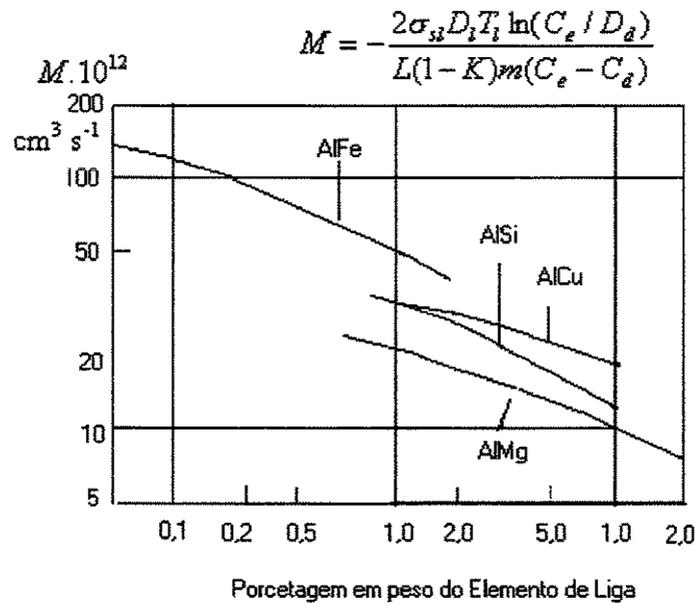


Figura 2.2 Variação do parâmetro M para algumas ligas de alumínio.

Com o auxílio de um modelo experimental de compostos orgânicos em regime de resfriamento unidirecional. Trivedi et al (1984) propuseram uma relação entre o espaçamento dendrítico secundário e o raio da ponta da dendrita principal, chegando á seguinte relação para o espaçamento dendrítico secundário:

$$\lambda_2^{Trivedi} = C_1 (R)^{-n} \quad (2.37)$$

com $n = 0,5$ e

$$C_1 = 17,8 \left(\frac{\Gamma D_{liq}}{V_{liq}} \right)^{0,5} \quad (2.38)$$

Quando o calor e a massa são transportados durante o engrossamento dos ramos dendríticos secundários, seus espaçamentos podem ser presumidos por uma equação do tipo (Voorhees, 1989)

$$\lambda_2^{Voorhees} = C_3 (t_{local})^n \quad (2.39)$$

onde: $n = 1/3$ e

$$C_3 = \left[\frac{8\sigma_{sol/liq} \alpha_{liq} T_{eq} D_{liq}}{9L_f \left[\left(\frac{LD_{liq}}{c} \right) - (1 - K_0) C_{liq} \alpha_{liq} m_{liq} \right]} \right]^{1/3} \left[(m^3/s) \times 10^{-15} \right] \quad (2.40)$$

onde:

α_{liq} : é a difusividade térmica do líquido dado por $K_{liq} V_{m/c}$

V_m : é o volume molar

C : é o calor específico

T_{eq} : é a temperatura de equilíbrio do elemento puro com a interface sólido/líquido

Toma como base a taxa de engrossamento dos ramos dendríticos secundários é limitada pela taxa de calor por condução em metais puros e pelas taxas de condução de calor e taxa de difusão em ligas metálicas, (Mortensen, 1991), os valores dos espaçamento dendrítico secundários são expressos pela equação:

$$\lambda_2^{Mortensen} = C_2 (t_{local})^n \quad (2.41)$$

onde,

$$C_2 = \left(\frac{27\Gamma D_{liq}}{4C_{liq} m_{liq} (1 - K) F_{sol} (1 - \sqrt{F_{sol}})} \right)^{1/3} \left[(m^3/s) \times 10^{-16} \right] \quad (2.42)$$

Para o sistema Al-4,5Cu temos:

$$\lambda_2^{Mortensen} = 12 (t_{local})^{1/3} \quad (2.43)$$

Com λ_2 (μm) e t_{local} (s)

Kirkaldy et al (1995) propuseram uma expressão para o cálculo do espaçamento dendrítico secundário que independe do gradiente térmico e não considera o fenômeno do engrossamento

dos braços secundário, apresentando como única variável de controle do crescimento secundário, a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita, por:

$$\lambda_2^{Kirkaldy} = 2a_2\pi \left(\frac{4\sigma_{sol/liq} D_{liq}^2}{C_0(1-K)^2 L_v V_{liq}^2} \right)^{1/3} \quad (2.44)$$

onde:

L_v : é o calor latente na base volumétrica [J/m^3]

a_2 : é um fator de calibração

$\sigma_{sol/liq}$: é a energia interfacial [J/m^2]

O fator de calibração a_2 , foi investigado com base em medidas experimentais do espaçamento dendrítico secundário para diferentes ligas binárias, chegando-se aos seguintes valores (Bouchard e Kirkaldy, 1997)

Ligas Fe-C $a_2 = 6$

Ligas Al-Si $a_2 = 9$

Ligas Al-Ni $a_2 = 4$

Ligas Al-Cu $a_2 = 5$

Ligas Sn-Pb $a_2 = 5$

Modelos experimentais para espaçamento dendrítico secundário (λ_2)

Suzuki e seus colaboradores (Suzuki et al, 1969) adotaram o sistema Fe-C, como base de seus estudos e solidificação aços carbonos comuns com teores de carbono na faixa de (0,14 a 0,88% em peso), chegando a uma relação experimental para a definição do valor do espaçamento dendrítico secundário em função da taxa de resfriamento.

$$\lambda_2 = 146(T)^{-0,39} \quad (2.45)$$

λ_2 [μm] e T [K/s]

Os trabalhos que se destacaram na área de lingotamento contínuo de aços feitos por Jacobi et al (Jacobi e Pitsch, 1975; Jacobi e Schwerdtfeger, 1976) que realizaram medidas de

espaçamento dendrítico primários e secundários na casca sólida de lingotes de aços com teor de carbono variando entre 0,6 a 0,7%C e que definiram equações correlacionando espaçamento dendrítico primário e espaçamento dendrítico secundário com o tempo local de solidificação:

$$\lambda_1 = 35,6 (t_{\text{local}})^{0,49} \quad (2.46)$$

$$\lambda_2 = 15,8 (t_{\text{local}})^{0,44} \quad (2.47)$$

Outros pesquisadores que trabalharam com espaçamentos dendrítico secundários (Tunca e Smith, 1988) em ligas de Zn-Al determinaram a relação entre espaçamento dendrítico secundário (λ_2) com o tempo local de solidificação de cada liga. Relacionaram também as equações resultantes do tipo $V\lambda_2 = K'$, onde K' é um valor constante e V é a taxa de crescimento.

Os resultados desse trabalho, confirmam formatos das equações proposta. Confirmar que com o aumento do tempo local de solidificação, tem-se o aumento dos valores dos espaçamentos dendríticos secundários que para um mesmo tempo local, os espaçamentos dendríticos decrescem com o aumento do teor de soluto na liga. (Young e Kirkwood, 1975; Osório, 1998; Quaresma, 1999).

De um modo geral a equação para determinação dos espaçamentos dendríticos secundários pode ser colocada na seguinte forma:

$$\lambda_2 = K(t_l)^a \quad (2.48)$$

onde K e a são constantes.

Trabalhos recentes têm analisados a variações dos espaçamentos dendríticos em função dos parâmetros de solidificação em casos de solidificação unidirecional (Rocha, 2003).

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Considerações Gerais

A metodologia assumida neste trabalho engloba as seguintes atividades:

- Preparação e fusão das ligas e solidificação em dispositivo para solidificação unidirecional
- Obtenção dos perfis de temperatura
- Determinação dos parâmetros térmicos da solidificação
- Caracterização e quantificação dos parâmetros estruturais representados pelos espaçamentos dendríticos primários e secundários.

3.2 Ligas utilizadas

As ligas utilizadas neste trabalho pertencem aos sistemas binários Al-Si e Pb-Sb, cujas composições, dadas pelas análises químicas, estão apresentadas, respectivamente, nas Tabelas 3.1 e 3.2 e a difusividade térmica na Tabela 3.3.

A composição química das ligas foi analisada por fluorescência de raios-X. A fluorescência de raios-X (XRF), é um dos métodos analíticos mais usados na identificação qualitativa dos elementos com número atômico (>8); além disso, é empregada em análise elementar semiquantitativa ou quantitativa, com a grande vantagem de que, em contraste com a maioria das

outras técnicas de análise elementar, é uma técnica não destrutiva. Nos casos mais favoráveis, podem ser medidas concentrações de algumas partes por milhões ou menores. Esse método de análise tem grande aplicação no controle de qualidade de metais e ligas manufaturadas, e no caso de ligas, a velocidade de análise permite correções de sua composição durante a fabricação.

A utilização da liga de Al-Si é devido ao fato dessa liga apresentar uma grande importância nas indústrias mecânica e metalúrgica. Suas temperaturas de fusão são $T_l = 632^{\circ}\text{C}$ e $T_s = 577^{\circ}\text{C}$.

A utilização da liga de Pb-Sb para os trabalhos experimentais deve-se à possibilidade de obtenção de microestruturas características e bem definidas no processo de solidificação unidirecional.

Suas temperaturas de fusão são: temperatura liquidus de 317°C e temperatura solidus de 250°C .

Tabela 3.1 – Composição química da liga Al-Si

Al	Si	Fe	Cr	Ni	Cu
95,78	4,72	0,13	0,01	0,01	0,007

Tabela 3.2 – Composição química da liga Pb-Sb

Pb	Sb
97,52	2,48

Tabela 3.3 – Difusividade Térmica - α

Liga	Al-Si	Pb-Sb
Difusividade Térmica - α [m^2/s]	$7,11 \times 10^{-5}$	$1,9 \times 10^{-5}$

3.3 Aparato experimental

Na realização da parte experimental, foram utilizados os seguintes equipamentos e dispositivos:

(a) Forno de resistência elétrica

Para fusão e preparação das ligas para a execução da parte experimental, foi utilizado um forno elétrico, já existente no laboratório, cujas características serão apresentados a seguir.

A carcaça do forno é feita com aço 1010 (chapa 14) de espessura 1,90mm, sendo sua geometria cilíndrica com 680mm de diâmetro externo, parte útil interna octogonal com 130mm de aresta e altura de 450mm. A parte isolante, de fora para dentro, foi revestida com 3 camadas de manta cerâmica de 1 polegada de espessura e densidade de 128 kg/m^3 , e tijolo refratário com 42% de alumina de baixa densidade com dimensões iguais $229 \times 114 \times 63 \text{ mm}^3$, que cortado ao meio no sentido transversal e furado pudesse formar uma concavidade para que a resistência elétrica fosse encaixada. Foram assentados 6 camadas de tijolo, utilizando concreto refratário. Na soleira do forno foi utilizado tijolo refratário de alta densidade, diferentemente da parede interna, que além da resistência térmica, deve ter alta resistência ao desgaste e suportar choques mecânicos durante a entrada e saída do cadinho.

A resistência elétrica para o aquecimento do forno foi o fio de níquel-cromo Kanthal Al, com diâmetro de 2,6mm e resistividade de $0,2705 \text{ ohm.m}$. Utilizou-se 35m de fio gerando uma potência máxima de 5,1kW para o controle da potência foi utilizado um VARIAC com as características:

- Voltagem 220V
- Corrente máxima 30A
- Potência máxima 6,6KVA

Para o controle da temperatura foi acoplado ao forno um painel com mostrador digital. A Figura 3.1 mostra uma vista geral do forno e a Figura 3.2 mostra um detalhe da montagem da resistência elétrica.

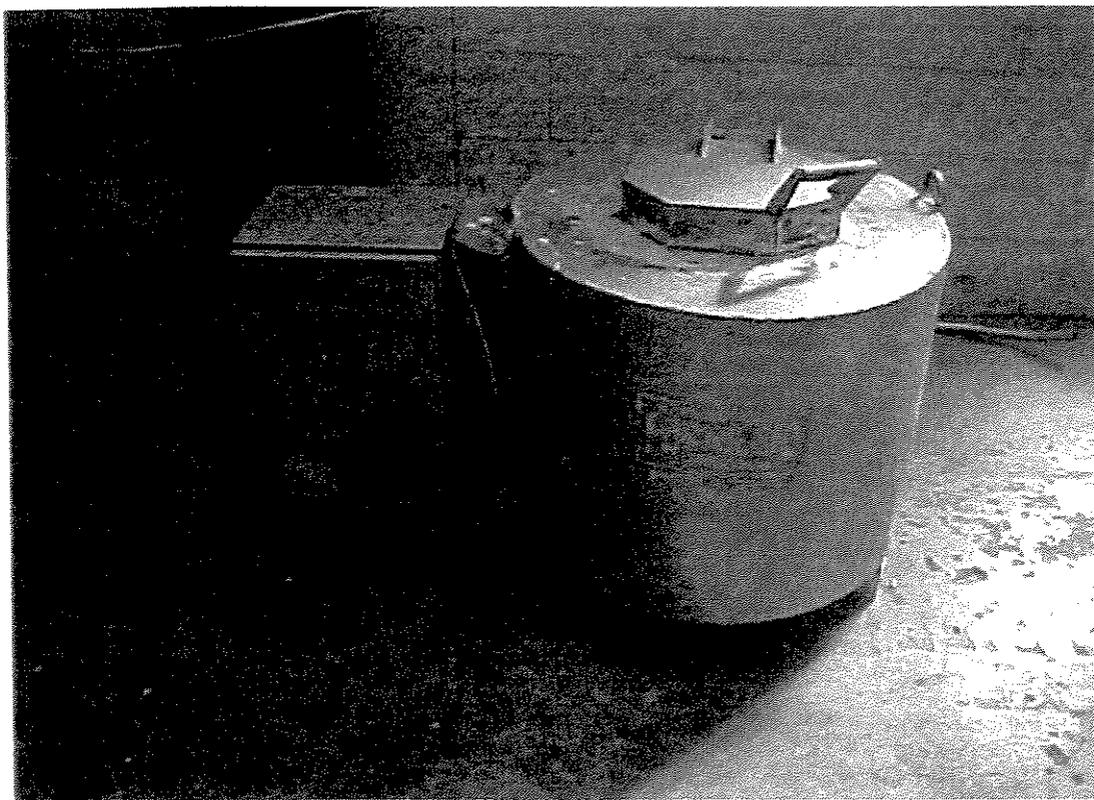


Figura 3.1 – Vista geral do forno

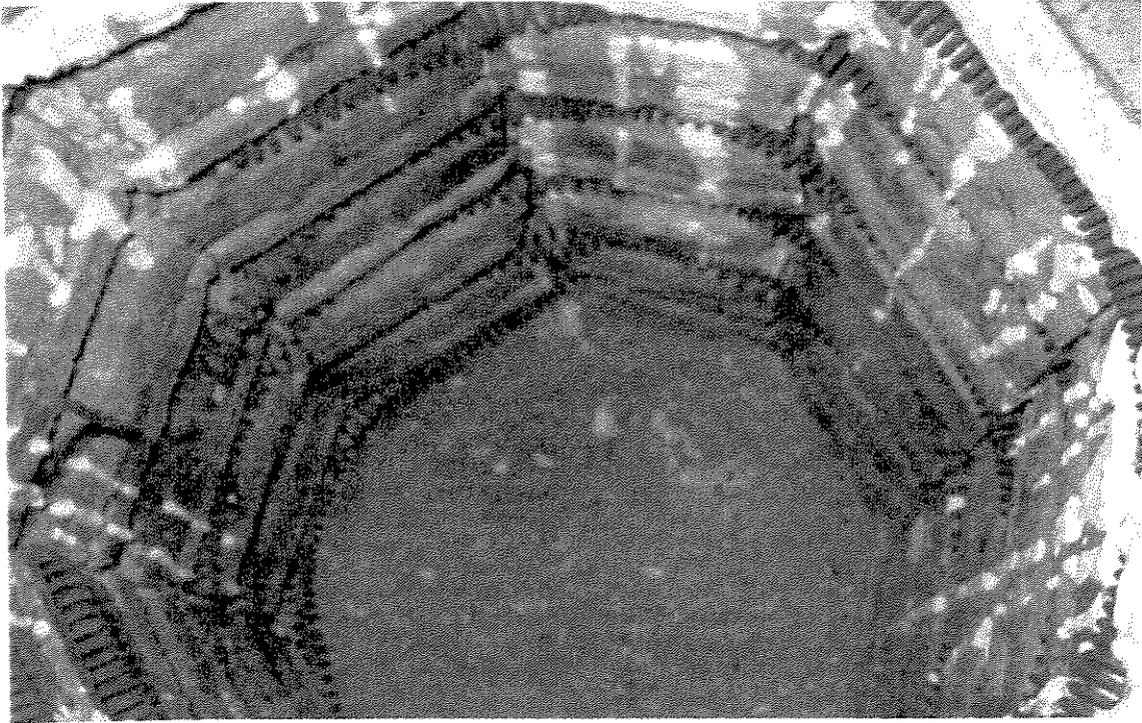


Figura 3.2 – Detalhe do forno mostrando a montagem da resistência elétrica

Entre as vantagens do forno elétrico podem ser citadas

- perdas mínimas
- pouca absorção de gases
- regulação fácil e precisa da temperatura
- bom rendimento térmico

(b) Dispositivo para solidificação unidirecional

Este dispositivo é constituído de um forno de resistência por elementos cerâmicos de carbeto de silício tipo globalar, com potência de 5500W, com câmara moldada em alumina e isolamento por lã de rocha, no qual é introduzido um molde de casca cerâmica e com refrigeração na parte inferior através de jato d'água. O molde refrigerado é constituído por uma coquilha de cobre. Na Figura 3.3 é mostrado o dispositivo para a solidificação unidirecional. O molde de casca cerâmica com a coquilha de refrigeração na parte inferior e com os termopares é mostrado esquematicamente na Figura 3.4

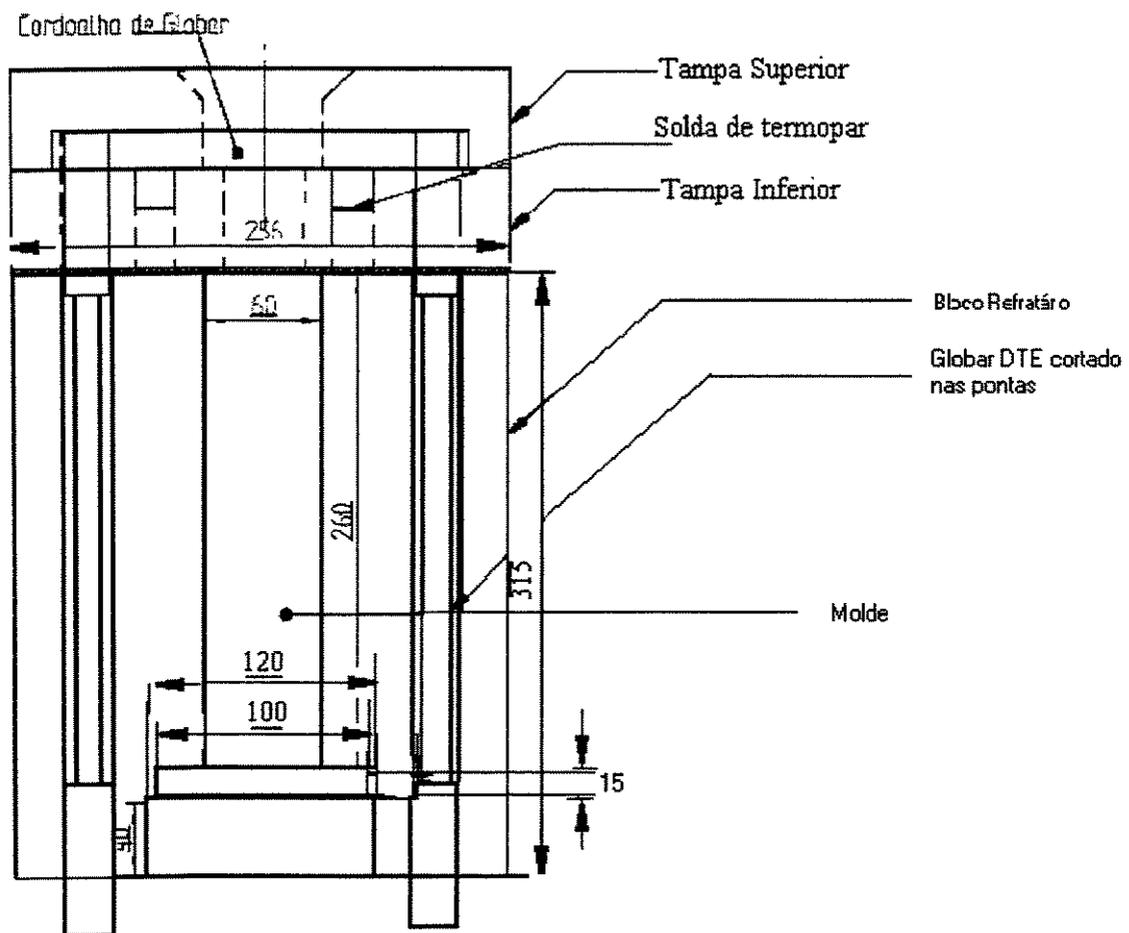


Figura 3.3 – Dispositivo para a solidificação unidirecional

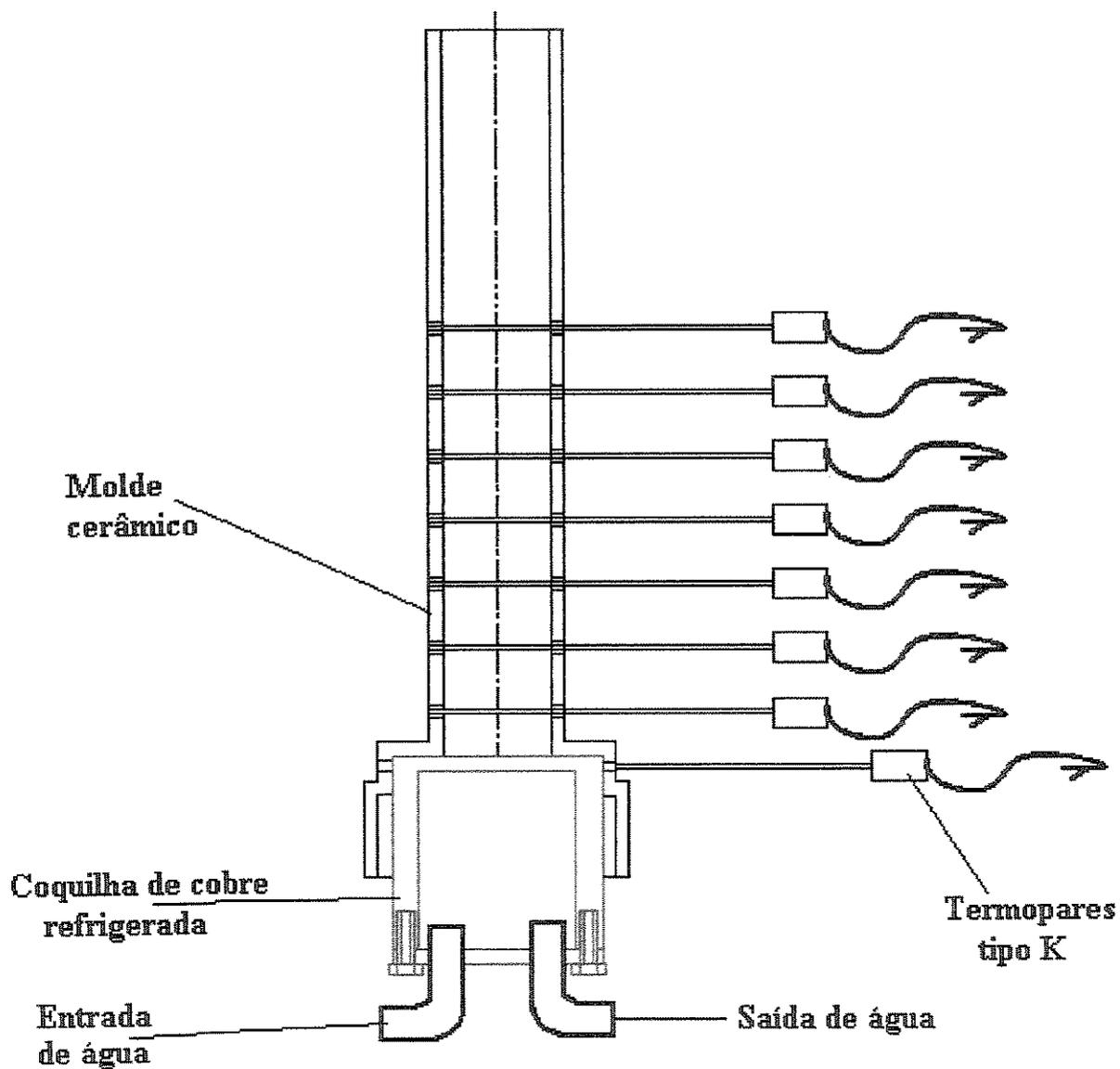


Figura 3.4 - Esquema do aparato experimental utilizado.

(c) Cadinho

Para fusão das ligas foram utilizados cadinhos de carbetto de silício com capacidade de aproximadamente 3kg das ligas utilizadas. A figura 3.5 mostra o cadinho utilizado.

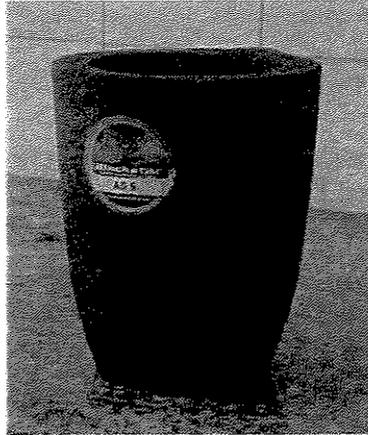


Figura 3.5 - cadinho

(d) Moldes

Foram utilizados moldes cerâmicos com 280mm de altura por 40mm de diâmetro e espessura de parede igual a 7 mm Estes moldes de casca cerâmica são basicamente constituídos por diversas camadas de zirconita com diferentes granulometrias. O molde de cerâmica é mostrado na figura 3.6

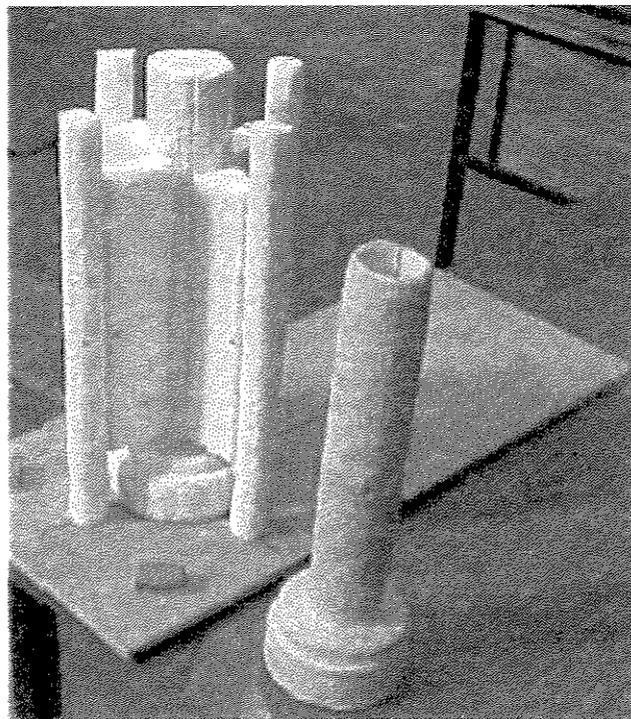


Figura 3.6 - molde de cerâmica

(e) Termopares

Para a medição da variação da temperatura durante os ensaios, foram utilizados termopares do tipo K (cromel/alumel) conectados em um sistema de aquisição de dados. Suas características são as seguintes:

- diâmetro da bainha - 1,5mm
- tipo de junção de medição - isolada
- material da bainha - aço inox 310
- material do rabicho - pvc
- terminal de ligação - tipo agulha
- calibração tipo K, simples (standard)

Nos experimentos em molde de cerâmica foram utilizados 8 termopares, a partir da interface metal/coquilha, com uma distância de 20mm entre eles

(f) sistema de aquisição de dados

Aquisição dos dados e o controle do processo foram realizados através de um sistema de 12 bits de resolução, acoplado a um microcomputador, dotado de 32 canais de leitura sendo 16 para termopares tipo K, 16 para termopares tipo S e taxa de aquisição de 10Hz por canal, sendo o primeiro canal de cada placa reservado para medir a temperatura do ambiente (junta fria), e os demais para a leitura das variações de temperatura no metal e no molde.

3.4 Vazamento

As ligas preparadas eram fundidas no forno de resistência elétrica e então vazadas no molde montado no dispositivo de solidificação unidirecional. Antes do vazamento a casca de cerâmica era pré-aquecida até cerca de 370°C para a liga Pb-Sb e cerca de 750°C para a liga de Al-Si. Esse aquecimento da casca cerâmica evita as perdas laterais, sendo essencial na obtenção de solidificação direcional. Instantes antes do vazamento o forno para aquecido da casca cerâmica

era desligado, para evitar interferência no sistema de aquisição de dados. Também foram tomadas as seguintes precauções para otimização do processo:

- mínimo de agitação no banho durante a fusão, para evitar que haja quebra da camada do óxido de alumínio que se forma sobre ele, e minimizar a introdução de gases
- superaquecimento suficiente para garantir que a solidificação tivesse início após enchimento completo do molde.

Após completa fusão das ligas o cadinho era retirado do forno e a temperatura controlada, até alcançar a temperatura de vazamento estabelecida em 370°C, para a liga de Pb-Sb e em 680°C para a liga de Al-Si. Essas temperaturas estão aproximadamente 10% acima das temperaturas de fusão das ligas. Logo após o vazamento no molde a refrigeração na coquilha de cobre era ligada para permitir a solidificação unidirecional.

3.5 Análise metalográfica

(a) Macroestrutura

Depois de desmoldado o lingote obtido foi cortado na seção longitudinal. Em seguida a amostra foi lixada em lixadeira manual, usando lixas de carbeto de silício e óxido de alumínio. A seqüência utilizada foi de grana: 100, 220, 320, 400 e 600. Para avaliar o comportamento da macroestrutura, foi realizado um ataque na seção longitudinal para permitir o exame visual.

Para o ataque da liga Al-Si foi realizado um reagente constituído de: 271,5ml de água, 150ml de ácido fluorídrico, 9,0ml de ácido clorídrico e 4,5ml de ácido nítrico.

Após o lixamento, a amostra era lavada, secada e mergulhada no reagente por 15 a 30 segundos, depois era lavada novamente com água corrente usando algodão para retirar eventuais manchas escuras, e finalmente borrifada com álcool e seca em secador.

Para a liga de Pb-Sb todas as lixas utilizadas foram de oxido de aluminio e o preparo das amostras constou de lixamento em lixadeira manual, sem a aplicação de pressão excessiva, na mesma seqüência de lixas usada para a liga de Al-Si.

Após esta etapa era realizado então o ataque. O reagente utilizado foi constituído de uma mistura de 80ml de acido nítrico (HNO_3) concentrado, diluído em 220ml de água destilada e de 45g de molibdato de amônia ($(\text{NH}_4)_2\text{MoO}_4$), também diluído em 300ml de água destilada.

O processo de ataque foi por imersão, em tempo suficiente para promover uma reação de oxidação de toda a superfície da amostra que era em seguida lavada em água corrente e limpa com chumaço de algodão para a retirada de oxido. Repetiu-se para esse modo de preparação o suficiente para se eliminar todas as deformações devido ao corte ou lixamento e revelar a macroestrutura desejada.

Após esse processo, foram obtidas fotografias de todas as macroestruturas obtidas para posterior análise

(b) Microestrutura

Para análise dos aspectos microestruturais das liga Al-Si as amostras foram seccionada em várias alturas nos sentidos transversal e longitudinal e embutimento. Além das etapas anteriormente descritas, também era usada uma lixadeira mecânica com lixas de oxido de alumino sem aplicação de pressão até grana 1200. Após o lixamento as amostras eram colocadas em ultra-som por 3min, e então submetidas ao polimento, em politrizes mecânicas. O polimento era realizado em duas etapas: Iniciando-se com pasta de diamante de 6 μm , utilizando como lubrificante álcool e terminando com pasta de diamante de 1 μm com o mesmo lubrificante. As amostras eram então atacadas com o seguinte reagente constituído de: 90ml de água, 4,5ml de ácido nítrico, 2,7ml de ácido clorídrico e 1,8ml de ácido fluorídrico.

As amostras eram mergulhadas no reagente por 5 a 8 segundos, lavadas em água corrente, borrifadas com álcool etílico e secadas em secador.

No caso da liga de Pb-Sb foram utilizadas lixas de carbeto de silício com as seguintes grana na ordem: 100, 220, 320 400 e 600. Em seguida, as amostras foram colocadas no ultra-som por 3 min e atacadas com um reagente constituído de acordo com a literatura (Metals Handbook, Vol. 8): 80ml de ácido nítrico diluído em 220ml de água e 45g de molibdato de amônio diluído em 300ml de água.

Em seguida as amostras eram lavadas e analisadas em microscópio para verificar se toda a deformação tinha sido eliminada. Se houvesse deformação residual o processo era repetido. Uma vez eliminada a deformação o polimento era realizado em duas etapas: Iniciando em politrizes mecânicas com solução de alumina de $1\mu\text{m}$ e concluindo com solução de alumina de $0,005\mu\text{m}$. Após o polimento era realizado o ataque com um reagente constituído de: 15ml de ácido acético, 15ml de ácido nítrico e 60ml de glicerol. (ASTM-E 407 (1999)).

Para a medição dos espaçamentos dendríticos era utilizado os métodos indicados por Gündüz e Çadirli (2002). Para o espaçamento dendrítico primário (λ_1), as medidas foram feitas na seção transversal (perpendicular à direção de crescimento) por apresentar maior precisão, utilizando-se o método do triângulo. Para o espaçamento dendrítico secundário (λ_2) utilizou-se a média das distâncias entre os ramos secundários, medida na seção longitudinal de uma dendrita primária. Essas medidas foram realizadas a partir da interface metal/coquilha, mostrada na Figura 3.7. (a) transversal e (b) longitudinal.

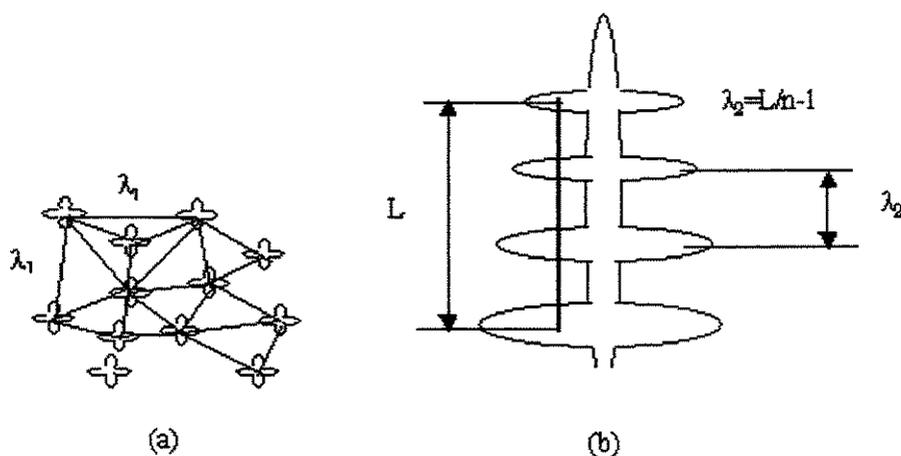


Figura 3.7 - Parâmetros microestruturais e medidas de λ_1 e λ_2 .

Capítulo 4

Resultados e discussões

4.1 Macroestrutura

Os resultados das macrografias dos experimentos realizados, apresentaram uma grande extensão de grãos colunares, como resultado da solidificação unidirecional, mostrando a eficiência do dispositivo desenvolvido.

A Figura 4.1 mostra a macrografia obtida para a liga Al-Si. Neste caso a zona colunar tem uma extensão de 110 mm, para uma extensão total de 280 mm.

A Figura 4.2 mostra a macrografia obtida para a liga Pb-Sb. Neste caso a zona colunar apresenta uma extensão de 150 mm, portanto maior do que a obtida para a liga Al-Si.

4.2 Curvas de Resfriamento

Foram obtidos, experimentalmente, através do sistema de aquisição de dados, as variações de temperatura em função do tempo em diferentes posições para as ligas Al-Si. e Pb-Sb.

Na Figura 4.3 são apresentados resultados da aquisição de temperaturas, em diferentes pontos para a liga Al-Si. As temperaturas solidus e liquidus para o caso da liga Al-Si são respectivamente iguais a 577°C e 632°C.

Na Figura 4.4 são apresentados os resultados da aquisição de temperaturas em diferentes pontos para a liga Pb-Sb. As temperaturas solidus e liquidus para o caso da liga Pb-Sb são respectivamente iguais a 250°C e 317 °C.

Analisando comparativamente as duas Figuras, pode-se observar que a liga Pb-Sb solidifica mais lentamente em função da menor difusividade térmica e dos parâmetros de solidificação que serão analisados posteriormente.

A determinação das curvas de resfriamento é extremamente importante na medida em que a partir das mesmas podem ser determinados vários parâmetros relativos ao processo de solidificação. Esses parâmetros são apresentados no próximo item.

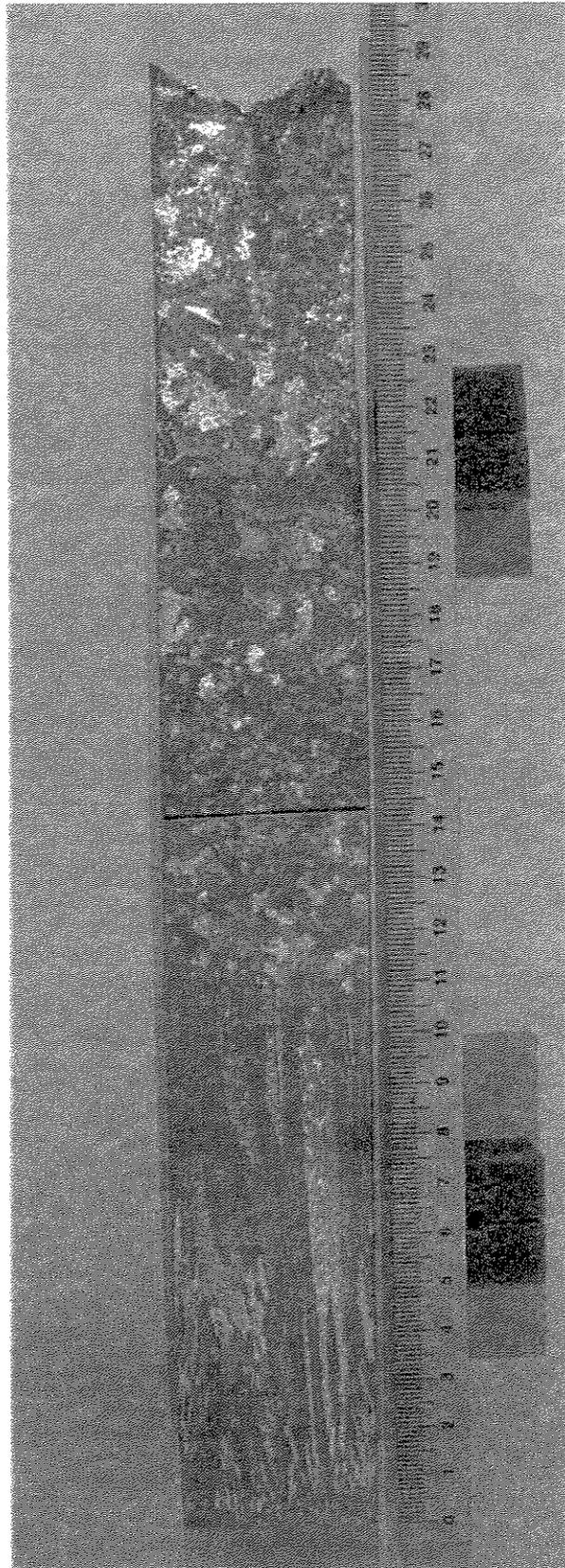


Figura 4.1 – Macrografia da liga Al-Si



Figura 4.2 – Macrografia da liga Pb-Sb

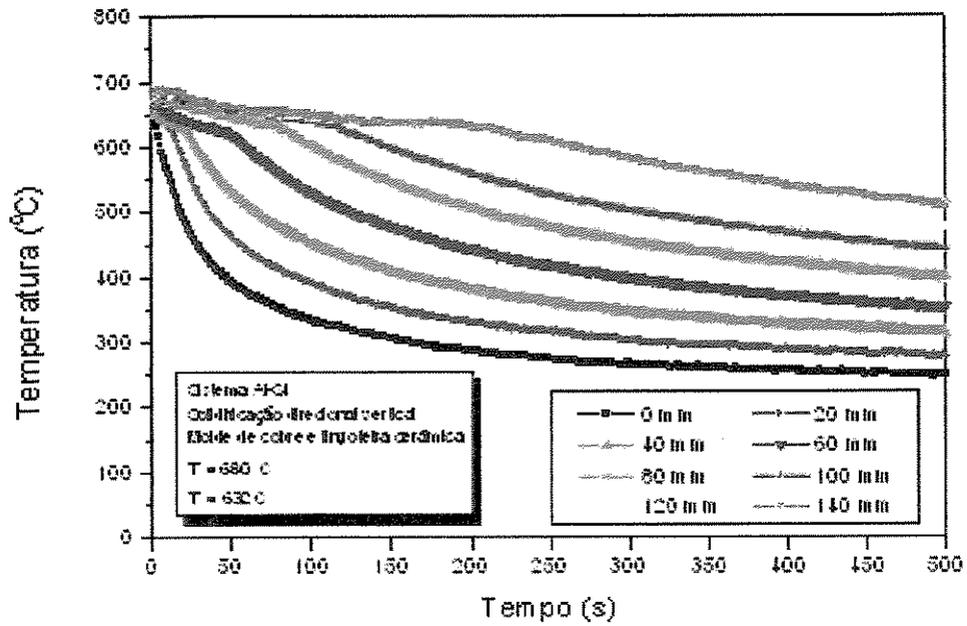


Figura 4.3 – Curva de resfriamento para a liga Al-Si

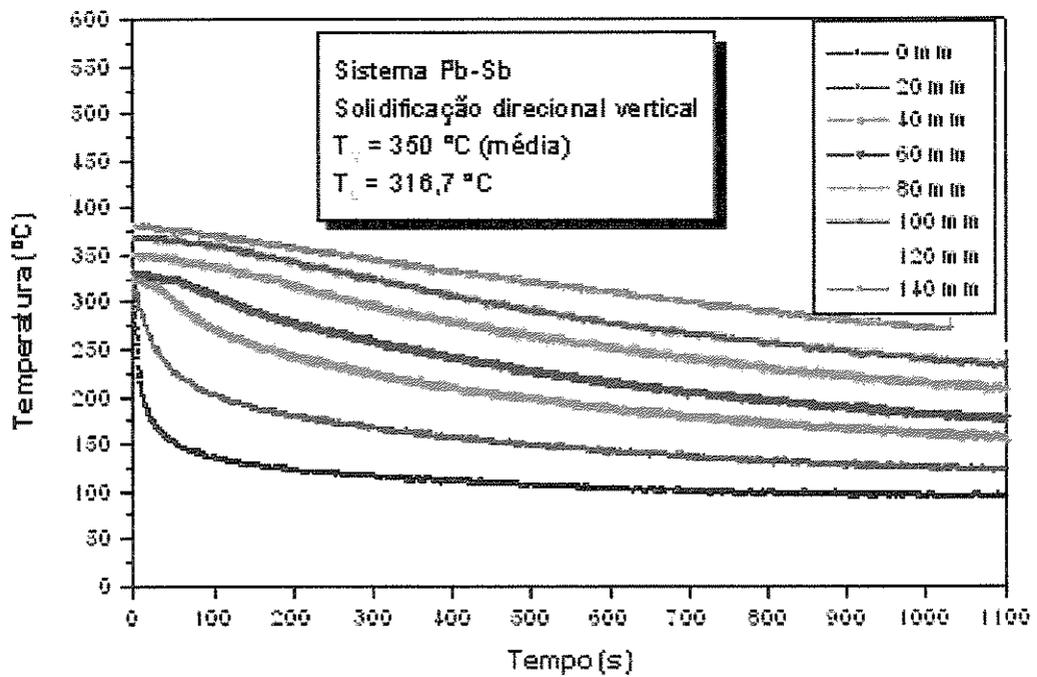


Figura 4.4 – Curva de resfriamento para a liga Pb-Sb

4.3 Parâmetros de Solidificação

4.3.1 Variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo

Um primeiro parâmetro que pode ser diretamente determinado a partir das curvas de resfriamento é a posição da isoterma liquidus em função do tempo.

A Figura 4.5 mostra a curva de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo para a liga Al-Si e a Figura 4.6 mostra a mesma curva para a liga Pb-Sb. Os resultados confirmam que para a liga Pb-Sb o tempo de solidificação é bem maior que para a liga Al-Si.

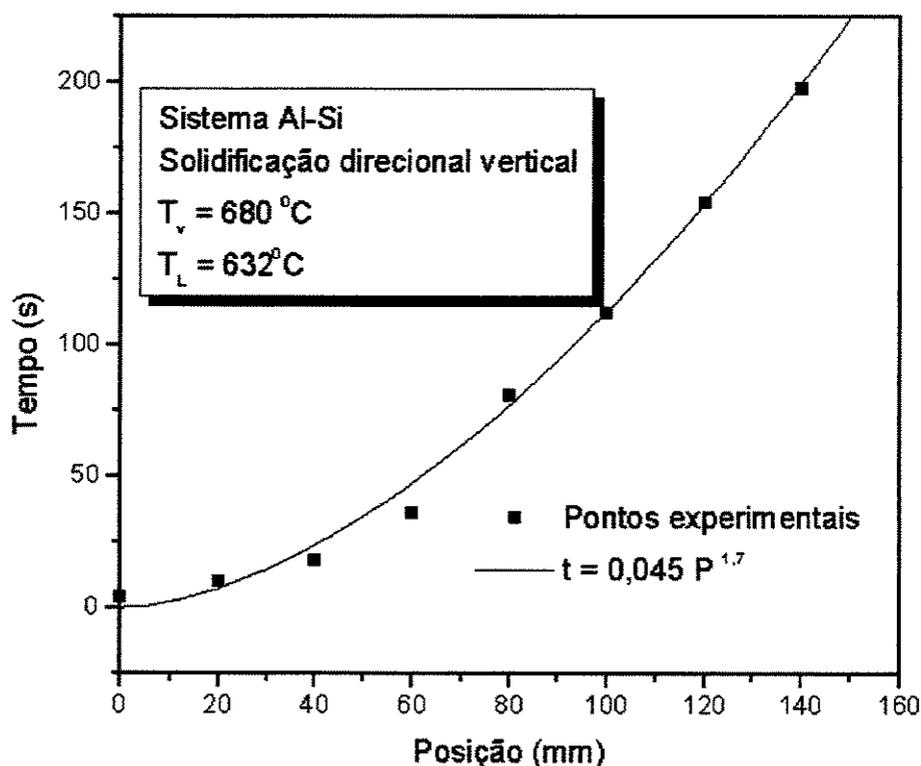


Figura 4.5 – Curva de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo para a liga Al-Si

4.3.2 Velocidade

A partir das curvas de resfriamento correspondentes de cada um dos termopares pode ser obtida a curva de variação de velocidade de avanço da isoterma liquidus em função da posição.

Para tanto se marca um intervalo de tempo (t') para o qual a isoterma liquidus passou na posição correspondente a um determinado termopar e o intervalo do tempo (t'') para o qual ela passou na posição correspondente ao termopar seguinte. Dividindo-se a distância entre os dois termopares (Δx) pela diferença entre os dois intervalos de tempo obtém-se a velocidade de avanço (v), ou seja:

$$v = \frac{\Delta x}{t'' - t'} \quad (4.1)$$

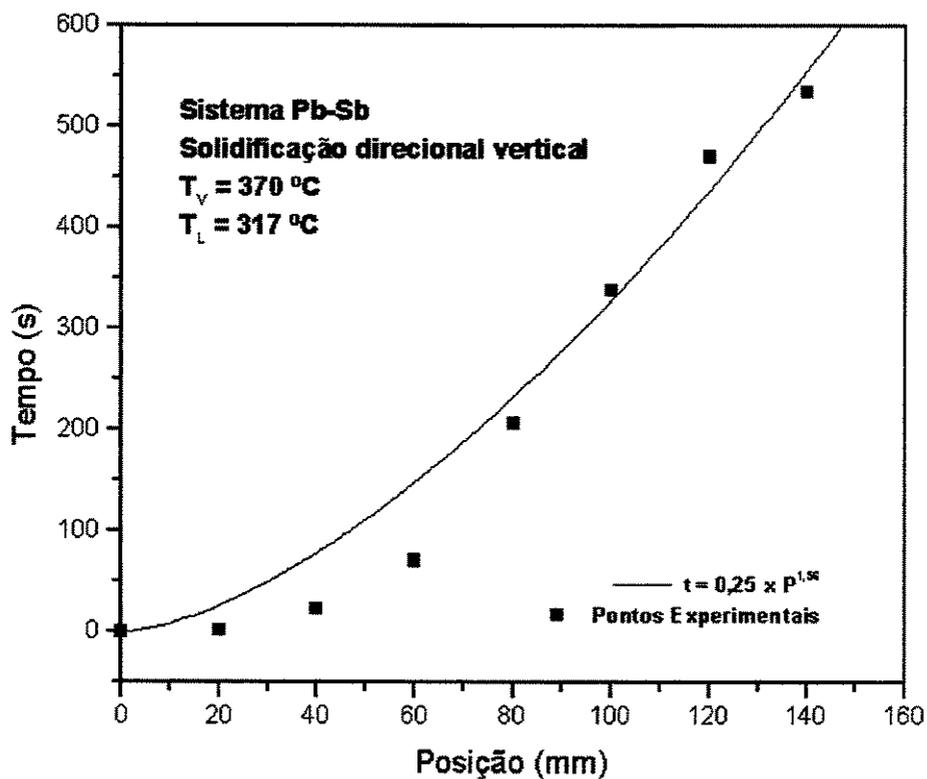


Figura 4.6 – Curva de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo para a liga Pb-Sb.

A Figura 4.7 mostra a variação da velocidade de avanço da isoterma liquidus para a liga Al-Si e a Figura 4.8 para a liga Pb-Sb. Pode-se observar em ambos os casos a diminuição da velocidade de avanço da isoterma liquidus para as posições mais afastadas da coquilha refrigerada devido ao aumento crescente da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação, impondo uma maior resistência ao fluxo de calor.

Uma análise comparativa das duas curvas mostra que a velocidade de avanço da isoterma liquidus é bem maior para o caso da liga Al-Si do que para a liga Pb-Sb, com consequência da maior difusividade térmica.

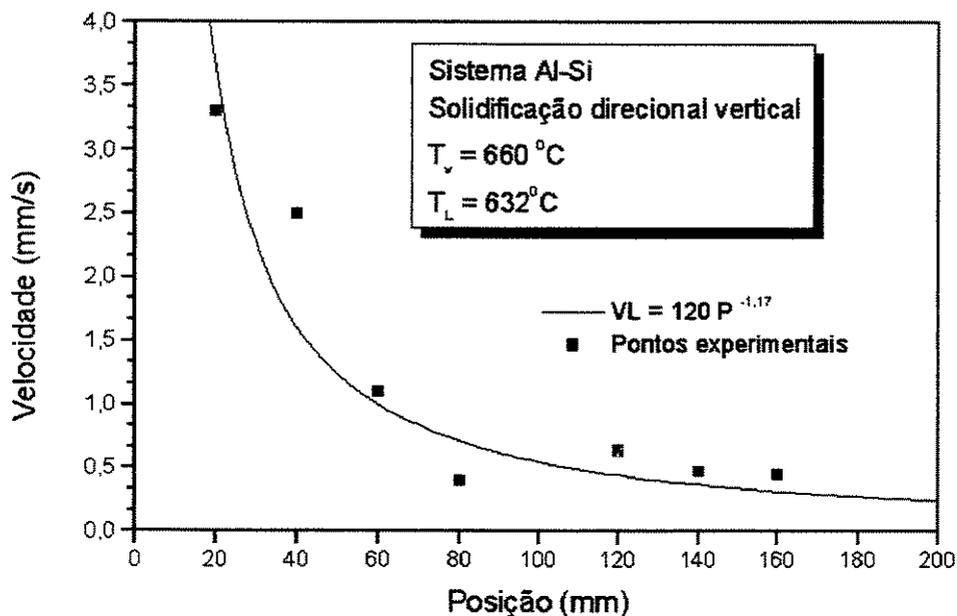


Figura 4.7 – Curva de variação da velocidade de avanço da isoterma liquidus em função da posição

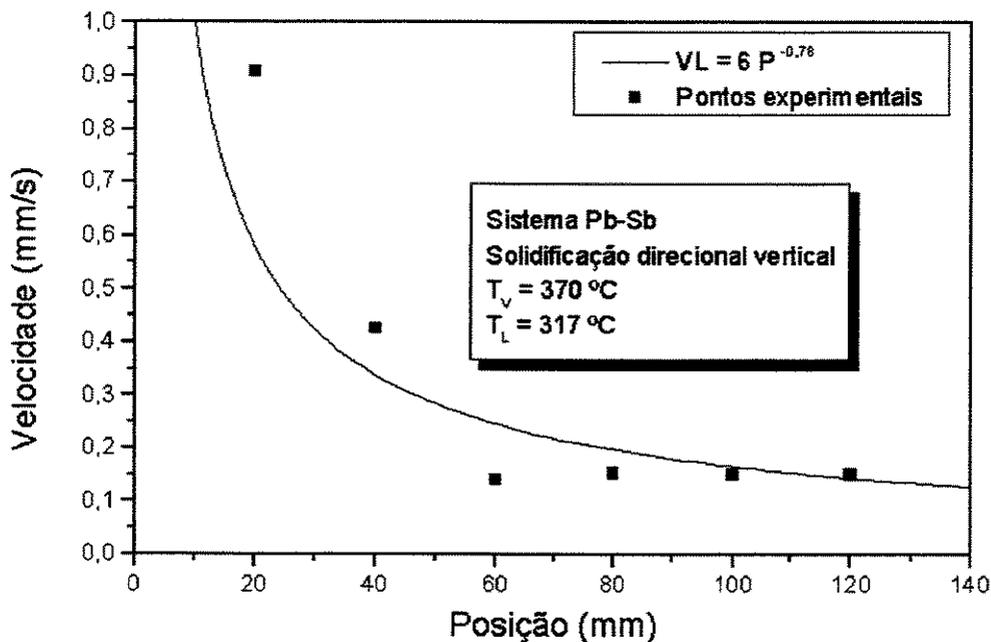


Figura 4.8 - Curva de variação da velocidade de avanço da isoterma liquidus em função da posição

4.3.3 Gradiente de temperatura em frente à isoterma liquidus

O gradiente de temperatura em frente à isoterma liquidus (G) é obtido através da seguinte relação:

$$G = \frac{T' - T_{liq.}}{\Delta x} \quad (4.2)$$

onde $T_{liq.}$ é a temperatura liquidus correspondente à posição de um determinado termopar, T' é a temperatura correspondente a posição do termopar seguinte e Δx é a distância entre eles. Assim a partir das curvas de variação obtidas pode ser determinada a curva de variação de gradiente de temperatura durante a solidificação.

As Figuras 4.9 e 4.10 mostram as curvas de variação do gradiente da temperatura em função da posição respectivamente para as ligas Al-Si e Pb-Sb. Em ambos os casos nota-se que o gradiente diminui com o avanço da solidificação devido à gradativa dissipação do superaquecimento do metal líquido.

Comparando as curvas de variação do gradiente de temperatura das duas ligas nota-se que os gradientes são menores no caso da liga Al-Si, devido à maior difusividade térmica que permite uma dissipação mais rápida do superaquecimento.

4.3.4 Taxa de resfriamento

Uma vez obtidas as velocidades de avanço da isoterma liquidus (v) e os gradientes de temperatura (G), podem ser determinadas as taxas de resfriamento durante a solidificação através da seguinte relação:

$$\dot{T} = G \cdot v \quad (4.3)$$

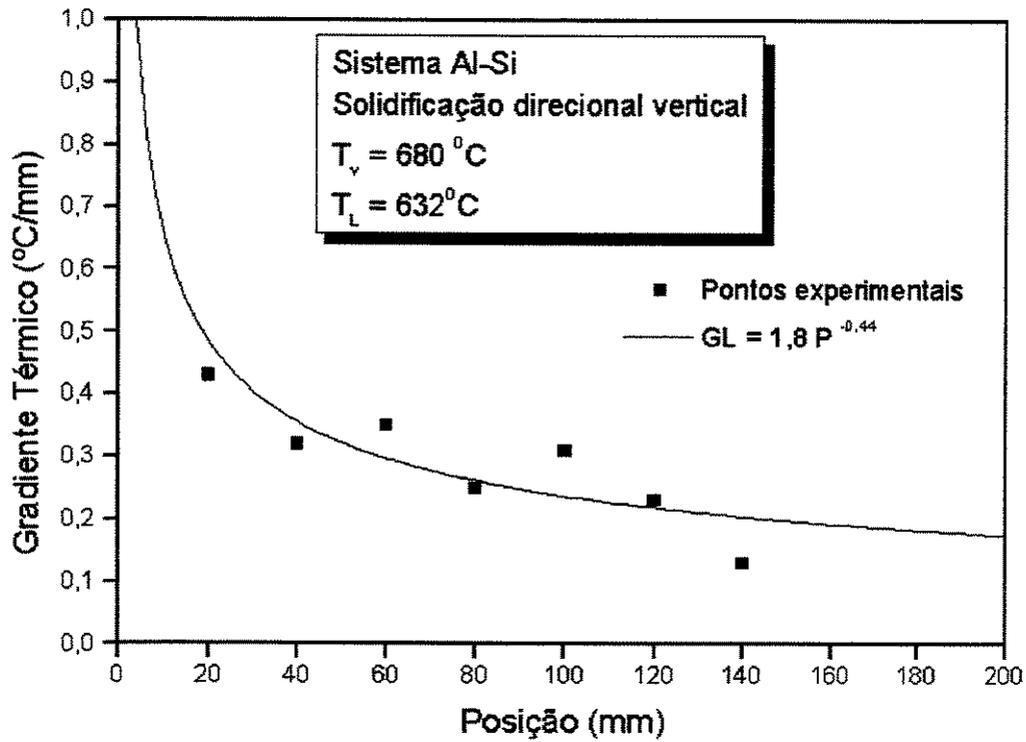


Figura 4.9 – Curva da variação do gradiente de temperatura em frente á isoterma liquidus em função da posição para a liga Al-Si.

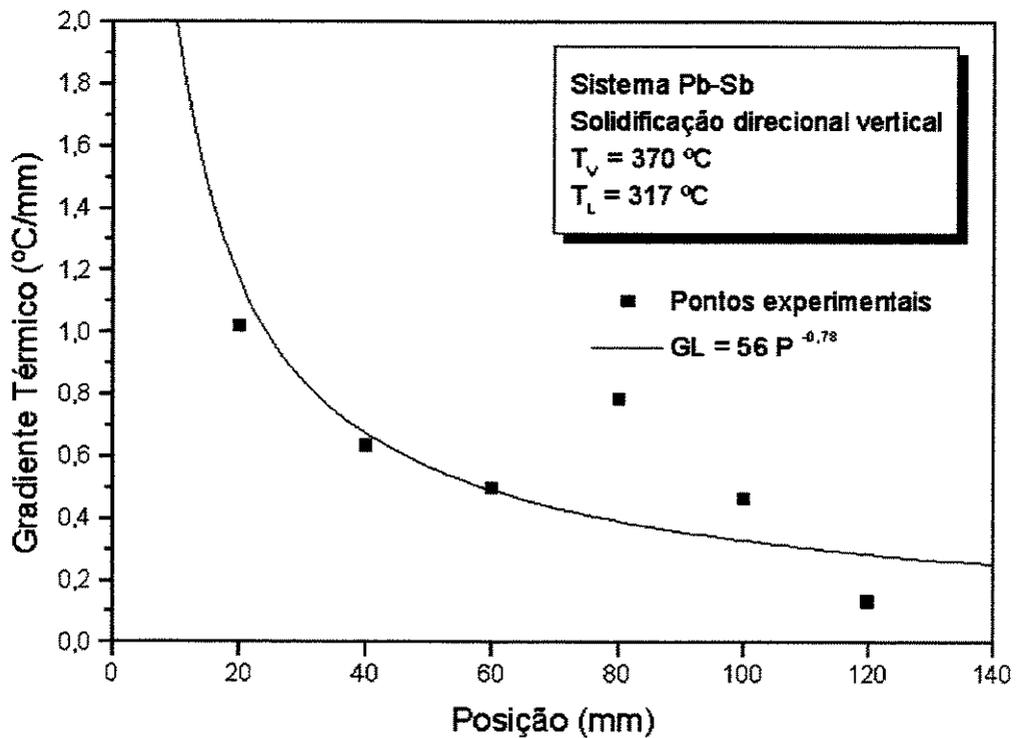


Figura 4.10 – Curva da variação do gradiente de temperatura em frente á isoterma liquidus em função da posição para a liga Pb-Sb

A Figura 4.11 apresenta a variação da taxa de resfriamento em função da posição para a liga Al-Si e a Figura 4.12 apresenta essa variação para a liga Pb-Sb. Pode-se notar que a taxa de resfriamento em ambos os casos diminui com a evolução da solidificação, em consequência da queda do gradiente de temperatura com a dissipação do superaquecimento.

Analisando-se comparativamente as curvas de variação das taxas de resfriamento para as duas ligas nota-se que inicialmente as taxas são maiores para a liga Al-Si devido à maior velocidade de resfriamento. À medida que a solidificação progride as taxas para as duas ligas tendem a valores próximos devido à dissipação do superaquecimento e à conseqüente diminuição do gradiente.

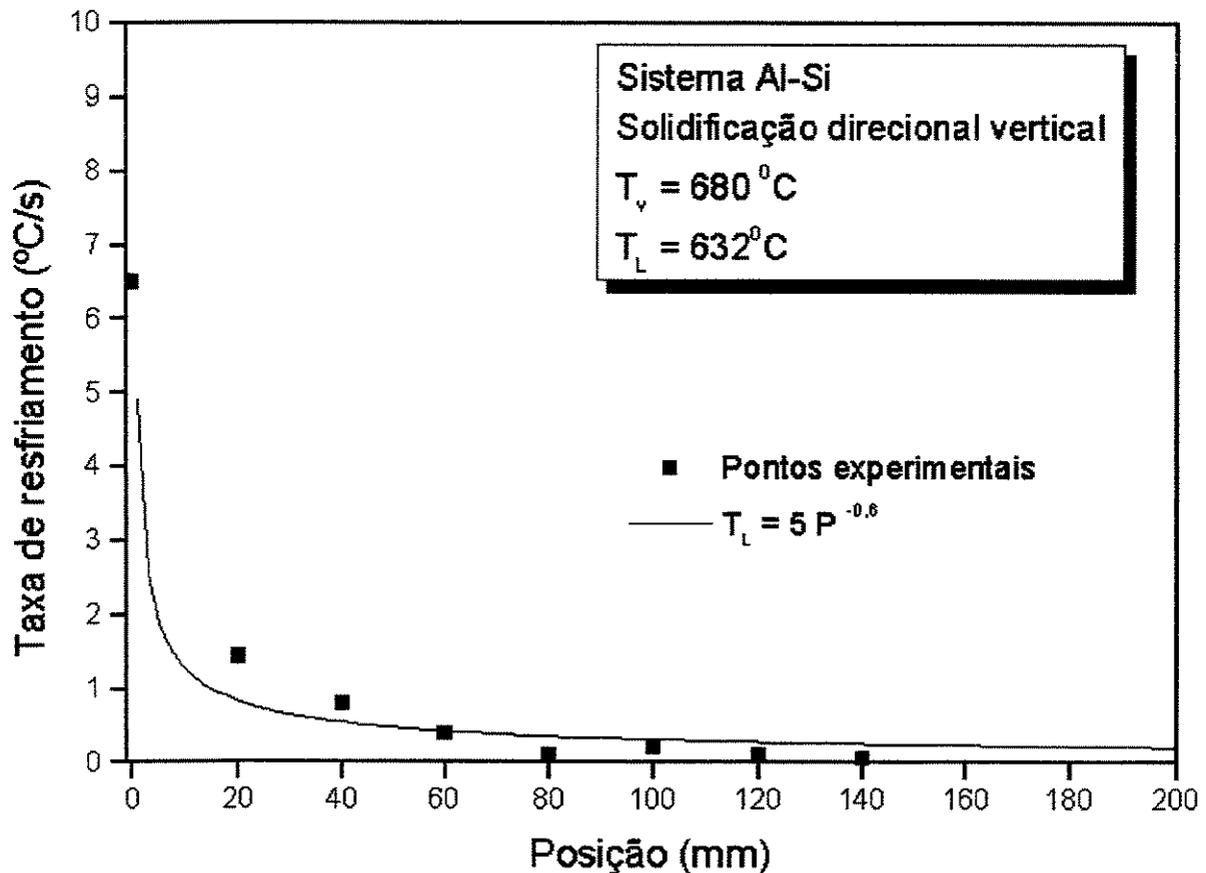


Figura 4.11 – Curva da variação da taxa de resfriamento em função da posição para a liga Al-Si.

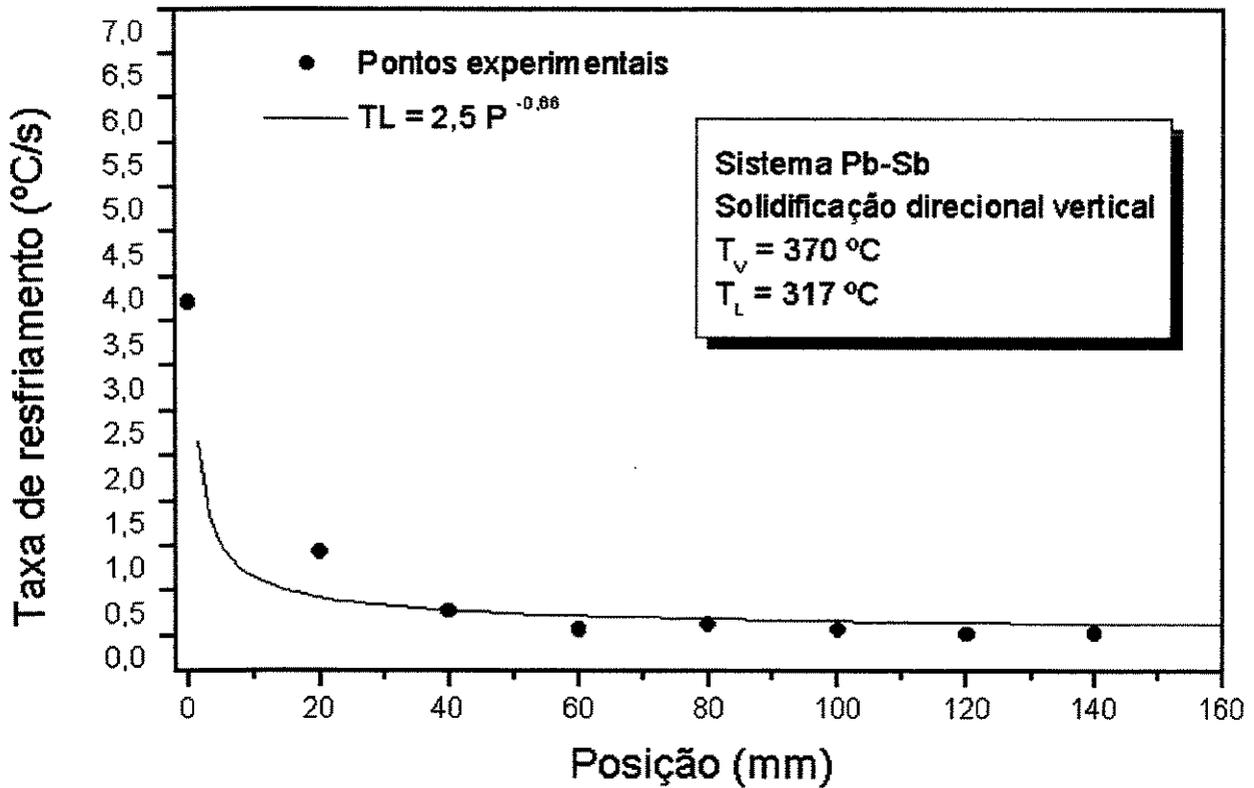
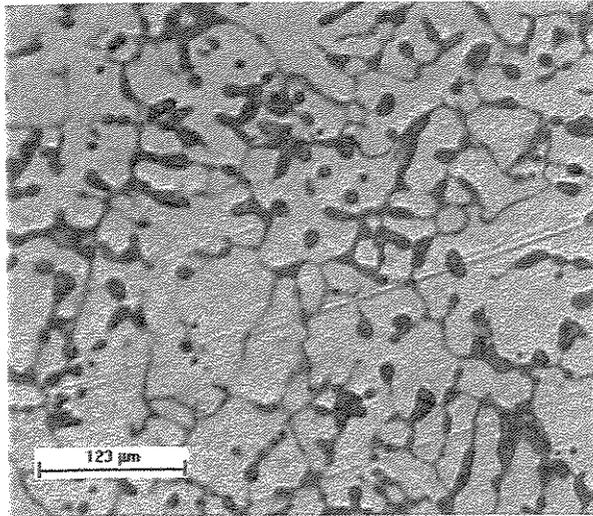


Figura 4.12 – Curva de variação da taxa de resfriamento em função da posição para a liga Pb-Sb

4.4 Microestrutura

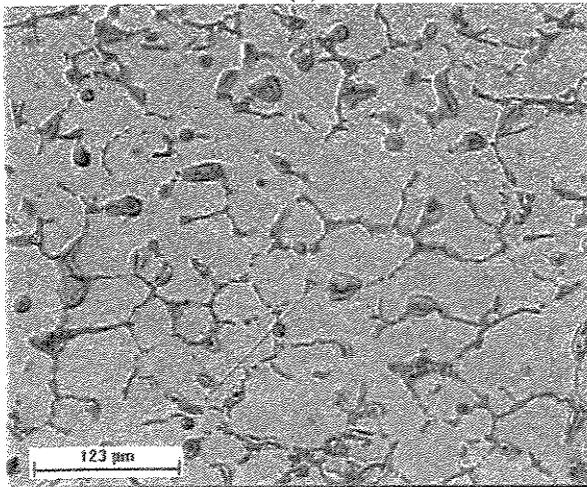
4.4.1 Liga Al-Si

As micrografias foram obtidas a partir de amostras retiradas de regiões próximas às posições dos termopares. A Figura 4.13 mostra, como exemplo, as micrografias obtidas a partir de secções transversais em três diferentes posições da peça, ou seja: a 0,02m, e a 0,04m e 0,08m. Essas micrografias foram utilizadas para a utilização dos espaçamentos dendrítico primário. Nota-se que a estrutura torna-se mais grosseira com o afastamento da interface metal/molde. A Figura 4.14 mostra, como exemplo, as micrografias obtidas a partir de secções longitudinais em três diferentes posições da peça, ou seja: a 0,02m, e a 0,04m e 0,08m. Essas micrografias foram utilizadas para a determinação dos espaçamentos interdendríticos secundários.



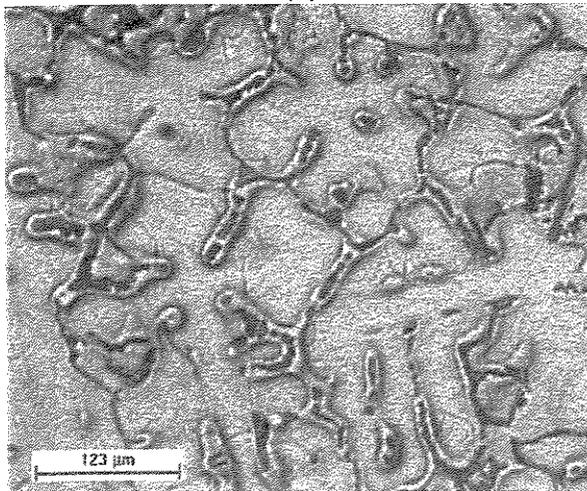
(a)

Posição – 20 mm
 $T = 1,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,43 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 3,3 \text{ mm/s}$



(b)

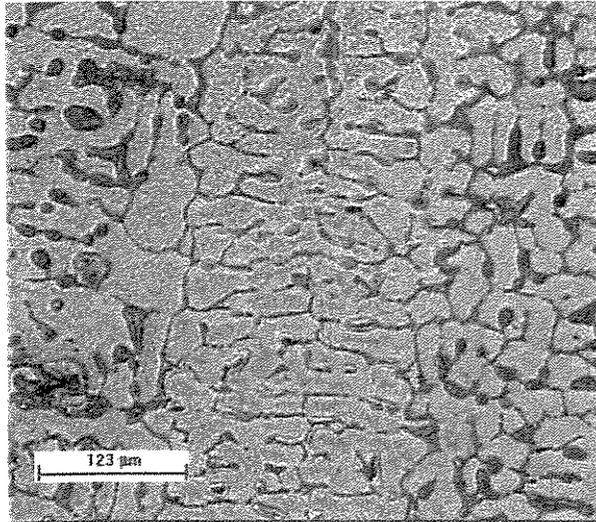
Posição – 40 mm
 $T = 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,33 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 2,5 \text{ mm/s}$



(c)

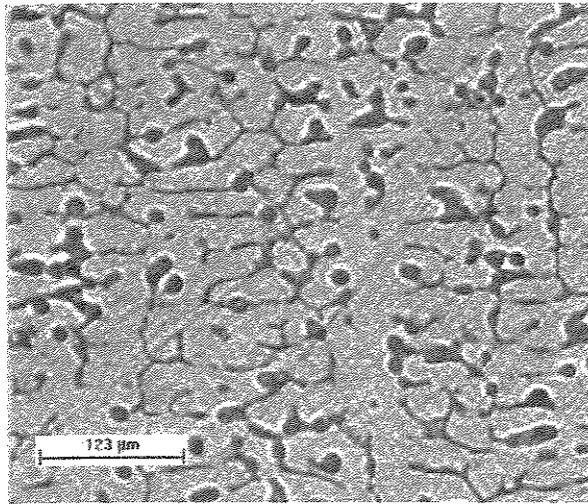
Posição – 80mm
 $T = 0,03 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,28 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 0,5 \text{ mm/s}$

Figura 4.13 – Micrografias de amostras em secções transversais da liga Al-Si em três posições diferentes: (a) 20 mm, (b) 40 mm e (c) 80 mm, a partir da interface metal/molde.



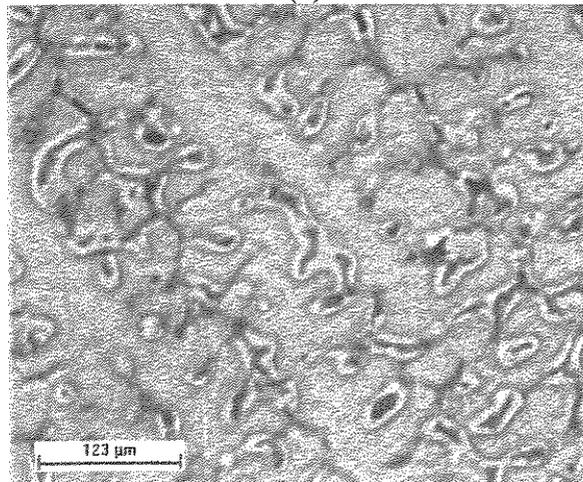
(a)

Posição – 20 mm
 $T = 1,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,43 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 3,3 \text{ mm/s}$



(b)

Posição – 40 mm
 $T = 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,33 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 2,5 \text{ mm/s}$



(c)

Posição - 80 mm
 $T = 0,03 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G = 0,28 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $V = 0,5 \text{ mm/s}$

Figura 4.14 – Micrografias de amostras em secções longitudinais da liga Al-Si em três posições diferentes: (a) 20mm; (b) 40mm; (c) 80mm a partir da interface metal molde.

4.4.2 Liga Pb-Sb

Também no caso da liga Pb-Sb as micrografias foram obtidas a partir de amostras retiradas de regiões próximas às posições dos termopares. Nesse caso foram feitas micrografias apenas da secção longitudinal. Isso foi adotado pela dificuldade de polimento da liga e pela constatação que as medidas dos espaçamentos primários não apresenta diferenças sensíveis se forem feitas usando a secção transversal ou longitudinal. A Figura 4.15 mostra, como exemplo, as micrografias obtidas a partir de secções longitudinais em três diferentes posições da peça, ou seja: a 40mm, e a 60mm e 80mm. Essas micrografias foram utilizadas para a utilização dos espaçamentos dendrítico primário e secundário. Nota-se que a estrutura torna-se mais grosseira com o afastamento da interface metal/molde.

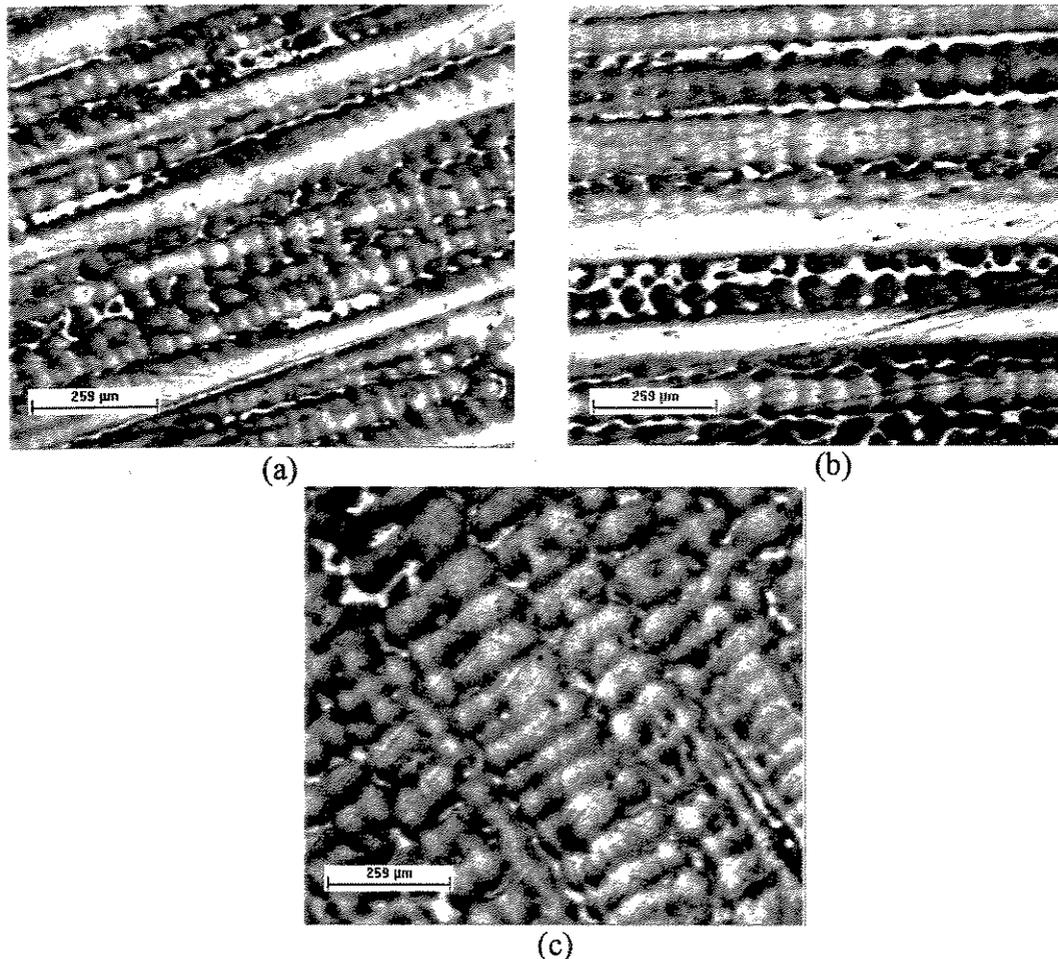


Figura 4.15 – Micrografias de amostras em secções longitudinais da liga Pb-Sb em três posições diferentes: (a) 40 mm, (b) 60 mm e 80 mm, a partir da interface metal/molde.

4.5 Determinação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários

4.5.1 Espaçamentos dendríticos primários

A partir das micrografias obtidas foram determinados experimentalmente os espaçamentos dendríticos primário e secundário para as duas ligas para analisar a variação desses parâmetros ao longo do processo de solidificação.

A Figura 4.16 mostra as medidas dos espaçamentos dendríticos primários em função da posição para a liga Al-Si.

Os resultados permitem observar um aumento do espaçamento dendrítico primário à medida que se afasta da interface metal/molde. Isso ocorre devido à diminuição da velocidade de avanço da isoterma liquidus e do gradiente de temperatura.

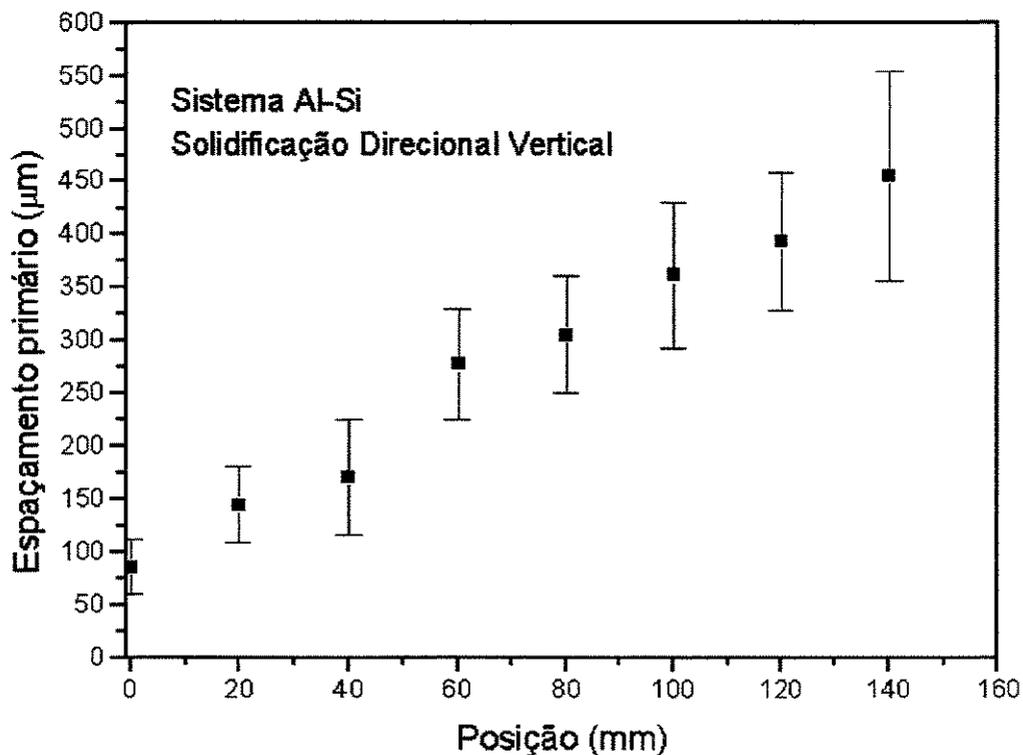


Figura 4.16 – Medidas dos espaçamentos dendrítico primário da liga Al-Si.

A Figura 4.17 mostra as medidas dos espaçamentos dendríticos primários para a liga Pb-Sb.

Da mesma forma que para a liga Al-Si, na liga Pb-Sb também há, pelas mesmas razões, um aumento dos espaçamentos à medida que se afasta da interface metal/molde.

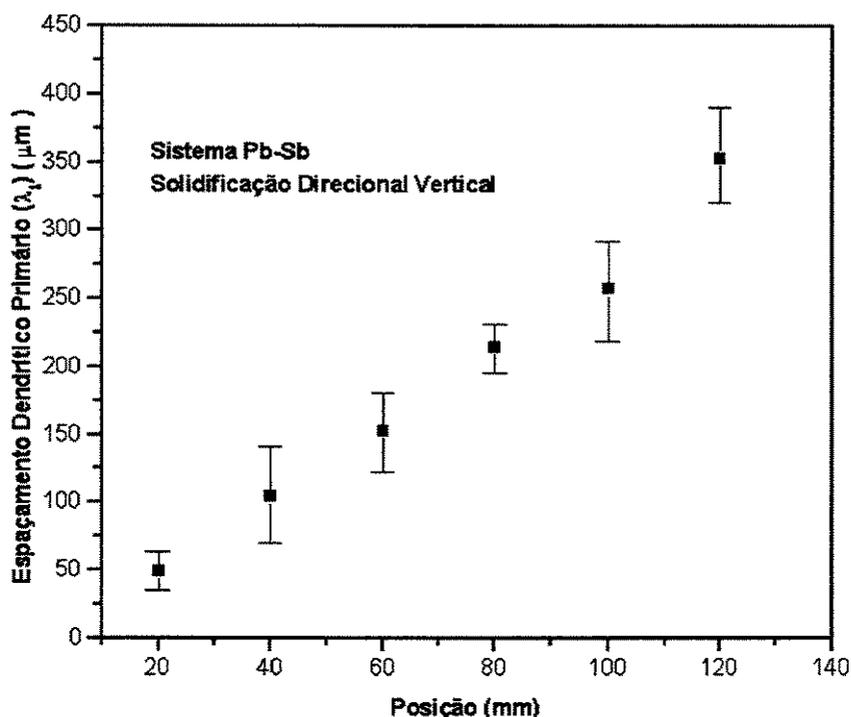


Figura 4.17 – Medidas dos espaçamentos dendrítico primário da liga Pb-Sb.

Comparando-se os resultados das duas ligas nota-se que os espaçamentos são maiores para o caso da liga Al-Si. Como o espaçamento primário é inversamente proporcional ao produto entre o gradiente de temperatura e a velocidade de avanço da isoterma liquidus, que representa a taxa de resfriamento, este fato é consequência das características termofísicas das ligas, sendo difícil de se explicar através de comparação de parâmetros térmicos isolados.

4.5.2 Espaçamentos dendríticos secundários

A Figura 4.18 mostra as medidas dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição para a liga Al-Si.

O espaçamento dendrítico secundário depende fortemente do tempo local de solidificação, que é o intervalo de tempo entre a passagem das isoterma liquidus e solidus em um mesmo ponto. Como o tempo local aumenta com a distância da interface metal/molde há uma tendência de aumento do espaçamento secundário que é observado na Figura 4.18.

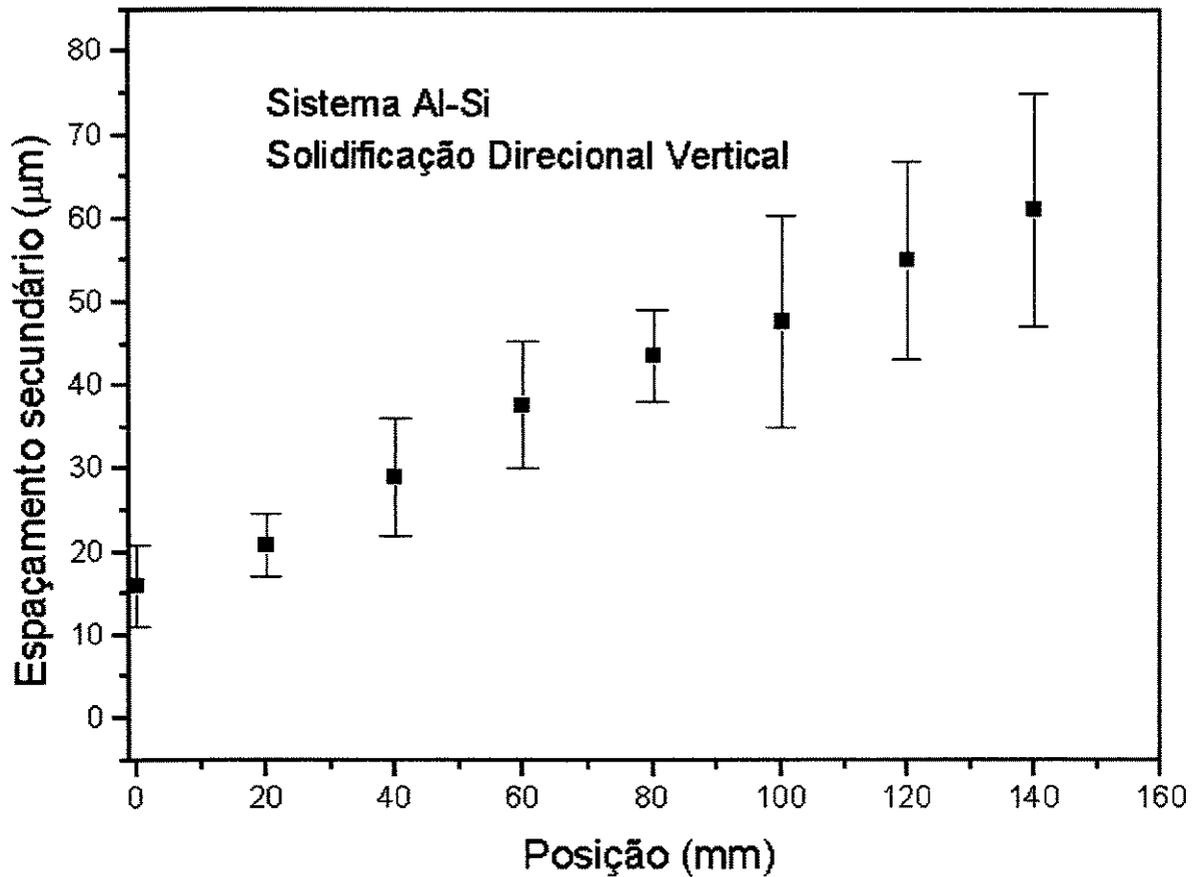


Figura 4.18 – Medidas dos espaçamentos dendrítico secundário da liga Al-Si

A Figura 4.19 apresenta os resultados das medidas dos espaçamentos dendrítico secundário em função da posição para a liga Pb-Sb. Da mesma forma que para a liga Al-Si nota-se um aumento do espaçamento com distância da interface metal/molde.

No caso dos espaçamentos dendríticos secundários não foram notados diferenças significativas entre as duas ligas.

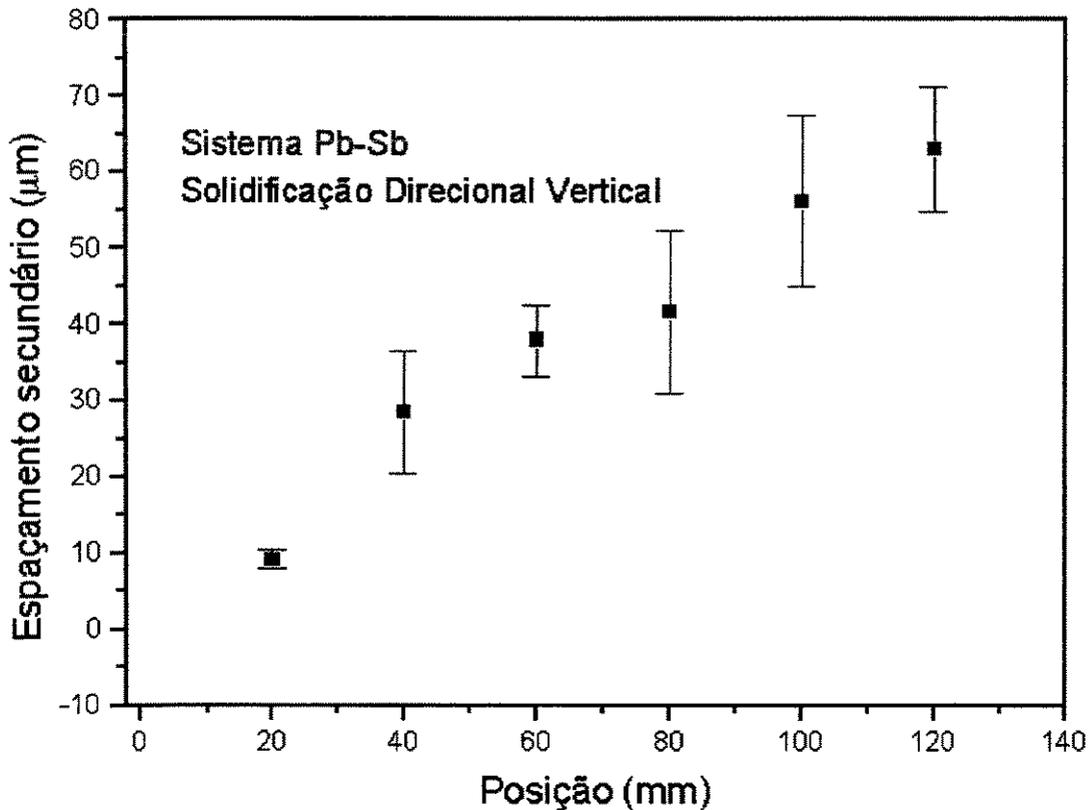


Figura 4.19 – Medidas dos espaçamentos dendríticos secundário da liga Pb-Sb.

4.6 Correlações entre espaçamentos dendríticos e parâmetros de solidificação

Como foi visto no capítulo 2 os espaçamentos dendríticos primários e secundários estão relacionados com os parâmetros de solidificação. A equação 2.30 estabelece a correlação entre o espaçamento primário (λ_1) e o produto entre a velocidade de avanço da isoterma liquidus ($v_{liq.}$) e o gradiente térmico ($G_{liq.}$) que representa a taxa de resfriamento (\dot{T}), ou seja:

$$\lambda_1 = K(G_{liq.} v_{liq.})^{-a} = K(\dot{T})^{-a} \quad (4.4)$$

A equação 2.48 estabelece a correlação entre o espaçamento dendrítico secundário (λ_2) e o tempo local de solidificação (t_1), ou seja:

$$\lambda_2 = K(t_I)^a \quad (4.5)$$

As constantes K e a são diferentes para os espaçamentos dendríticos primários e secundários.

4.6.1 Espaçamentos dendríticos primários

A partir dos resultados experimentais foi possível estabelecer as constantes K e a relativas aos espaçamentos dendríticos primários para as duas ligas.

Para o caso da liga Al-Si os valores para K e a são respectivamente iguais a 190 e 0,7 e a equação assume a forma:

$$\lambda_1 = 190(\dot{T})^{-0,7} \quad (4.6)$$

A Figura 4.20 apresenta a curva de variação do espaçamento dendrítico primário com a posição obtida a partir da equação 4.6 juntamente com os pontos experimentais mostrando uma boa concordância.

Para o caso da liga Pb-Sb os valores para K e a são respectivamente iguais a 39 e 0,7 e a equação assume a forma:

$$\lambda_1 = 39(\dot{T})^{-0,7} \quad (4.7)$$

A Figura 4.21 apresenta a curva de variação do espaçamento dendrítico primário com a posição obtida a partir da equação 4.7 juntamente com os pontos experimentais mostrando uma boa concordância.

Os resultados obtidos confirmam que os espaçamentos dendríticos primários seguem uma relação com o produto entre a velocidade de avanço da isoterma liquidus ($v_{liq.}$) e o gradiente térmico ($G_{liq.}$) do tipo apresentado pela equação 4.4.

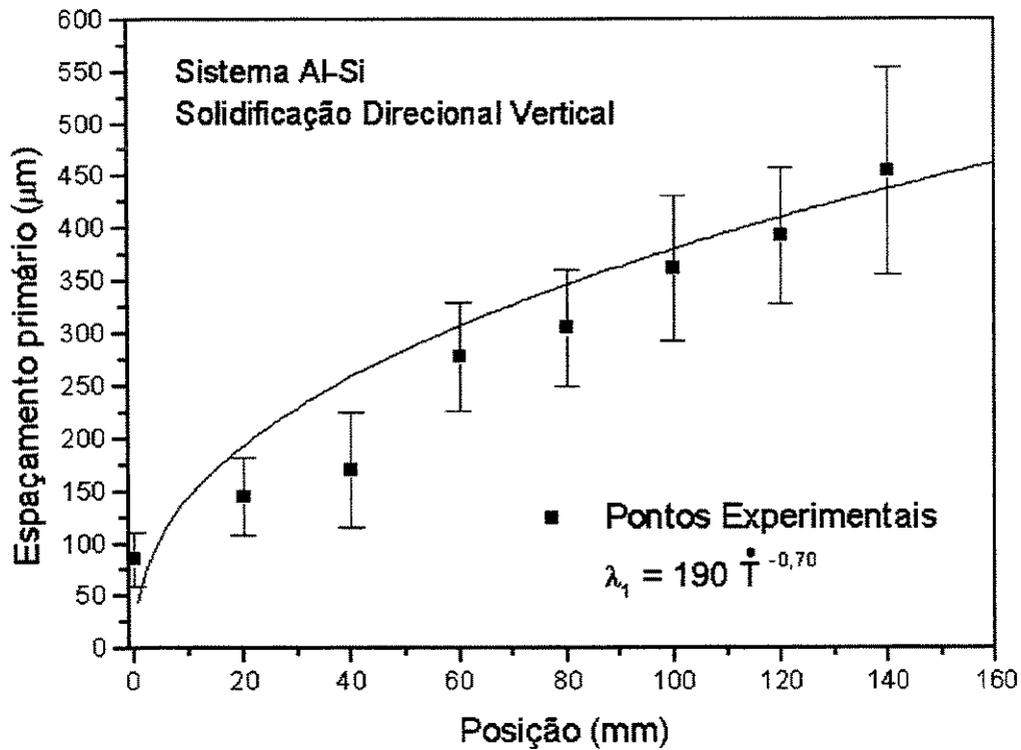


Figura 4.20 – Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários com os resultados obtidos através da equação 4.6 para a liga Al-Si.

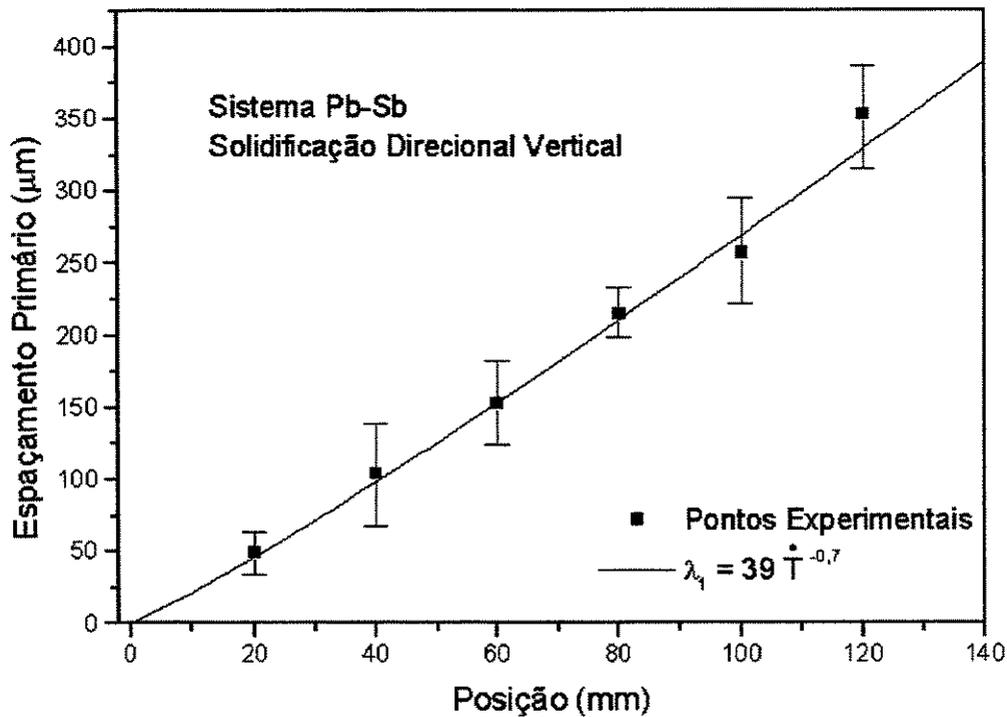


Figura 4.21 – Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários com os resultados obtidos através da equação 4.7 para o Pb-Sb.

4.6.2 Espaçamentos dendríticos secundários

A partir dos resultados experimentais foi possível estabelecer as constantes K e a relativas aos espaçamentos dendríticos secundários para as duas ligas.

Para o caso da liga Al-Si os valores para K e a são respectivamente iguais a 10 e 0,4 e a equação assume a forma:

$$\lambda_2 = 10(t_l)^{0,4} \quad (4.8)$$

A Figura 4.22 apresenta a curva de variação do espaçamento dendrítico secundário com a posição obtida a partir da equação 4.8 juntamente com os pontos experimentais mostrando uma boa concordância.

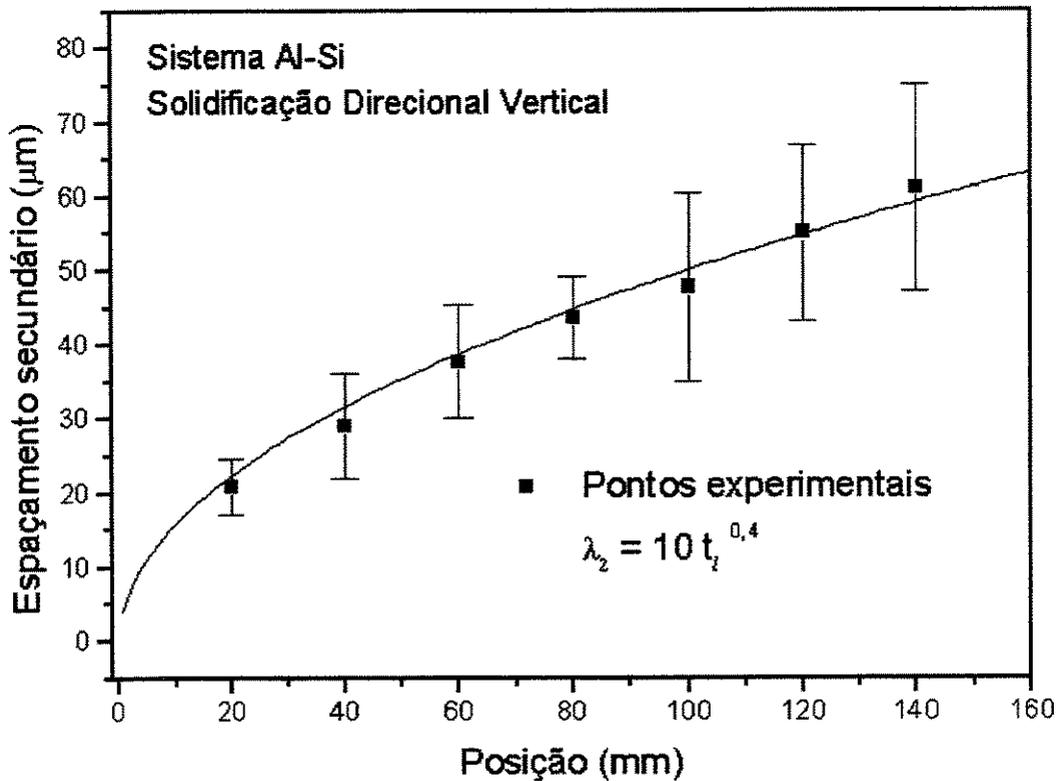


Figura 4.22 – Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários com os resultados obtidos através da equação 4.8 para a liga Al-Si.

Para o caso da liga Pb-Sb os valores para K e a são respectivamente iguais a 2,1 e 0,5 e a equação assume a forma:

$$\lambda_2 = 2,1(t_l)^{0,5} \quad (4.9)$$

A Figura 4.23 apresenta a curva de variação do espaçamento dendrítico secundário com a posição obtida a partir da equação 4.9 juntamente com os pontos experimentais mostrando uma boa concordância.

Os resultados obtidos confirmam que os espaçamentos dendríticos secundários seguem uma relação com o tempo local de solidificação do tipo apresentado pela equação 4.5.

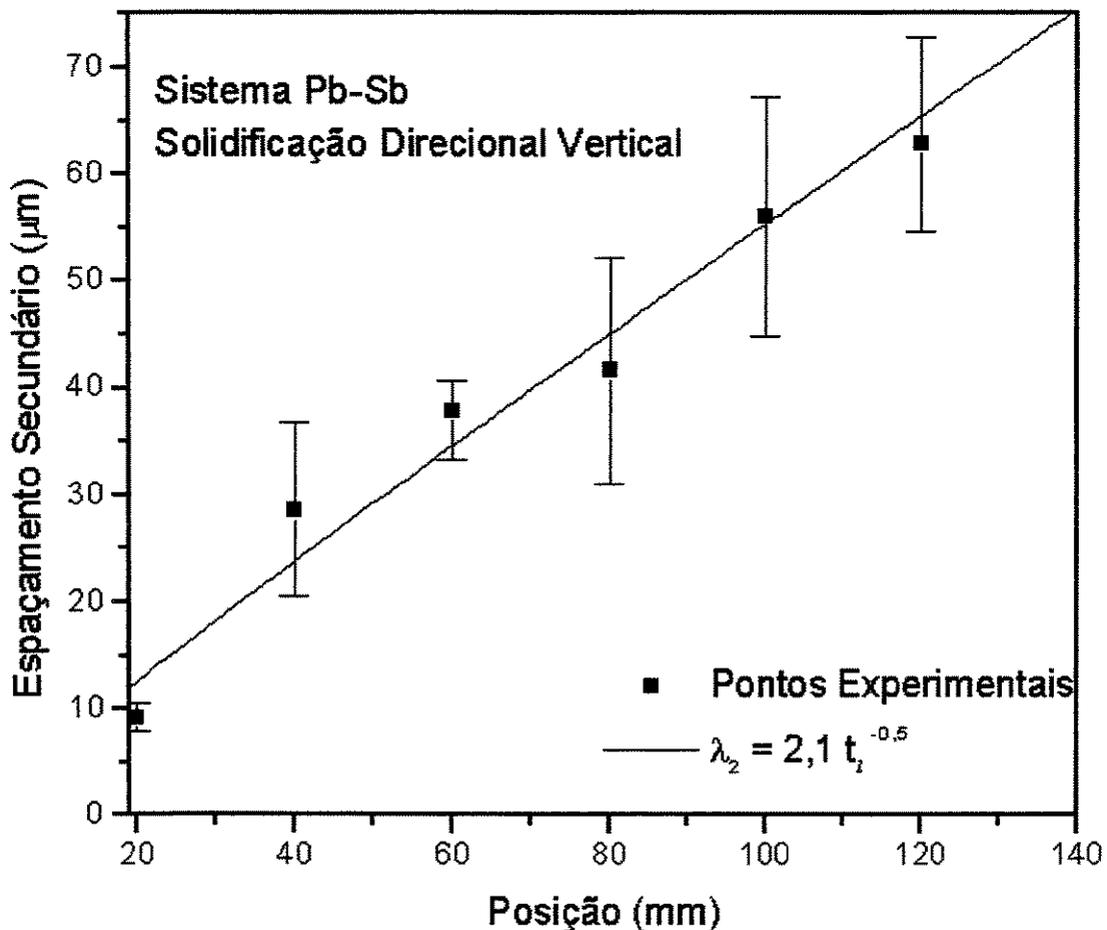


Figura 4.23 – Comparação dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários com os resultados obtidos através da equação 4.9 para a liga Pb-Sb

Capítulo 5

5.1 Conclusões

Os resultados obtidos neste trabalho permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- (1) O dispositivo para a solidificação unidirecional construído mostrou-se eficiente permitindo a obtenção de estruturas colunares de 110 mm para o Al-Si e 140 mm para o Pb-Sb, para um comprimento total de 260 mm.
- (2) As curvas de resfriamento obtidas permitiram a determinação para as duas ligas dos seguintes parâmetros do processo de solidificação: velocidade de avanço da isoterma liquidus, gradiente de temperatura e a taxa de resfriamento. A análise comparativa dos resultados obtidas para as duas ligas mostrou que a liga Al-Si de maior difusividade térmica apresentou uma maior velocidade de resfriamento, devido à resposta mais rápida ao fluxo de calor. Os gradientes de temperatura são menores no caso da liga Al-Si, devido à maior difusividade térmica que permite uma dissipação mais rápida do superaquecimento. Finalmente as taxas de resfriamento inicialmente são maiores para a liga Al-Si, devido à maior velocidade de resfriamento, mas à medida que a solidificação progride as taxas para as duas ligas tendem a valores próximos devido à dissipação do superaquecimento e à conseqüente diminuição do gradiente. liga Al-Si devido à maior velocidade de resfriamento, mas à medida que a solidificação progride as taxas para as duas ligas tendem a valores próximos devido à dissipação do superaquecimento e à conseqüente diminuição do gradiente.

- (3) As medidas dos espaçamentos dendríticos primários mostraram que esses espaçamentos são maiores para o caso do Al-Si é consequência das características termofísicas das ligas, sendo difícil de se explicar através de comparação de parâmetros térmicos isolados. No caso dos espaçamentos dendríticos secundários não foram notadas diferenças significativas entre as duas ligas.
- (4) A partir dos resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos foram estabelecidas relações entre os mesmos e os parâmetros de solidificação. Essas correlações para o caso da liga Al-Si são representadas pelas equações 4.6 e 4.8 respectivamente para os espaçamentos primário e secundário e para o caso da liga Pb-Sb pelas equações 4.7 e 4.9.

5.2 Propostas para futuros trabalhos

- (1) Utilização de dispositivo unidirecional para análise de processo de solidificação de outras ligas ferrosas e não-ferrosas.
- (2) Determinação das correlações entre espaçamentos dendríticos e parâmetros de solidificação para diferentes ligas ferrosas e não-ferrosas.
- (3) Utilização dos resultados experimentais obtidos para o desenvolvimento e otimização de modelos numéricos para simulação do processo de solidificação.

Referências Bibliográficas

- Bouchard ,D.,Kirkaldy, J. S. Prediction of dendrite arm spacins in unsteady-and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys. *Metallurgical and Materails Transactions B.*, v.28 B, p. 651-663, 1997
- Edvardsson, T., Fredriksson, H., Svensson, I., A study of the solidification process in low-carbon manganese steel. *Metals Science*, v. 10,19, p. 298-306, 1976
- Esaka, H., Dendrite Growth and Spacing in Succionitrile – Acetone Alloys. Lausanne, Tese (Doutorado) – Escola Federal Politécnica de Lausanne, p. 154, 1986
- Feurer, V., Influence of alloy composition and solidication conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys. In: *Proceedings the Sumposium on Quality Control of Engeneering Alloys*, Delft. P. 131-245, 1977
- Flemings, M., C., Solidification Processing, Mc Graw – Hill, New York, 1974
- Flemmings, M., C., Poirier, D., R., Barone, R., V., Brody, H., D., Microsegregation in iron-base alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute* v. 208,(4), p.371-381, 1970
- Han, S., H.; Trivedi, R., - Primary Spacing Selection in Directionally Solidified Alloys. *Acta Metallurgica Materialia*, v. 42 nº 1, p. 25-41, 1994

- Jong, S., H., Hwang, W., S., Study of functional relation – ship of fraction of solid with temperature in mushy range for a 356 al alloy. *AFS Transactions*, v. 100, p. 939-046, 1992
- Kurz, W.; Fisher, D., J., *Acta Metallurgica* v. 29, p. 11, 1981
- Lesoult, G., Fundamentals of Crystal Growth. Basic Concepts in Crytal Growth and Solidification, in: *Metals Handbook*, v. 15 Casting, Metals Park/ASM pp. 109-119, 1988
- Mortensen, ^a, On the rate of dendrite arm coarsening, *Metallurgical Transactions A*, v. 22^A p. 569-674, 1991
- Osório, W., R., R.; Quaresma, J., M., V.; Neto, M., F.; Garcia, A , Estrutura Dendrítica e Parâmetros Térmicos na Solidificação de Ligas Zn-Al, Anais do 13°. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT/98, L. 1998
- Osório, W., R., R., Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al. Dissertação de Mestrado, Unicamp, Campinas 2000
- Okamoto, T., and Kishitake, K., Dendritic struture in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys, *Journal of Crystal Growth*, v. 29, 1975, pp. 137-146
- Okamoto, T., Matsuo, S., Kishitake, K., Dentrite arm spacings in iron-carbon-chromium alloys. *Transactions of the Iron Steel Institule of Japan*, Tokyo, v. 18, 15, p. 287-294, 1978
- Poirier, D., R.; Speiser, R., *Metallurgical Transactions*, v. 18 A, p. 1156-1160, 1987
- Quaresma, J., M., V., Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica. Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas 1999
- Sharp R.; Mand Hellowell ^a, The microscopy and composition of quenched solid-liquid unterfaces: *Journal of Crystal Growth*, v. 5, 1969, pp. 155-161

Spittle, J., A.; Lloyd, D., M., Dendrite arm spacing in hypoeutectic Pb-Sb alloys directionally solidified under steady and non-steady conditions, *Proc. International Conference on Solidification and Casting of Metals*, 1979, pp. 15-20

Trivedi, R., Interdendritic Spacing: part II, A comparison of the Aryana experiment, *Metallurgical Transactions*, v. 15 A, p. 977-982, 1984

Voller, V., R.; Swaminathan, C., R., General source – based method for solidification phase change numerical heat-transfer, part. B, v. 19, p. 175-189, 1991

Wanji, J., Further discussion on the solute redistribution during dendritic solidification of binary alloy. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 25 B, p. 731-739, 1994

Young, K., P.; Kirkwood, D., H., The dendrite arm spacing of aluminum –copper alloys solidified under steady-state conditions *Metallurgical Transactions*, v. 6 A, p. 197-205, 1975

Rocha, O.L., Siqueira, C.A., Garcia A., Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady-state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys, *Metallurgical and Materials Transactions*, v 34 A, pp995-1006, April 2003.

Gargia Amauri, Solidificação Fundamentos e Aplicação.