

MINISTÉRIO DE EDUCAÇÃO E CULTURA  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA  
E MATERIAIS - PPGEMM

ESTUDO DA ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS  
FUNDIDAS EM LIGAS DE ALUMÍNIO

por

GUILHERME OURIQUE VERRAN  
ENGENHEIRO METALÚRGICO

Trabalho realizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica  
da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-  
-Graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais - PPGEMM.

PORTO ALEGRE

1 9 8 6

Estudo da alimentação de peças  
fundidas em ligas de alumínio

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Metalúrgica e Materiais - PPGEMM, como parte dos requi-  
sitos para a obtenção do Título de

MESTRE EM ENGENHARIA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: METALURGIA DE TRANSFORMAÇÃO

por

GUILHERME OURIQUE VERRAN

Engenheiro Metalúrgico

1 9 8 6

## LISTA DE SÍMBOLOS

$T_s$	Temperatura de solidificação ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\frac{\partial Q}{\partial t}$	Taxa de extração de calor (cal/s)
$T_i$	Temperatura de início de solidificação ( $^{\circ}\text{C}$ )
$T_f$	Temperatura final de solidificação ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\Delta T$	Intervalo de solidificação ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\Delta V_e$	Contração no estado líquido (%)
$\Delta V_{\text{sol}}$	Contração de solificação (%)
$\Delta V_s$	Contração no estado sólido (%)
$\Delta V$	Contração total (%)
$\Delta V_{\text{cav}}$	Volume da cavidade devido a contração
$\alpha_l$	Coefficiente de contração linear do metal líquido
$\theta_{l.m}$	Temperatura média do metal líquido ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\theta_{\text{sol}}$	Temperatura de solidificação ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\alpha_s$	Coefficiente de contração linear no estado sólido
$\theta_{s.m}$	Temperatura média do metal sólido no final da solidificação da peça
$V_i$	Volume inicial (líquido - $\text{cm}^3$ )
$V_o$	Volume no início da solidificação ( $\text{cm}^3$ )
$V_f$	Volume no final da solidificação ( $\text{cm}^3$ )
$V$	Volume ( $\text{cm}^3$ )
$A$	Área superficial que participa do resfriamento ( $\text{cm}^2$ )
$K$	constante de solidificação

$t_s$	Tempo de solidificação (s)
$\rho_2$	Densidade do metal no estado sólido ( $\text{g/cm}^3$ )
$L_2$	Calor latente de fusão do metal (cal/mol)
$C_2$	Calor específico do metal ( $\text{cal/mol}\cdot^\circ\text{C}^{-1}$ )
$K_o$	Condutividade térmica do molde (unidades c.g.s)
$\alpha_o$	Difusividade térmica do molde (unidades c.g.s)
$T_o$	Temperatura inicial do molde ( $^\circ\text{C}$ )
$T_1$	Temperatura na interface metal-molde ( $^\circ\text{C}$ )
$T_v$	Temperatura de vazamento ( $^\circ\text{C}$ )
$M_m$	Módulo do massalote (cm)
$M_p$	Módulo da peça ou da parte da peça a ser alimentada (cm)
$V_m$	Volume do massalote ( $\text{cm}^3$ )
$V_p$	Volume da cavidade da peça ou da parte da peça a ser alimentada ( $\text{cm}^3$ )
$K'$	Coefficiente que depende das condições de funcionamento do massalote
$R_m$	Proporção de retornos quando se considera apenas os massalotes (%)
$F$	Fator de forma
$L$	Comprimento (mm)
$W$	Largura (mm)
$E$	Espessura (mm)
$R_v$	Volume massalote/volume peça

$E_a$	Espessura de um apêndice (mm)
$E_p$	Espessura da peça (mm)
$V_a$	Volume dos apêndices ( $\text{cm}^3$ )
$f_a$	Fator devido à existência de apêndices
$\beta$	Contração volumétrica do metal/100
$A_p$	Área superficial da peça a ser alimentada ( $\text{cm}^2$ )
$A_m$	Área superficial do massalote ( $\text{cm}^2$ )
$\phi_p$	Diâmetro do vazio (pipe) (mm)
$H_p$	Altura do pipe (mm)
$\phi_m$	Diâmetro do massalote (mm)
$H_m$	Altura do massalote (mm)
$W$	Fator que varia em função da geometria da peça
$k$	Fator de forma baseado nos cálculos de transferência de calor
$H_a$	Altura da seção de alimentação do massalote (mm)
$n$	Número de massalotes
$p$	relação $H_m/\phi_m$
$D_{al}$	Distância de alimentação, $f(E_p)$
$W_p$	Largura da placa (mm)
$L_p$	Comprimento da placa (mm)
$A_m$	Área superficial do massalote que participa do resfriamento ( $\text{cm}^2$ )

$A_p$	Área superficial da peça que participa do resfriamento ( $\text{cm}^2$ )
$A_{\text{pesc}}$	Área superficial do pescoço que participa do resfriamento ( $\text{cm}^2$ )
$V_{\text{pesc}}$	Volume do pescoço ( $\text{cm}^3$ )
$M_{\text{pesc}}$	Módulo do pescoço (cm)
S	Grau de superaquecimento ( $^{\circ}\text{C}$ )
$A_{\mu r}$	Área ocupada pelos microrechupes ( $\text{mm}^2$ )
$A_t$	Área total de uma microfotografia ( $\text{mm}^2$ )
dm	Distância em relação ao massalote (mm)
$Q_{\mu}$	Quantidade relativa de microrechupes
$V_v$	Volume do vazio formado no massalote ( $\text{cm}^3$ )
$\phi_v$	Diâmetro superior do vazio (mm)
$d_v$	Diâmetro inferior do vazio (mm)
$h_v$	Altura do vazio (mm)
$\phi_p$	Diâmetro do pescoço cilíndrico
$L_p$	Comprimento do pescoço cilíndrico
$a_p$	Altura do pescoço retangular
$b_p$	Largura do pescoço retangular
$\beta_0$	Variação volumétrica relativa em função do grau de superaquecimento
$\Delta V_v$	Soma das contrações de solidificação e no estado líquido
$\Sigma V$	Volume total fundido

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de Concentração Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Arno Müller  
Doutor em Engenharia  
PPGEMM-UFRGS

Banca Examinadora:

Eng. Cláudio Luiz Mariotto  
Eng. Metalúrgico  
IPT - SP

Prof. Ivan Guerra Machado  
Doutor em Engenharia  
PPGEMM-UFRGS

Prof. José Francisco Kiss  
Doutor em Física  
PPGEMM-UFRGS

Prof. Surajit Chatterjee  
Engenheiro Metalúrgico  
Convênio MIC-SIC-GTZ

Coordenador do PPGEMM  
Ivan Guerra Machado  
Doutor em Engenharia

## A G R A D E C I M E N T O S

Aos meus familiares e amigos pelo apoio e estímulo.

Ao Prof. Dr. Arno Müller pela orientação, estímulo e amizade prestados durante a execução deste trabalho, que através do Laboratório de Fundição (LAFUN) tornou-o possível.

Ao Prof. Surajit Chatterjee pelo apoio, sugestões e estímulo prestados durante a execução deste trabalho.

Ao Convênio Brasil-Alemanha de Cooperação Técnica em Metalurgia (MIC-STI-GTZ) pelo apoio financeiro.

Aos estudantes Eugênio C.L. Borges e Luis Paulo Hauth pelo auxílio na realização das experiências.

Aos funcionários do DEMET pelo auxílio prestado durante a execução deste trabalho.

À Biblioteca da Escola de Engenharia da UFRGS pela dedicação e bom atendimento prestado por suas funcionárias.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa concedida.

Aos professores, funcionários e colegas do PPGEMM e a todas as pessoas que de alguma maneira contribuíram para a execução deste trabalho.

## S U M Á R I O

LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	XV
LISTA DE SÍMBOLOS .....	XVII
RESUMO .....	XXI
ABSTRACT .....	XXII
1 INTRODUÇÃO .....	23
2 DESENVOLVIMENTO DO TEMA	
2.1 FUNDIÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO: ESTADO ATUAL DO CONHECIMENTO	
2.1.1 Características Gerais .....	25
2.1.2 As Ligas de Alumínio para Fundição	
2.1.2.1 Ligas Alumínio-Cobre .....	28
2.1.2.2 Ligas Alumínio-Silício .....	30
2.1.2.3 Ligas Alumínio-Magnésio .....	35
2.1.2.4 Outras Ligas .....	36
2.2 LEVANTAMENTO TEÓRICO DO PROBLEMA DE ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS FUNDIDAS	
2.2.1 O Mecanismo de Solidificação em Peças Fundidas .....	40
2.2.1.1 Solidificação de Metais Puros .....	50
2.2.1.2 Solidificação de Ligas que Formam Solução Sólida .....	53
2.2.1.3 Solidificação de Ligas que Apresentam Reação Eutética .....	56

2.2.2	Variação do Volume Durante a Solidificação (Contração) .....	58
2.2.2.1	Mecanismo de Formação de Rechupes .....	62
2.2.3	Tempo de Solidificação e o Módulo de Resfriamento .....	64
2.2.3.1	Conceito de Solidificação Direcional .....	66
2.2.3.2	Requisitos de um Massalote .....	68
2.2.3.3	Tipos de Massalotes e Sistemas Básicos de Canais .....	72
2.2.4	Dimensionamento de Massalotes .....	76
2.2.5	A Distância de Alimentação de Massalotes .....	86
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	
3.1	MATERIAIS E MÉTODOS .....	95
3.1.1	Fusão e Vazamento .....	96
3.2	DIMENSIONAMENTO DAS PLACAS .....	97
3.3	DIMENSIONAMENTO DO MASSALOTE	
3.3.1	Determinação do Diâmetro .....	98
3.3.2	Determinação da Altura .....	99
3.3.3	Determinação do Pescoço do Massalote .....	99
3.4	ESCOLHA DAS VARIÁVEIS EXPERIMENTAIS .....	100
3.5	MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS	
3.5.1	Macrografia .....	103
3.5.2	Micrografia .....	103
3.5.3	Avaliação do Volume do Vazio (Pipe) .....	105
4	RESULTADOS OBTIDOS	
4.1	MACROGRAFIAS .....	107

4.2 MICROGRAFIAS .....	111
4.3 AVALIAÇÃO DO VOLUME DO VAZIO .....	124
5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	
5.1 MACROGRAFIAS	
5.1.1 Alumínio 99,5 .....	128
5.1.2 Liga 195 .....	129
5.1.3 Liga 13 .....	130
5.2 MICROGRAFIAS	
5.2.1 Alumínio 99,5 .....	131
5.2.2 Liga 195 .....	134
5.3 AVALIAÇÃO DO VOLUME DO VAZIO	
5.3.1 Alumínio 99,5 .....	137
5.3.2 Liga 13 .....	138
6 CONCLUSÕES .....	139
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	141
8 ANEXOS	
8.1 PROGRAMA PARA CÁLCULO DE MASSALOTES EM LINGUAGEM BASIC .....	142
8.2 SUMÁRIO DOS MÉTODOS DE DIMENSIONAMENTO DE MASSALO- TES ESTUDADOS .....	143
8.3 MÉTODO DE CÁLCULO DOS VOLUMES DOS PIPES .....	147
BIBLIOGRAFIA .....	153

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Diagrama de equilíbrio alumínio-cobre <sup>2</sup> .....	28
Figura 2	- Diagrama de equilíbrio alumínio-silício <sup>2</sup> .....	31
Figura 3	- Dispositivo experimental utilizado por Pellini <sup>6</sup> na determinação de curvas tempo-distância-tempe- ratura .....	41
Figura 4	- Curvas tempo-distância-temperatura para: .....	43
	(a) liga Al-4,5Cu	
	(b) latão (60-40)	
	(c) aço inoxidável 18-8	
Figura 5	- Diagramas de solidificação para várias ligas de alumínio <sup>6</sup> : .....	44
	(a) Al - 8,5Mg	
	(b) Al - 4,5Cu	
	(c) Al - 7,0Si	
Figura 6	- Diagramas de solidificação para várias ligas de cobre <sup>6</sup> : .....	45
	(a) Cu (99,8)	
	(b) bronze (88-10-2)	
	(c) latão (60-40)	
Figura 7	- Diagramas de solidificação para dois aços ino- xidáveis <sup>6</sup> : .....	46
	(a) aço com 12% Cr	
	(b) aço com 18% Cr - 8% Ni	
Figura 8	- Metal solidificando com alto grau de solidifi- cação progressiva .....	47
Figura 9	- Metal solidificando com alto grau de solidifi- cação extensiva .....	47

Figura 10 - Influência das variáveis do molde e do metal no grau de solidificação progressiva <sup>5</sup> .....	48
Figura 11 - Solidificação de uma barra (a) em um metal puro e (b) em uma liga que forma solução sólida .....	50
Figura 12 - Movimento da frente de solidificação de um metal puro para diferentes velocidades de resfriamento <sup>7</sup> .....	51
Figura 13 - Representação esquemática da evolução da isoterma $T_S$ durante a solidificação de um metal puro em um molde de areia .....	52
Figura 14 - Avanço da frente de solidificação para um metal puro .....	53
Figura 15 - Solidificação de uma peça fundida em liga que forma solução sólida .....	54
Figura 16 - Solidificação de uma liga que forma solução sólida, apresentando a extensão da zona pastosa para diferentes velocidades de resfriamento <sup>7</sup> ...	55
Figura 17 - Representação esquemática das isotermas durante a solidificação de uma liga que forma solução sólida .....	56
Figura 18 - Movimento da frente de solidificação em uma liga eutética para diferentes velocidades de resfriamento <sup>7</sup> .....	57
Figura 19 - Contrações durante a solidificação de um metal puro <sup>15</sup> .....	60
Figura 20 - Contrações durante a solidificação de uma liga que forma solução sólida <sup>15</sup> .....	61
Figura 21 - Contrações durante a solidificação de uma liga que apresenta reação eutética <sup>15</sup> .....	62

Figura 22 - Mecanismo de formação de rechupes: .....	63
(a) evolução das isotermas de solidificação;	
(b) fechamento da isoterma de solidificação em um ponto, isolando um volume de metal líquido;	
(c) formação do rechupe no volume isolado.	
Figura 23 - Distribuição dos rechupes em peças de diferentes ligas: .....	64
(a) metal puro ou eutético puro;	
(b) liga que forma solução sólida.	
Figura 24 - Curva tempo de solidificação x relação volume/superfície de resfriamento <sup>11,16</sup> .....	65
Figura 25 - Solidificação direcional em um conjunto peça-massalote .....	67
Figura 26 - Canal de distribuição funcionando como massalote .....	67
Figura 27 - Reaquecimento do massalote através da localização do ataque .....	67
Figura 28 - Aplicação do "método dos módulos parciais" <sup>18</sup> no projeto de uma peça fundida: .....	68
(a) projeto original;	
(b) projeto modificado, com módulos crescentes na direção do alimentador.	
Figura 29 - Aplicação da "regra dos círculos inscritos" ....	69
Figura 30 - Tipos de massalotes .....	73
(a) massalote direto aberto (montante);	
(b) massalote direto cego;	
(c) massalote lateral aberto;	
(d) massalote lateral cego.	

Figura 31 - Sistemas básicos de enchimento <sup>19</sup> : .....	74
(a) Sistema 1;	
(b) Sistema 2;	
(c) Sistema 3;	
(d) Sistema 4.	
Figura 32 - Massalotes exotérmicos .....	76
Figura 33 - Massalote cego com macho atmosférico .....	76
Figura 34 - Curva de Caine <sup>20</sup> para a alimentação de aços ....	77
Figura 35 - Método N.R.L. para o dimensionamento de mas salotes <sup>21</sup> .....	78
Figura 36 - Fator de correção para o caso de uma peça com apêndices <sup>21</sup> .....	78
Figura 37 - Casos de peças com apêndices <sup>21</sup> .....	80
Figura 38 - Comparação entre o método de Caine e o de Adams <sup>24</sup> .....	81
Figura 39 - Métodos estudados por Heine <sup>28</sup> : .....	83
(a) método geométrico;	
(b) método baseado nos fenômenos de transferên cia de calor.	
Figura 40 - Resultados obtidos por Pellini <sup>37</sup> para o caso de placas fundidas em aço (0,20% - 0,30%C) .....	87
Figura 41 - Resultados obtidos por Pellini <sup>38</sup> para o caso de barras fundidas em aço (0,20% - 0,30%C) .....	88
Figura 42 - Distância de alimentação para placas de bron- ze ao manganês, fundidas em areia a verde e em areia aglomerada com silicato de sódio <sup>40</sup> ....	90

Figura 43 - Distância de alimentação para barras de bronze ao manganês, fundidas em areia a verde e areia aglomerada com silicato de sódio <sup>40</sup> .....	90
Figura 44 - Distâncias de alimentação de placas e barras fundidas em bronze ao manganês, como uma função da espessura <sup>40</sup> .....	90
Figura 45 - Distância de alimentação para barras e placas fundidas em aço baixo carbono <sup>42</sup> .....	91
Figura 46 - Distância de alimentação, para aços baixo carbono, expressa como uma função de espessura da peça <sup>42</sup> .....	91
Figura 47 - Resultados obtidos por Dubitskii <sup>47</sup> para ligas Al-Si fundidas em: (a) molde permanente (b) molde de areia .....	93
Figura 48 - Representação do pescoço do massalote em duas vistas, com as respectivas dimensões .....	100
Figura 49 - Representação esquemática do conjunto peça-massalote com o uso de um resfriador .....	101
Figura 50 - Regiões analisadas micrograficamente em placas fundidas na liga 195 (a) e em Al 99,5 (b) .....	104
Figura 51 - Macroestruturas de placas fundidas em Al 99,5 .....	107
(a) S = 100°C (c.p.232)	
(b) S = 30°C (c.p.332)	
Figura 52 - Macroestruturas de placas fundidas em Al 99,5 .....	108
(a) L <sub>crit</sub> (c.p.131)	
(b) L > L <sub>crit</sub> (c.p.132)	
Figura 53 - Macroestrutura de uma placa em Al 99,5 fundida com a utilização de um resfriador (c.p.133) ....	108

Figura 54 - Macroestrutura de placas fundidas com a liga 195 .....	109
(a) $S = 100^{\circ}\text{C}$ (c.p.211)	
(b) $S = 30^{\circ}\text{C}$ (c.p.311)	
Figura 55 - Macroestrutura de uma placa com o comprimento maior que o crítico, fundida com a liga 195 (c.p.112) .....	109
Figura 56 - Macroestrutura de uma placa fundida com a liga 195, utilizando-se um resfriador (c.p.113) .....	110
Figura 57 - Macroestrutura de uma placa fundida com a liga 13 (c.p.221) .....	110
Figura 58 - Macroestrutura de placas fundidas com a liga 13 .....	111
(a) $L_{\text{crit}}$ (c.p.421)	
(b) $L > L_{\text{crit}}$ (c.p.422)	
Figura 59 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5 (Exp. 1) .....	114
Figura 60 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5 (Exp. 2) .....	115
Figura 61 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5 (Exp. 3) .....	116
Figura 62 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5 (Exp. 4) .....	117
Figura 63 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5 (Exp. 5) .....	118
Figura 64 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 (Exp. 1) .....	119
Figura 65 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 (Exp. 2) .....	120

Figura 66 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 (Exp. 3) .....	121
Figura 67 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 (Exp. 4) .....	122
Figura 68 - Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 (Exp. 5) .....	123
Figura 69 - Relação entre $V_v/\Sigma V$ e o grau de superaquecimento (S) para o Al 99,5 .....	126
(a) $H_m/\phi_m = 1,5$	
(b) $H_m/\phi_m = 2,0$	
Figura 70 - Relação entre $V_v/\Sigma V$ e o grau de superaquecimento (S) para a liga 13 .....	127
(a) $H_m/\phi_m = 1,5$	
(b) $H_m/\phi_m = 2,0$	

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Composição química de ligas de alumínio para fundição <sup>4</sup> .....	37
Tabela 2	- Propriedades mecânicas das ligas de alumínio fundidas <sup>4</sup> .....	38
Tabela 3	- Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas em moldes permanentes <sup>4</sup> .....	39
Tabela 4	- Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas em areia <sup>4</sup> .....	39
Tabela 5	- Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas sob pressão <sup>4</sup> .....	40
Tabela 6	- Contração de metais não ferrosos durante o resfriamento <sup>4</sup> .....	59
Tabela 7	- Valores do coeficiente de contração volumétrica ( $\beta$ ) para diversos metais e ligas <sup>18</sup> .....	71
Tabela 8	- Valores do coeficiente K' de acordo com o tipo de massalote <sup>18</sup> .....	71
Tabela 9	- Valores do fator de correção K para o caso de peças do tipo "cilindro furado" <sup>21</sup> .....	79
Tabela 10	- Sumário da revisão realizada por Rabinovic <sup>43</sup> sobre a distância de alimentação .....	94
Tabela 11	- Características geométricas das placas experimentais .....	98
Tabela 12	- Características geométricas dos massalotes .....	99
Tabela 13	- Características geométricas do pescoço do massalote .....	100
Tabela 14	- Programação das experiências .....	102

Tabela 15 - Quantidades relativas de microrechupes em placas fundidas em Al 99,5 .....	112
Tabela 16 - Quantidades relativas de microrechupes em placas fundidas com a liga 195 .....	113
Tabela 17 - Volume dos vazios e relações $V_v/\Sigma V$ na alimentação de placas em Al 99,5 .....	125
Tabela 18 - Volume dos vazios e relações $V_v/\Sigma V$ na alimentação de placas fundidas com a liga 13 .....	125

## RESUMO

No presente trabalho estudou-se a alimentação de placas fundidas em ligas de alumínio com diferentes modos de solidificação.

As experiências realizadas visaram obter alguma informação quanto a influência de variáveis tais como o grau de superaquecimento, a relação altura/diâmetro do massalote, bem como da distância a ser alimentada, no grau de sanidade das placas obtidas. Os resultados desta investigação variavam de acordo com a liga utilizada.

O método utilizado para avaliação dos resultados baseou-se fundamentalmente em análises micrográficas, para a quantificação dos microrechupes, e nos cálculos de volume dos pipes (vazios) formados nos massalotes, com o objetivo de avaliar a eficiência de alimentação através do massalote.

Verificou-se que, tanto para o Alumínio Puro (Al99,5%) como para as ligas Al-Cu e Al-Si, as distâncias de alimentação de, respectivamente,  $10E_p$ ,  $6E_p$  e  $10E_p$ , indicadas na bibliografia, são válidas em função do grau de sanidade exigido da peça.

## ABSTRACT

The aim of the present study was to establish a correlation between feeding characteristics and different modes of solidification of various castings alloys.

The main parameters analysed were the influence of superheating degree, height/diameter ratio of the feeder, feeding range on the degree of sanity of castings plates.

The degree of sanity was evaluated by normal micrographic techniques giving good results in detecting pipes and microporosities.

It has been showed that the normal values for feeding ranges ( $10E_p$ ,  $6E_p$  and  $10E_p$  for Al, Al-4,5Cu and Al-12Si respectively) given in the literature have given good results as the sanity degree is concerned.

## 1 INTRODUÇÃO

Desde a publicação do trabalho de Chvorinov<sup>11</sup>, a regra dos módulos tem servido como base para a maioria dos métodos de dimensionamento de massalotes conhecidos.

Diversos trabalhos<sup>20,22,23,24,...</sup> foram desenvolvidos, mas na sua grande maioria voltados para a alimentação de peças fundidas em ligas ferrosas. Desta forma o desenvolvimento de regras práticas para a alimentação de peças fundidas em ligas de alumínio, vem a ter uma grande importância para o fundidor de alumínio voltado para a produção de peças com um nível de sanidade aceitável com o custo minimizado em função de uma racionalização no projeto dos massalotes.

Por outro lado a bibliografia nacional tem sido escassa no tratamento do problema<sup>15,18,36</sup> e particularmente no Departamento de Metalurgia (DEMET) este assunto não havia ainda sido abordado.

Assim sendo, procurou-se através deste trabalho, dar início a uma série de outros que tratem do assunto a fim de assegurar a geração de uma cultura própria que terá aplicações didáticas e industriais.

No presente trabalho procurar-se-á estudar a influência de parâmetros tais como o grau de superaquecimento e a relação altura/diâmetro do massalote na alimentação de placas fundidas em ligas de alumínio com diferentes modos de solidificação. As placas fundidas apresentam comprimento variável de maneira a tornar possível estudar o comportamento de alimentação, tanto em placas com o comprimento dentro da distância de alimentação (zona de ação do massalote mais a zona que resulta sã devido ao efeito ponta), como em placas com o comprimento maior que a distância de alimentação, obtendo-se desta forma um meio de avaliar

as referências existentes<sup>43</sup> quanto a distância de alimentação para as ligas estudadas.

## 2 DESENVOLVIMENTO DO TEMA

### 2.1 FUNDIÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO: ESTADO ATUAL DO CONHECIMENTO

#### 2.1.1 Características Gerais

O alumínio é o mais versátil dos metais comumente empregados em fundição, sendo facilmente fundido em areia, casca, moldes permanentes, sob pressão, em fundição centrífuga, ou ainda no processo de cera perdida com substancial economia nas fundições de grande produção<sup>1</sup>.

Uma propriedade importante do alumínio e suas ligas é o seu baixo ponto de fusão em comparação com outros metais estruturais. Esta é uma das razões da versatilidade do alumínio. Por exemplo o baixo ponto de fusão reduz ao máximo os problemas da areia durante a fundição pois praticamente não ocorre pega de areia. A areia do molde pode ser reaproveitada e reutilizada uma série de vezes, requerendo apenas, pequenas adições para recuperar as propriedades mecânicas. O baixo ponto de fusão proporciona também uma maior flexibilidade no manuseio do metal fundido e uma menor manutenção nos equipamentos utilizados para a fusão.

O emprego de ligas de alumínio vem aumentando continuamente devido às inúmeras vantagens que apresentam. Características, tais como leveza, que implica diretamente em economia de peso e se traduz na principal vantagem apresentada pelas ligas de alumínio; excelente resistência a certos tipos de corrosão; boas combinações de propriedades mecânicas; boa usinabilidade; e elevada condutibilidade térmica e elétrica, fazem com que estas ligas sejam largamente utilizadas nas indústrias química e aeronáutica, de acessórios para transmissão de energia elétrica, alimentícias e de bebidas, de utensílios de cozinha, de transportes em geral, além de uma série de outras aplicações.

A fusão é a primeira operação do processo de fundição. As ligas de alumínio apresentam uma série de características que

constituem fatores importantes durante a fusão.

A primeira destas é a afinidade do metal líquido a certos gases, em especial o hidrogênio. Os materiais utilizados na fusão reagem com o metal líquido sob certas condições e liberam hidrogênio. A velocidade da reação aumenta diretamente com a temperatura. Assim, durante a fusão de ligas de alumínio, devem ser evitadas temperaturas superiores a  $700^{\circ}\text{C}$  em fornos a fogo direto e excedentes a  $800^{\circ}\text{C}$  em fornos a fogo indireto.

A segunda característica é a facilidade com que as ligas de alumínio se combinam com o oxigênio para formarem óxidos. A agitação do banho e as altas temperaturas aumentam a quantidade de óxido formado. Como, no caso das ligas de alumínio, a separação do óxido do metal primário é um processo dificultoso, deve-se evitar a agitação e a alta temperatura durante a fusão.

Como terceira característica tem-se a facilidade com que as ligas de alumínio podem ser contaminadas. Esta contaminação pode ser motivada pelo equipamento, quando este não estiver devidamente limpo e protegido, ou pela mistura de sucata na fundição. Todo o equipamento que entra em contato com o metal líquido, tal como: cadinho, sino perfurado e escumadeira, deve ser revestido com tinta à base de alumina ou mesmo giz, para evitar a contaminação do banho.

Um outro ponto a ser avaliado, quando da obtenção de uma peça fundida, é o referente ao tipo de molde a ser utilizado.

A moldagem e os seus diversos processos para a fundição de ligas de alumínio são semelhantes aos empregados para outros metais. Entretanto, as propriedades das ligas de alumínio determinam certas preferências por processos de moldagem que diferem um pouco dos mais indicados para outros metais e ligas.

Uma das características mais significantes das ligas

de alumínio é a leveza. Esta característica oferece certas vantagens, assim como desvantagens. As vantagens residem no fato de poderem empregar baixas pressões, sendo permitido um socamento mais leve da areia; as desvantagens provém do fato de ser mais difícil para as ligas se libertarem dos óxidos e expelir os gases do molde. Contra essas desvantagens emprega-se um processo de moldagem que assegura o vazamento do metal na cavidade do molde com um mínimo de óxido. Deve-se dedicar especial atenção à permeabilidade do molde para assegurar a deslocação do ar e de outros gases, a medida que o metal entra na cavidade.

A segunda característica das ligas de alumínio, no que diz respeito à moldagem, é a fragilidade a quente. Como a resistência destas ligas é bastante baixa durante a solidificação, qualquer resistência anormal à contração, quando da solidificação, resultará em trinca. Esta característica também varia com a composição da liga. Deste modo uma seleção adequada da liga, um desenho correto do molde e um bom método de fundição evitam, sempre que possível, os obstáculos à contração do metal, e superam os problemas de fragilidade a quente.

A contração de solidificação relativamente alta constitui a terceira característica. Esta contração ocorre muito rapidamente durante a solidificação, sendo necessário compensá-la através de um desenho adequado dos sistemas de canais e massalotes para a obtenção de peças sadias e dentro dos requisitos dimensionais desejados.

Quando ao procedimento do vazamento, este deve ser realizado de modo que o metal entre na bacia sem salpicadura nem agitação violenta, e a operação deve ser conduzida sem interrupção e a uma velocidade constante. A altura do vazamento deve ser mínima de modo a evitar o arraste de escórias e ar para dentro da cavidade do molde.

### 2.1.2 As Ligas de Alumínio para Fundição

O alumínio comercialmente puro é pouco usado na produção de peças fundidas em virtude da baixa resistência mecânica e das pobres propriedades de fundição.

A introdução de elementos de ligas melhora acentuadamente as características de fundição e propriedades mecânicas do alumínio. Entre os elementos normalmente utilizados na produção de ligas de alumínio para fundição pode-se destacar: o cobre, o silício, o magnésio, o manganês, o zinco, o níquel, o cromo, o estanho e o titânio.

#### 2.1.2.1 Ligas Alumínio-Cobre

Estas ligas são baseadas no diagrama binário alumínio-cobre (fig. 1), e apresentam alta resistência e boa usinabilidade de sendo tratáveis termicamente.

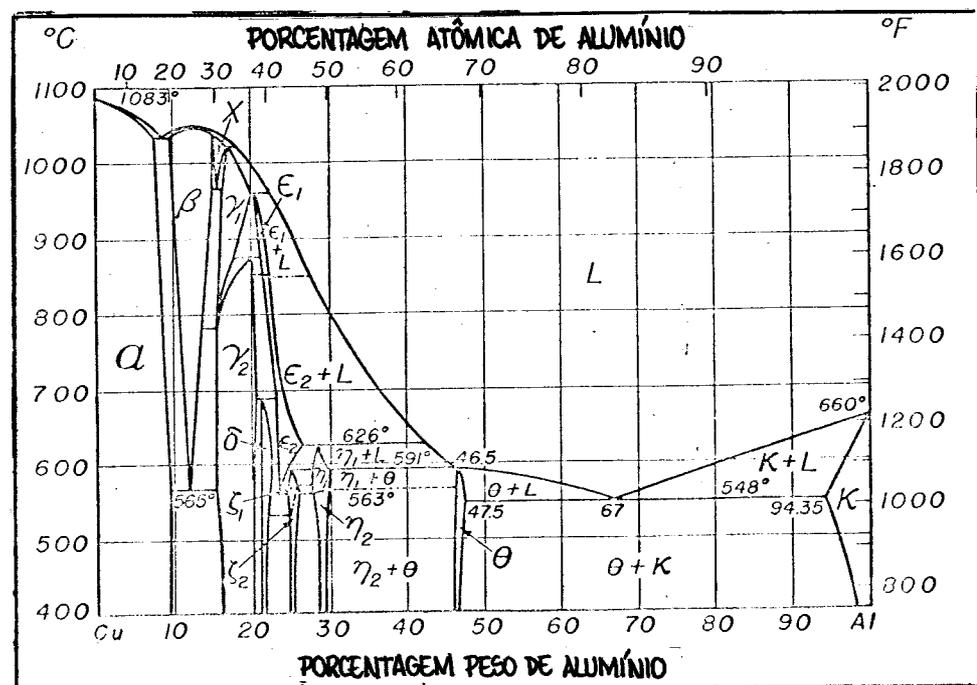


FIGURA 1: Diagrama de equilíbrio alumínio-cobre<sup>2</sup>

No entanto, se comparadas com as ligas alumínio-silício, apresentam características de fundição e resistência à corrosão inferiores. Não se prestam para fundição sob pressão, e em certos casos, nem para fundição em moldes permanentes, se não sofrerem adições para redução da fragilidade a quente<sup>3</sup>.

Outro aspecto que deve ser ressaltado é a necessidade de uma alimentação generosa, em outras palavras, o uso de massalotes e canais superdimensionados para a obtenção de peças com uma sanidade interna razoável.

A primeira liga de alumínio utilizada para fundição foi a liga contendo 8% de cobre. Entretanto esta apresentava grande tendência à trincas a quente, à contração e ao aparecimento de porosidades, além do fato de não ser tratável termicamente. Foi desenvolvida a liga 113 contendo 7,0% Cu; 1,0% Fe; 2,0% Zn e 2,4% Si, sendo que o ferro é adicionado com a finalidade de aumentar a resistência a quente, o zinco para aumentar a fluidez do metal fundido e melhorar a usinabilidade e o silício contribui na melhora da fluidez e na capacidade de alimentação, resultando em uma estrutura menos porosa.

A liga 195, contendo aproximadamente 4,5% de cobre foi a primeira de uma série de composições nas quais pode-se obter propriedades mecânicas relativamente elevadas por meio de tratamento térmico, provocando assim, uma significativa expansão na utilização de ligas de alumínio em fundição. Esta melhora nas propriedades mecânicas deve-se à capacidade do cobre formar, mediante tratamento térmico à altas temperaturas seguido de uma têmpera em água, uma solução sólida supersaturada, sendo logo reprecipitado o composto Al-Cu, em forma muito dispersa, a uma temperatura moderadamente elevada. Esta liga é aplicada onde se requer boa combinação de propriedades mecânicas e usinabilidade como por exemplo carcaças de embreagem e diferencial, rodas, conexões e carters.

Uma variante desta é a liga B195, a qual se adiciona 2,5% de silício com a finalidade de aumentar a resistência à trincas de solidificação, principalmente no caso de moldes permanentes.

O grande problema destas ligas é a dificuldade de produzir estruturas de fusão completamente sãs o que fez com que estas tenham perdido terreno para as ligas 355 e 356 que serão discutidas mais adiante.

Outras ligas alumínio-cobre muito empregadas são a 142 e a 138. A primeira apresenta como característica, alta resistência mecânica em temperaturas elevadas, sendo utilizada em pistões para motores diesel, de aviões e motocicletas, cabeçotes refrigerados a ar e motores para serviço pesado. A segunda apresenta uma combinação de alta dureza no estado bruto de fusão e boa usinabilidade, tendo sua principal aplicação em bases para ferros elétricos.

#### 2.1.2.2 Ligas Alumínio-Silício

As ligas para fundição onde o silício é o principal elemento de liga são comercialmente as mais importantes, principalmente em virtude de suas superiores propriedades de fundição. Por outro lado, estas não são tratáveis termicamente, se usadas sem a adição de outros elementos de liga de forma que o silício é classificado abaixo do cobre no que se refere ao efeito de endurecimento do alumínio. A figura 2 mostra o diagrama de equilíbrio alumínio-silício.

As excelentes características de fundição das ligas alumínio-silício fazem com que estas se prestem para qualquer processo de fundição.

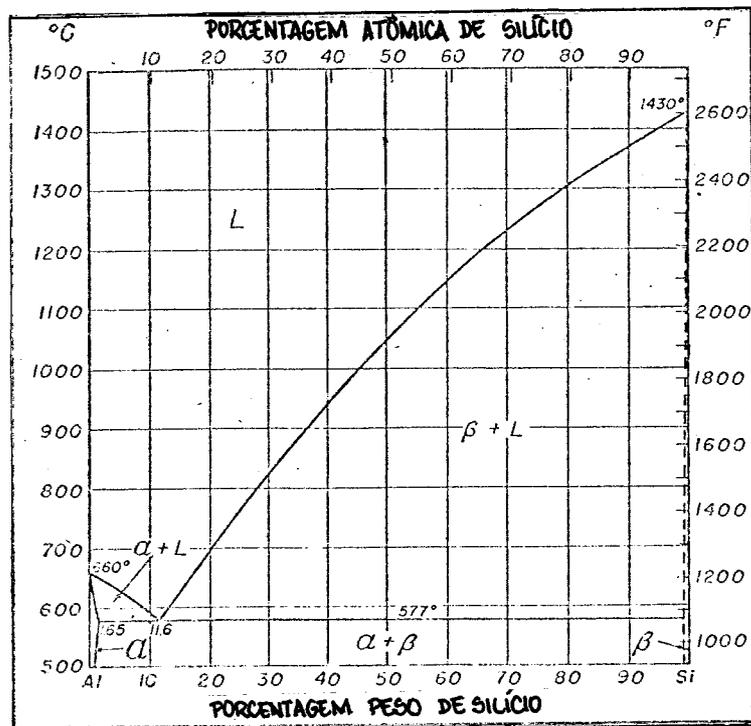


FIGURA 2: Diagrama de equilíbrio alumínio-silício<sup>2</sup>

A adição de outros elementos faz com que as ligas alumínio-silício adquiram propriedades elásticas relativamente altas após tratamento térmico e não altera as boas características de fundição inerentes a estas ligas.

Estas características são: alta fluidez, excelente alimentação durante a solidificação e a ausência relativa de fragilidade a quente. Outra característica importante destas ligas é a elevada resistência à corrosão.

As ligas binárias de interesse comercial contêm 5% Si (liga 43, para areia e molde permanente) e 12% Si (liga 13, principalmente para moldes permanentes). A liga 43 é usada onde é necessário boa ductilidade, resistência à corrosão e estanqueidade, encontrando aplicação na fabricação de utensílios de cozinha, armações marítimas, peças com paredes finas. Já a liga Al3, para fundição sob pressão, apresenta melhor fluidez que a liga 43 além de apresentar excelente resistência à corrosão, sendo utilizada principalmente para peças com paredes finas e intrincadas.

Durante a solidificação se depositam primeiro as dendritas de alumínio puro. Logo os espaços entre estas são preenchidos pelo eutético Al-Si. Quando este líquido solidifica se decompõe, quase completamente em alumínio puro e silício primário. Normalmente o silício primário se deposita em forma de lâminas e agulhas, mais grossas à medida que se diminui a velocidade de solidificação. Estas partículas grossas são prejudiciais às propriedades mecânicas e ao processo de usinagem, além do fato de dificultarem a alimentação de metal líquido através dos espaços interdendríticos para assegurar a sanidade interna. Estas partículas devem então sofrer um tratamento de modificação para uma forma mais fina e dispersa. Este tratamento é realizado com a adição de uma pequena percentagem de sódio metálico ou fluxos à base de sódio ao metal líquido. Uma outra forma de se obter modificação é através de um resfriamento rápido, como é o caso de paredes finas em moldes permanentes. Este tratamento melhora as propriedades mecânicas e favorece a usinagem das peças obtidas, mas deve ser conduzido com muito cuidado, pois a adição de sódio aumenta também a formação de escórias, as perdas de metal fundido e a absorção de gases pelo metal.

Na fundição em coquilhas, o rápido esfriamento das seções delgadas produz cristais pequenos e arredondados ou aciculares finos, sendo desnecessário neste caso o tratamento de modificação. Neste campo a liga com 12% silício encontra ampla aplicação. Além de propiciar boas propriedades físicas à peça fundida, a elevada fluidez da liga permite vazar seções relativamente finas com boa precisão de detalhes. Por ter uma composição próxima ao eutético esta solidifica bastante rápido na coquilha porém não apresenta uma grande tendência ao trincamento a quente.

A adição de cobre às ligas alumínio-silício aumenta a resistência mecânica e a usinabilidade, mas reduz a ductilidade e a resistência à corrosão<sup>4</sup>.

Ligas com baixos teores de silício e cobre são utilizadas para fundição em areia, como a liga 108 (4,0% Cu, 3,0% Si), que é aplicada em coletores, corpos de válvulas e peças requerendo estanqueidade. Esta liga foi desenvolvida para uso exclusivo no estado fundido. Uma modificação desta é a Al08 (4,5% Cu, 5,5% Si), que devido ao fato de possuir mais silício apresenta maior fluidez podendo ser fundida em moldes permanentes e também foi prevista para ser empregada no estado fundido e apresenta propriedades mecânicas moderadas. Apesar destas ligas serem tratáveis termicamente, elas perderem terreno para a liga 319 (3,0% Cu, 6,0% Si) que apresenta boas propriedades de fundição e as peças obtidas, seja em areia ou molde permanente, apresentam propriedades mecânicas aceitáveis. Grades ornamentais, refletores, cabeçotes e carters de motores e estruturas de máquinas de escrever são exemplos de aplicações típicas desta liga.

Outra liga importante é a 360 (3,5% Cu, 9,0% Si), desenvolvida para a fundição sob pressão. As principais características desta liga são: boa capacidade de preencher o molde (coquilha), pouca fragilidade a quente e baixa tendência de aderir ao molde, sendo também de fácil usinagem.

Pode-se também citar a liga 363 (3,0% Cu, 6,0% Si, 3,0% Zn) que apresenta características de fundição boas não só em moldes permanentes, como também em areia, além do fato de ser tratável termicamente.

A adição de magnésio às ligas Al-Si fornece ligas com propriedades mecânicas semelhantes às ligas Al-Cu, além de apresentarem melhor resistência à corrosão, menores densidades e características de fundição superiores.

A liga 356 (7,0% Si, 0,3% Mg) é uma das melhores ligas sob o ponto de vista de propriedades de fundição, tanto em areia como em moldes permanentes, sendo aplicada na obtenção de peças de bombas de aviões, carcaças de câmbio de automóveis, armações

de aviões e blocos de motores refrigerados por água. A liga 357 (7,0% Si, 0,5% Mg) apresenta propriedades mecânicas superiores sendo muito utilizada na indústria aeroespacial.

Outra liga deste tipo é a 355 (5,0% Si, 1,3% Cu e 0,5% Mg) que devido ao fato de apresentar cobre possui maior resistência mecânica com prejuízo na ductilidade e na resistência à corrosão. Esta liga é utilizada na fabricação de carcaças de compressores de aviões, blocos e carcaças de motores, etc.

Também podem ser citadas as ligas 360 (9,5% Si, 0,5% Mg), para fundição sob pressão e que apresenta excelentes propriedades mecânicas e a liga 354 (9,0% Si, 1,8% Cu, 0,5% Mg, 0,2% Fe máx.) que apresenta propriedades mecânicas muito elevadas e é aplicada na indústria aeroespacial.

Uma importante aplicação de ligas de alumínio é em pistões para motores de combustão interna. Para este tipo de aplicação as ligas utilizadas devem preencher uma série de requisitos tais como: baixo coeficiente de dilatação térmica, baixo peso específico, elevada condutibilidade térmica, boas propriedades à temperaturas elevadas e alta resistência ao desgaste. Estes requisitos são obtidos com teores elevados de silício e adição de níquel. Uma liga muito utilizada neste caso é a Al32 que contém aproximadamente 12,0% Si (elemento que lhe proporciona baixa expansão térmica), cerca de 1,0% Cu e 1,0% Mg (que fazem com que a liga seja endurecível através de tratamento térmico) e 2,0% Ni (que auxilia a conservar a resistência à temperaturas elevadas). Outra liga muito utilizada em pistões é a Fl32 (9,5% Si, 3,0% Cu 1,0% Mg).

Existem também ligas com alto teor de silício, como é o caso da liga 390 (17,0% Si, 4,2% Cu, 0,5% Mg) e da liga Redx20 (20,5% Si, 1,5% Cu, 0,7% Mg, 0,5% Ni, 0,5% Mn) que são ligas que apresentam maior resistência ao desgaste, mas por outro lado, menor coeficiente de dilatação térmica que a maioria das ligas de

alumínio.

A liga 390 apresenta aplicações em blocos de motores, enquanto a Redx20, em pistões pequenos altamente solicitados.

### 2.1.2.3 Ligas Alumínio-Magnésio

As ligas alumínio-magnésio são as únicas do tipo binário que apresentam interesse comercial, além das ligas alumínio-silício e alumínio-cobre.

Estas ligas são caracterizadas pela elevada resistência à corrosão e quando convenientemente fundidas apresentam propriedades mecânicas elevadas, excelente usinabilidade, boa resistência à corrosão e boa aparência quando anodizadas. No entanto, são difíceis de fundir devido à forte tendência à formação de escórias e às deficientes características de alimentação que faz com que sejam necessários massalotes grandes e o uso de resfriadores quando se tem por objetivo a produção de peças com um grau de sanidade aceitável. Em virtude da grande tendência destas ligas se oxidarem, quando no estado líquido, é necessário muito cuidado na condução das operações de fusão e vazamento.

A liga 214 (4,0% Mg) apresenta resistência moderada e boa ductilidade, mas uma baixa fluidez que faz com que a mesma se ja aplicada apenas em fundição com areia. A liga A214, com a adição de 1,8% Zn, apresenta melhores características de fundição, e pode ser usada em moldes permanentes e fundição sob pressão. Já a liga B214, com 1,8% Si, apresenta uma melhor aptidão para a utilização em moldes de areia.

A liga 218 (8% Mg), é própria para fundição em coquilha. Suas propriedades mecânicas são elevadas, porém é a liga de alumínio mais difícil de fundir sob pressão devido à alta tendência do metal fundido de formar escórias e também de aderir à coquilha e ao trincamento a quente.

A liga 220, aproximadamente 10% Mg, quando tratada ter

micamente, apresenta uma excepcional combinação de resistência mecânica, ductilidade e resistência ao impacto. É uma das ligas de alumínio com o maior limite de resistência. Entretanto, é difícil a obtenção de peças sadias, devido não apenas à elevada tendência à formação de escórias, como também a tendência da formação de microporosidades e de reação com a areia. Aplicações típicas desta liga são: ferragens para aviões, estruturas para vagões de passageiros, etc.

#### 2.1.2.4 Outras Ligas

Cabe também destacar as ligas alumínio-zinco-magnésio, que são caracterizadas pelas boas propriedades mecânicas, resistência à corrosão, e excelente usinabilidade. Estas são aplicadas especialmente em peças para aeroplanos e em instrumentos e pistões de compressores de ar.

Outro grupo de destaque é o das ligas alumínio-estanho que foram desenvolvidas para mancais e buchas e apresentam elevada capacidade de carga e resistência à fadiga. É também de muita importância a sua resistência à corrosão pelo óleo de lubrificação de motores de combustão interna.

É conveniente destacar que os códigos utilizados para identificação das diversas ligas descritas são aqueles utilizados para a designação comercial, conforme a tabela 1<sup>4</sup>.

A tabela 2<sup>4</sup> apresenta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio fundidas e as tabelas 3, 4 e 5<sup>4</sup> apresentam características tecnológicas e de fundição destas ligas, de acordo com o processo de fundição.

TABELA 1: Composição química de ligas de alumínio para fundição<sup>4</sup>

Designação comercial	Designação ASTM	Processo de fundição	Elementos de ligas				outros %
			Cu%	Si%	Mg%	Zn%	
A13	S12A	SP		12,0			1,3Fe max
43	S5A, B, C	A, MP e SP		5,3			
108	CS43A	A	4,0	3,0			
A108		MP	4,5	5,5			
A132	SN122A	MP	1,0	12,0	1,0		2,5Ni
F132	SC103A	MP	3,0	9,5	1,0		
138	CS104A	MP	10,0	4,0	0,3		
142	CS42A	A e MP	4,0		1,5		2,0Ni
195	C4A	A	4,5	0,8			
B195		MP	4,5	2,5			
214	C4A	A			4,0		
A214	G242A	MP e SP			4,0	1,8	
B214	GS42A	A e MP		1,8	4,0		
220	G10A	A			10,0		
X310		SP	1,0	10,5	0,3		1,0Pb, 0,5Bi
319	SC64D	A e MP	3,5	6,0			
354		A e MP	1,8	9,0	0,5		0,2Fe max
355	SC51A	A e MP	1,3	5,0	0,5		
356	SG70A	A e MP		7,0	0,3		
357		A e MP		7,0	0,5		0,2Fe max
760	SC100B	SP		9,5	0,5		
780	SC84B	SP	3,5	8,5			
X385		SP	3,8	5,0			0,75Sn, 0,75Pb 0,75Cu
390		SP	4,2	17,0	0,5		
Red X20		A e MP	1,5	20,5	0,7		0,5Ni, 0,5Mn
603	ZG32A	A e MP			1,6	3,0	0,5Mn, 0,3Cr
607	ZG42A	A e MP			2,1	4,3	0,5Mn, 0,3Cr
D612, 408	ZG61A	A e MP			0,6	5,8	0,5Cr
613	ZG31A, B	A e MP	0,7		0,4	7,5	
750		MP	1,0				6,3Cu, 1,0Ni

**Nota:** No processo de fundição os símbolos representam:  
A - Fundição em areia,  
MP - Fundição em molde permanente por gravidade  
SP - Fundição sob pressão.

TABELA 2: Propriedades mecânicas das ligas de alumínio fundidas<sup>4</sup>

Designação comercial	Designação ASTM	Processo de fundição	Limite de resistência kg/mm <sup>2</sup>	Limite de escoamento kg/mm <sup>2</sup>	Alongamento em 50mm %	Dureza Brinell
A13	S12A	SP	28,0	14,0	2,5	
43	S5A	A	13,5	5,5	8,0	40
43	S5A	MP	23,0	6,5	10,0	45
108	CS43A	A	14,5	10,0	2,5	55
A108		MP	19,5	16,0	2,0	70
A132	SN122A	MP	22,0-33,0	19,5-30,0	0,5	105-125
FL32	SC103A	MP	25,0	19,5	1,0	105
130	CS104A	MP	21,0	17,0	1,5	100
142	CN42A	A	19,0-22,5	12,5-21,0	2,0-0,5	70-85
142	CN42A	MP	28,0-33,0	24,0-29,5	1,0-0,5	105-110
195	CA4	A	22,5-29,0	11,0-22,5	8,5-2,0	60-90
B195		MP	26,5-28,0	13,0-18,0	9,0-4,5	75-90
A214	GA4	A	17,5	8,5	9,0	50
A214	GZ42A	MP	19,0	11,0	7,0	60
A214	GZ42A	SP	28,0	15,5	10,0	
B214	GS42A	A	14,0	9,0	2,0	50
220	G10A	A	33,5	18,0	16,0	75
X310		SP	30,0	17,0	2,5	
319	SC64D	A	19,0-25,0	12,5-17,0	2,0	70-80
319	SC64D	MP	19,0-28,0	13,5-19,0	3,0-2,0	70-95
354		MP	38,5-40,0	28,5-30,0	6,0-3,0	100-110
355	SC51A	A	19,5-31,5	16,0-25,0	3,0-0,5	65-100
355	SC51A	MP	21,0-31,5	17,0-28,0	4,0-1,5	75-100
356	SC70A	A	17,5-24,0	14,0-21,0	3,5-2,0	60-75
356	SC70A	MP	22,5-26,5	17,0-19,0	6,0-5,0	70-80
357		MP	36,5	30,0	5,0	100
360	SC100D	SP	33,0	17,5	3,0	
360	SC84B	SP	33,5	17,0	3,0	
X385		SP	25,0	11,0	3,0	
390		SP	29,5	14,5	0,5	
Red X20		A	16,0			90
Red X20		MP	17,5-24,5		1,0	90-110
603	ZG32A	A	20,0-24,5	9,0-13,5	12,0-9,0	50-65
603	ZG32A	MP	23,0-29,5	10,5-14,5	22,0-18,0	55-70
607	ZG42A	A	21,0-31,0	13,5-28,0	5,0-1,5	65-85
607	ZG42A	MP	29,5-37,0	17,0-30,0	14,0-6,5	75-95
D612, 40E	ZG61A	A	24,5-27,0	17,5-22,0	5,0	75
613	ZC81A, B	A	19,5-24,0	10,0-17,5	8,0-4,0	55-75
613	ZC81A, B	MP	22,0-26,5	9,0-15,0	9,5-6,0	55,75
750		MP	16,0	8,0	12,0	45

Nota: As propriedades mecânicas variam de acordo com o tratamento térmico recebido. No processo de fundição os símbolos representam: A - fundição em areia, MP - fundição em molde permanente por gravidade e SP - fundição sob pressão.

TABELA 3: Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas em moldes permanentes<sup>4</sup>

Designação comercial	Designação ASTM	Resistência à trincas de solidificação	Estanqueidade	Fluidez	Tendência à contração	Resistência à corrosão	Usinabilidade	Soldabilidade
43	S5A	1	1	1	2	2	5	1
A108		2	2	2	2	4	3	2
A132	SN122A	1	2	1	3	3	4	2
F132	SC103A	1	2	1	2	3	4	2
138	CS104A	2	3	2	3	5	2	3
142	CN42A	4	4	3	4	4	2	4
B195		4	3	3	3	4	3	4
A214	GZ42A	4	5	5	4	1	1	5
319	SC64D	2	2	2	3	3	3	2
354		1	1	1	1	3	3	2
355	SC51A	1	1	2	2	3	3	2
356	SG70A	1	1	2	1	2	3	2
357		1	1	2	1	2	3	2
603	ZG32A	5	4	4	5	2	1	4
607	ZG42A							
D612, 40E	ZG61A	5	3	4	4	2	1	4
613	ZG81A	5	4	4	5	2	1	4
750		5	5	5	5	3	1	5

TABELA 4: Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas em areia<sup>4</sup>

Designação comercial	Designação ASTM	Resistência à trincas de solidificação	Estanqueidade	Fluidez	Tendência à contração	Resistência à corrosão	Usinabilidade	Soldabilidade
43	S5A	1	1	1	1	2	5	1
108	CS43A	2	2	2	2	4	3	2
142	CN42A	4	3	3	4	4	2	4
195	C4A	4	4	3	3	4	2	3
214	G4A	4	5	5	5	1	1	4
B214	GS42A	3	4	3	4	1	2	4
220	G10A	2	5	4	5	1	1	5
310	SC64D	2	2	2	2	3	3	2
355	SC51A	1	1	1	1	3	3	2
356	SG70A	1	1	1	1	2	4	2
357								
603	ZG32A							
607	ZG42A							
D612, 40E	ZG61A	5	3	4	4	2	1	4
613	ZG81A, B							
A750		4	4	5	4	3	1	5

TABELA 5: Características tecnológicas e de fundição de ligas de alumínio fundidas sob pressão<sup>4</sup>

Designação comercial	Designação ASTM	Resistência a trincas de solidificação	Estanqueidade	Fluidez	Resistência à corrosão	Usinabilidade
A13	S12A	1	1	1	3	4
43	S5C	2	3	3	2	5
A214	GZ42A	4	5	5	1	1
X310		1	1	1	4	1
360	SG100B	2	1	2	3	3
380	SC84B	2	2	2	5	2
X385		2	3	2	5	1
390		1	5	5	3	5

Nota: Os números 1, 2, 3, 4 e 5 das tabelas representam os comportamentos relativos das ligas, nesta ordem, isto é: o nº 1 representa o melhor comportamento com relação à determinada propriedade e o nº 5, o pior.

## 2.2 LEVANTAMENTO TEÓRICO DO PROBLEMA DE ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS FUNDIDAS

### 2.2.1 O Mecanismo de Solidificação em Peças Fundidas

O perfeito entendimento do processo de solidificação permite ao fundidor uma melhor solução para problemas tais como: o dimensionamento correto de canais e massalotes e o controle do resfriamento propiciando, desta forma um melhor uso das variáveis e de seu controle.

Os aspectos mais básicos da solidificação são mostrados pelo diagrama de fases que indicam o estado físico de um metal ou liga de acordo com a temperatura. Todavia este não é suficiente para definir o modo de solidificação que uma liga vai apresentar; aqui entra em jogo um outro fator importante, que é o gradiente de temperaturas existente na peça. Estes dois fatores conjugados podem definir inteiramente a extensão e natureza da solidificação a um dado tempo após o vazamento<sup>5</sup>.

O método pelo qual as condições de solidificação são deduzidas a partir destes dois fatores é conhecido como análise térmica.

Pellini et alii<sup>6</sup> estudaram, através de análise térmica, baseada na medição de temperaturas conforme a figura 3, a solidificação de diversos metais em moldes de areia e moldes permanentes.

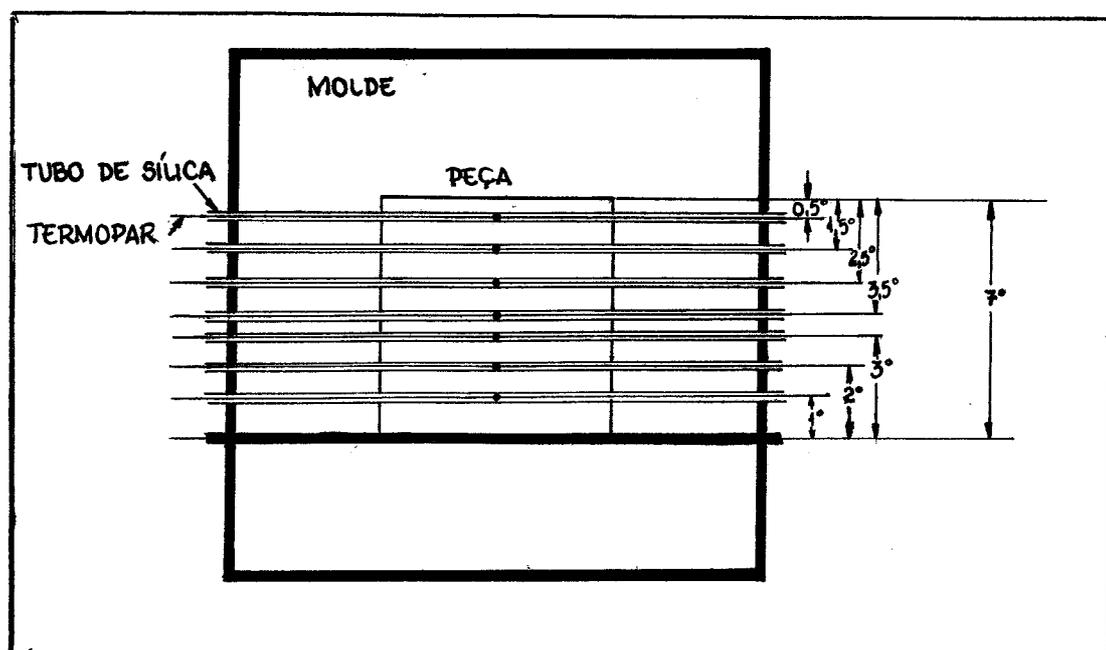
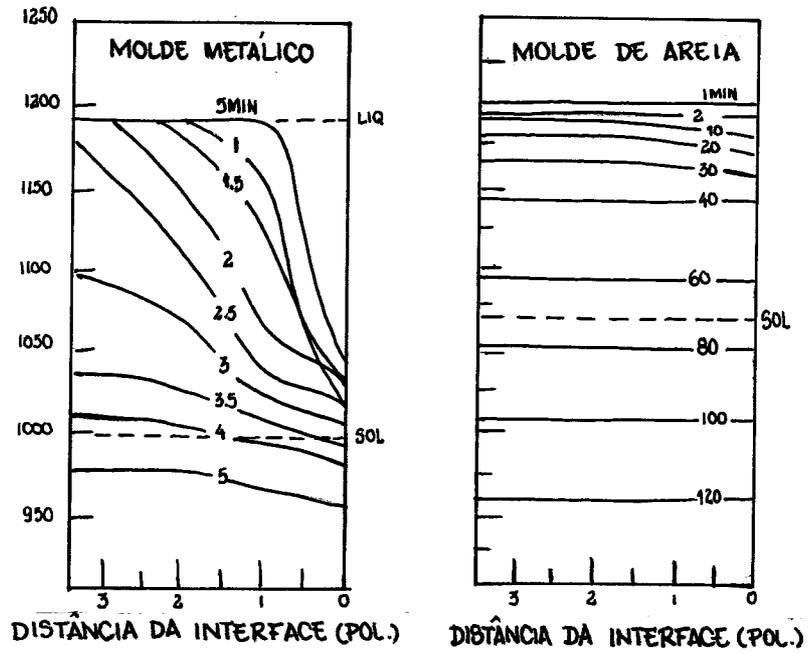
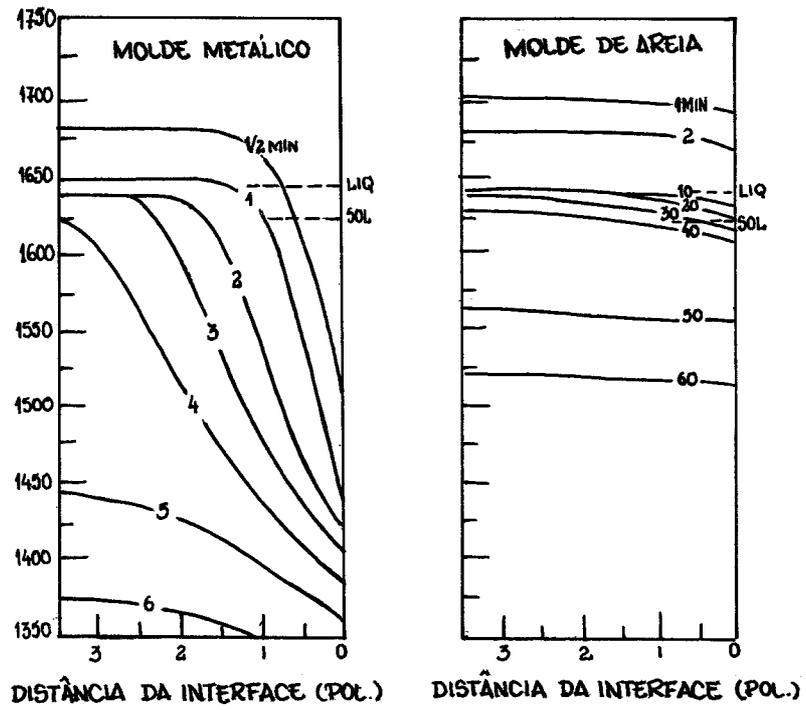


FIGURA 3: Dispositivo experimental utilizado por Pellini<sup>6</sup> na determinação de curvas tempo-distância-temperatura

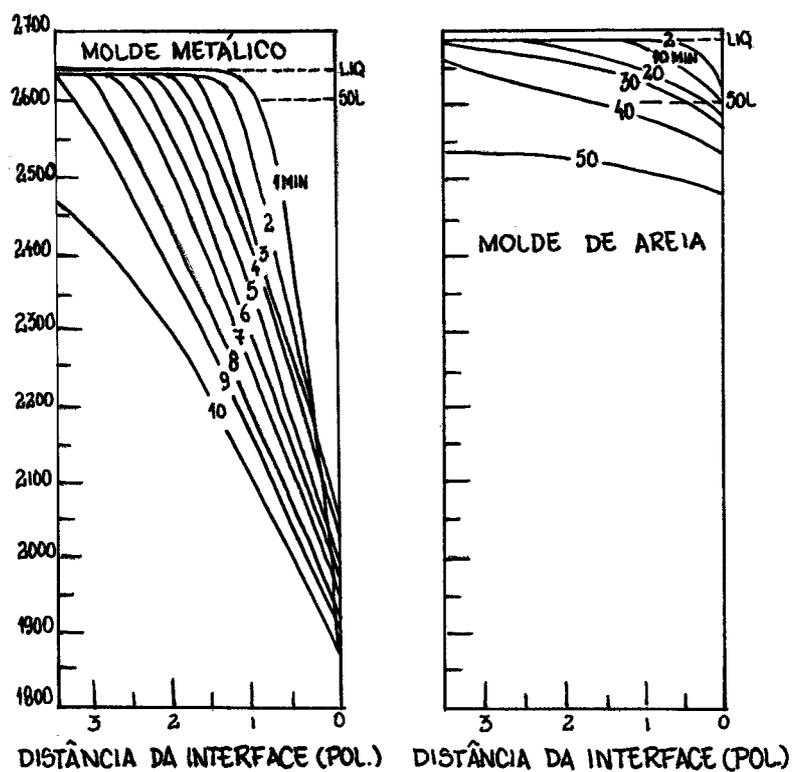
As condições de temperatura existentes em vários pontos através da seção transversal da peça para vários tempos durante a solidificação forneceram os dados básicos para determinação das curvas apresentadas na figura 4, que são curvas tempo-distância-temperatura, e permitem determinar o progresso da solidificação a partir das paredes do molde. A progressão das frentes de início e fim de solidificação destes metais são mostrados nas figuras 5, 6 e 7. As curvas de solidificação demonstram a existência e posição de três zonas: (1) líquida; (2) pastosa (mistura sólido-líquido) e (3) sólida para diversos tempos. Por isso é possível, baseado nestas curvas, estabelecer as frações relativas de cada fase para um determinado tempo. A distância vertical entre as curvas de início e fim de solidificação que corresponde



(a)



(b)



(c)

FIGURA 4: Curvas tempo-distância-temperatura<sup>6</sup> para:

- (a) Liga Al-4,5%Cu
- (b) Latão 60-40
- (c) Aço inoxidável 18-8

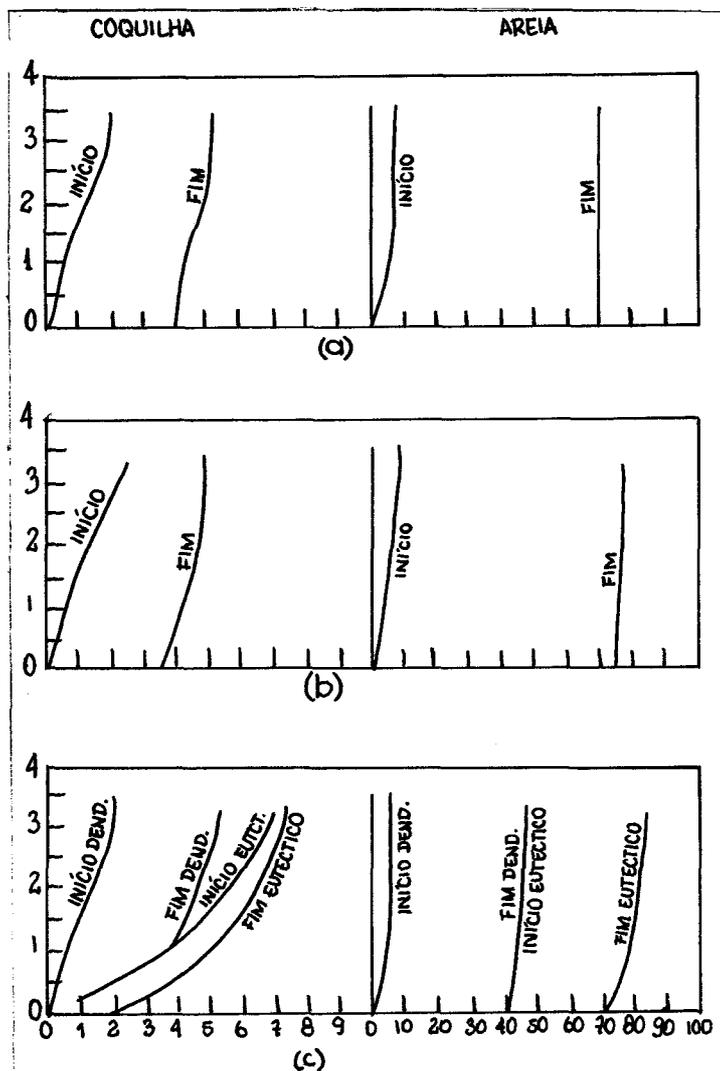


FIGURA 5: Diagramas de solidificação para várias ligas de alumínio<sup>6</sup>

(a) Al-8,5% Mg

(b) Al-4,5% Cu

(c) Al-7,0% Si

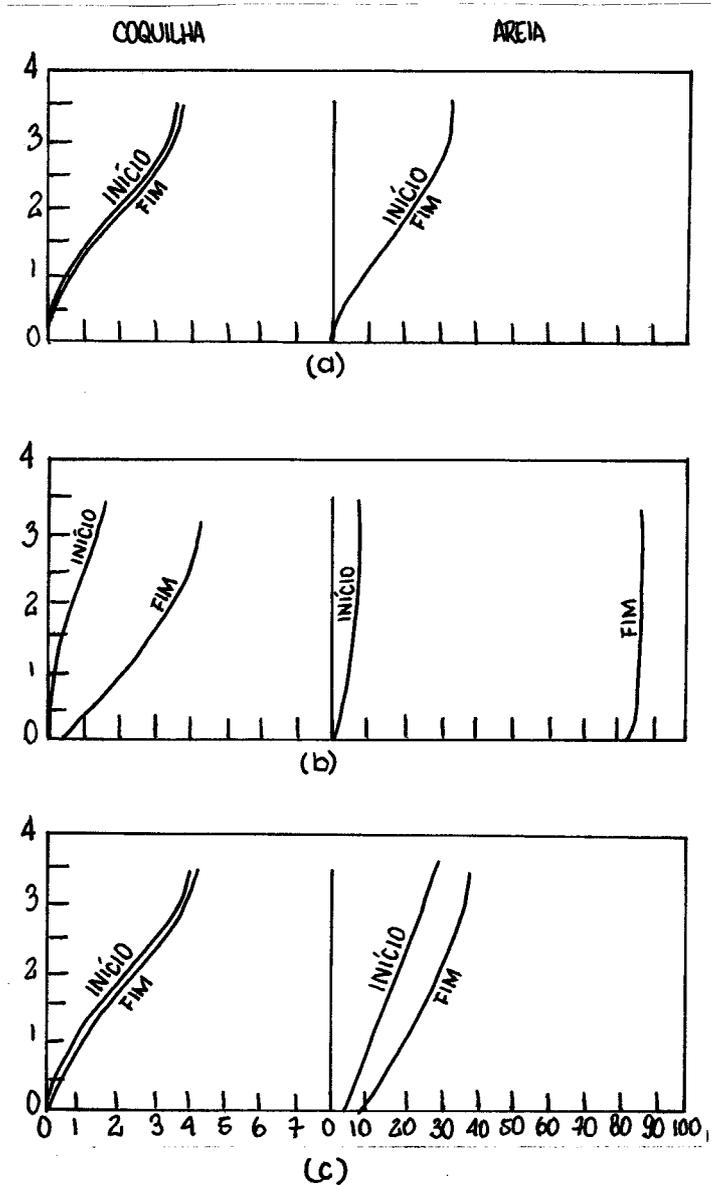


FIGURA 6: Diagramas de solidificação para várias ligas de cobre<sup>6</sup>

- (a) Cu 99,8%
- (b) Bronze 88-10-2
- (c) Latão 60-40

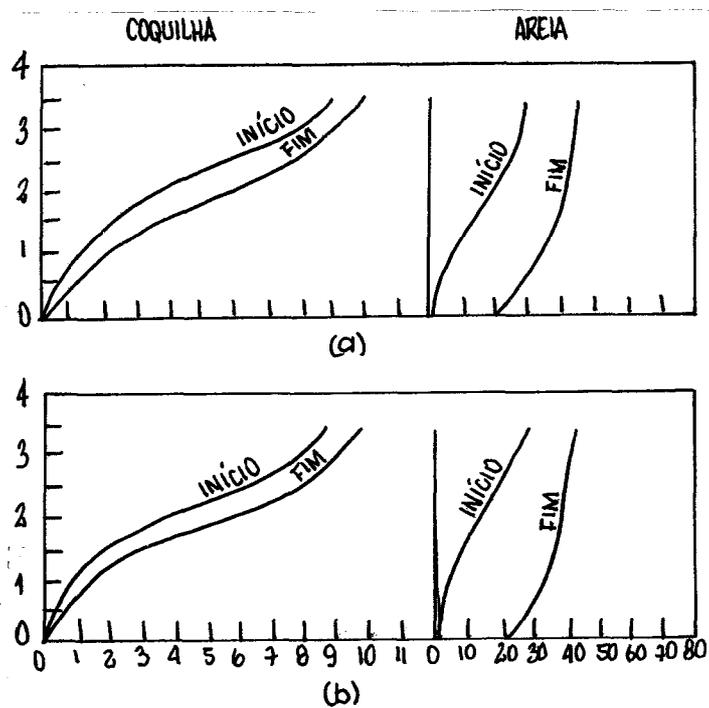


FIGURA 7: Diagramas de solidificação para dois aços inoxidáveis

(a) aço com 12% Cr

(b) aço com 18% Cr - 8% Ni

à extensão da zona pastosa, define o modo de solidificação da liga. Uma pequena distância entre as curvas indica um alto grau de solidificação progressiva, que é caracterizada pela formação de uma casca de metal sólido junto às paredes do molde, que progride uniformemente para o centro da cavidade com o decorrer do tempo de acordo com a figura 8. A solidificação é caracterizada por um alto gradiente de temperatura entre o líquido e o sólido.

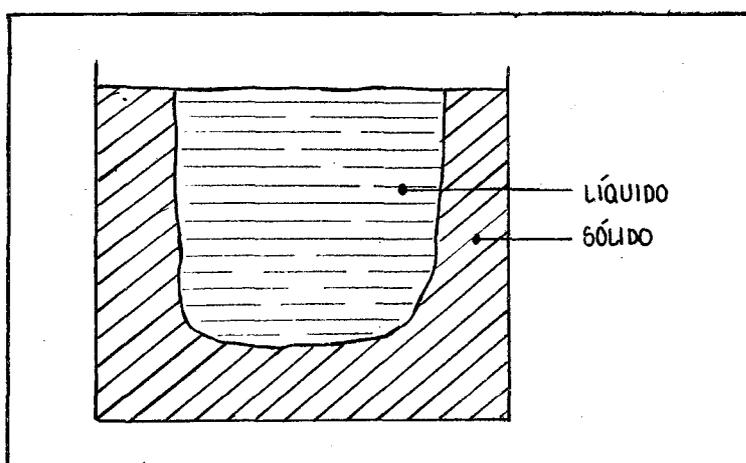


FIGURA 8: Metal solidificando com alto grau de solidificação progressiva

Por outro lado, uma grande distância entre as curvas de início e fim de solidificação indica um baixo grau de solidificação progressiva, este tipo de solidificação é denominado solidificação "extensiva" e é mostrado esquematicamente na figura 9.

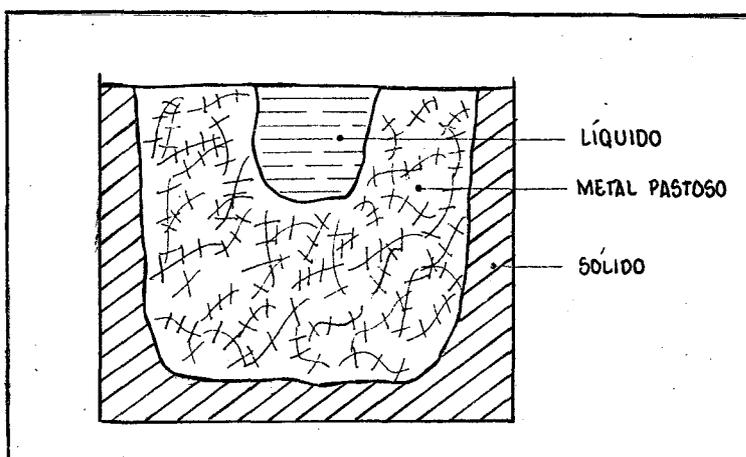


FIGURA 9: Metal solidificando com alto grau de solidificação extensiva

Pellini e Bishop<sup>5</sup> estudaram o efeito das variáveis do molde e do metal no grau de solidificação progressiva (fig.10).

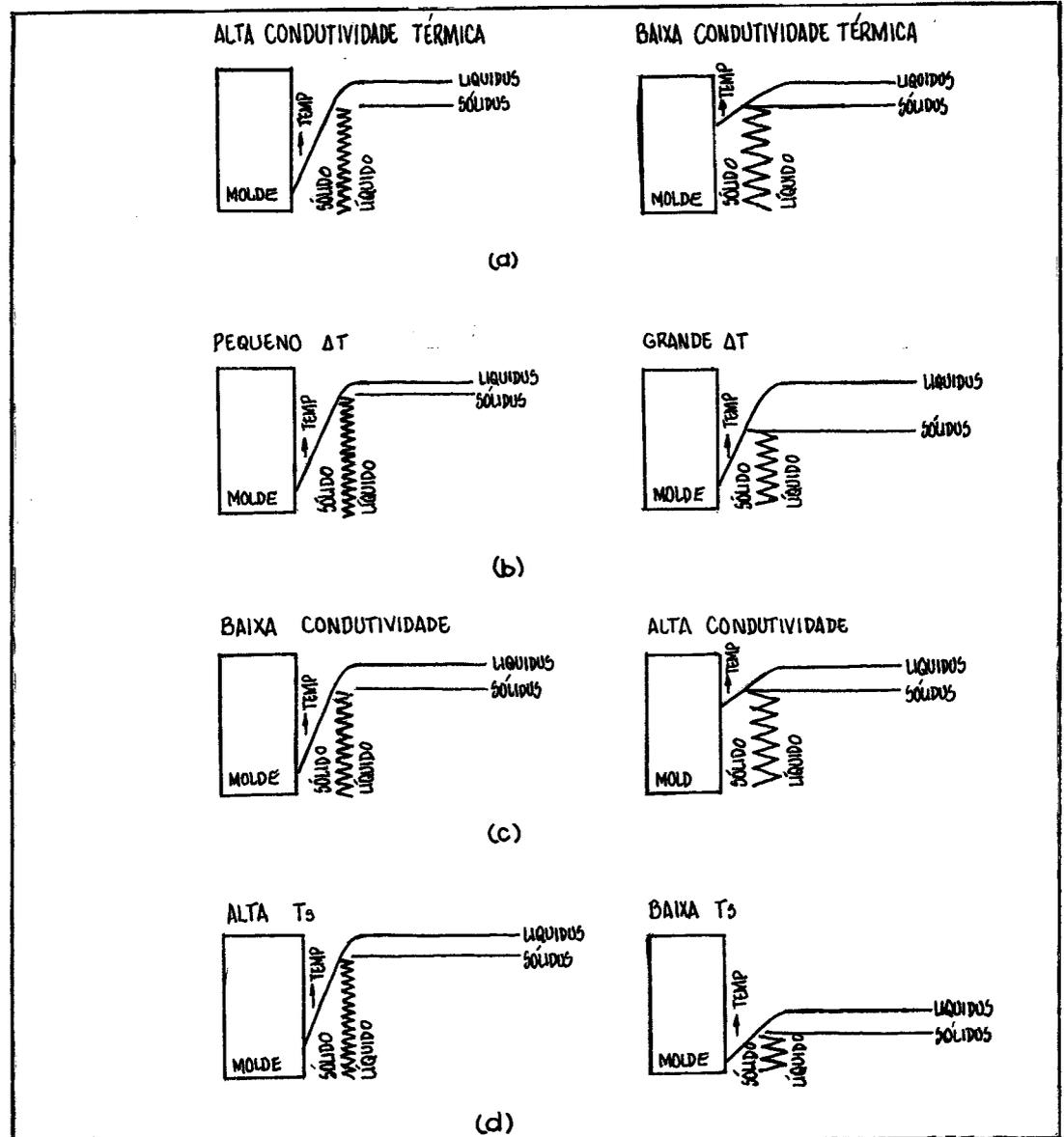


FIGURA 10: Influência das variáveis do molde e do metal no grau de solidificação progressiva<sup>5</sup>

Através deste estudo, foram tiradas as seguintes conclusões:

- quando o molde apresenta altas condutividade e capacidade calorífica, ocorrem elevados gradientes de temperatura e alto grau de solidificação progressiva (a);

- quando o metal apresenta um pequeno intervalo de solidificação esta é altamente progressiva (b);

- quando o metal possui baixa condutividade térmica aparecem altos gradientes de temperatura e a solidificação é progressiva (c);

- a temperatura de solidificação do metal é diretamente proporcional ao grau de solidificação progressiva (d).

Metalurgicamente, a solidificação de um líquido metálico é o foco de todo o processo de fundição. Dos eventos é o de mais curta duração, porém de vital importância. O problema metalúrgico inicial de preparar a carga, fundir e controlar o líquido metálico e subsequente de examinar e avaliar as propriedades da peça fundida, estão relacionados com o objetivo e o sucesso do processo de solidificação. O controle metalúrgico da solidificação tem como principal objetivo a obtenção da estrutura desejada na peça fundida.

A solidificação é um campo complexo que envolve vários aspectos da Físico-Química, da Termodinâmica e da Cristalografia. O líquido, constituído de átomos de grande mobilidade e arranjados desordenadamente, se transforma num sólido em que os átomos formam um modelo regular, ou reticulado cristalino, obedecendo à certas regras da cristalografia. Num sólido, a posição de um átomo que vibra em torno de seu centro, é relativamente fixa em relação a seus vizinhos. A posição desses átomos não varia mais que a distância interatômica, a menos que seja aplicada uma energia térmica ou mecânica.

A transformação do líquido metálico num sólido se efetua a partir do agrupamento de um pequeno número de átomos do líquido, formando um núcleo de solidificação, que posteriormente cresce até se esgotar todo o líquido. Em princípio, todo o líquido pode solidificar-se formando um monocristal; mas também o número de núcleos no líquido poderá ser extremamente grande e, conseqüentemente, poderá formar-se um número muito grande de cristais pequenos, cujos eixos principais têm orientações diferen-

tes. Na prática, um monocristal é, geralmente obtido em condições de laboratório para fins especiais, enquanto que os metais ou ligas industriais contém, invariavelmente, um grande número de cristais ou grãos, de várias fases<sup>7</sup>.

#### 2.2.1.1 Solidificação de Metais Puros

A solidificação de peças fundidas em metais puros foi estudada por Ruddle<sup>8,9</sup> e por Pellini et alii<sup>5,6</sup>, e ambos concordaram que os metais puros realmente solidificam de forma progressiva ("skin-forming"). A figura 11 apresenta um desenho esquemático de uma barra de metal puro em processo de solidificação segundo Pellini<sup>5</sup>. Nesta pode-se observar claramente o modo de solidificação e a facilidade com que o metal líquido flui entre as dendritas em crescimento, enquanto que para uma liga com um intervalo de solidificação extenso (b) o fluxo de metal líquido é dificultado pelo maior número de dendritas existente na zona pastosa.

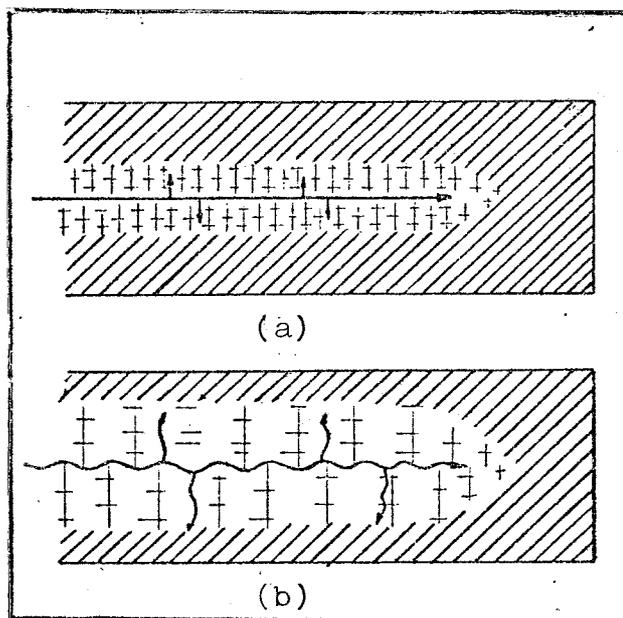


FIGURA 11: Solidificação de uma barra (a) em um metal puro e (b) em uma liga que forma solução sólida<sup>5</sup>

A frente de solidificação pode ser plana ou ligeiramente corrugada durante todo o processo de solidificação e permanece inteiramente em contato com o líquido residual. Como conse-

quência a zona de solidificação resulta muito estreita ou mesmo inexistente<sup>7</sup> conforme a figura 12.

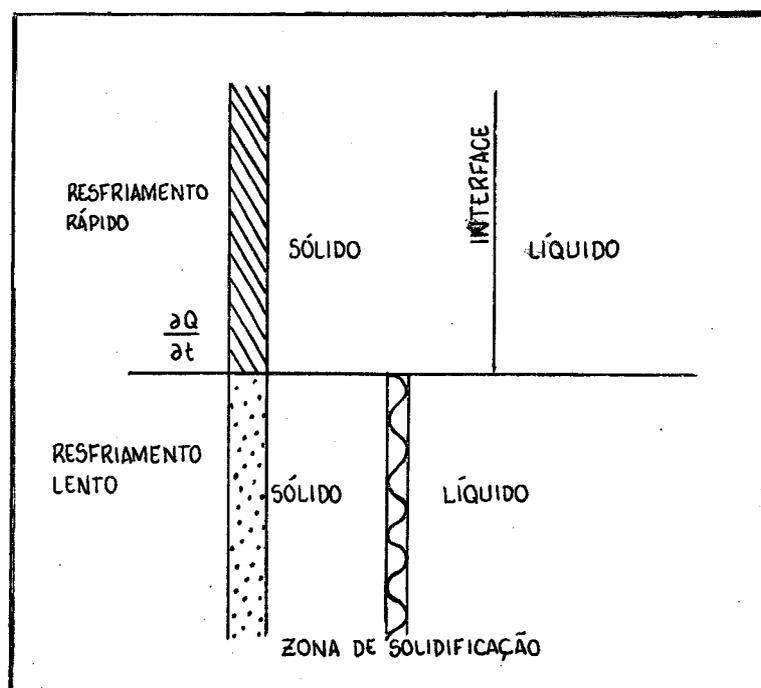


FIGURA 12: Movimento da frente de solidificação de um metal puro para diferentes velocidades de resfriamento<sup>7</sup>

De acordo com as observações acima, pode-se afirmar que um metal puro solidifica sempre a uma temperatura  $T_s$  e que esta permanece constante durante todo o processo de solidificação. Portanto, o metal transforma-se diretamente de líquido em sólido a uma temperatura constante com a formação de uma casca relativamente paralela às paredes do molde. A separação entre o líquido e o sólido é a superfície isotérmica à temperatura de solidificação  $T_s$ . A figura 13 mostra, esquematicamente, a evolução da isoterma  $T_s$ , e conseqüentemente da casca sólida, com o decorrer do tempo, para um metal puro em um molde de areia.

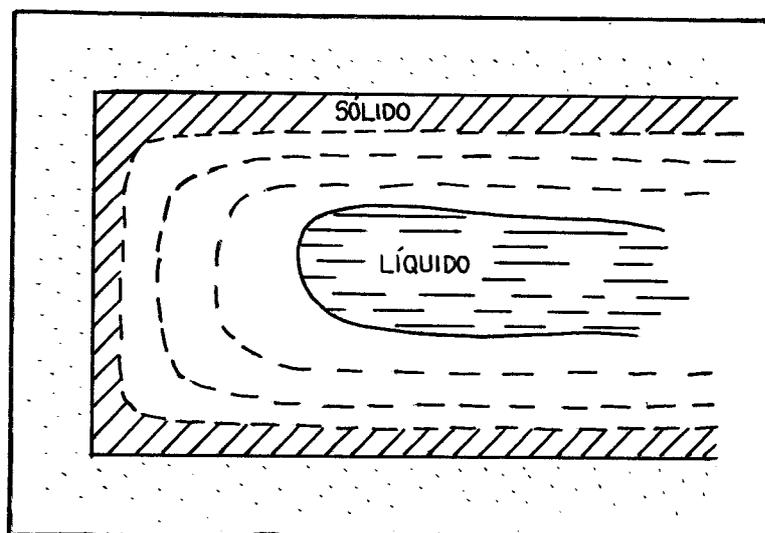


FIGURA 13: Representação esquemática da evolução da isoterma  $T_s$  durante a solidificação de um metal puro em um molde de areia

As macroestruturas de peças fundidas em metais puros são geralmente colunares, entretanto algumas vezes pode ser observada a formação de uma camada fina de cristais equiaxiais (zona chill) na superfície de contato com as paredes do molde. A explicação para a ocorrência destas estruturas é que quando o metal líquido é vazado dentro de um molde este resfria rapidamente até que a temperatura do líquido em contato com as paredes torne-se suficientemente "superesfriada" para a nucleação de cristais. O calor latente de fusão liberado na formação destes cristais impede o resfriamento adicional do líquido no interior da peça. Estes primeiros cristais formados apresentam orientação ao acaso. Devido ao crescimento ocorrer preferencialmente em certas direções cristalográficas, nem todos os cristais estarão orientados favoravelmente pelo crescimento rápido que ocorre normalmente nas paredes do molde. O crescimento de cristais orientados desfavoravelmente é desconsiderado e a deposição de novos cristais sólidos procede-se a uma taxa elevada na mais favorável direção cristalográfica. Estes cristais crescem amplamente e ligam-se

sob a forma aproximada de uma frente de solidificação suave. Esta frente avança para o núcleo líquido da peça e os cristais, orientados favoravelmente, se estendem em uma direção perpendicular às paredes do molde, resultando uma estrutura colunar<sup>7</sup>. O avanço da frente de solidificação e a formação das zonas chill e colunar são mostrados na figura 14.

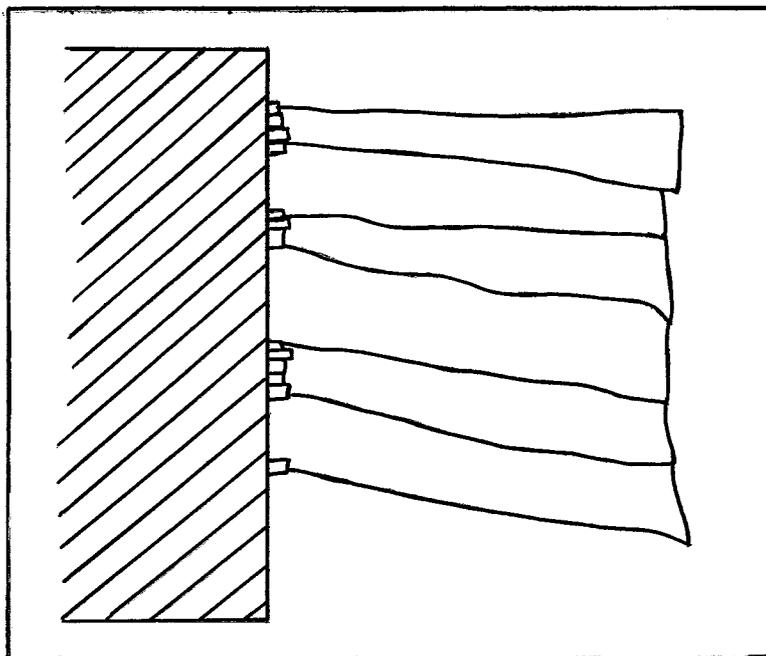


FIGURA 14: Avanço da frente de solidificação para um metal puro

#### 2.2.1.2 Solidificação de Ligas que Formam Solução Sólida

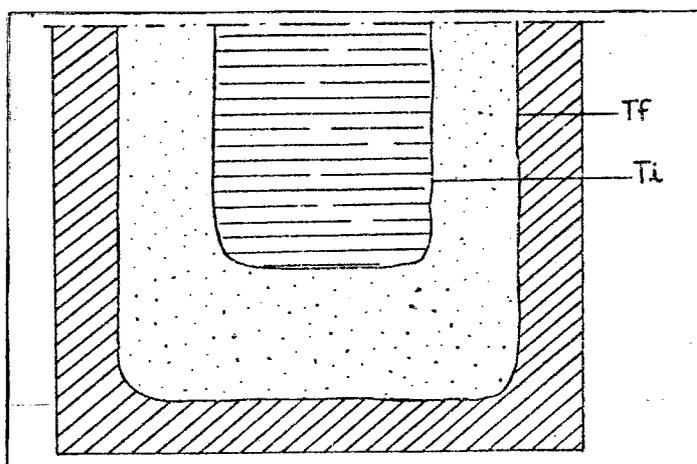
Peças fundidas em ligas que formam solução sólida solidificam de uma maneira inteiramente diferente daquela descrita para metais puros, como foi demonstrado por Ruddle<sup>8,9</sup>, Pellini<sup>5,6,10</sup> e Chvorinov<sup>11</sup>. Curvas de resfriamento tomadas em vários pontos em peças fundidas em ligas deste tipo mostraram que, em geral, a solidificação não é caracterizada pelo avanço da frente de solidificação que separa uma região de metal totalmente sólido próxima das paredes do molde, de uma totalmente líquida no interior da peça. Ao invés disto, a solidificação procede-se da maneira que segue:

- os primeiros cristais sólidos se formam a uma temperatura  $T_i$  (temperatura de início de solidificação);

- à medida que a temperatura desce, o número de cristais sólidos aumenta e a liga passa a apresentar um aspecto pastoso;

- a última gota de metal líquido solidifica a uma temperatura  $T_f$  (temperatura de final de solidificação).

Desta maneira podemos afirmar que entre a parede do molde, onde a liga já está sólida e o centro onde ainda está líquida, coexiste uma zona pastosa delimitada por duas isotermas,  $T_i$  e  $T_f$  conforme indicado na figura 15.



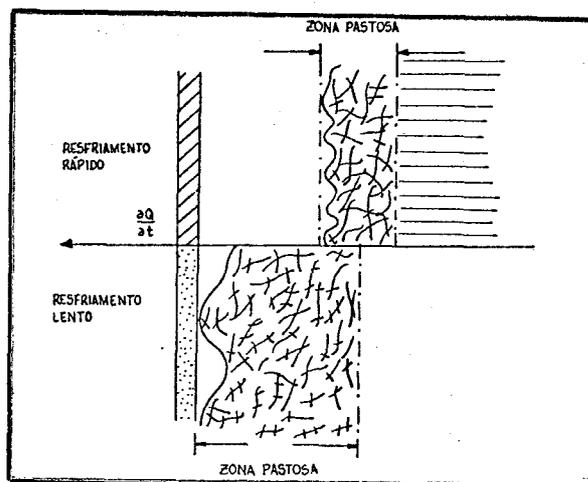
**FIGURA 15:** Solidificação de uma peça fundida em liga que forma solução sólida

Na solidificação de uma liga que forma solução sólida, podem ser distingüidas duas frentes de solidificação que avançam das paredes do molde para o centro da peça: a isoterma  $T_i$  ou líquido e a isoterma  $T_f$  ou sólido. A solidificação, desta maneira, inicia-se em cada local da peça onde é atingida a temperatura  $T_i$  e termina quando é obtida a temperatura  $T_f$ . Por isso, em geral, existem três zonas distintas na solidificação de uma liga que forma solução sólida:

- uma zona completamente líquida nas proximidades do centro da peça;

- uma zona completamente sólida junto às paredes do molde;
- uma zona de solidificação parcial entre as zonas sólida e líquida denominada "zona pastosa".

A extensão da zona pastosa corresponde à distância entre as frentes de início e final de solidificação, e está relacionada diretamente com o intervalo de solidificação da liga e com a velocidade de resfriamento. Esta zona poderá ser estreita, como é típico em alguns moldes metálicos, ou se estender desde as proximidades da superfície do molde até o centro da peça quando tivermos baixas velocidades de resfriamento, como é típico em molde de areia. A figura 16 mostra as situações acima descritas<sup>7</sup>.



**FIGURA 16:** Solidificação de uma liga que forma solução sólida, apresentando a extensão da zona pastosa para diferentes velocidades de resfriamento<sup>7</sup>

Ruddle<sup>8,9</sup> e Pellini<sup>5,6</sup> demonstraram que todas as ligas leves com grande intervalo de solidificação, isto inclui aproximadamente todas as ligas de interesse comercial, comportam-se desta forma. Pellini<sup>5</sup> estabeleceu que o alumínio 99%, que apresenta uma faixa de solidificação de aproximadamente 25<sup>o</sup>C, solidifica de maneira pastosa quando fundido em areia. Isto se deve ao

fato de que o alumínio apresenta uma alta condutividade térmica e uma baixa temperatura de solidificação, que são características prejudiciais à obtenção de uma solidificação progressiva.

Outra importante diferença entre as ligas que solidificam de maneira progressiva (metais puros) e de maneira extensiva (ligas que formam solução sólida) é a marcante diferença na forma das isoterms. O avanço das isoterms em um metal puro já foi mostrado esquematicamente na figura 13, onde pode-se observar claramente que as isoterms seguem os contornos da peça. Por outro lado, as isoterms em peças solidificadas de maneira pastosa não seguem os contornos das paredes do molde, mas são razoavelmente planas e suavemente côncavas na direção do centro térmico da peça, conforme mostra a figura 17.

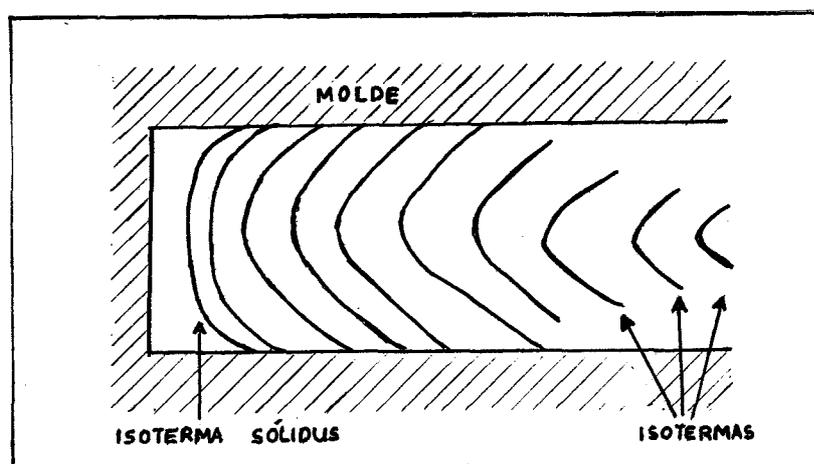


FIGURA 17: Representação esquemática das isoterms durante a solidificação de uma liga que forma solução sólida<sup>17</sup>

Uma decorrência direta desta diferença de comportamento, no que se refere ao modo de solidificação, é que no caso das ligas que solidificam com a formação de solução sólida, existe uma maior dificuldade para o metal líquido fluir entre as dendritas em crescimento<sup>5</sup>, conforme mostra a figura 11.

### 2.2.1.3 Solidificação de Ligas que Apresentam Reação Eutética

No caso de ligas que apresentam reação eutética as frentes e zonas de solidificação apresentam características in-

termediárias entre aquelas apresentadas pelos metais puros e aquelas apresentadas pelas ligas que formam solução sólida. A frente de solidificação é geralmente mais corrugada que nos metais puros, com o aspecto de leque; é contínua mas pode conter bolsas descontínuas de líquido entre os grãos de eutético. Conseqüentemente a zona de solidificação, de um modo geral, é mais extensa que nos metais puros e pode mesmo ser considerada "pastosa" com líquido entre grãos em crescimento ou mesmo entre duas fases do grão, no caso dos eutéticos divorciados<sup>7</sup>. Taylor et alii<sup>12</sup> em um estudo relativo à alimentação de peças fundidas em ligas de alumínio com diferentes modos de solidificação, afirmou que o mecanismo de solidificação de uma liga eutética na maioria dos casos apresenta um comportamento de solidificação mais próximo ao de uma liga que forma solução sólida do que ao de um metal puro. A figura 18 mostra a evolução da frente de solidificação e a extensão da zona pastosa de uma liga eutética para diferentes velocidades de resfriamento, como já fôra feito anteriormente para os outros dois tipos de liga nas figuras 12 e 16.

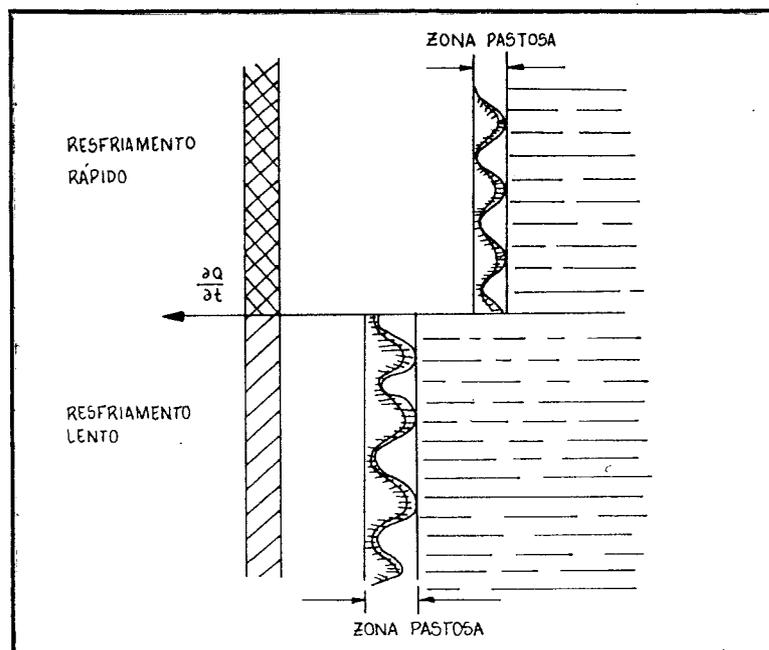


FIGURA 18: Movimento da frente de solidificação em uma liga eutética para diferentes velocidades de resfriamento<sup>7</sup>

### 2.2.2 Variação de Volume Durante a Solidificação (Contração)

No decorrer do processo de solidificação de um líquido metálico em um molde e no posterior resfriamento até a temperatura ambiente, o mesmo sofre sucessivamente três contrações:

- a) contração no estado líquido ( $\Delta V_l$ ): é a variação de volume decorrente da contração do metal líquido pelo abaixamento de sua temperatura até o início da solidificação. É expressa em percentagem de volume;
- b) contração de solidificação ( $\Delta V_{sol}$ ): é a variação decorrente da mudança de estado líquido-sólido e ocorre desde o aparecimento do primeiro cristal sólido até a solidificação da última gota de metal líquido. Em regra, para a quase totalidade dos metais esta mudança de volume é no sentido de contração, com exceção do cádmio e do bismuto. É expressa em percentagem de volume.
- c) contração no estado sólido ( $\Delta V_s$ ): é a variação de volume decorrente da contração do metal sólido, desde a temperatura de fim de solidificação até a temperatura ambiente.

Assim a contração volumétrica total pode ser expressa pela fórmula:

$$\Delta V = \Delta V_l + \Delta V_{sol} + \Delta V_s \quad (1)$$

As contrações no estado líquido e de solidificação devem ser compensadas pelo uso de um reservatório de metal líquido (massalote). Já a contração no estado sólido provoca uma redução nas dimensões da peça e deve ser compensada por um acréscimo nas dimensões do modelo. A tabela 6<sup>13</sup> apresenta valores de contração volumétrica para diversas ligas não ferrosas.

Conhecidos os valores das contrações de uma determina-

TABELA 6: Contração de metais não ferrosos durante o resfriamento<sup>4</sup>

L i g a	Ponto de fusão ou faixa de solidificação	Contração liq. (metala 100°C acima da temperatura do liquidus)	Contração durante a solidificação	Contr. no estado sólido (so lidus a temp. ambiente)
	(°C)	%	%	%
Cobre	1083	2,1	4,5	7,3
93Cu-7Al	1050-1040	1,3	4,8	5,8
90Cu-10Al	1040-1030	-	4,6	8,0
92Cu-8Sn	1000- 825	1,5	5,8	6,3
80Cu-10Sn-10Pb	926-760	-	8,2	4,4
85Cu-5Sn-5Zn-5Pb	1010- 854	-	5,6	5,8
80Cu-20Zn	1000- 965	2,2	4,8	6,0
60Cu-40Zn	905- 900	2,3	5,0	6,8
Ni(1,5Si-0,1C)	1440-1430	-	7,1	9,4
68Cu-32Ni	1230-1180	-	7,3	8,8
65Cu-20Ni-15Zn	-	-	6,3	7,5
Alumínio	660	1,4	6,5	5,7
92Al-8Cu	630- 546	-	8,7	4,9
87,3Al-12,7Si	579	-	3,5	-
75Al-25Si	740- 579	-	Nil	-
90Al-10Mg	605- 510	1,3	7,5	4,4
Magnésio	650	1,4	4,4	5,8
Zinco	419	-	4,9	4,1
Chumbo	327	-	3,5	3,1
Estanho	232	-	3,0	1,5
Bismuto	271	-	-3,4	-

da liga, pode-se fazer um cálculo estimativo do volume da cavidade devida a estes fenômenos. A literatura russa<sup>13</sup> indica uma fórmula para o cálculo deste volume:

$$\Delta V_{cav} = \alpha l (\theta_{l.m} - \theta_{so1}) + \Delta V_{so1} - 1,5 \alpha s (\theta_{so1} - \theta_{s.m}) \quad (2)$$

Segundo o autor<sup>13</sup> diversos pesquisadores concordam que o volume da cavidade atinge, em média, cerca de 6.8% do volume da peça.

No que se refere ao fenômeno de contração, as ligas comumente utilizadas em fundição podem ser divididas em três grandes grupos:

a) Metais puros e eutéticos puros

Um metal puro ou eutético puro solidifica sempre a uma temperatura  $T_s$  e esta permanece constante durante todo o processo de solidificação. Portanto, o metal transforma-se diretamente de líquido em sólido, e no molde forma-se uma casca de metal sólido relativamente paralela às paredes do mesmo, que evolui em direção ao centro da cavidade com o decorrer do tempo. A figura 19 ilustra as diversas contrações experimentadas por um metal puro durante sua solidificação.

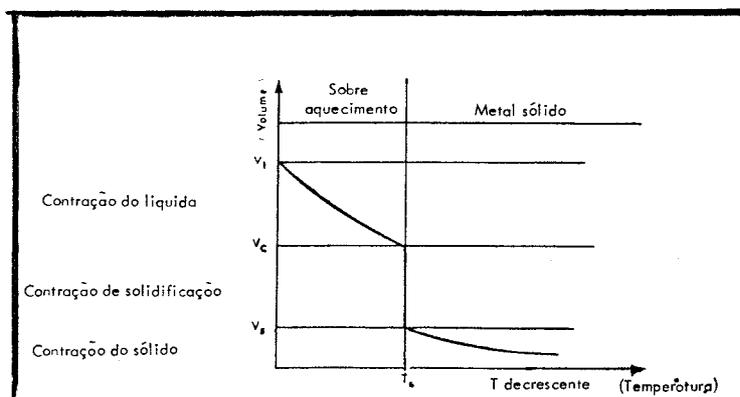


FIGURA 19: Contrações durante a solidificação de um metal puro<sup>15</sup>

b) Ligas que formam solução sólida

A solidificação de uma liga que forma solução sólida se inicia com a formação do primeiro cristal sólido a uma temperatura  $T_i$ , à medida que a temperatura decresce o número de cristais sólidos aumenta de modo que a peça em processo de solidificação adquira um aspecto pastoso. Ao ser atingida a temperatura  $T_f$  ocorre a solidificação da última gota de metal líquido. Pode-se então afirmar que a solidificação ocorre sob uma faixa de temperaturas entre  $T_i$  e  $T_f$  denominada intervalo de solidificação. O intervalo de solidificação  $\Delta T$  é definido como a diferença entre  $T_i$  e  $T_f$ .

$$\Delta T = T_i - T_f \quad (3)$$

e é função direta da composição da liga. As contrações que ocorrem durante a solidificação de uma liga deste tipo são ilustradas através da figura 20.

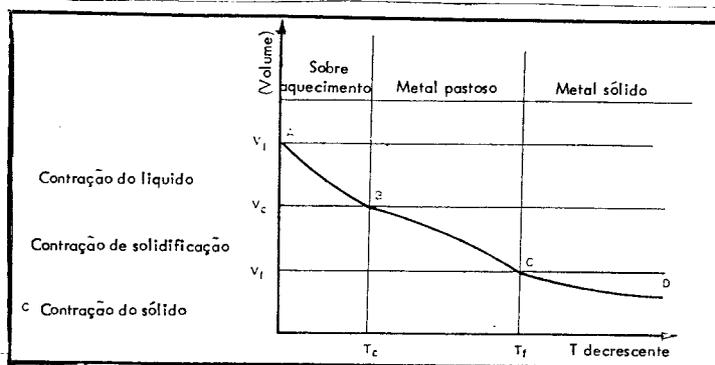


FIGURA 20: Contrações durante a solidificação de uma liga que forma solução sólida<sup>15</sup>

c) Ligas que apresentam reação eutética

Inicialmente o comportamento de solidificação destas ligas é similar àquele das ligas que formam solução sólida, isto é, ocorre a formação de uma zona pastosa e a solidificação se processa sob uma faixa de temperaturas até que seja alcançado um ponto (eutético) a partir do qual a solidificação passa a ocorrer sob uma temperatura constante.

A formação da casca de metal sólido ocorre dos dois modos citados anteriormente de acordo com a extensão do intervalo de solidificação. A figura 21 ilustra graficamente a relação volume x temperatura para o caso da solidificação destas ligas.

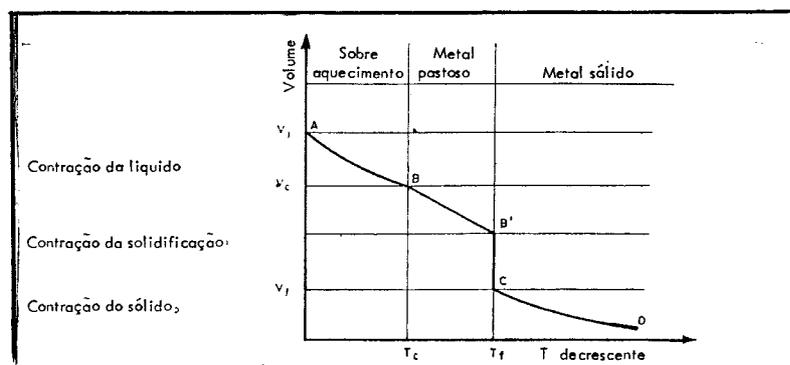


FIGURA 21: Contrações durante a solidificação de uma liga que apresenta reação eutética<sup>15</sup>

#### 2.2.2.1 Mecanismo de Formação de Rechupes

Como foi visto anteriormente, durante a solidificação de um metal puro ocorre a formação progressiva de uma casca de metal sólido relativamente paralela às paredes do molde e com o formato aproximado à forma externa da peça. O progresso desta casca sólida é demonstrado na figura 22(a).

Num determinado momento a parte fina da peça termina sua solidificação e a isoterma fecha-se em um ponto sobrando um volume  $V$  de metal ainda líquido que não pode ser alimentado por metal procedente de outra parte da peça (fig.22-b). No interior deste volume  $V$  isolado, o fenômeno de contração prossegue e depois da solidificação completa, a massa de metal solidificado ocupa um volume  $V_1$ , inferior a  $V$ . Esta diminuição de volume conduz à formação de um rechupe interno (fig. 22-c).

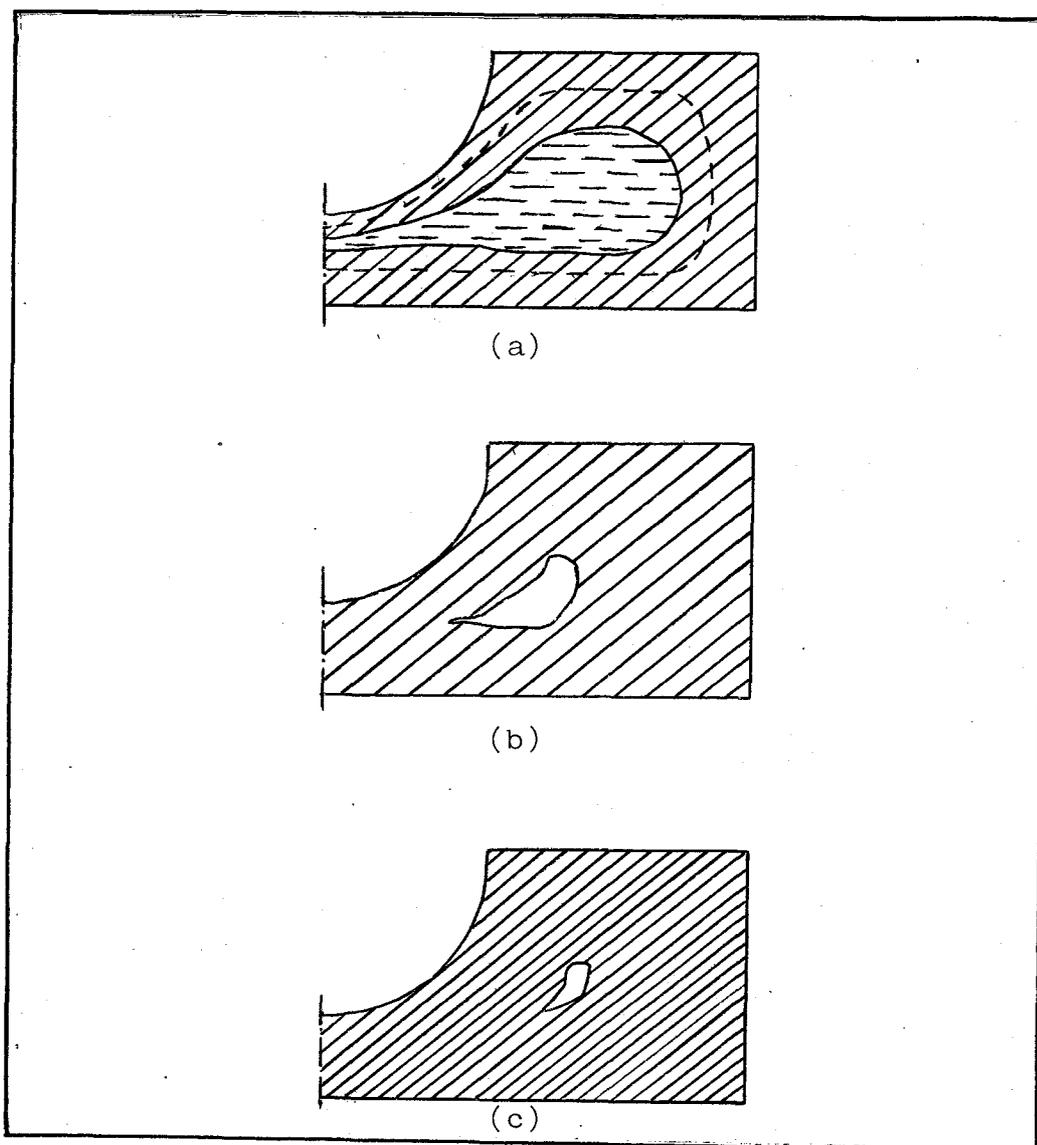


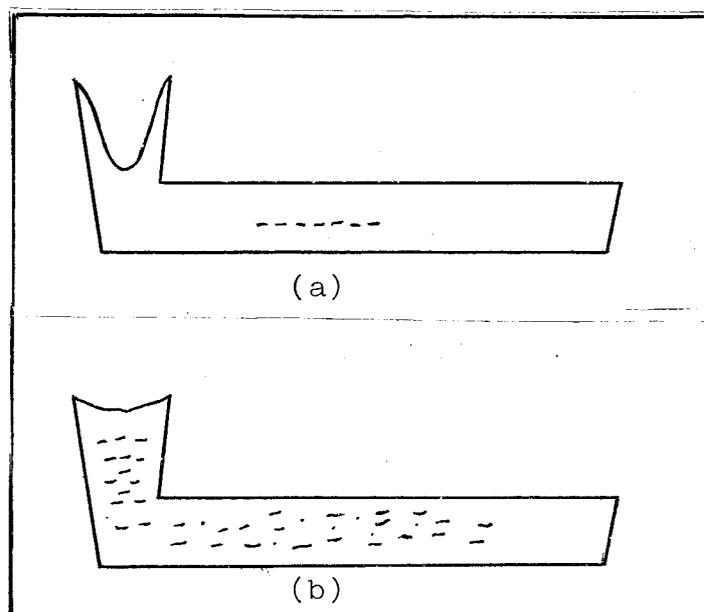
FIGURA 22: Mecanismo de formação de rechupes

- (a) evolução das isothermas de solidificação
- (b) fechamento da isoterma de solidificação em um ponto, isolando um volume de metal líquido
- (c) formação do rechupe no volume isolado

Quando se tem uma variação brusca de seção ou o metal em processo de solidificação apresenta pouca resistência mecânica, esta redução de volume pode conduzir a formação de rechupes externos.

Sob o ponto de vista do modo de solidificação da liga, pode-se estabelecer o seguinte:

- a) peças em ligas que solidificam de forma progressiva, quando não são devidamente alimentadas, tendem a desenvolver rechupes axiais, em particular, no caso de peças de geometria alongada (placas e barras);
- b) peças em ligas que solidificam de forma extensiva, tendem a desenvolver rechupes dispersos (fig. 23-b).



**FIGURA 23:** Distribuição dos rechupes em peças de diferentes ligas:

- (a) metal puro ou eutético puro
- (b) liga que forma solução sólida

### 2.2.3 Tempo de Solidificação e Módulo de Resfriamento

Chvorinov<sup>11,16</sup> comprovou experimentalmente que o tempo de solidificação de uma peça ou parte desta, é diretamente proporcional ao quadrado da relação volume/superfície de resfriamento da mesma. Este pesquisador, baseado em muitas experiências práticas, levantou um gráfico onde relacionou os parâmetros acima citados, ou seja, tempo de solidificação x relação volume/su

perfície de resfriamento (fig. 24), obtendo uma relação quadrática, o que comprova a proporcionalidade entre os parâmetros em questão.

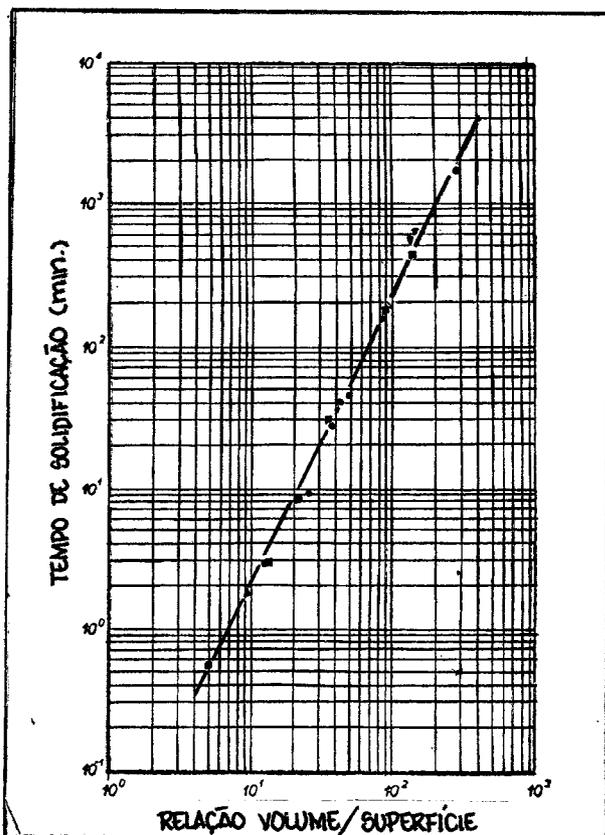


FIGURA 24: Curva tempo de solidificação x relação volume/superfície de resfriamento<sup>11,16</sup>

Segundo Chvorinov o tempo de solidificação  $T_s$  de uma peça fundida é igual a:

$$t_s = K \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (4)$$

A constante de solidificação  $K$  é função do metal, do material de moldagem e da temperatura de vazamento. Flinn<sup>17</sup> desenvolveu uma expressão matemática para determinação da constante  $K$ , baseado na fórmula de Chvorinov e na equação do fluxo de calor transmitido por unidade de tempo, para um metal em solidificação em um molde. A expressão obtida por Flinn é a seguinte:

$$K = \frac{\rho_2 \sqrt{\pi \alpha_0} [L_2 + C_2 (T_v - T_1)]}{2 K_0 \cdot (T_1 - T_0)} \quad (5)$$

Comprova-se, desta maneira, que o valor de  $K$  é dependente das características térmicas do metal e do material de moldagem utilizado, bem como da temperatura de vazamento e da geometria da peça.

A relação volume/superfície de resfriamento foi denominada "módulo de resfriamento" e desde a publicação do trabalho de Chvorinov, o conceito de módulo tem sido a base para o cálculo das dimensões de massalotes, de acordo com a peça a ser alimentada.

#### 2.2.3.1 Conceito de Solidificação Direcional

Denomina-se solidificação direcional ou unidirecional aquela na qual a solidificação progride num certo sentido, de maneira que a última porção a se solidificar tenha capacidade de alimentar completamente as contrações líquida e de solidificação de uma peça fundida. A última parte a solidificar-se é, geralmente o massalote no qual deverão ficar concentrados os vazios ou rechupes.

Existem vários métodos para produzir a solidificação direcional no caso real de peças fundidas, principalmente no caso de ligas que solidificam de forma progressiva. Entre estes métodos podem ser citados<sup>8</sup>:

- o uso de alimentadores eficientes;
- o uso de métodos de ataque e alimentação, capazes de ocasionar gradientes de temperatura favoráveis durante o vazamento e a solidificação;
- o uso de "padding";
- o uso de resfriadores;
- a utilização de materiais de moldagem de diferentes propriedades térmicas para diferentes partes do molde.

A figura 25 demonstra a obtenção de solidificação direcional e a evolução das isotermas de solidificação em um sistema

peça-massalote.

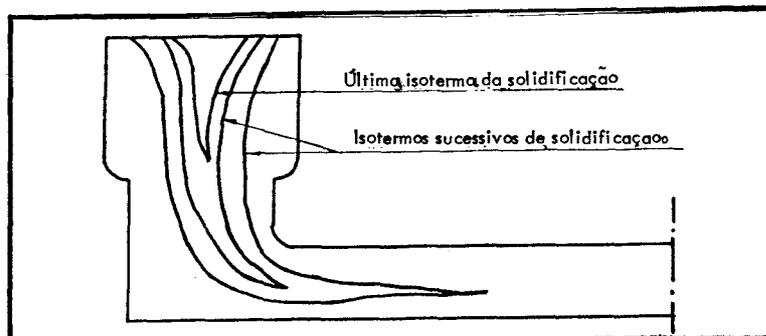


FIGURA 25: Solidificação direcional em um conjunto peça-massalote

No caso de peças pequenas, é possível direcionalizar a solidificação ao se projetar e localizar racionalmente os canais de ataque e distribuição, sendo que este último funciona como reservatório de metal líquido (fig. 26).



FIGURA 26: Canal de distribuição funcionando como massalote

No caso de peças maiores, projeta-se o ataque no massalote de maneira que este seja aquecido pelo escoamento de metal e assim tenha a sua solidificação retardada (fig. 27)

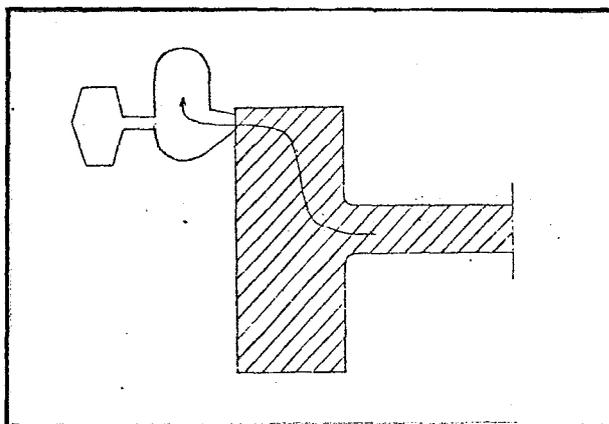


FIGURA 27: Reaquecimento do massalote através da localização do ataque

O método dos módulos parciais é a principal ferramenta com que contam os fundidores para estabelecer a ordem de solidificação em uma peça, e baseado neste podem ser feitas alterações no projeto da peça de maneira a assegurar que a mesma apresente uma solidificação direcional. A figura 28 apresenta um exemplo deste tipo de procedimento.

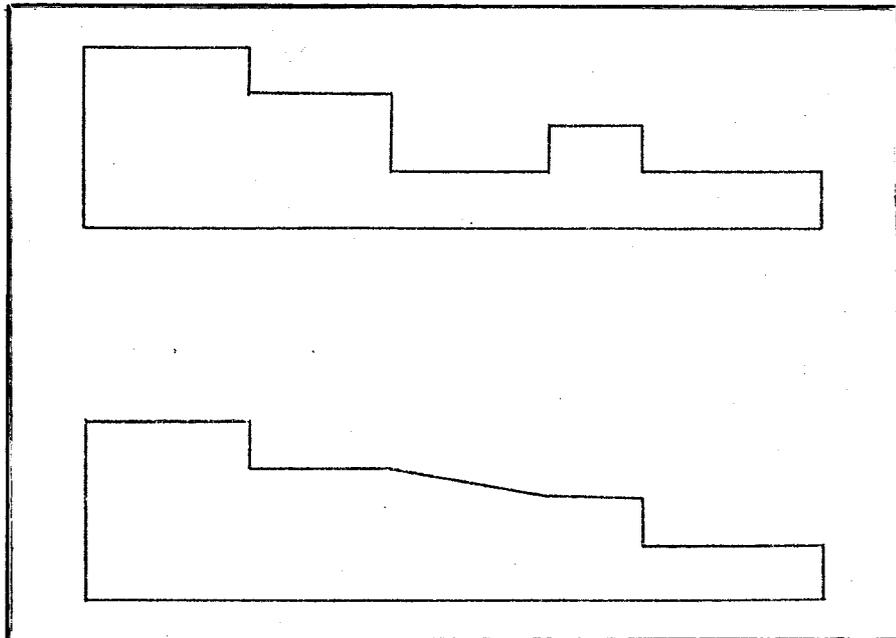


FIGURA 28: Aplicação do "método dos módulos parciais"<sup>18</sup> no projeto de uma peça fundida

#### 2.2.3.2 Requisitos de um Massalote

O massalote deve, através de uma alimentação eficiente, atrair para si o rechupe de solidificação. Para tanto, o mesmo deve satisfazer as seguintes condições básicas:

- a) ser localizado junto à região da peça que solidifica por último. Para a determinação da última região da peça a solidificar, é realizado o cálculo dos módulos parciais e estabelecida uma ordem de solidificação a partir da qual, são determinados os locais onde devem ser posicionados os massalotes ou massalote necessário (s).

Outro recurso do qual pode ser lançado mão é a chamada "regra de círculos inscritos", muito utilizada para peças com seções diferentes, onde são inscritos círculos com diâmetros diferentes. Quanto maior o diâmetro do círculo maior será o módulo da seção, de maneira que uma região com diâmetro maior vai alimentar uma de menor diâmetro, necessitando a primeira de um alimentador (massalote). A figura 29 ilustra uma aplicação da regra dos círculos inscritos. De acordo com a figura, pode-se concluir que  $d_3 > d_1 > d_2$ , logo as regiões A e C vão alimentar a região B, resultando que a região C deverá apresentar rechupe, a menos que sejam utilizados recursos tais como indicado nos itens (b) e (c) da figura 29.

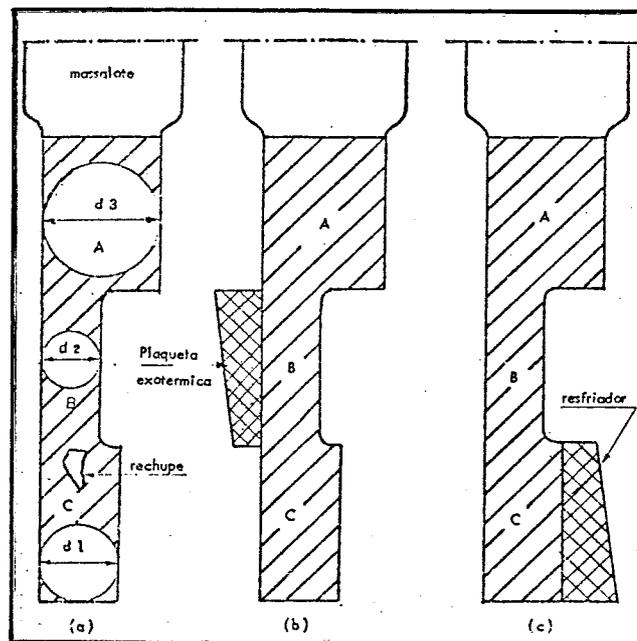


FIGURA 29: Aplicação da "regra dos círculos inscritos"

- b) solidificar após a parte da peça a ser alimentada. Aqui entra novamente em questão o conceito de módulo de resfriamento. Como o massalote deve solidificar após a peça, ou a parte desta a ser alimentada,

o mesmo deve apresentar um módulo de resfriamento superior ao da parte a ser alimentada. Normalmente, o dimensionamento do massalote é feito de modo que o seu módulo apresente uma margem de segurança de a proximadamente 20% em relação ao módulo da peça, ob têm-se desta forma a relação:

$$M_m \geq 1,2 M_p \quad (6)$$

Além deste fato, algumas outras providências podem ser tomadas no sentido de assegurar uma ali mentação eficiente, entre as quais podem ser cita das:

- vazar o metal pelo massalote;
- no caso de enchimento por baixo, colocar o massalote nos ataques;
- reduzir ao máximo as perdas de calor no massalote;
- reaquecimento do metal do massalote.

c) Conter quantidade suficiente de metal líquido

Para que o massalote forneça a quantidade necessária de metal líquido, de modo a eliminar a pre sença de rechupe na peça, é necessário que este tenha um volume mínimo. Um meio amplamente utilizado para determinação do volume mínimo de um massalote é a chamada "regra da contração"<sup>16</sup>. Esta regra é ex pressa pela seguinte relação:

$$V_m \geq K' \beta V_p \quad (7)$$

Os valores de  $\beta$  para uma série de metais e ligas são apresentados na tabela 7, enquanto a tabela 8 a presenta valores de  $K'$  para diferentes condições de ali mentação.

TABELA 7: Valores do coeficiente de contração volumétrica ( $\beta$ ) para diversos metais e ligas<sup>18</sup>

Liga	Sobreaquecimento				
	50°C	150°C			
Bronze comum	0,04	0,045			
Latão comum	0,06	0,065			
Latão de alta resistência	0,07	0,075			
Cupro alumínio (10% Al) e Cupro-Ni	0,05	0,055			
Ligas de magnésio	0,045 a 0,05	0,05 a 0,06			
Ligas de alumínio (10% < Si ≤ 13%)	0,045	0,05			
Ligas de alumínio (5% ≤ Si ≤ 10%)	0,065 a 0,075	0,07 a 0,08			
Ligas de alumínio (4% ≤ Cu ≤ 8%)	0,065 a 0,075	0,07 a 0,08			
Ligas de alumínio (3% ≤ Mg ≤ 6%)	0,08	0,085 a 0,09			
Aço - (Ct = 0,8%)	0,06	0,07			
Aço - (Ct = 0,3%)	0,05	0,06			
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> branco (Ce = 3)	0,04	0,06			
	TIPO DE MOLDE	RÍGIDO	NAO RÍGIDO	RÍGIDO	NAO RÍGIDO
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> GL (não inoculado, Ce > 4,1)		0,005	0,04	0,01	0,05
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> GL (inoculado, Ce > 4,1)		0,005	0,05	0,01	0,06
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> GL (inoculado, 3,8 < Ce ≤ 4,1)		0,01	0,05	0,02	0,06
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> GL (inoculado, Ce < 3,8)		0,02	0,05	0,03	0,06
F <sup>2</sup> F <sup>2</sup> GE (inoculado, Ce > 4,3)		0,025	0,06-0,08	0,03	0,08-0,10

TABELA 8: Valores do coeficiente K' de acordo com o tipo de massalote<sup>18</sup>

Massalotes comuns	k' = 6
Massalotes aquecidos pelo ataque	k' = 5
Massalotes cobertos com pó exotérmico	k' = 4
Massalotes em molde rígidos de peças de ferro fundido GL	k' = 3
Massalotes com luva exotérmica	k' = 2

- d) atuar com pressão máxima durante o tempo de solidificação.

O metal de alimentação, proveniente do massalote para compensar as contrações do líquido e de solidificação, tem que vencer resistências opostas, tais como: o atrito deste líquido contra os cristais cobertos com metal pastoso e o aumento da viscosidade do metal pastoso à medida que aumenta o resfriamento. Portanto, para vencer estas resistências, o metal líquido do massalote deve dispor de uma força de penetração, sendo que esta força é resultante da combinação da pressão metalostática com a pressão atmosférica e eventualmente, com outros tipos de pressão, tais como: pressão centrífuga e pressão de gases.

- e) ter o peso mínimo em relação ao peso da peça.

Levando em consideração apenas os massalotes a proporção de retornos é calculada através da relação:

$$R_m = \frac{\text{Peso do sistema de massalotes}}{\text{Peso da peça}} \% \quad (8)$$

Para que tenhamos um bom rendimento metálico é necessário que  $R_m$  apresente um valor baixo. Isto pode ser obtido através de um dimensionamento correto dos massalotes, bem como através de uma distribuição correta dos mesmos.

#### 2.2.3.3 Tipos de Massalotes e Sistemas Básicos de Canais

Os massalotes comuns podem ser classificados em quatro tipos, de acordo com o seu formato e com a localização do mesmo em relação à peça (fig. 30).

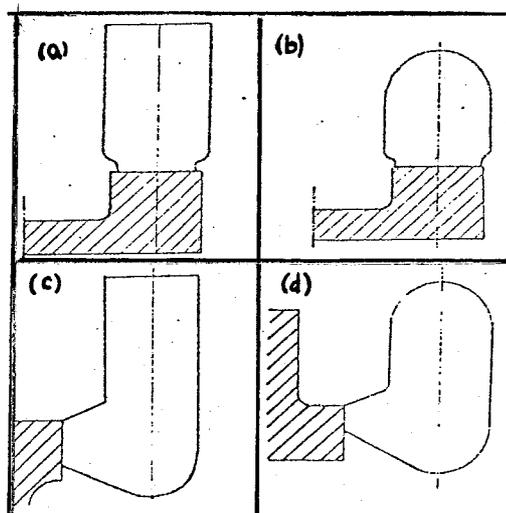


FIGURA 30: Tipos de massalotes

- (a) massalote direto aberto (montante)
- (b) massalote direto cego
- (c) massalote lateral aberto
- (d) massalote lateral cego

Os sistemas básicos de enchimento são quatro<sup>19</sup>, conforme mostra a figura 31.

a) Sistema 1 (fig. 31-a)

Utilizado para metais que apresentam solidificação progressiva e pouco oxidáveis no estado líquido, tais como: aço baixo carbono, ligas cobre-níquel com níquel < 10%, cobre 98% e ferro fundido cinzento com  $3,8 < \text{carbono equivalente} < 4,3$ . Com este tipo de sistema procura-se a solidificação dirigida para o massalote, para tanto projeta-se o ataque no massalote e utiliza-se um enchimento lento por cima com velocidade normal nos ataques.

b) Sistema 2 (fig. 31-b)

Utilizado para metais que solidificam de forma extensiva e pouco oxidáveis no estado líquido, tais

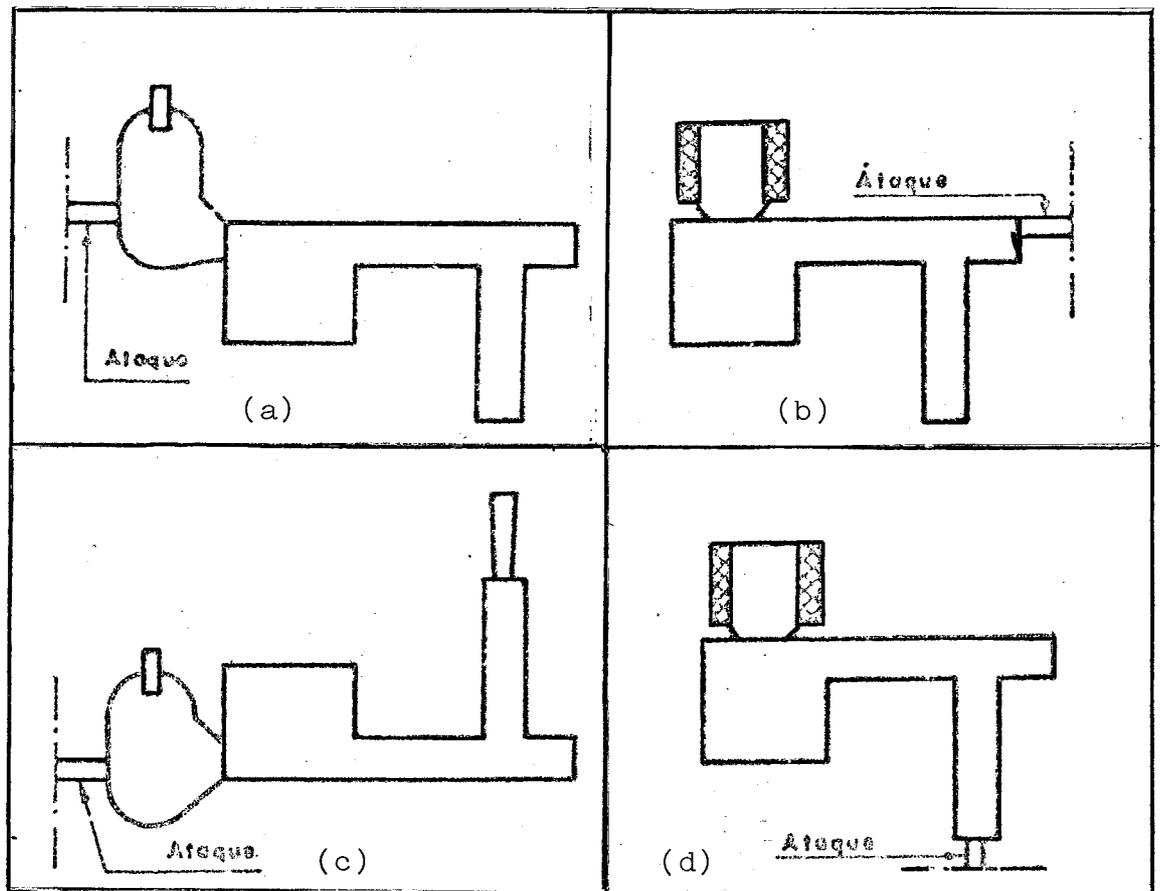


FIGURA 31: Sistemas básicos de enchimento<sup>19</sup>

- (a) Sistema 1
- (b) Sistema 2
- (c) Sistema 3
- (d) Sistema 4

como: aços com carbono  $> 0,3\%$ , aços manganês 11-14%, ferros fundidos com carbono equivalente  $< 3,8\%$  ou carbono equivalente  $> 4,3\%$ , ferro fundido nodular no caso de peça de pequena altura, ferro fundido branco e bronze. Com este tipo de sistema procura-se obter uma solidificação uniforme através de um enchimento rápido por cima e com velocidade normal nos ataques.

c) Sistema 3 (fig. 31-c)

Este tipo de sistema é próprio para metais que apresentam solidificação fortemente progressiva e são muito oxidáveis no estado líquido, entre os quais pode ser citados: os aços inoxidáveis, os ferros fundidos ligados com cromo e níquel, as ligas cobre-alumínio com alumínio  $< 10\%$ , as ligas Al-13Si e Al-10Si-Mg, os latões de alta resistência e o alumínio e magnésio puros. Este tipo de sistema visa a obtenção de uma solidificação dirigida no sentido dos massalotes, de maneira a evitar a ocorrência de vazios na peça. O ataque é projetado no massalote, o enchimento lento por baixo com velocidade reduzida nos ataques.

d) Sistema 4 (fig. 31-d)

O sistema 4 é indicado para metais que solidificam de maneira extensiva e que são muito oxidáveis no estado líquido com os aços com cromo  $> 30\%$ , os ferros fundidos nodulares no caso de peças de grande altura, os ferros fundidos nodulares com 20% níquel - 2% cromo, as ligas de alumínio com excesso de alumínio-13Si e as ligas de magnésio. É utilizado quando se deseja uma solidificação uniforme, procedendo-se um enchimento rápido por baixo com velocidade reduzida nos ataques.

Além dos massalotes comuns, já citados, existem os massalotes exotérmicos (fig. 32) e os massalotes com macho atmosférico (fig. 33).

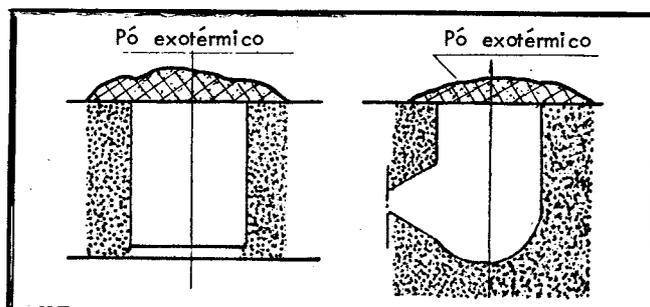


FIGURA 32: Massalotes exotérmicos

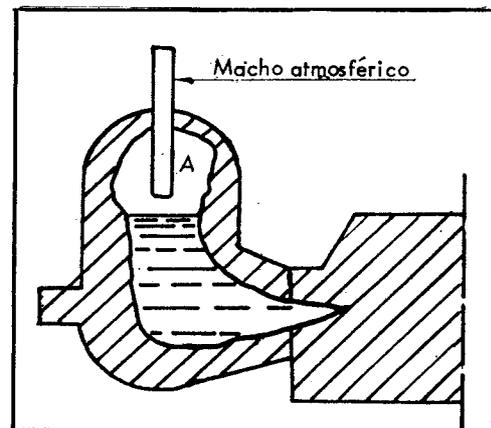


FIGURA 33: Massalote cego com macho atmosférico

#### 2.2.4 Dimensionamento de Massalotes

O sucesso do processo de alimentação depende fundamentalmente de quatro elementos básicos que controlam o mesmo: o modo de solidificação do metal em questão; a magnitude dos gradientes de temperatura; os fatores que governam a nucleação de cavidades e o projeto de alimentadores. Para se chegar a uma solução para problemas de solidificação, pode-se optar por duas linhas: pelo cálculo dos gradientes de temperatura necessários ou pelo cálculo do tamanho dos alimentadores. Como a abordagem baseada em gradientes de temperatura é muito mais complexa, a maioria das soluções dos problemas de alimentação em uso na atualidade são baseadas apenas no cálculo de alimentadores.

Caine<sup>20</sup> baseado em proposições anteriores<sup>11,16</sup>, levantou uma curva para alimentação de aços (fig. 34), onde relaciona as características geométricas do massalote e da peça. Esta curva é, em parte, teórica, pois os parâmetros foram sugeridos pela regra de Chvorinov, mas na sua forma real é empírica, já que foi de terminada a partir de dados experimentais.

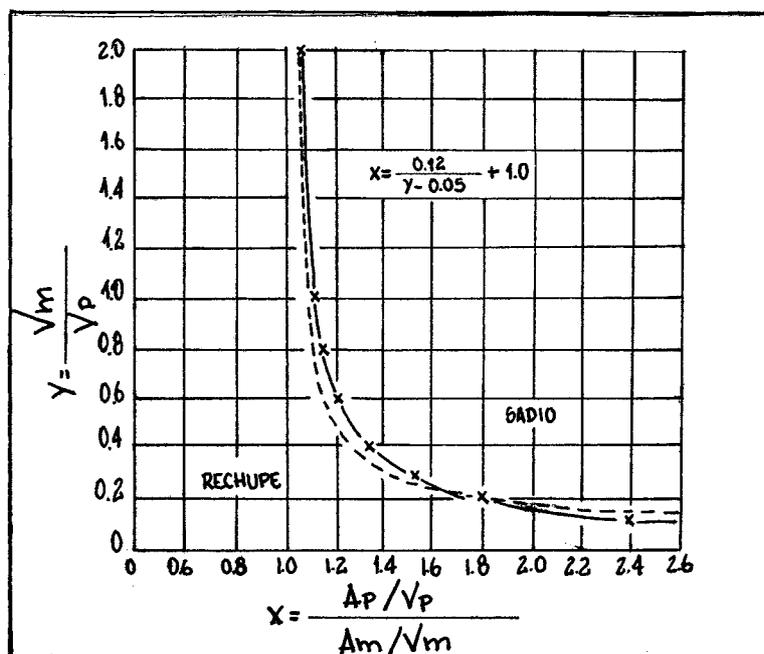


FIGURA 34: Curva de Caine<sup>20</sup> para a alimentação de aços

Um método de dimensionamento de massalotes muito utilizado para o caso de aços fundidos é o chamado método N.R.L. (Navy Research Laboratory), local onde foi desenvolvido o processo<sup>22,23,24</sup>.

O cálculo de massalotes pelo processo N.R.L. é feito para peças geometricamente simples, para as quais se possa assumir um comprimento, uma largura e uma espessura. No entanto, o processo pode ser aplicado para peças mais complexas, desde que se faça uma subdivisão da mesma em partes de geometria simples<sup>21</sup>.

Para o dimensionamento dos massalotes de uma peça devem ser considerados quatro casos fundamentais:

1º caso: peça que tenha apenas um corpo para o qual se possa admitir aproximadamente uma forma geométrica simples. Neste caso calcula-se o fator de forma  $F$  da peça através da fórmula:

$$F = \frac{L + W}{E} \quad (9)$$

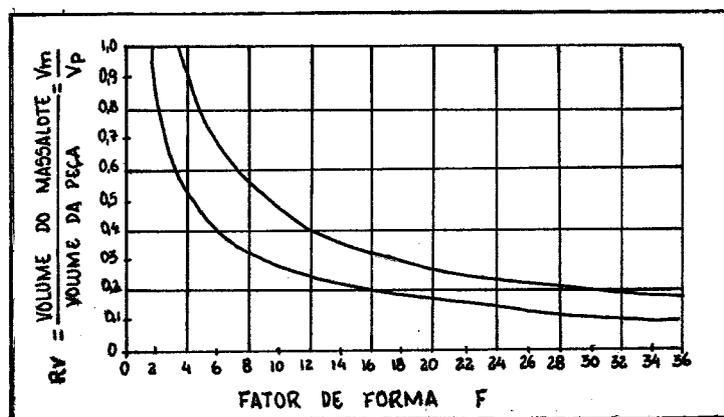


FIGURA 35: Método N.R.L. para o dimensionamento de massalotes<sup>21</sup>

A seguir, entra-se com este valor na curva da figura 35 (tomando-se, de preferência, valores próximos ao limite superior da faixa) e tem-se o valor  $R_v$ , que é a relação entre o volume do massalote e o volume da peça. Conhecendo-se o volume da peça obtém-se o volume do massalote.

2º caso: peça que possa ser considerada como dividida em mais de uma que recaia no primeiro caso. Divide-se a peça em várias partes, de forma a recair no primeiro caso e calcula-se para cada uma o massalote correspondente.

3º caso: peça que tenha um corpo principal mas que possua "apêndices" de volume geralmente menor e de pequena espessura, os quais funcionam como resfriadores.

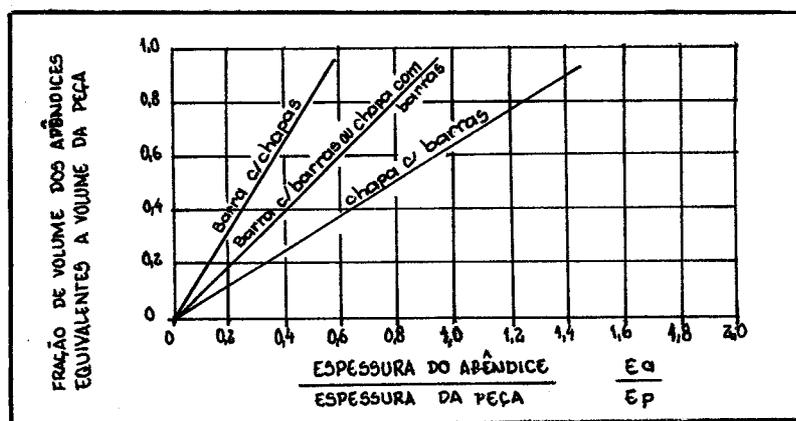


FIGURA 36: Fator de correção para o caso de uma peça com apêndices<sup>21</sup>

Toma-se a relação  $E_a / E_p$  (espessura do apêndice/espessura da peça) e entra-se no gráfico da figura 36, tomando-se a reta correspondente ao caso que mais se aproxima do caso particular da peça em questão (conforme mostra a figura 37). Encontra-se desta forma, o fator  $f_a$ . Esse fator deve ser multiplicado pelo volume dos apêndices, obtendo-se assim o volume que será efetivamente considerado como pertencente à peça. Esse fator leva em consideração o funcionamento do apêndice como resfriador.

Esse volume corrigido do apêndice é somado ao volume do corpo principal da peça e daí por diante procede-se como no primeiro caso, obtendo-se então, o volume do massalote:

$$V_m = R_v (V_p + f_a \cdot V_a) \quad (10)$$

Deve ser ressaltado que para a determinação de  $R_v$  considera-se o fator de forma relativo apenas ao corpo principal da peça.

4º caso: peça do tipo "cilindro furado". Neste caso a espessura de parede deve ser multiplicada por um fator de correção  $K$  para efeito de cálculo do fator de forma, pois o resfriamento da peça na face interna é mais lento do que na externa. Os valores de  $K$  em função da espessura da parede são apresentados na tabela 9.

TABELA 9: Valores do fator de correção  $K$  para o caso de peças do tipo cilindro furado

Diâmetro interno	$K$
0,5 E	1,17
E	1,14
2 E	1,10
4 E	1,02
chapa chata	1,00

## 4 RESULTADOS OBTIDOS

### 4.1 MACROGRAFIAS

#### a) Alumínio comercialmente puro (99,5%)

Nas placas fundidas em Al 99,5% a macroestrutura de solidificação apresentou variações pouco significativas, em função das variáveis experimentais. Dentre estas variações devem ser destacadas:

- a variação em função do superaquecimento que é ilustrada através da figura 51, onde observa-se placas fundidas com um alto grau de superaquecimento (a) e outra com um baixo grau de superaquecimento (b).

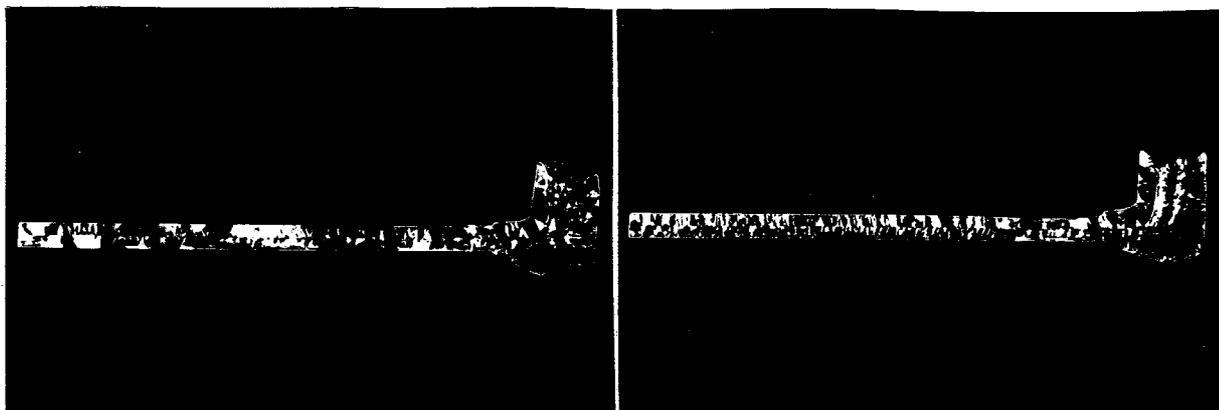


FIGURA 51: Macroestruturas de placas fundidas em Al 99,5

(a)  $S = 100^{\circ}$  (c.p. 232)

(b)  $S = 30^{\circ}$  (c.p. 332)

- a variação em função da distância a ser alimentada (comprimento da placa), que é ilustrada pela figura 52.

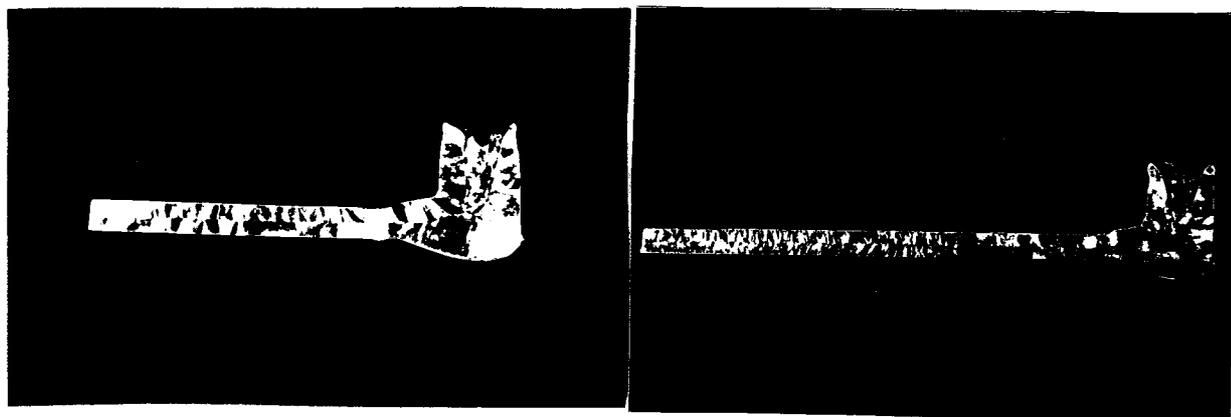


FIGURA 52: Macroestruturas de placas fundidas em Al 99,5

(a)  $L_{crit}$  (c.p. 136)

(b)  $L > L_{crit}$  (c.p. 132)

- a ocorrência de uma modificação na orientação dos grãos quando da utilização de um resfriador na extremidade da placa oposta ao massalote, figura 53.

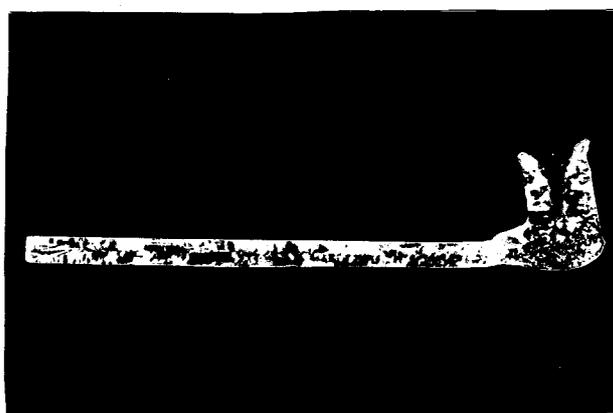


FIGURA 53: Macroestrutura de uma placa em Al 99,5 fundida com a utilização de um resfriador (c.p. 133)

b) Liga 195 (Al - 4,5Cu)

A macroestrutura de solidificação desta liga também apresentou variação em função do grau de superaquecimento, conforme mostra a figura 54, já no caso da variação no comprimento

da placa a diferença de estrutura foi menos acentuada que nas placas fundidas em Al 99,5, como pode ser observado na figura 55. O efeito da utilização de um resfriador também foi pouco acentuado (figura 56).

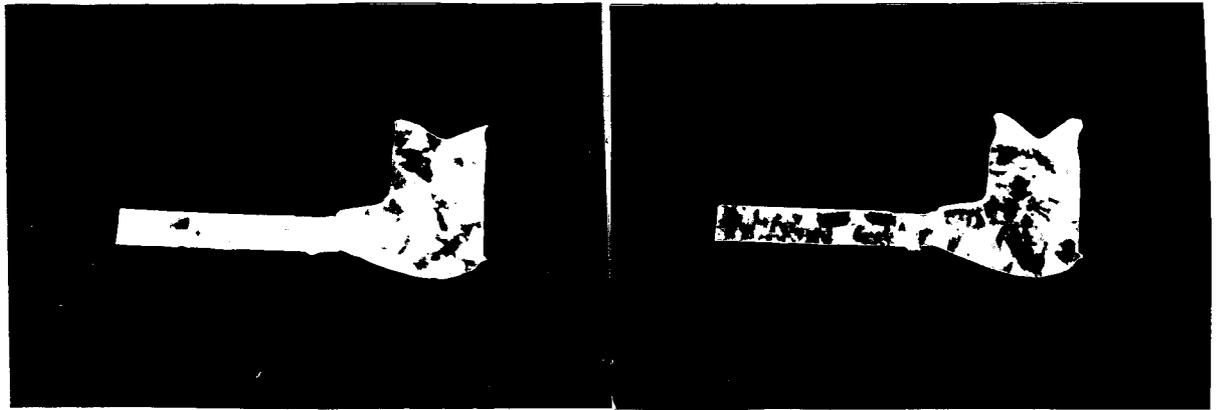


FIGURA 54: Macroestrutura de placas fundidas com a liga 195

- (a)  $S = 100^{\circ}\text{C}$  (c.p. 211)  
 (b)  $S = 30^{\circ}\text{C}$  (c.p. 311)

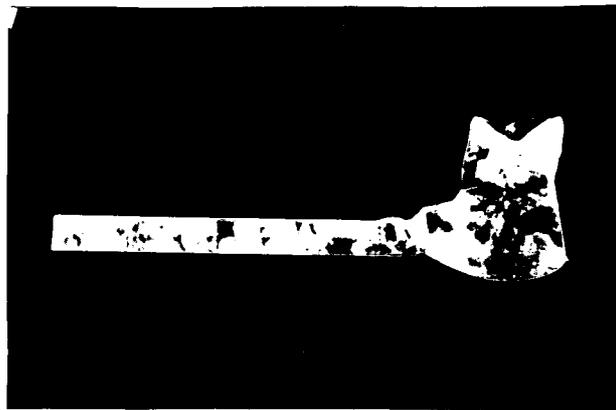


FIGURA 55: Macroestrutura de uma placa com o comprimento maior que o crítico, fundida com a liga 195 (c.p. 112)

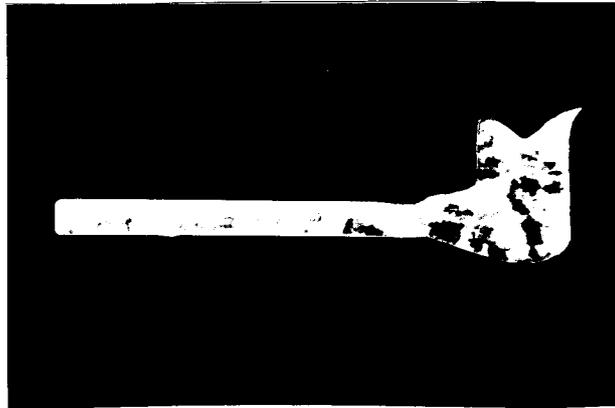


FIGURA 56: Macroestrutura de uma placa fundida com a liga 195, utilizando-se um resfriador (c.p. 113)

c) Liga 13

No caso desta liga a análise da macroestrutura ficou prejudicada pelo fato de ser muito difícil a obtenção de uma macrografia nítida. A figura 57 mostra o melhor resultado obtido em termos de nitidez da macroestrutura.

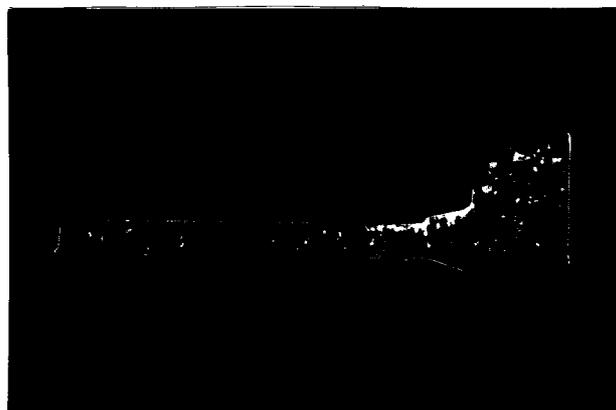


FIGURA 57: Macroestrutura de uma placa fundida com a liga 13 (c.p. 221)

Apesar disto, o exame visual destas placas foi útil para a avaliação da ocorrência de rechupes axiais ao longo das mesmas (figura 58), bem como para o cálculo dos volumes dos pipes formados nos massalotes.

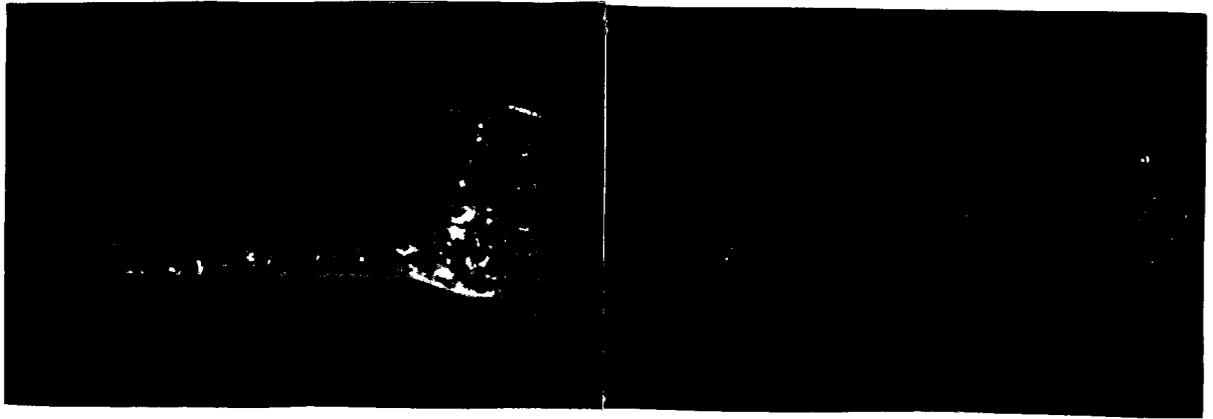


FIGURA 58: Macroestrutura de placas fundidas com a liga 13

(a)  $L_{crit}$  (c.p. 421)

(b)  $L > L_{crit}$  (c.p. 422)

#### 4.2 MICROGRAFIAS

A avaliação da presença e quantidade relativa de microrechupes nas placas fundidas foi realizada com base na observação de regiões específicas das mesmas, conforme descrito no capítulo anterior.

A partir do registro destas regiões, através de fotografias, realizou-se um levantamento quantitativo da presença de microrechupes. O resultado deste levantamento é apresentado nas tabelas 15 e 16.

Com os dados apresentados nas tabelas 15 e 16 foram traçados gráficos relacionando a quantidade de microrechupes ( $Q_{\mu}$ ) com a distância em relação ao massalote ( $d_m$ ). As figuras 59 a 63 mostram os gráficos traçados para o Al 99,5, bem como as respectivas microfotografias tiradas em cada região analisada. As figuras 64 a 68 mostram os resultados obtidos com a liga 195.

TABELA 15: Quantidades relativas de microrechupes em placas fundidas em Al 99,5

Corpo-de-Prova	Região	$A_{\mu r}$ (mm <sup>2</sup> )	$Q_{\mu}$
131	Ponta	115	0,03
132	Ponta	215	0,05
133	Ponta	10	0,00
131	Centro	46	0,01
132	Centro	480	0,11
133	Centro	986	0,23
131	Próx. mass.	19	0,00
132	Próx. mass.	1193	0,28
133	Próx. mass.	551	0,13
231	Ponta	131	0,03
232	Ponta	332	0,08
231	Centro	500	0,10
232	Centro	1552	0,36
231	Próx. mass.	237	0,06
232	Próx. mass.	1670	0,39
331	Ponta	232	0,05
332	Ponta	119	0,03
331	Centro	610	0,14
332	Centro	1274	0,30
331	Próx. mass.	659	0,15
332	Próx. mass.	859	0,20
431	Ponta	54	0,01
432	Ponta	170	0,04
433	Ponta	10	0,00
431	Centro	82	0,02
432	Centro	1590	0,37
433	Centro	2140	0,50
431	Próx. mass.	5	0,00
432	Próx. mass.	1080	0,23
433	Próx. mass.	1367	0,32
531	Ponta	170	0,04
532	Ponta	163	0,04
533	Ponta	17	0,00
531	Centro	281	0,07
532	Centro	1442	0,33
533	Centro	536	0,12
531	Próx. mass.	123	0,03
532	Próx. mass.	206	0,05
533	Próx. mass.	291	0,07

TABELA 16: Quantidades relativas de microrechupes em placas fundidas na liga 195

Corpo-de-Prova	Região	Apr (mm <sup>2</sup> )	Q <sub>μ</sub>
111	Ponta	136	0,03
112	Ponta	567	0,13
113	Ponta	23	0,01
111	Centro	433	0,10
112	Centro	643	0,15
113	Centro	390	0,09
111	Próx. mass.	380	0,09
112	Próx. mass.	476	0,11
113	Próx. mass.	420	0,10
111	Massalote	963	0,22
112	Massalote	1627	0,38
113	Massalote	975	0,23
211	Ponta	147	0,03
212	Ponta	382	0,09
211	Centro	471	0,11
212	Centro	825	0,19
211	Próx. mass.	430	0,10
212	Próx. mass.	882	0,20
211	Massalote	604	0,14
212	Massalote	2011	0,47
311	Ponta	136	0,03
312	Ponta	758	0,18
311	Centro	397	0,09
312	Centro	696	0,16
311	Próx. mass.	474	0,11
312	Próx. mass.	1815	0,42
311	Massalote	917	0,21
312	Massalote	1493	0,35
411	Ponta	63	0,01
412	Ponta	367	0,08
413	Ponta	45	0,01
411	Centro	328	0,08
412	Centro	575	0,13
413	Centro	594	0,14
411	Próx. mass.	436	0,10
412	Próx. mass.	840	0,19
413	Próx. mass.	682	0,16
411	Massalote	1588	0,37
412	Massalote	2106	0,49
413	Massalote	690	0,16
511	Ponta	86	0,02
512	Ponta	405	0,09
513	Ponta	100	0,02
511	Centro	217	0,05
512	Centro	1370	0,32
513	Centro	612	0,14
511	Próx. mass.	495	0,11
512	Próx. mass.	919	0,21
513	Próx. mass.	462	0,11
511	Massalote	1532	0,35
512	Massalote	1489	0,34
513	Massalote	1356	0,31

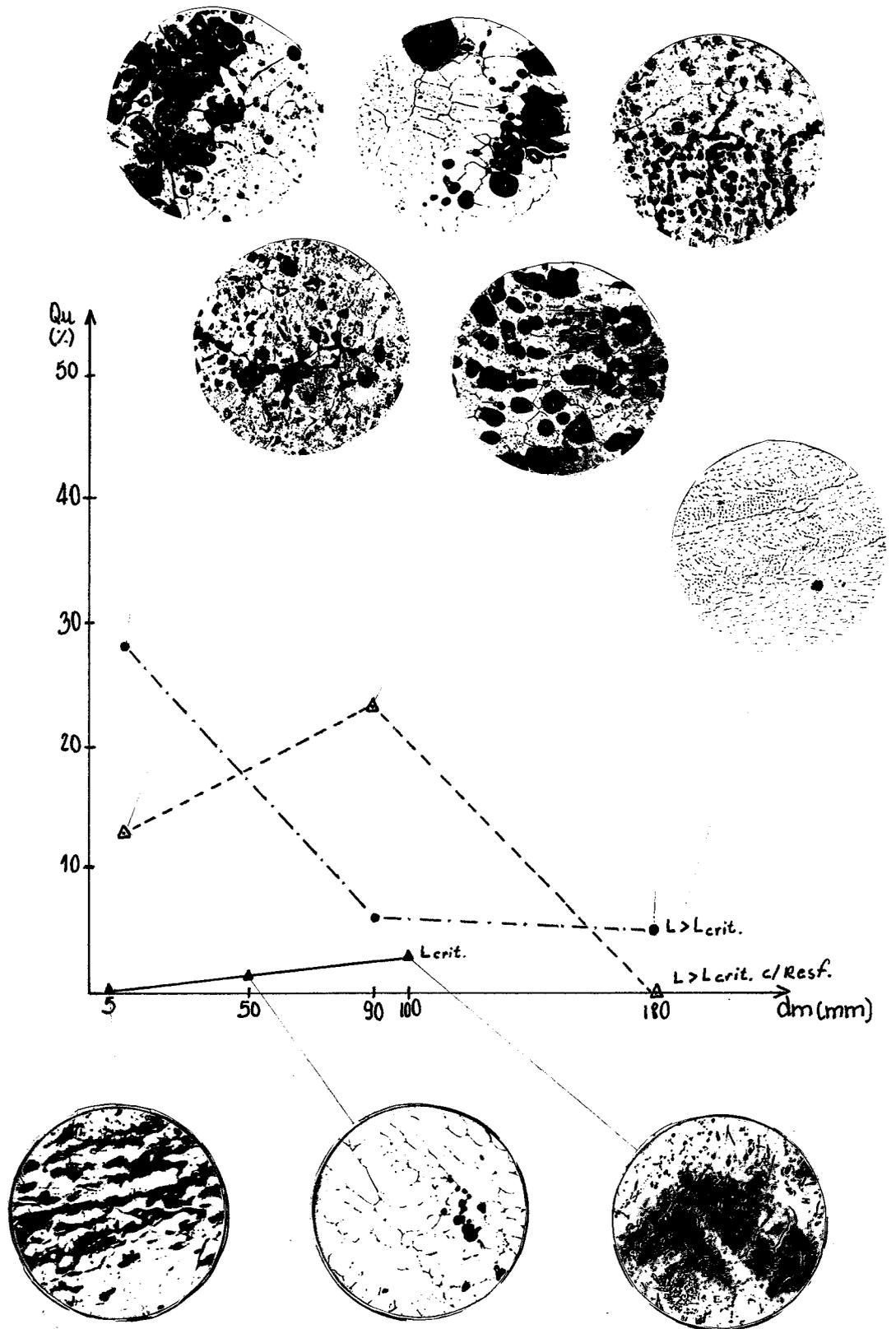


FIGURA 59: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massaloté para placas fundidas em Al 99,5 ( $H_m/\phi_m=1,5$ ;  $S=60^\circ\text{C}$ )

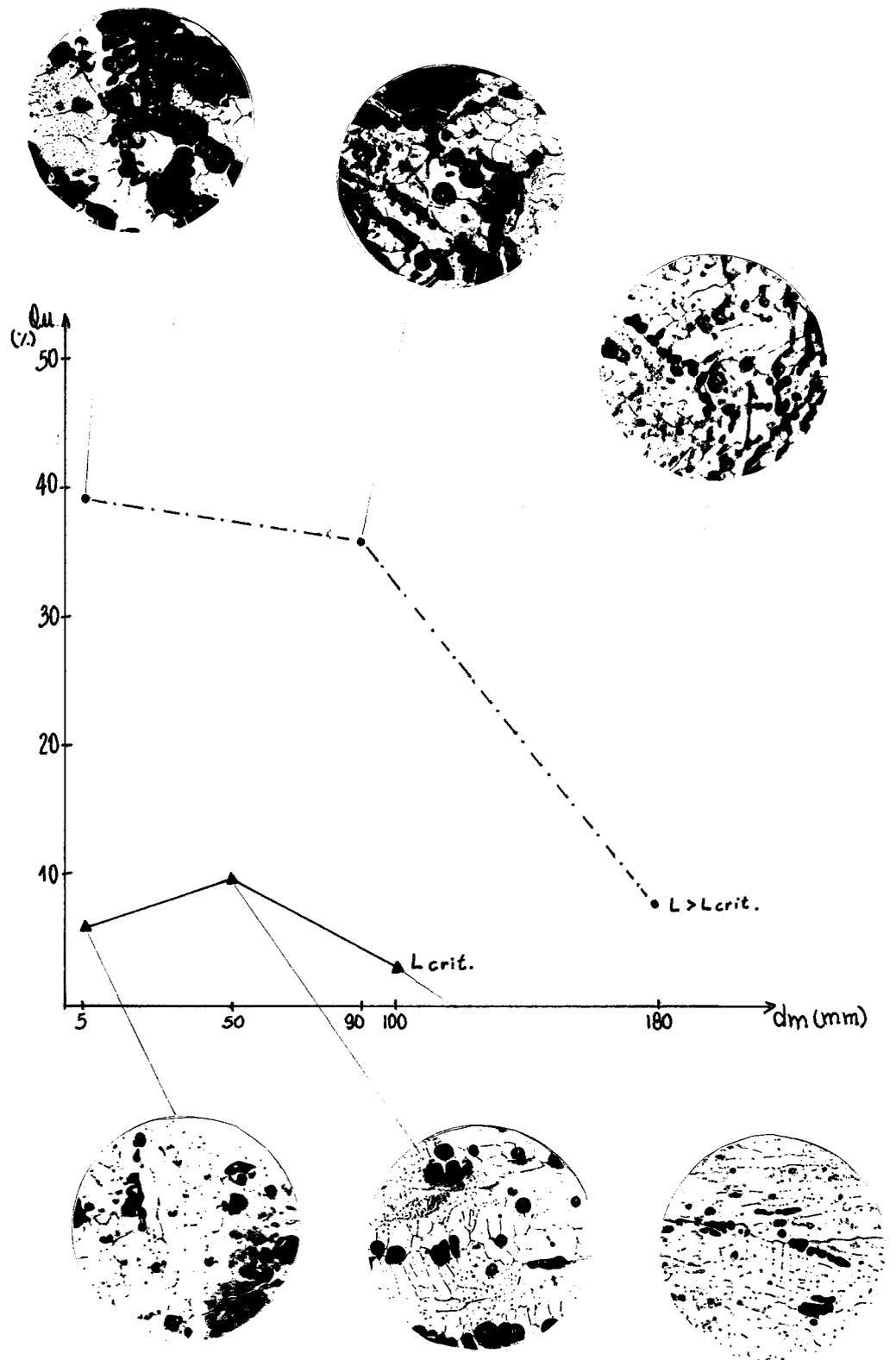


FIGURA 60: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
 $(H_m/\phi_m=1,5; S=100^\circ\text{C})$

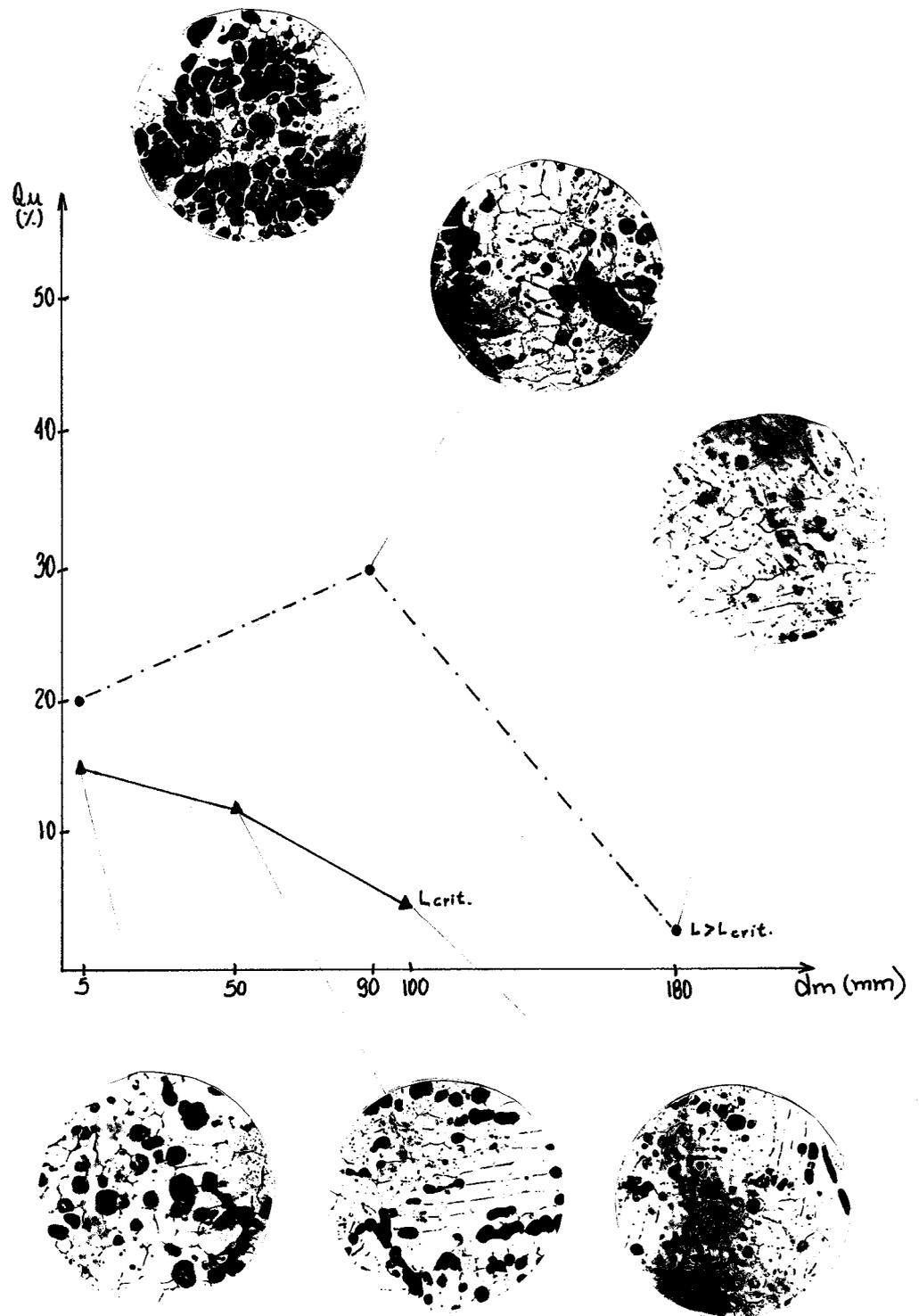


FIGURA 61: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
( $H_m/\phi_m=1,5$ ;  $S=30^\circ\text{C}$ )

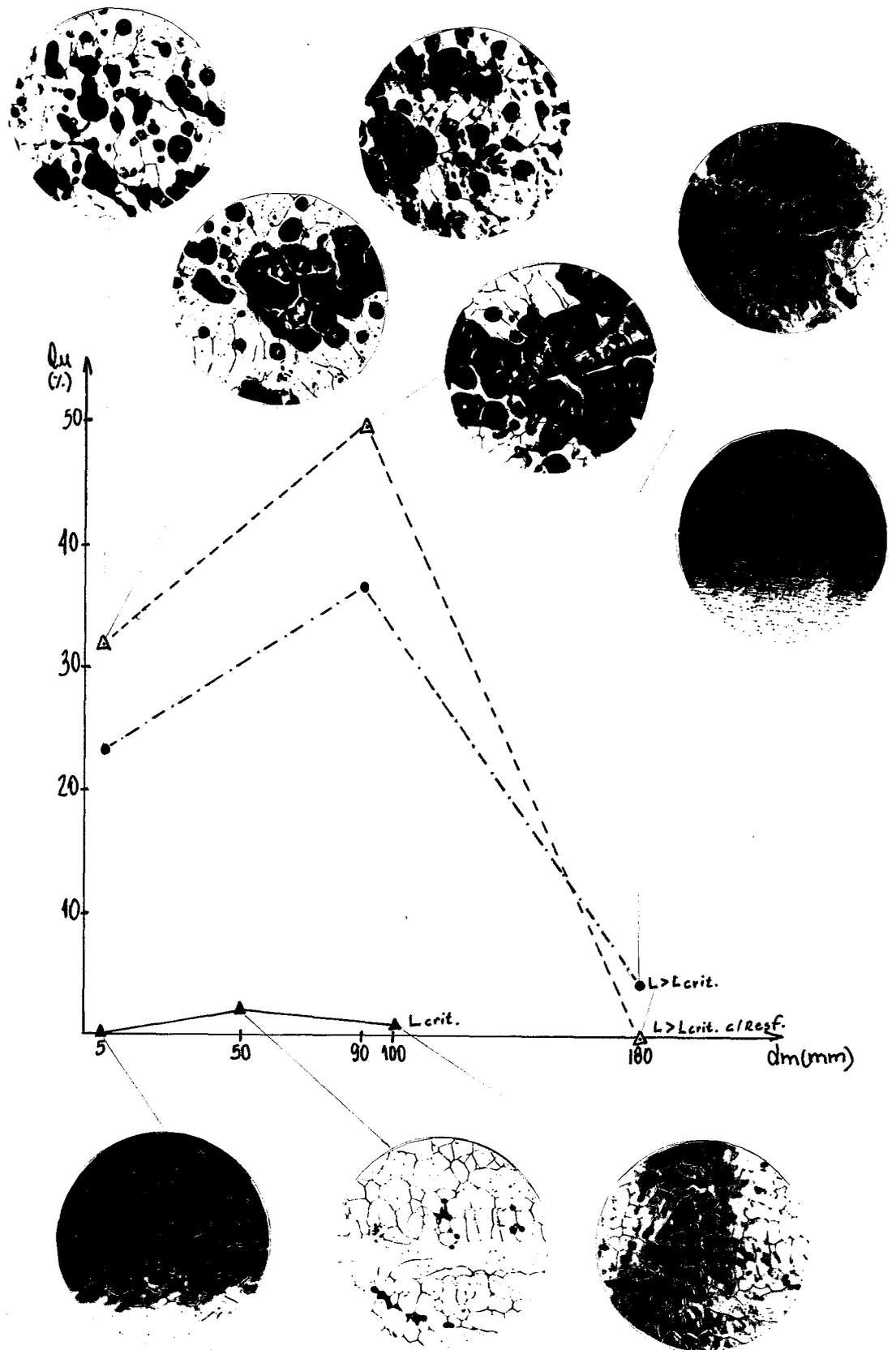


FIGURA 62: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
( $H_m/\phi_m=2,0$ ;  $S=60^\circ\text{C}$ )

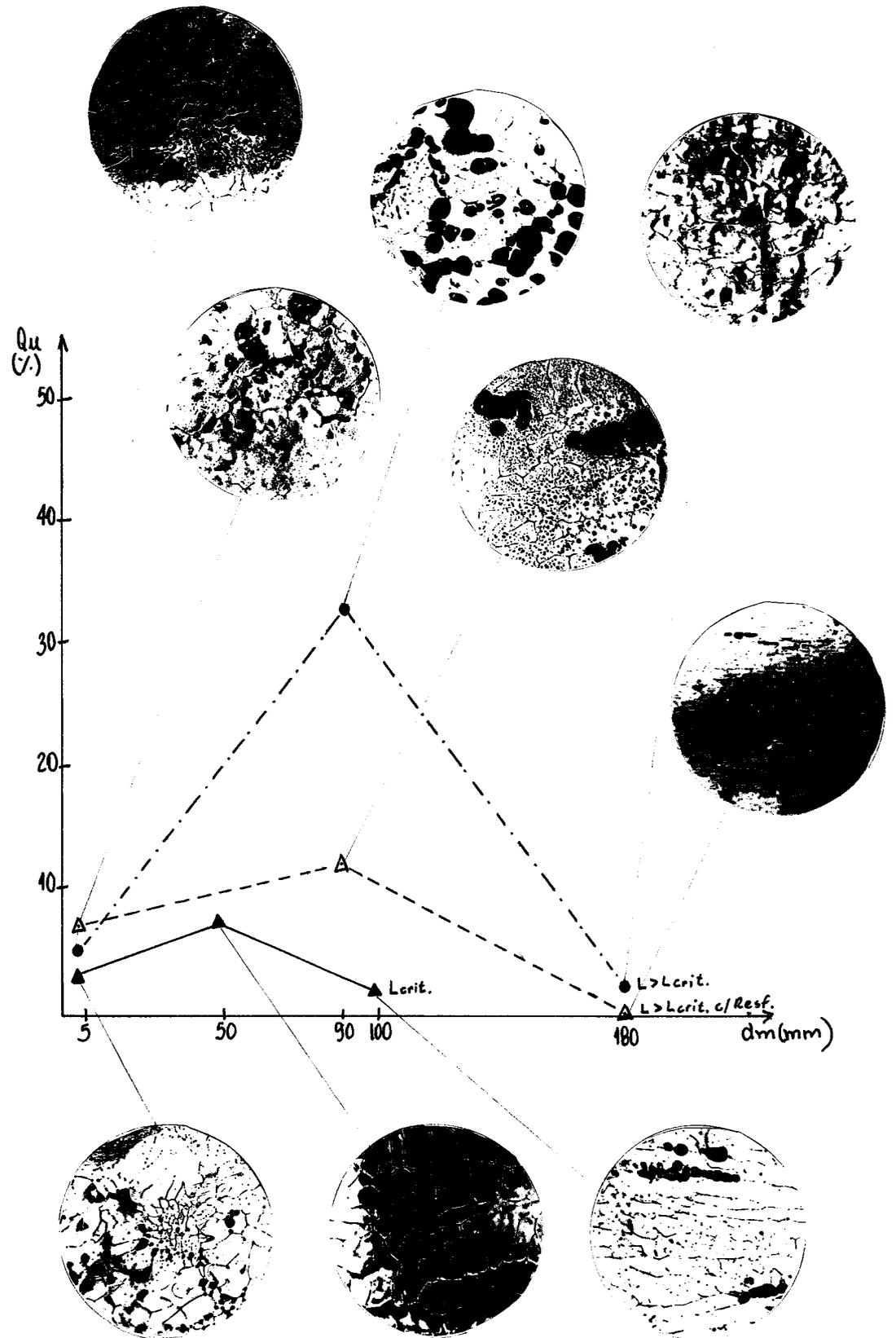


FIGURA 63: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
 ( $H_m/\phi_m=2,0$ ;  $S=100^\circ\text{C}$ )

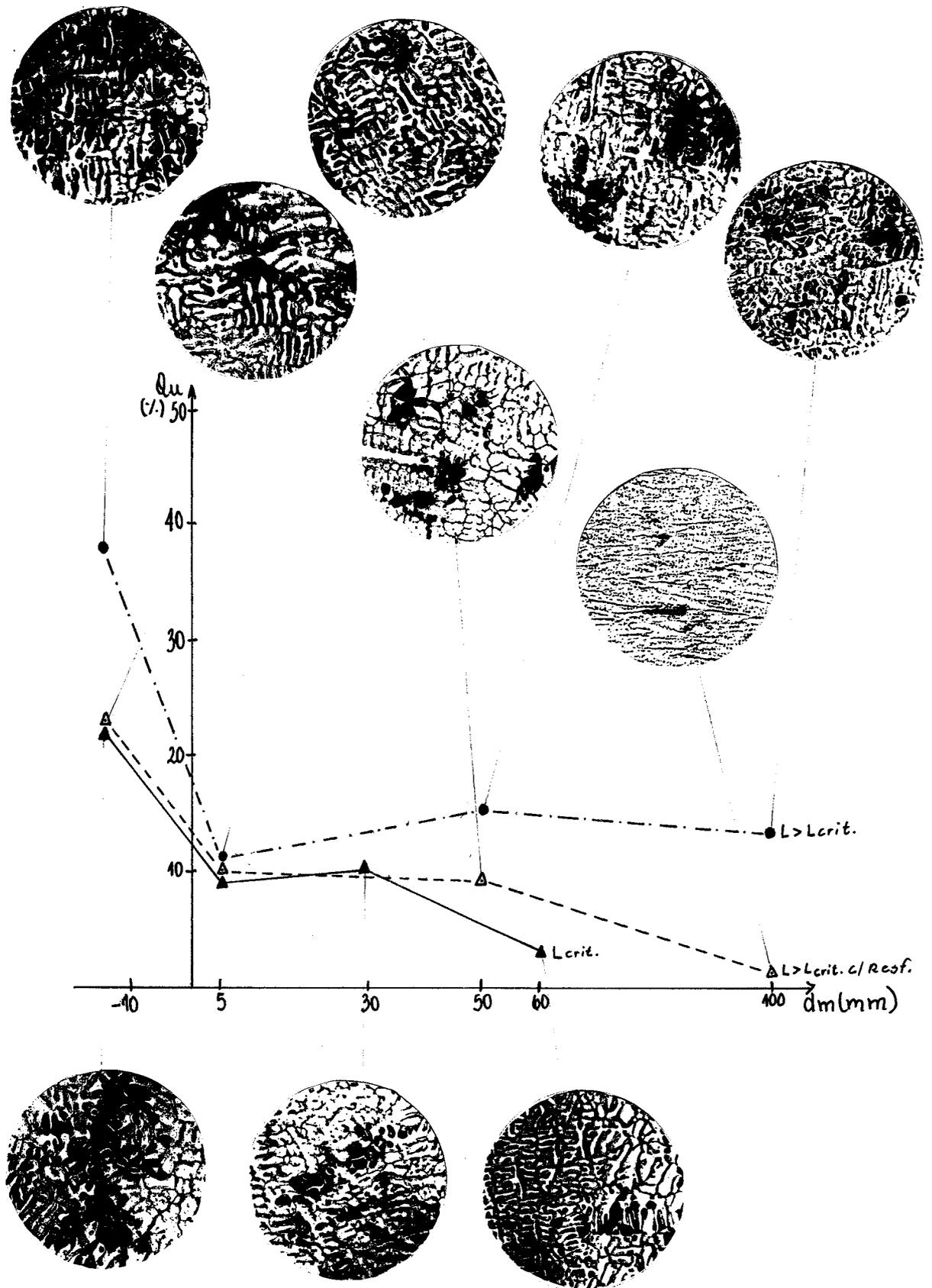


FIGURA 64: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 ( $H_m/\phi_m=1,5$ ;  $S=60^\circ C$ )

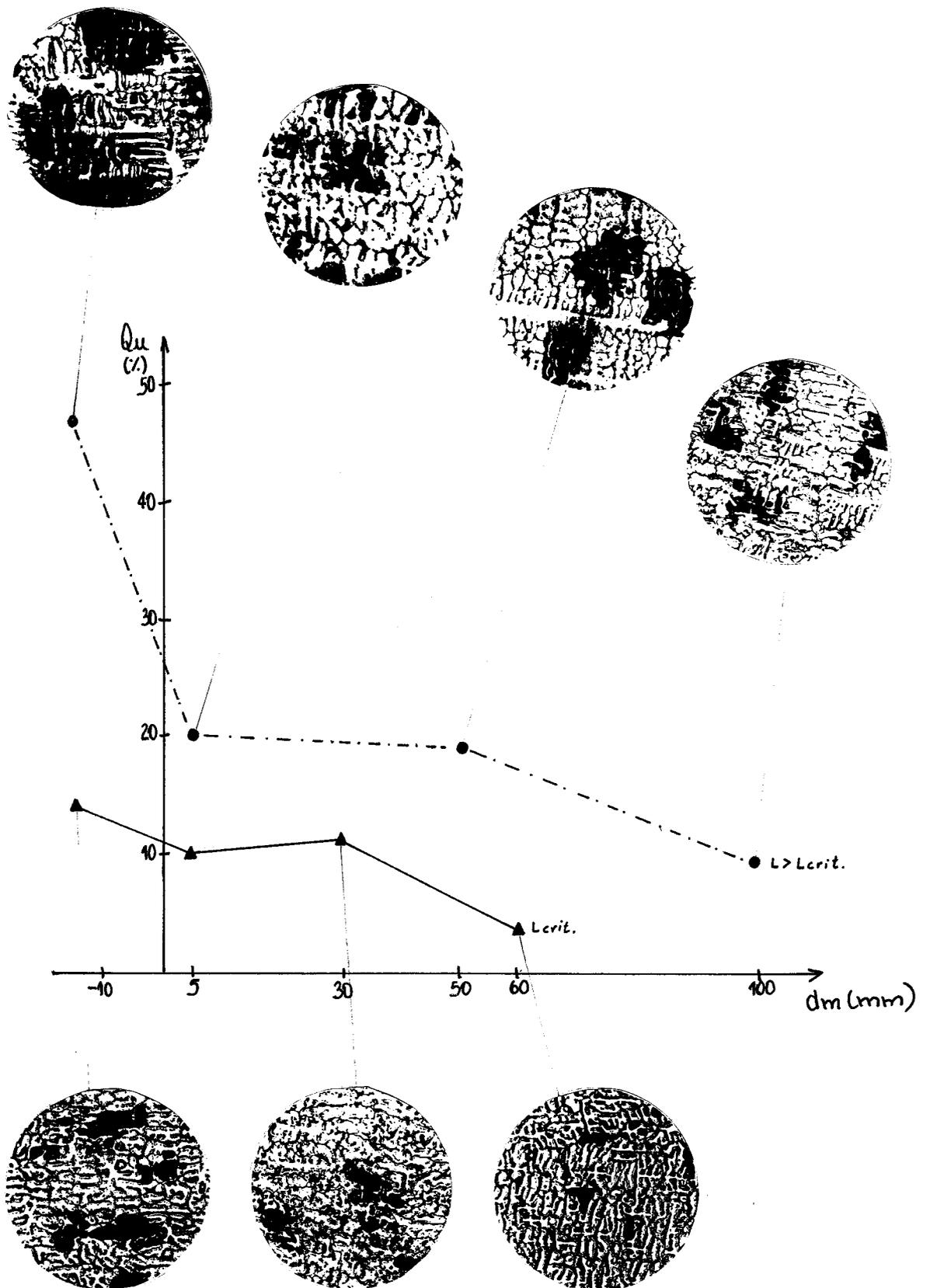


FIGURA 65: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 ( $H_m/\phi_m=1,5$ ;  $S=100^\circ\text{C}$ )

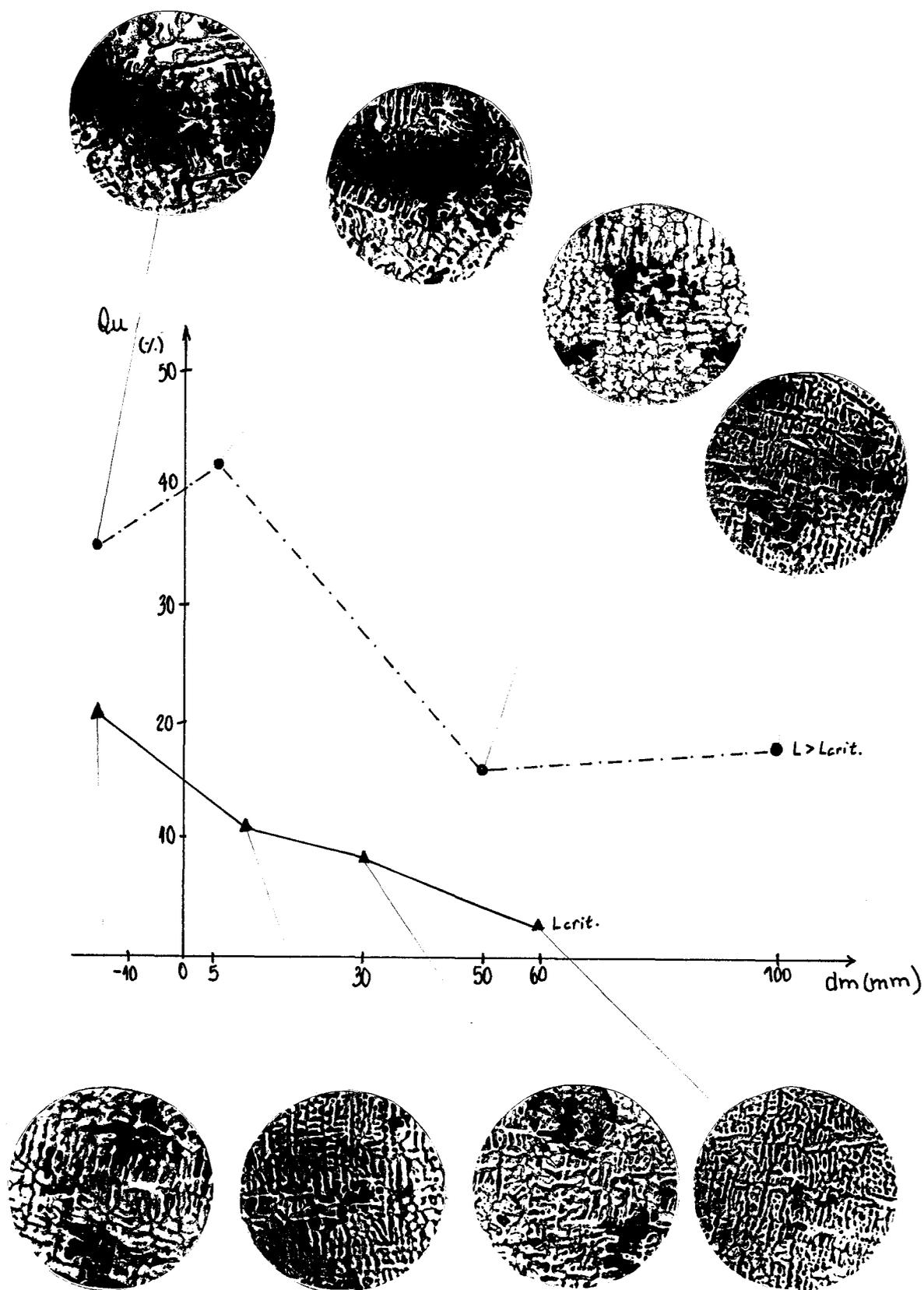


FIGURA 66: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195  
( $H_m/\phi_m=1,5$ ;  $S=30^\circ C$ )

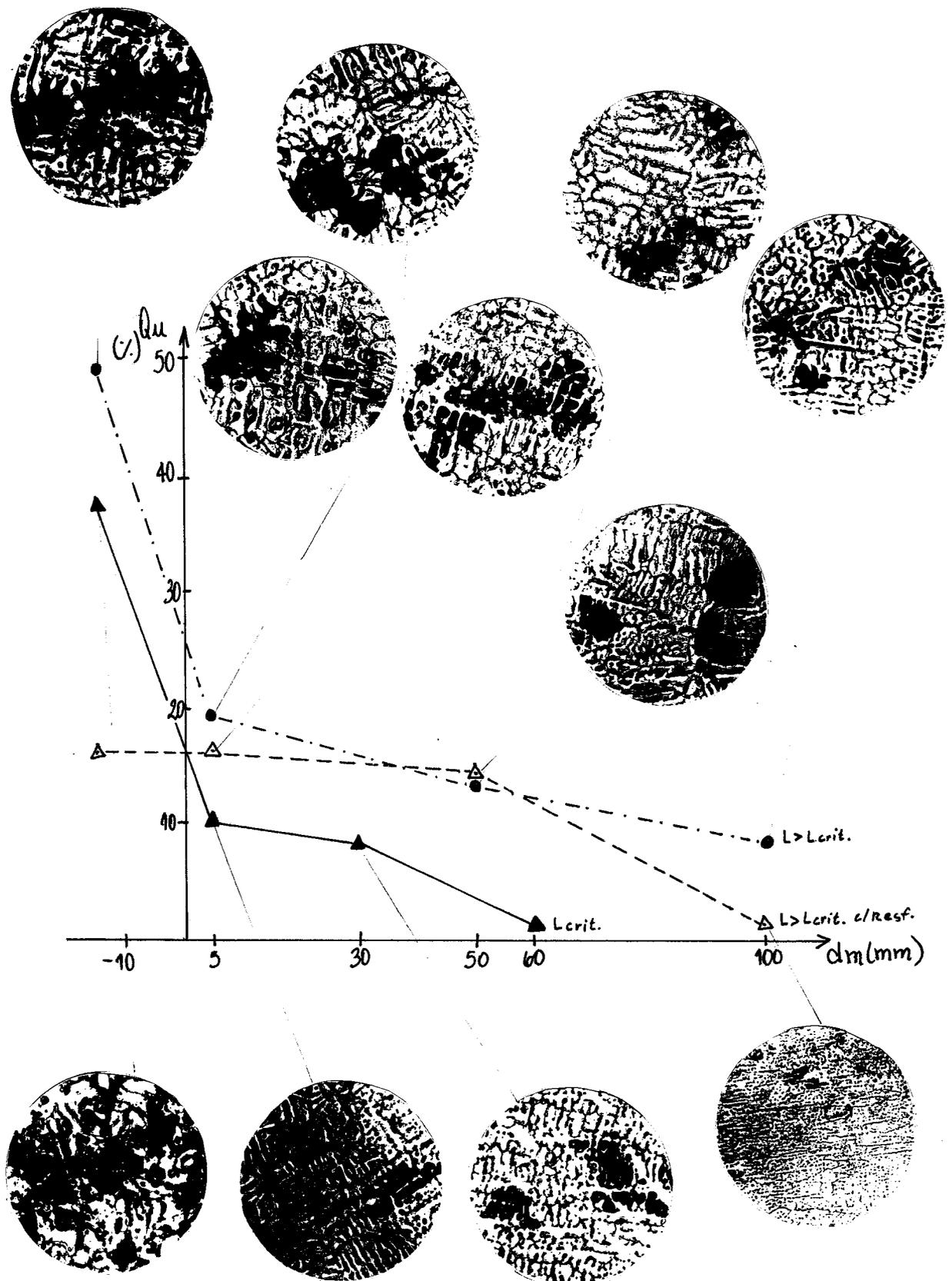


FIGURA 67: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 ( $H_m/\phi_m=2,0$ ;  $S=60^\circ C$ )

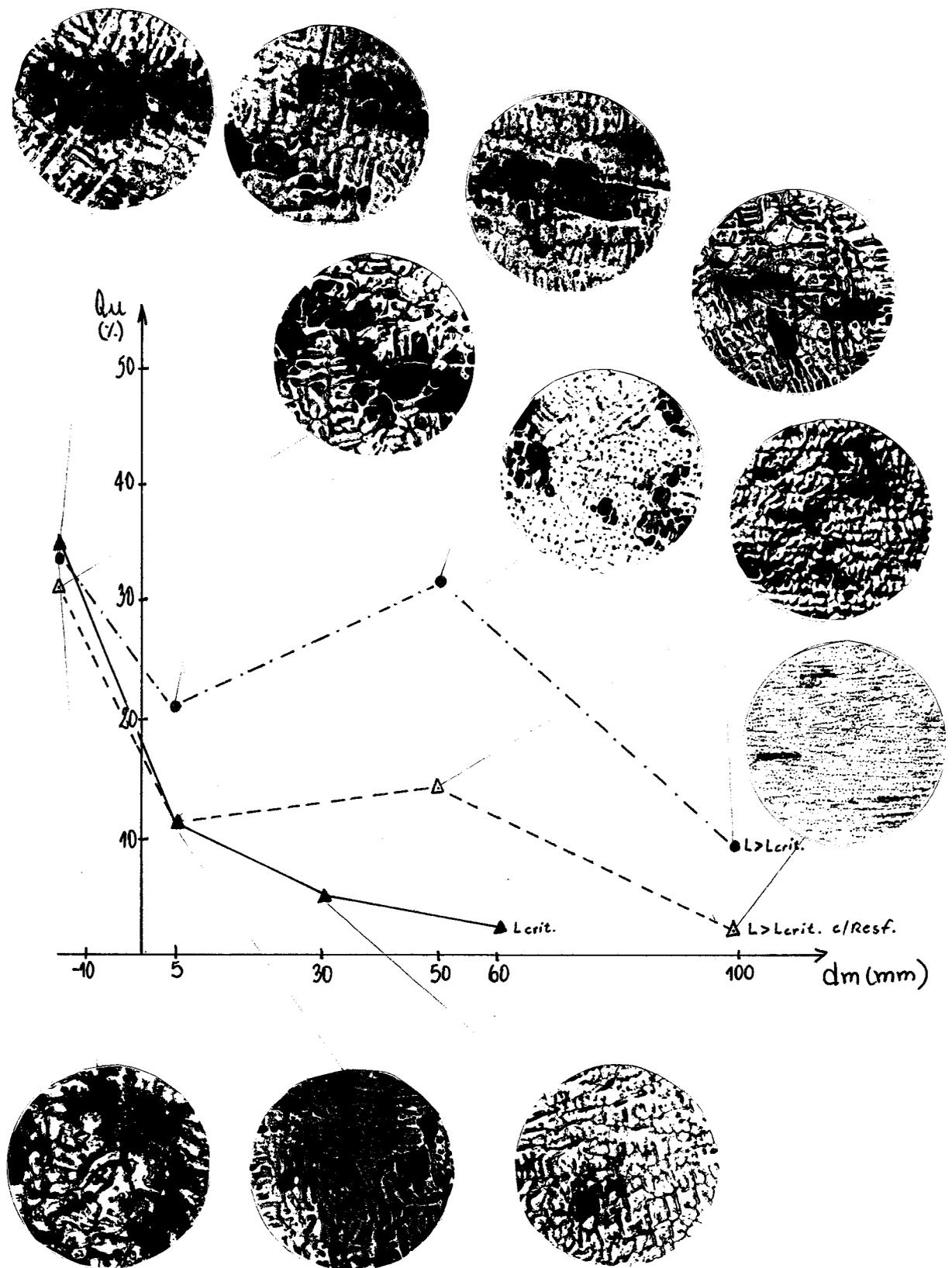


FIGURA 68: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga 195 ( $H_m/\phi_m=2,0$ ;  $S=100^\circ\text{C}$ )

### 4.3 AVALIAÇÃO DO VOLUME DO VAZIO

Conforme citado no capítulo 3, o volume do vazio formado nos massalotes foi calculado assumindo-se que o mesmo tende a apresentar a forma de um tronco de cone. As tabelas 17 e 18 apresentam as dimensões dos vazios para o Al 99,5 e a liga 13 respectivamente, bem como os respectivos volumes ( $V_v$ ) e a relação entre o volume do vazio e o volume total fundido ( $\Sigma$  dos volumes da placa, do pescoço e do massalote,  $\Sigma V$ ).

A partir dos dados apresentados nas tabelas 17 e 18 foram traçados gráficos da variação da relação  $V_v / \Sigma V$  em função do grau de superaquecimento S. A figura 69 mostra os gráficos traçados para o caso do Al 99,5. (a)  $H_m / \phi_m = 1,5$  e (b)  $H_m / \phi_m = 2$  e a figura 70 mostra os gráficos para o caso da liga 13. (a)  $H_m / \phi_m = 1,5$  e (b)  $H_m / \phi_m = 2,0$ .

No anexo 3 é apresentado o método de cálculo do volume dos pipes.

TABELA 17: Volume dos vazios e relações  $V_V/\Sigma V$   
na alimentação de placas em Al 99,5

C.P. nº	$\phi_V$ (mm)	$d_V$ (mm)	$h_V$ (mm)	$V_V$ (cm <sup>3</sup> )	$V_V/\Sigma V$
131	18	4	32	3,5	0,041
132	22	5	22	3,6	0,027
133	22	4	26	4,0	0,030
231	19	6	28	3,8	0,045
232	21	6	30	4,8	0,036
331	19	4	26	3,1	0,036
332	19	4	30	3,6	0,027
431	22	4	40	6,2	0,065
432	21	5	40	6,0	0,042
433	22	5	41	6,6	0,046
531	23	5	37	6,5	0,068
532	22	4	40	6,2	0,043
533	24	2	41	6,8	0,048

TABELA 18: Volume dos vazios e relações  $V_V/\Sigma V$   
na alimentação de placas fundidas  
com a liga 13

C.P. nº	$\phi_V$ (mm)	$d_V$ (mm)	$h_V$ (mm)	$V_V$ (cm <sup>3</sup> )	$V_V/\Sigma V$
121	17	3	24	2,2	0,026
122	20	3	25	3,1	0,023
123	18	10	17	2,8	0,021
221	18	3	20	2,1	0,025
222	17	4	23	2,7	0,020
321	11	10	17	1,6	0,019
322	15	9	20	2,3	0,017
421	17	4	30	2,9	0,031
422	18	3	33	3,3	0,023
423	18	3	35	3,6	0,025
521	16	2	40	3,1	0,033
522	18	3	32	3,3	0,023
523	20	3	32	3,4	0,024

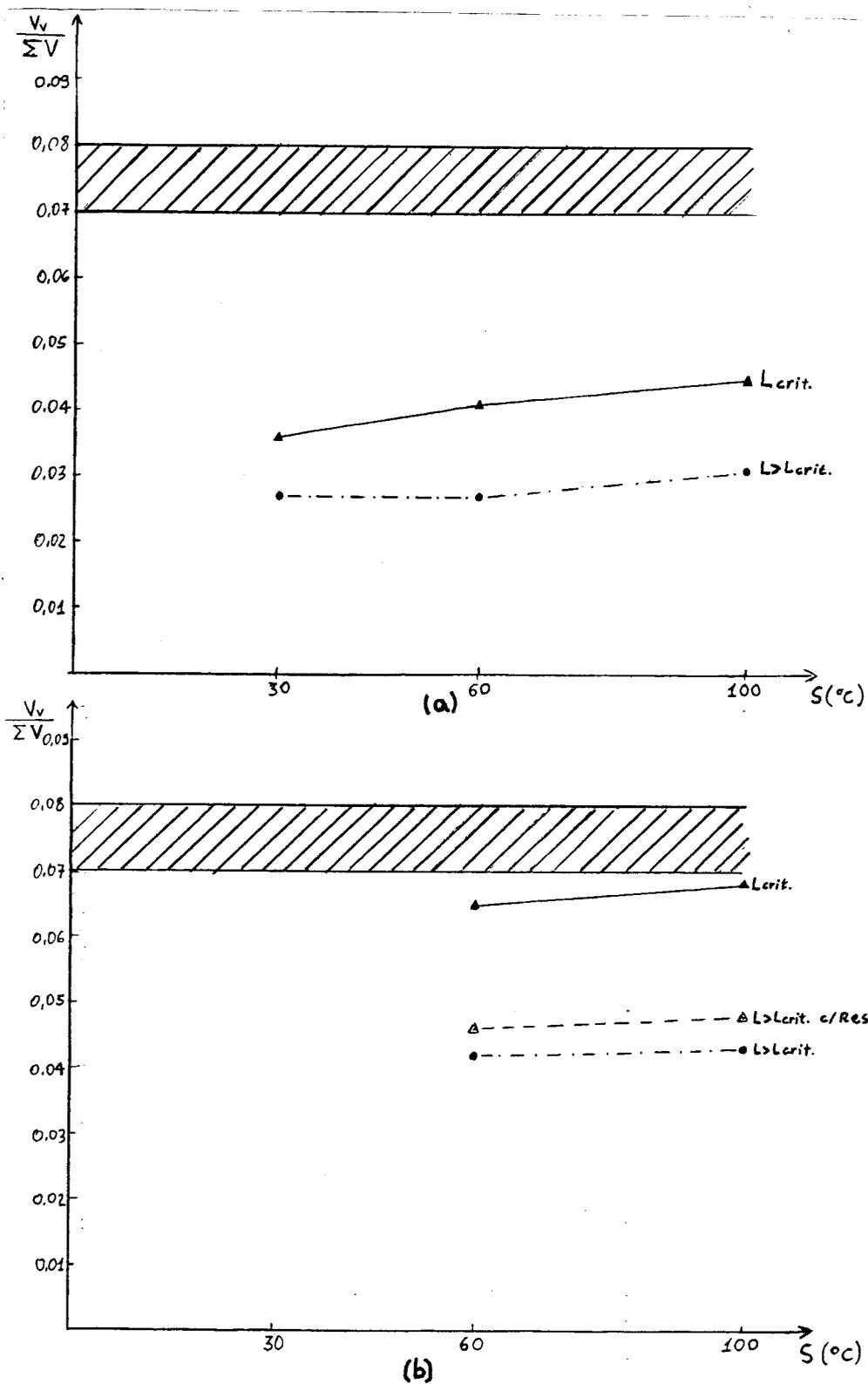


FIGURA 69: Relação entre  $\frac{V_v}{\Sigma V}$  e o grau de superaquecimento ( $S$ ) para o Al 99,5

(a)  $H_m/\varnothing_m = 1,5$

(b)  $H_m/\varnothing_m = 2,0$

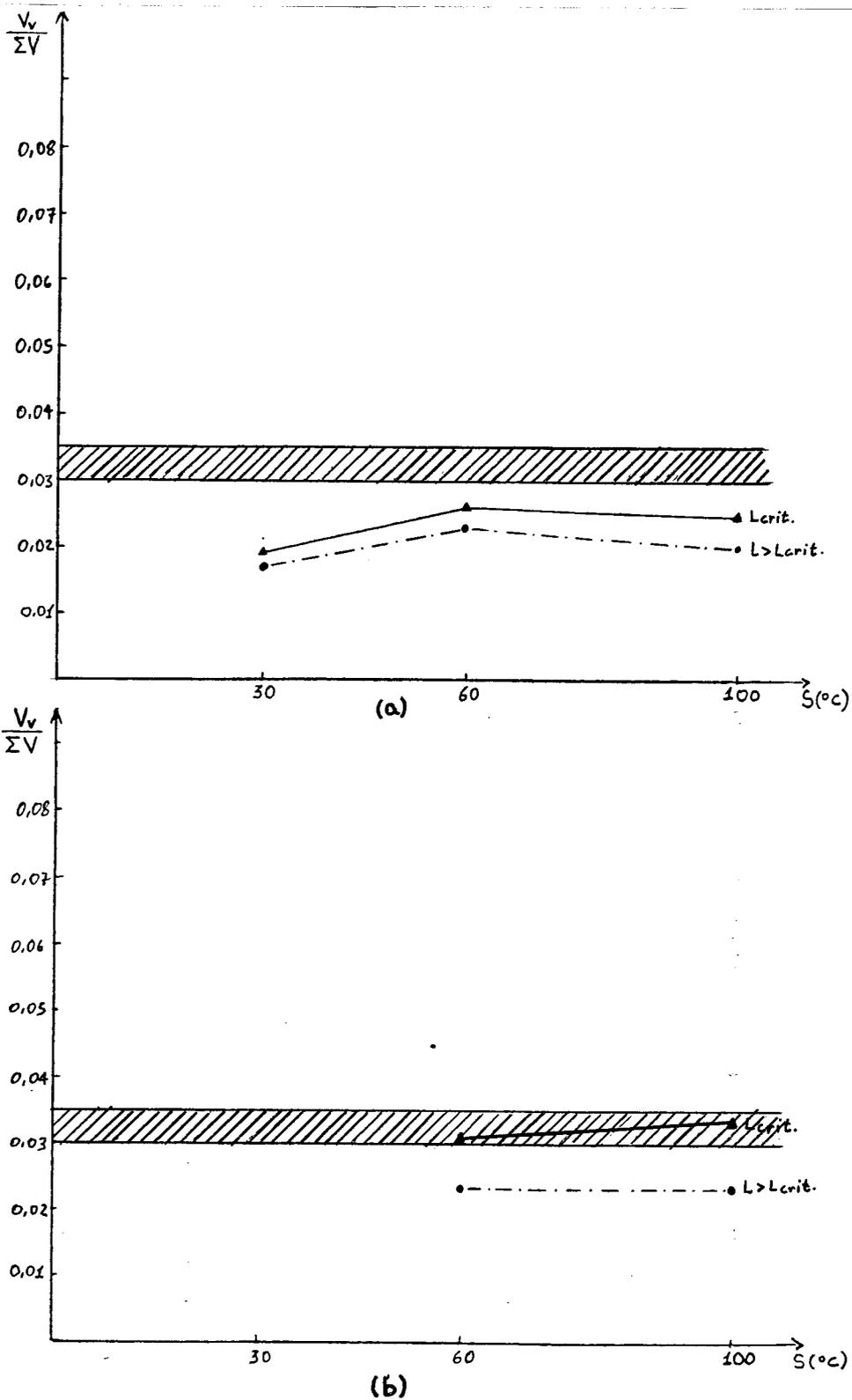


FIGURA 70: Relação entre  $V_v/\Sigma V$  e o grau de superaquecimento ( $S$ ) para a liga 13

(a)  $H_m/\varnothing_m = 1,5$

(b)  $H_m/\varnothing_m = 2,0$

## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 5.1 MACROGRAFIAS

#### 5.1.1 Alumínio 99,5

As placas fundidas em Al 99,5 apresentaram, em geral, uma macroestrutura composta por regiões de estrutura colunar de diferentes granulometrias.

Na figura 51a, que mostra a macroestrutura de uma placa fundida com um alto grau de superaquecimento ( $100^{\circ}\text{C}$ ), observa-se uma estrutura colunar bem mais grosseira do que a da placa representada pela figura 51b, fundida com um baixo grau de superaquecimento ( $30^{\circ}\text{C}$ ). Este resultado indica que no primeiro caso tivemos uma baixa velocidade de resfriamento, causada pelo superaquecimento das paredes do molde em contato com o metal líquido a alta temperatura, ocasionando um atraso no processo de solidificação e conduzindo à formação de uma estrutura grosseira.

No segundo caso, observa-se em quase a totalidade da placa uma estrutura colunar fina, com grãos que cresceram a partir das duas faces horizontais da cavidade, encontrando-se na linha de centro da placa. Isto é um indicativo de que ocorreu uma extração de calor preferencial nas partes superior e inferior da placa, que são as duas maiores áreas de contato metal/molde. A estrutura fina se deve a uma alta velocidade de resfriamento.

Na figura 52 aparecem duas situações adversas. A figura 52a representa a macroestrutura de uma placa com o comprimento crítico, vazada com um grau de superaquecimento médio ( $60^{\circ}\text{C}$ ), onde observa-se uma uniformidade de tamanho de grãos e uma estrutura colunar de granulometria intermediária, apresentando a mesma forma de crescimento descrita para a figura 51b. A figura 52b mostra a macroestrutura de uma placa com o comprimento maior que o crítico, vazada nas mesmas condições que a placa da figura 52a. Ali nota-se nitidamente a ocorrência de duas zonas bem distin-

tas, uma que se estende desde a ponta da placa até um pouco adiante do centro, onde se observa uma região colunar com grãos finos e alongados que se encontram na linha de centro, e uma segunda região que apresenta uma estrutura bem mais grosseira, devido provavelmente ao superaquecimento do molde nesta região em função de um significativo fluxo de metal líquido através desta, quando do vazamento. Este superaquecimento localizado da cavidade fez com que a solidificação da placa fosse mais lenta nesta região, contribuindo assim para a formação de uma estrutura mais grosseira.

A figura 53 mostra a macroestrutura de uma placa com o comprimento maior que o crítico, fundida com a utilização de um resfriador. Conforme pode ser observado na mesma, a utilização de um resfriador fez com que surgisse na região próxima à ponta da placa, uma nova direção preferencial de extração de calor, o que causou o crescimento de grãos na direção perpendicular à de máxima extração de calor anterior. No restante da placa o comportamento de solidificação foi semelhante ao já descrito para outros casos. Com base nesta constatação conclui-se que o resfriador foi efetivo apenas na região próxima a ponta da placa.

De acordo com os resultados mostrados através das macrografias pode-se afirmar que a solidificação das placas em Al 99,5 ocorreu de maneira progressiva, afirmação esta que é baseada na ocorrência de uma estrutura colunar e na existência de uma linha de centro separando duas frentes de solidificação, que são características deste tipo de solidificação.

#### 5.1.2 Liga 195

No caso desta liga a macroestrutura de solidificação apresentou quase que na totalidade dos casos uma estrutura equiaxial.

A figura 54 mostra a macroestrutura de placas fundidas com diferentes graus de superaquecimento. Na figura 54b tem-se

uma placa vazada com  $S=30^{\circ}\text{C}$ , possuindo uma estrutura bem mais refinada que no caso da 54a (principalmente nas proximidades da ponta da placa), apresentando uma evolução em granulometria em direção ao massalote, o que é um indicativo de solidificação direcional.

As duas placas mostradas na figura 54 apresentam o comprimento crítico. Na figura 55 é mostrada a macroestrutura de uma placa com o comprimento maior que o crítico. Observa-se ali uma estrutura equiaxial com granulometria variável: na região da ponta tem-se uma granulação muito fina enquanto que no restante da placa e no massalote a granulação é mais grosseira. Isto é explicado pela diferença nas velocidades de resfriamento das duas regiões citadas.

A utilização de um resfriador gerou uma pequena mudança na direção preferencial de extração de calor na ponta da placa, como pode ser observado na figura 56.

Com base nos resultados apresentados nas macrografias conclui-se que as placas fundidas com a liga 195 tenderam a apresentar uma solidificação extensiva, o que é reforçado pela ocorrência de uma estrutura equiaxial e pela não existência de uma linha definida de encontro das frentes de solidificação.

### 5.1.3 Liga 13

A análise da macroestrutura de solidificação desta liga ficou prejudicada pela pouca nitidez obtida no ataque químico das amostras. Na figura 57 observa-se a ocorrência de uma estrutura equiaxial muito fina o que é característica de uma alta velocidade de resfriamento e de uma solidificação tendendo mais para a forma extensiva do que para a progressiva.

A figura 58 mostra placas com o comprimento crítico (a) e com o comprimento maior que o crítico (b), onde se observa que no caso (b) a incidência de rechupes visíveis na linha de

centro é muito mais acentuada do que na placa com o comprimento crítico, o que é um indicativo de que a distância da alimentação realmente foi excedida no caso da placa em questão.

## 5.2 MICROGRAFIAS

Conforme citado no capítulo 3, o estudo micrográfico das placas fundidas foi realizado apenas para uma avaliação da incidência e da quantidade de microrechupes, não havendo a preocupação de se estudar a microestrutura das mesmas.

Desta forma, o estudo realizado levou à obtenção das curvas mostradas nas figuras 59 a 63 para o alumínio 99,5 e nas figuras 64 a 68 para a liga 195.

### 5.2.1 Alumínio 99,5

As figuras 59 a 63 mostram gráficos relacionando a quantidade relativa de microrechupes ( $Q_{\mu}$ ) com a distância em relação ao massalote ( $d_m$ ) em milímetros, para placas fundidas em alumínio 99,5.

A figura 59 é representativa da experiência nº 1, onde se utilizou  $S=60^{\circ}$  e uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$ . Observa-se na mesma que a placa com  $L_{crit}$  apresentou em todos os pontos analisados um baixo valor de  $Q_{\mu}$ , o que indica a ocorrência de uma alimentação razoável através do massalote. Já nas placas com  $L > L_{crit}$  o valor de  $Q_{\mu}$  variou consideravelmente de uma região para outra, sendo que a placa sem resfriador apresentou um valor máximo para  $Q_{\mu}$  nas proximidades do massalote, enquanto a placa com resfriador apresentou  $Q_{\mu}$  máximo no centro da placa e nulo na região da ponta. A ocorrência de um máximo nas proximidades do massalote, indica que esta região foi a última a solidificar, o que era de se esperar de acordo com os resultados da macrografia. Já a ocorrência de um valor máximo de  $Q_{\mu}$  no centro da placa representa uma discrepância que não apresenta uma explicação imediata.

A ocorrência de um valor nulo de  $Q_{\mu}$  na ponta da placa

fundida com resfriador, confirma a dedução extraída do exame macrográfico, a respeito do efeito da utilização do mesmo.

As figuras 60 e 61 representam as experiências 2 e 3, nas quais foi utilizado uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$  e superaquecimentos de  $100^\circ\text{C}$  e  $30^\circ\text{C}$  respectivamente. Observa-se na figura 60, que a placa com  $L_{crit}$  apresentou uma  $Q_\mu$  máxima na região central já aqui atingido níveis da ordem de 10% o que pode ser considerado como um baixo nível de sanidade de acordo com a aplicação a qual se destinar o fundido. Na placa com  $L > L_{crit}$  a quantidade máxima de microrechupes ocorreu nas proximidades da ligação com o massalote, e de um modo geral o nível de microrechupes foi bem mais elevado do que na placa com o mesmo comprimento fundida com  $S = 60^\circ\text{C}$  (Exp. 1). Na figura 61, o valor máximo de  $Q_\mu$  para a placa com  $L_{crit}$  ocorreu nas proximidades do massalote e atingiu níveis da ordem de 15%, enquanto para a placa com  $L > L_{crit}$  a  $Q_\mu$  máxima ocorreu no centro da placa. A explicação para estes fatos é de que no primeiro caso teve-se uma solidificação direcional mas não houve o suprimento de metal líquido necessário para alimentar a contração de solidificação, porque a velocidade de resfriamento foi muito alta devido ao baixo grau de superaquecimento do metal líquido. Enquanto que no segundo caso, como o comprimento crítico foi excedido, a tendência ao aparecimento de microporosidades é muito maior, o que ficou confirmado através dos valores apresentados. A ocorrência de um valor máximo de  $Q_\mu$  no centro é explicada pelo deficit de metal de alimentação.

Comparando-se os resultados das experiências 1, 2 e 3 pode-se afirmar que para as condições utilizadas neste trabalho, e para uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$  o grau de superaquecimento médio ( $60^\circ\text{C}$ ) é o que nos leva a melhores resultados no que diz respeito a sanidade interna das placas fundidas. Os resultados encontrados para placas fundidas com  $S = 100^\circ\text{C}$  e  $S = 30^\circ\text{C}$  podem ser considerados como insatisfatórios, mesmo para o caso das placas com  $L_{crit}$ .

Os resultados apresentados pelas experiências 1, 2 e 3 levam a crer que o massalote tenha sido subdimensionado. Para uma real averiguação desta hipótese foram realizadas as experiências 4 e 5, onde se trabalhou com uma relação  $H_m/\phi_m = 2$  e com superaquecimentos de  $60^\circ$  e  $100^\circ\text{C}$ , respectivamente.

As figuras 62 e 63 representam os gráficos relativos às experiências 4 e 5. Na figura 62 (Exp. 4) observa-se que a placa com  $L_{crit}$  apresentou valores muito baixos para  $Q_\mu$ , sendo que o valor máximo não atingiu 5%. No caso das placas com  $L > L_{crit}$  ocorreu uma acentuada quantidade de microrechupes na região central das placas, o que é um indicativo de que a distância de alimentação foi realmente excedida nestes casos. A placa fundida com a utilização de um resfriador apresentou um valor de  $Q_\mu$  nulo na região da ponta, como era de se esperar e um valor elevado de  $Q_\mu$  no centro, sendo que para este caso não foi encontrada uma explicação razoável.

Na figura 63 (Exp. 5), a curva referente à placa com  $L_{crit}$  apresentou valores de  $Q_\mu$  relativamente superiores aos valores apresentados para a placa com o mesmo comprimento da Exp. 4, sendo que o valor máximo de  $Q_\mu$  aparece no centro da placa. A comparação destes resultados e a constatação anteriormente extraída das experiências 1, 2 e 3, levam a conclusão de que para este tipo de metal (Alumínio Puro) o grau de superaquecimento de  $60^\circ\text{C}$ , entre os estudados, é o que dá melhores resultados em termos de sanidade interna dos fundidos.

Comparando-se os gráficos das figuras 59 e 62, e das figuras 60 e 63 conclui-se que a relação  $H_m/\phi_m = 2$  dá uma maior segurança quanto a eficiência de alimentação. Esta conclusão fica reforçada pelo fato de que nas experiências em que se utilizou a relação  $H_m/\phi_m = 2$ , os pontos de máxima  $Q_\mu$  ficaram no centro da placa e não nas proximidades do massalote, o que vem a confirmar que neste caso os massalotes exerceram uma alimentação

mais efetiva da placa, e que os valores elevados de  $Q_{\mu}$  apareceram nas placas com  $L > L_{crit}$ , ou seja fora da zona de ação dos massalotes.

### 5.2.2 Liga 195

Os gráficos que relacionam a quantidade relativa de microrechupes com a distância em relação ao massalote, para as placas fundidas com a liga 195 são apresentados nas figuras 64 a 68.

A figura 64 é representativa da experiência 1, onde se utilizou  $S = 60^{\circ}\text{C}$  e  $H_m/\phi_m = 1,5$ . Observa-se que para a placa com  $L_{crit}$  o nível de microrechupes ficou por volta de 10% desde as proximidades do massalote até o centro da mesma, baixando consideravelmente na região próxima à ponta da placa. Para as placas com  $L > L_{crit}$  o nível de microporosidades foi mais elevado, na ordem de 15% para placa sem resfriador e na ordem de 10% para a placa com resfriador.

O massalote da placa com  $L > L_{crit}$  sem resfriador foi o que apresentou o maior valor de  $Q_{\mu}$ , indicando que neste caso o massalote foi mais exigido. Estes resultados indicam que realmente as placas fundidas nesta liga apresentam dispersão dos microrechupes e os valores mais elevados de  $Q_{\mu}$  para a placa com  $L > L_{crit}$  confirmam a suposição de que o dimensionamento da mesma tenha ultrapassado a distância de alimentação do massalote.

As figuras 65 e 66 representam respectivamente as experiências 2 e 3, ou seja, placas fundidas com a utilização de massalotes com relação  $H_m/\phi_m = 1,5$  e superaquecimentos de  $100^{\circ}\text{C}$  e  $30^{\circ}\text{C}$ . Na figura 65 observa-se que para a placa com  $L_{crit}$  o comportamento em relação à quantidade de microrechupes é semelhante ao apresentado pela placa com mesmo comprimento da experiência 1, com um máximo no centro de aproximadamente 10%. Entretanto, tem-se uma quantidade menor de microrechupes na região do massalote o que pode ser indicativo de que no primeiro caso houve uma alimentação mais eficiente. Para a placa com  $L > L_{crit}$  o nível de mi

crorechupes foi bem mais elevado do que na placa com  $L_{crit}$ , sendo também maior em relação à placa de mesmo comprimento da experiência 1. A quantidade de microrechupes no massalote foi intensa (aproximadamente 50%), indicando que houve uma grande exigência da alimentação através do mesmo.

Na figura 66 temos para a placa com  $L_{crit}$  um crescimento do nível de microporosidades no sentido do massalote e para a placa com  $L > L_{crit}$  um máximo de microrechupes na região próxima ao contato peça/massalote. No caso da placa com  $L_{crit}$  o comportamento é normal, já no caso da placa com  $L > L_{crit}$  tem-se um comportamento anômalo causado provavelmente pela solidificação prematura da seção de ligação, fazendo com que o ponto quente se localize nesta região da placa, ao invés de localizar-se no massalote.

Comparando-se os resultados apresentados pelas três experiências, pode-se afirmar que não houve uma variação muito significativa da quantidade de microrechupes ao longo das placas com  $L_{crit}$ , para os diferentes graus de superaquecimento utilizados. No caso das placas com  $L > L_{crit}$  os melhores resultados ocorreram para  $S = 60^{\circ}\text{C}$  (Exp. 1) e o pior resultado ocorreu para  $S = 30^{\circ}\text{C}$  (Exp. 3).

A utilização de um resfriador na ponta de uma placa com  $L > L_{crit}$  (Exp. 1) conduziu à ocorrência de um valor quase nulo de  $Q_{\mu}$  nesta região, como era de se esperar.

Nas figuras 67 e 68 são apresentados os resultados obtidos quando se utilizou uma relação  $H_m/\phi_m = 2$  e superaquecimentos de  $60^{\circ}\text{C}$  (Exp. 4) e  $100^{\circ}\text{C}$  (Exp. 5) respectivamente.

Os resultados da Exp. 4 (figura 67) mostram para a placa com  $L_{crit}$  valores de  $Q_{\mu}$  crescentes na direção do massalote e um valor bem elevado, quase 40%, no massalote, o que vem a indicar que o fornecimento de metal de alimentação do massalote para a placa foi satisfatório. Na placa com  $L > L_{crit}$  o comporta-

mento foi semelhante, só que o nível de microrechupes neste caso é bem mais elevado do que na placa com  $L_{crit}$ , enquanto a placa com  $L > L_{crit}$  com resfriador apresentou valores intermediários em termos de microrechupes. Para as duas primeiras placas os resultados estão dentro do esperado, ou seja, a placa com  $L_{crit}$  apresentou um nível de porosidade bem inferior ao da placa com  $L > L_{crit}$ , por razões óbvias, já descritas para outros casos. Já os valores encontrados para a placa com resfriador fogem do esperado principalmente no massalote.

Os resultados da Exp. 5 (figura 68), onde se utilizou um maior grau de superaquecimento, para a placa com  $L_{crit}$  são semelhantes aos da Exp. 4, com um valor máximo de  $Q_{\mu}$  por volta dos 10% na região próxima à ligação peça/massalote.

Na placa com  $L > L_{crit}$  ocorreu uma variação do ponto de máximo  $Q_{\mu}$ , que ocorreu no centro da placa, enquanto que na experiência anterior o ponto de máximo ocorreu nas proximidades do massalote. Já a placa com  $L > L_{crit}$  e com resfriador apresentou uma distribuição de microrechupes, análoga à de outra placa com  $L > L_{crit}$ , claro que com um nível de porosidades bem mais reduzido, indicando que houve uma melhor alimentação.

Confrontando-se os resultados das experiências 4 e 5 não se obtém nenhuma indicação definitiva quanto a influência do grau de superaquecimento na alimentação de placas fundidas nesta liga, com o comprimento dentro da zona de ação do massalote. Já para as placas com o comprimento maior que a zona de ação do massalote, os resultados indicam que ocorreu uma melhor alimentação quanto se utilizou um grau de superaquecimento mais baixo ( $60^{\circ}\text{C}$ ).

Comparando os resultados das experiências 1, 2 e 3 com os resultados das experiências 4 e 5, chega-se a conclusão que o aumento na relação  $H_m/\phi_m$  causou uma melhora na alimentação das placas, mas é conveniente destacar que esta afirmação é baseada apenas no fato de que quando se utilizou um massalote maior

(Experiências 4 e 5) o nível de microrechupes no mesmo foi muito mais elevado, já que nas placas o nível de microporosidades apresentou variações pouco significativas em função desta alteração.

Estes resultados também permitem afirmar que a distância de alimentação estabelecida para esta liga é válida, ou não, em função do grau de sanidade exigido no fundido.

### 5.3 AVALIAÇÃO DO VOLUME DO VAZIO (PIPE)

#### 5.3.1 Alumínio 99,5

Os resultados desta avaliação para o alumínio 99,5 são apresentados na figura 69. Na figura 69a, que se refere às experiências 1, 2 e 3, nas quais se utilizou uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$  observa-se que tanto para a placa com  $L_{crit}$  como para a com  $L > L_{crit}$ , o volume do pipe cresceu com o aumento do grau de superaquecimento. Os valores da relação  $V_v/\Sigma V$ , mesmo para a placa com  $L_{crit}$ , ficaram muito aquém da contração volumétrica da liga, o que é um indicativo de que o massalote foi subdimensionado.

Na figura 69b observa-se que o volume do pipe apresenta valores superiores àqueles encontrados quando se trabalhou com uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$ , o que vem a confirmar a suposição de um subdimensionamento do massalote. Mesmo aumentando-se o volume do massalote, os valores máximos não atingiram a faixa de variação volumétrica da liga, sendo que no caso da placa de  $L = L_{crit}$  os valores ficaram bem próximos desta faixa.

A combinação dos resultados desta avaliação com os resultados do exame micrográfico, permite afirmar que o massalote foi subdimensionado, o que era esperado em parte, já que o dimensionamento do mesmo obedeceu apenas a regra dos módulos, não obedecendo a regra da contração, pois procurou-se trabalhar com o máximo rendimento, ou seja com o menor tamanho de massalote necessário a uma boa alimentação.

No que se refere à distância de alimentação, os resul-

tados encontrados para as placas com  $L = L_{crit}$  e  $L > L_{crit}$ , confirmam em parte as referências existentes<sup>43</sup>.

### 5.3.2 Liga 13

Os resultados desta avaliação são mostrados na figura 70. Na figura 70a aparecem os resultados obtidos quando se utilizou uma relação  $H_m/\phi_m = 1,5$ ; nesta se observa que o volume do pipe apresentou um máximo para  $S = 60^\circ C$ , tanto na alimentação das placas com  $L_{crit}$  como na alimentação das placas com  $L > L_{crit}$ . Este valor ficou um pouco aquém da faixa de contração volumétrica da liga em questão.

Na figura 70b são apresentados os resultados obtidos quando se utilizou um massalote maior (relação  $H_m/\phi_m = 2$ ). Observa-se nesta, que os valores da relação  $V_v / \Sigma V$  para as placas com  $L_{crit}$  estão integralmente dentro da faixa de contração volumétrica da liga, o que indica a ocorrência de uma alimentação eficiente.

Os resultados acima descritos permitem concluir que para a alimentação das placas fundidas nesta liga o massalote utilizado nas experiências 4 e 5 foi bem dimensionado e que a referência existente quanto a distância de alimentação pode ser considerada como correta, nas condições utilizadas para a realização dos experimentos.

## 6 CONCLUSÕES

### 1. Alumínio comercialmente puro

- a) a solidificação ocorreu de maneira progressiva;
- b) as placas com o comprimento crítico apresentaram níveis de sanidade muito superiores aos apresentados pelas placas com o comprimento maior que o crítico;
- c) com base na afirmativa acima pode-se aceitar para a distância de alimentação a relação  $d_{al}=10E_p$  como correta;
- d) as experiências onde foram utilizados massalotes com relação  $H/\phi = 2$  apresentaram os melhores resultados;
- e) no que se refere à quantidade relativa de micro-rechupes, os resultados mais positivos aconteceram quando se utilizou um superaquecimento igual a  $60^{\circ}\text{C}$ ;
- f) o volume do pipe foi diretamente proporcional ao grau de superaquecimento.

### 2. Liga 195 (Al - 4,5Cu)

- a) a solidificação ocorreu de maneira extensiva;
- b) as placas com o comprimento crítico não apresentaram alteração significativa na quantidade de microrechupes, em função da variação no grau de superaquecimento;
- c) as placas com o comprimento maior que o crítico ( $L > L_{crit}$ ) apresentaram altos índices de microrechupes, o que é um indicativo de que a distância de alimentação foi excedida;

- d) o aumento na relação  $H_m/\phi_m$  causou uma melhora na sanidade das placas;
- e) a distância de alimentação  $d_{al} = 6E_p$  pode ser considerada correta.

### 3. Liga 13 (Al-12Si)

- a) a solidificação ocorreu de uma maneira que tende mais para extensiva do que para progressiva;
- b) a distância de alimentação  $d_{al} = 10E_p$  pode ser considerada válida;
- c) o volume do pipe apresentou os maiores valores para um grau de superaquecimento de  $60^{\circ}\text{C}$ ;
- d) os massalotes com relação  $H_m/\phi_m = 2$  foram bem dimensionados para alimentar as placas com o comprimento crítico.

Finalmente conclui-se que as técnicas utilizadas, tanto a análise da presença de microrechupes através de metalografia como o cálculo do volume dos pipes, forneceram resultados satisfatórios, mas um futuro estudo mais detalhado do assunto deve ser realizado com o auxílio de técnicas mais sofisticadas, como por exemplo raios-X, que fornecem resultados mais exatos, com exceção dos casos onde a solidificação ocorre com a formação de rechupes dispersos.

## 7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Estudar a alimentação de peças em ligas de alumínio fundidas em moldes metálicos.

2. Trabalhar com massalotes maiores e variar a espessura das placas, de maneira a tornar possível a obtenção de curvas para distância de alimentação, como foi feito para o caso da alimentação de peças fundidas em aço.

3. Estudar mais detalhadamente a influência do grau de superaquecimento na alimentação.

## ANEXO 2: LISTA DE SÍMBOLOS

$\theta$	Ângulo de contato sólido-líquido
$\gamma_{lg}$	Tensão superficial na interface líquido-gás
$\gamma_{sl}$	Tensão superficial na interface sólido-líquido
$\gamma_{sg}$	Tensão superficial na interface sólido-gás
$D_f$	Força motriz para o molhamento
$\gamma_{lv}$	Tensão superficial líquido-vácuo
$\gamma_{sv}$	Tensão superficial sólido-vácuo
$\omega_a$	Trabalho de adesão
$R$	Raio de uma esfera
$\omega$	Ângulo entre uma partícula sólida e um metal líquido
$g$	Aceleração da gravidade
$\rho_p$	Densidade da partícula
$\rho_l$	Densidade do líquido
$H_v$	Calor de vaporização de um metal líquido
$T_f$	Temperatura de fusão
$M$	Massa
$\beta$	Fator de forma de uma gota de metal líquido
$b$	Raio de curvatura na origem de uma gota de metal líquido
$E_{12}$	Energia de interação entre dois átomos livres
$\alpha_1$	Polarizabilidade do elemento 1
$\alpha_2$	Polarizabilidade do elemento 2
$I_1$	1º potencial de ionização do elemento 1
$I_2$	1º potencial de ionização do elemento 2
$n$	Número de pares de átomos por unidade de área superficial
$\omega_{disp}$	Trabalho de adesão devido a forças de dispersão
$\Delta G^0_f$	Variação de energia livre no estado padrão para formação de um óxido

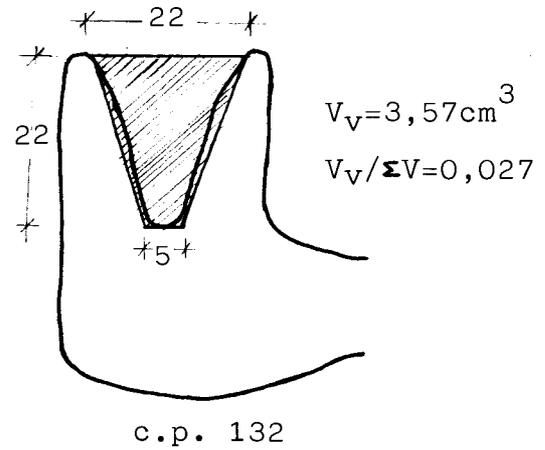
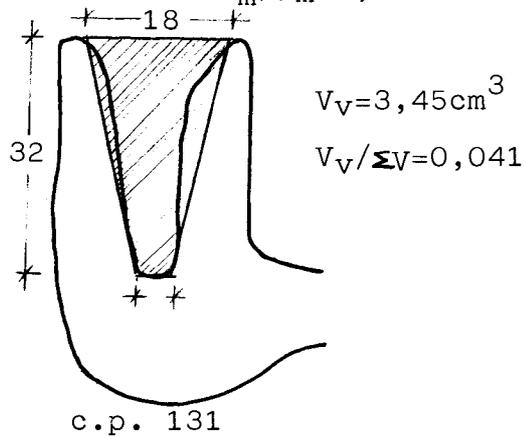
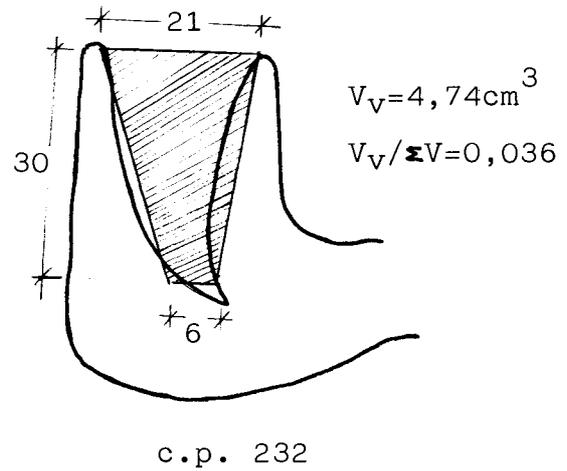
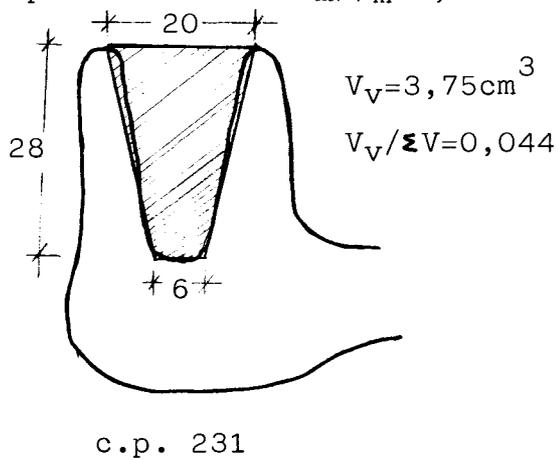
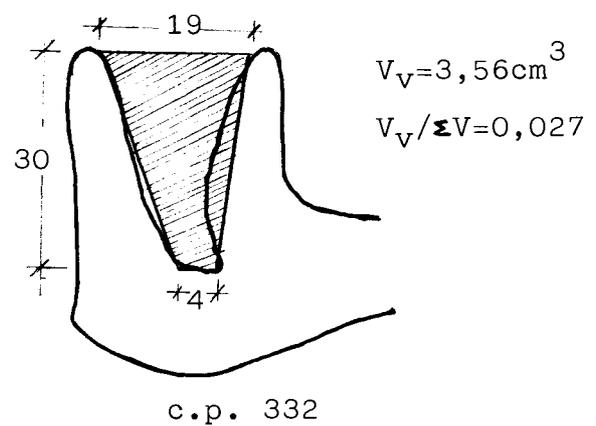
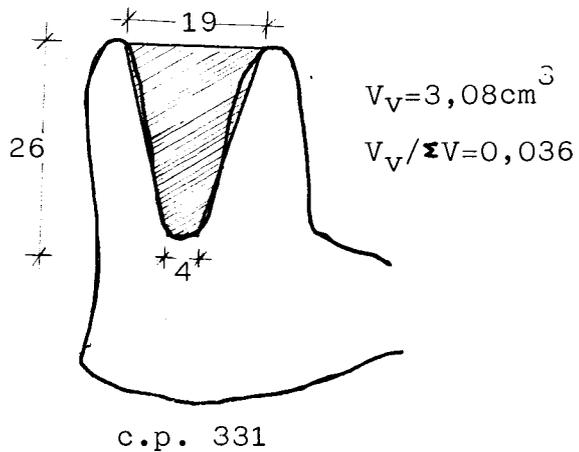
.....

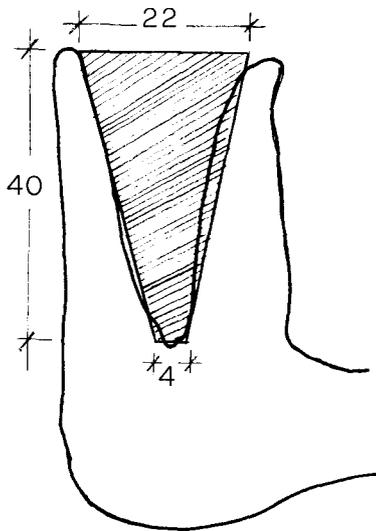
.....

S/L	Interface sólido-líquido
$U_c$	Velocidade crítica para a captura de partículas pela frente de solidificação
$\Delta H$	Calor latente de fusão
$a_0$	Constante de rede
$V_0$	Volume
D	Constante de difusão
$\lambda_p$	Condutividade térmica da partícula cerâmica
$\lambda_l$	Condutividade térmica do metal líquido
$\gamma_{ps}$	Tensão superficial partícula-metal sólido
$\gamma_{pl}$	Tensão superficial partícula-metal líquido
$\Delta G$	Variação de energia livre
F	Fluidez
S	Área superficial total das partículas cerâmicas
$C_{ps}$	Corpos de prova
$K_2$	Condutividade térmica do metal
$K_1$	Condutividade térmica do molde
T	Temperatura
k	Constante de Boltzmann
$\rho_2$	Densidade do metal
$\rho_1$	Densidade do molde
$C_{p_2}$	Calor específico do metal
$C_{p_1}$	Calor específico do molde
$T_a$	Temperatura do banho no momento da adição do componente cerâmico

## 8.3 MÉTODO DE CÁLCULO DO VOLUME DOS PIPES

a) Al 99,5

Exp 1:  $S=60^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$ Exp 2:  $S=100^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$ Exp 3:  $S=30^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$ 

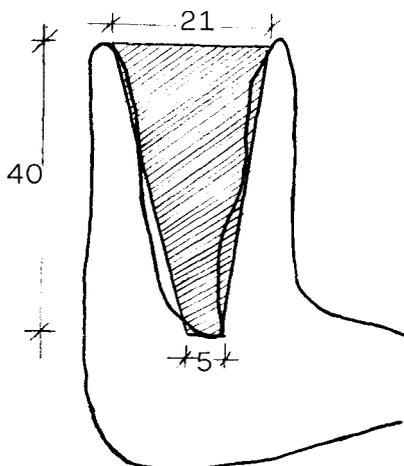


c.p. 431

Exp 4:  $S=60^{\circ}C$   $H_m/\phi_m=2$ 

$$V_V=6.16\text{cm}^3$$

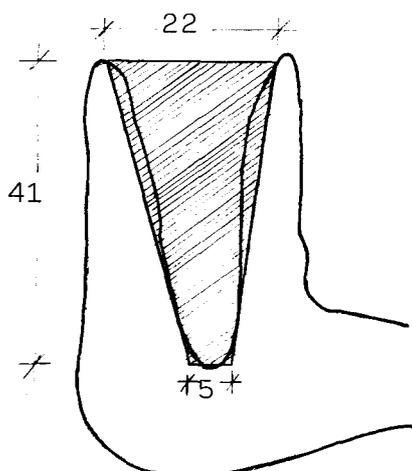
$$V_V/\Sigma V=0,065$$



c.p. 432

$$V_V=5,98\text{cm}^3$$

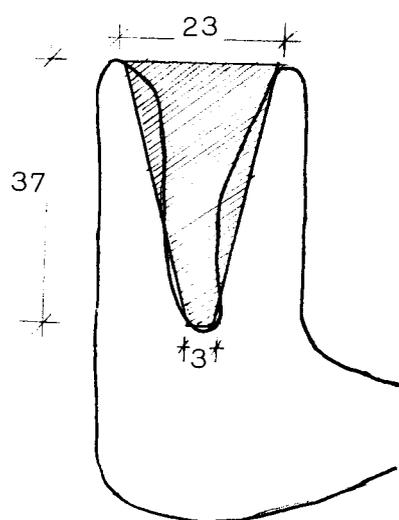
$$V_V/\Sigma V=0,042$$



c.p. 433

$$V_V=6,64\text{cm}^3$$

$$V_V/\Sigma V=0,046$$

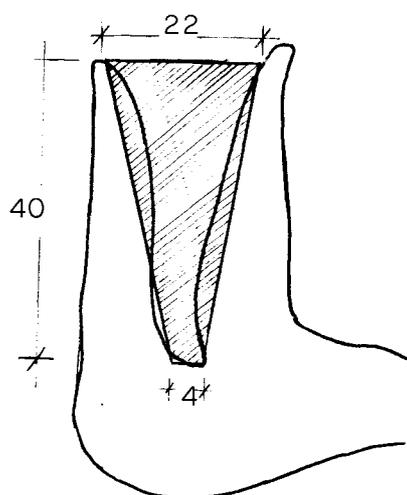


c.p. 531

Exp. 5:  $S=100^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=2$ 

$$V_V=6,48\text{cm}^3$$

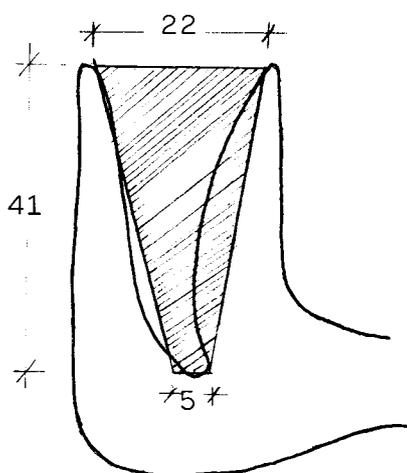
$$V_V/\Sigma V=0,068$$



c.p. 532

$$V_V=6,16\text{cm}^3$$

$$V_V/\Sigma V=0,043$$



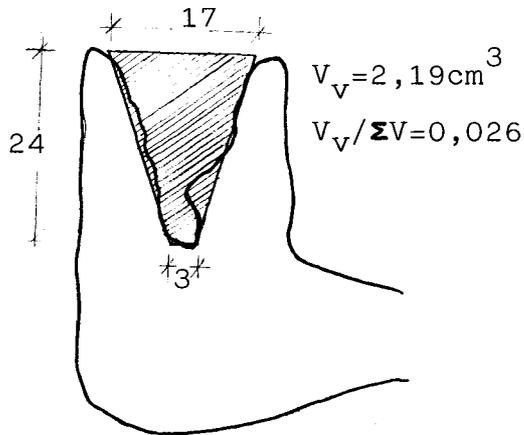
c.p. 533

$$V_V=6,74\text{cm}^3$$

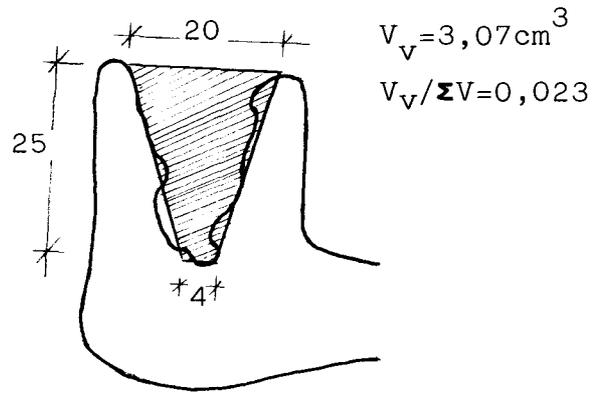
$$V_V/\Sigma V=0,047$$

b) Liga 13

Exp. 1:  $S=60^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$

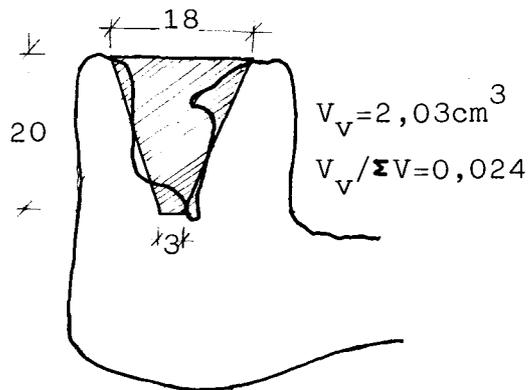


c.p. 121

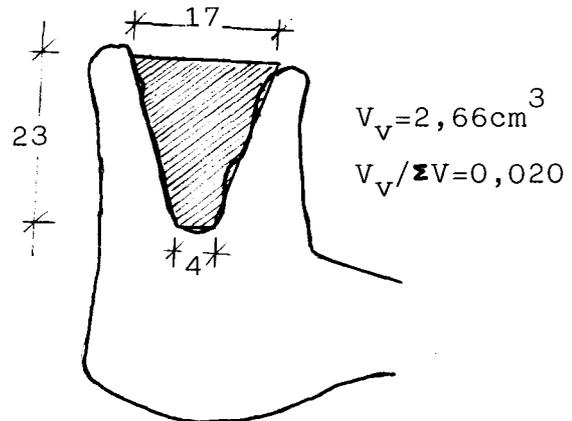


c.p. 122

Exp. 2:  $S=100^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$

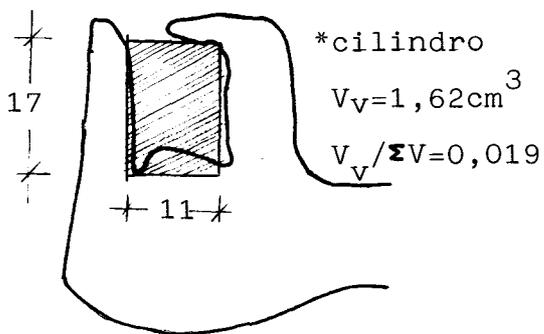


c.p. 221

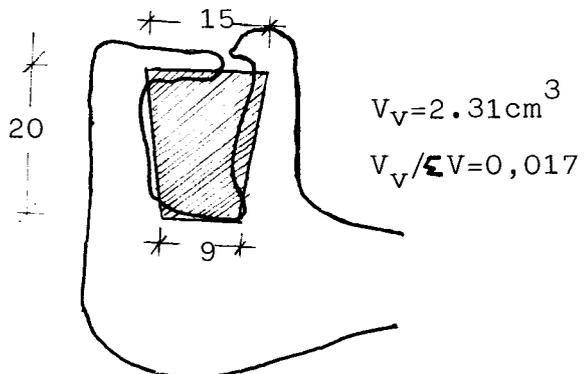


c.p. 222

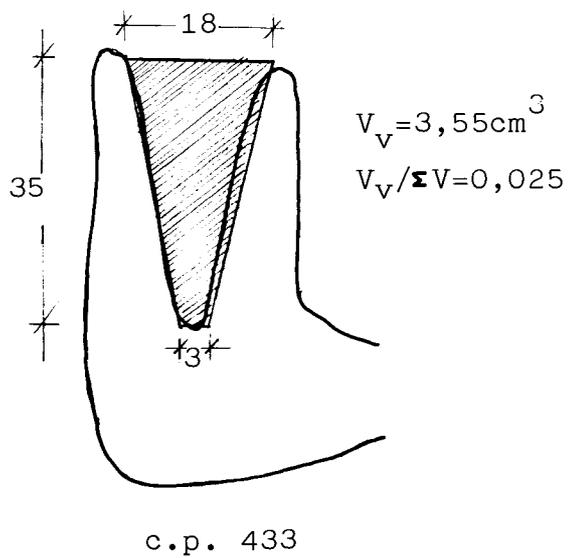
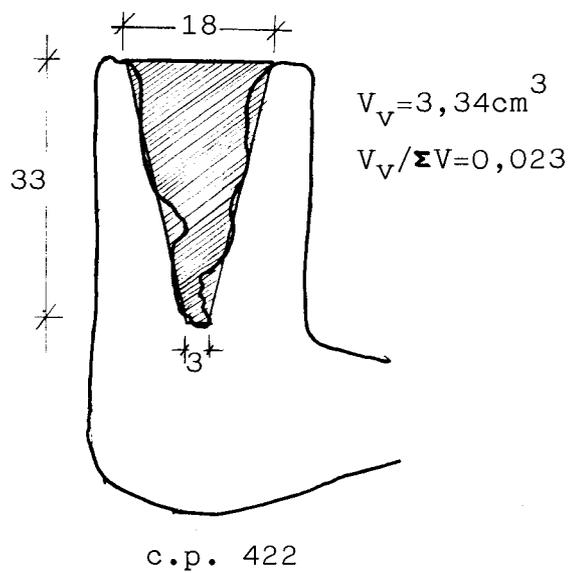
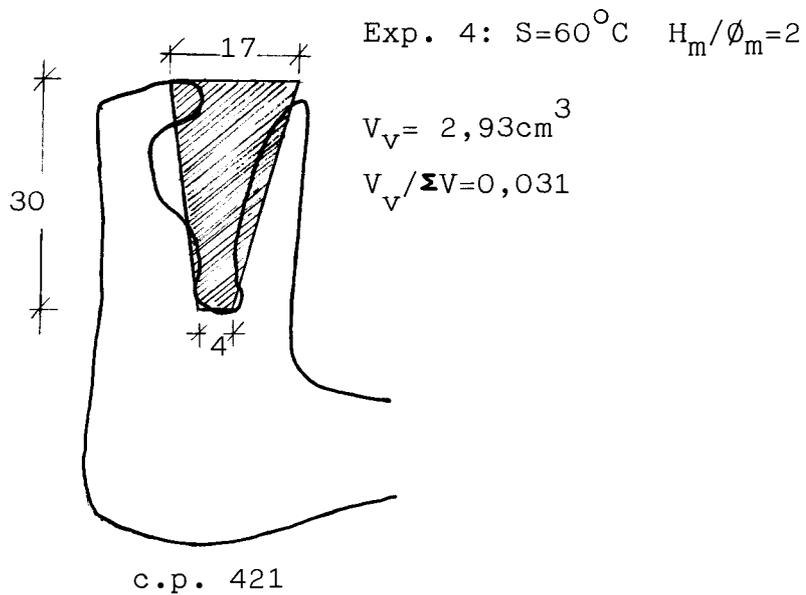
Exp. 3:  $S=30^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=1,5$



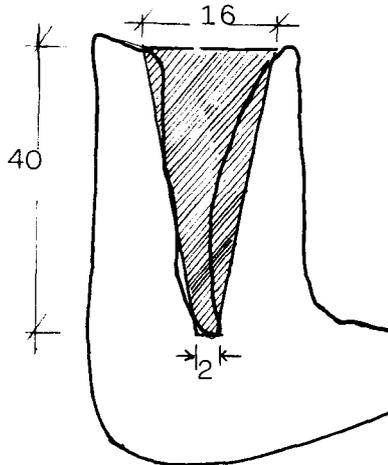
c.p. 321



c.p. 322

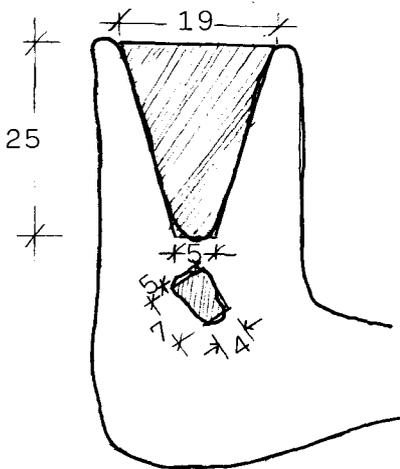


Exp. 5:  $S=100^{\circ}\text{C}$   $H_m/\phi_m=2$



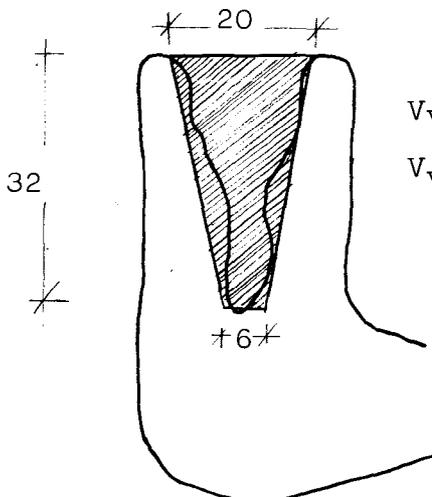
$V_V=3,06\text{cm}^3$   
 $V_V/\Sigma V=0,033$

c.p. 521



$V_V=3,26\text{cm}^3$   
 $V_V/\Sigma V=0,023$

c.p. 522



$V_V=3,39\text{cm}^3$   
 $V_V/\Sigma V=0,024$

c.p. 523

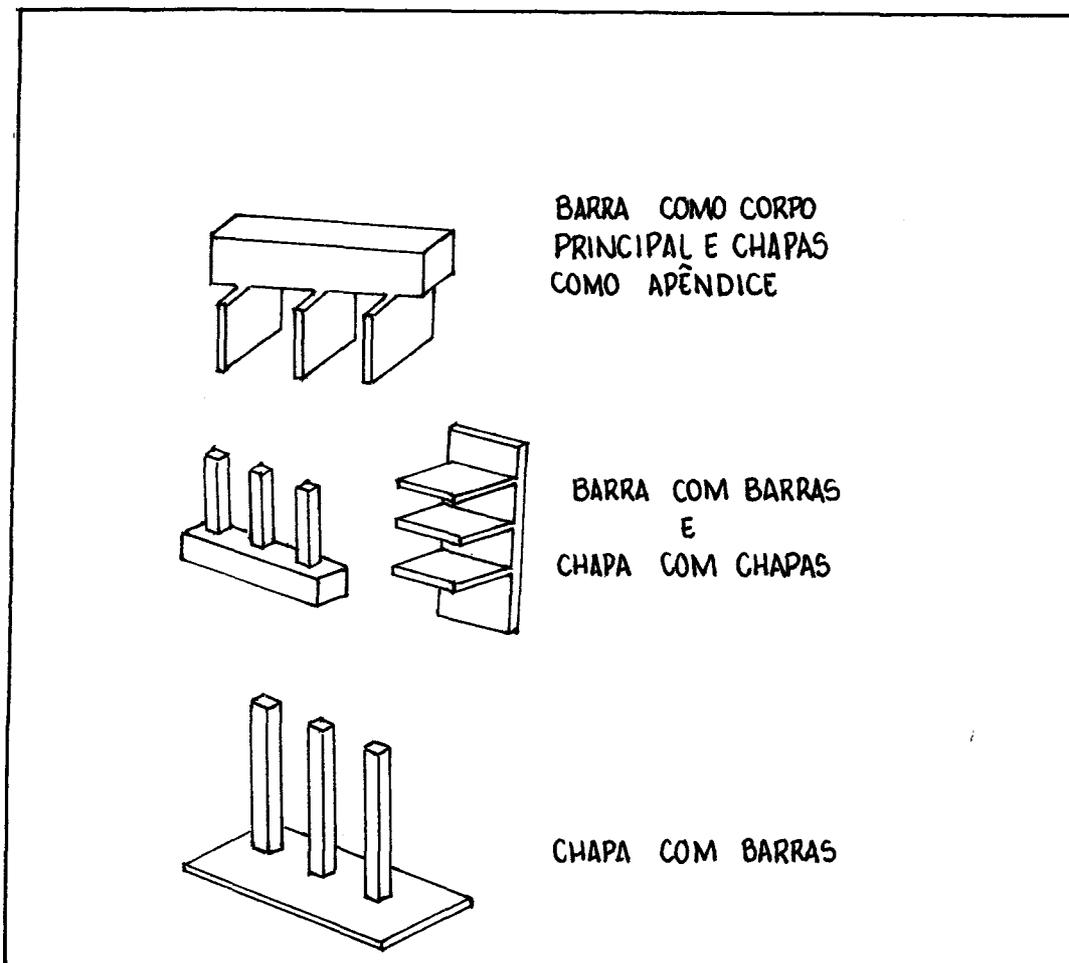


FIGURA 37: Casos de peças com apêndices<sup>21</sup>

A principal vantagem deste método, em relação ao proposto por Caine<sup>20</sup> reside no fato de que neste não existe a necessidade de trabalhosos cálculos de relação volume/superfície. Em termos de resultados quanto ao dimensionamento de massalotes, os dois métodos se equivalem.

Adams e Taylor<sup>25</sup> apresentaram uma aproximação quantitativa para o dimensionamento de massalotes que faz uso de um balanço de calor e massa e a partir desta desenvolveram uma equação geral para massalotes. A equação apresentada por Adams e Taylor é a seguinte:

$$(1 - \beta) \frac{V_m}{V_p} = \frac{A_m}{A_p} + \beta \quad (11)$$

A equação acima quando confrontada com os dados obtidos por Caine<sup>20</sup> apresentou valores compatíveis, para o caso específico de aços fundidos (fig. 38)

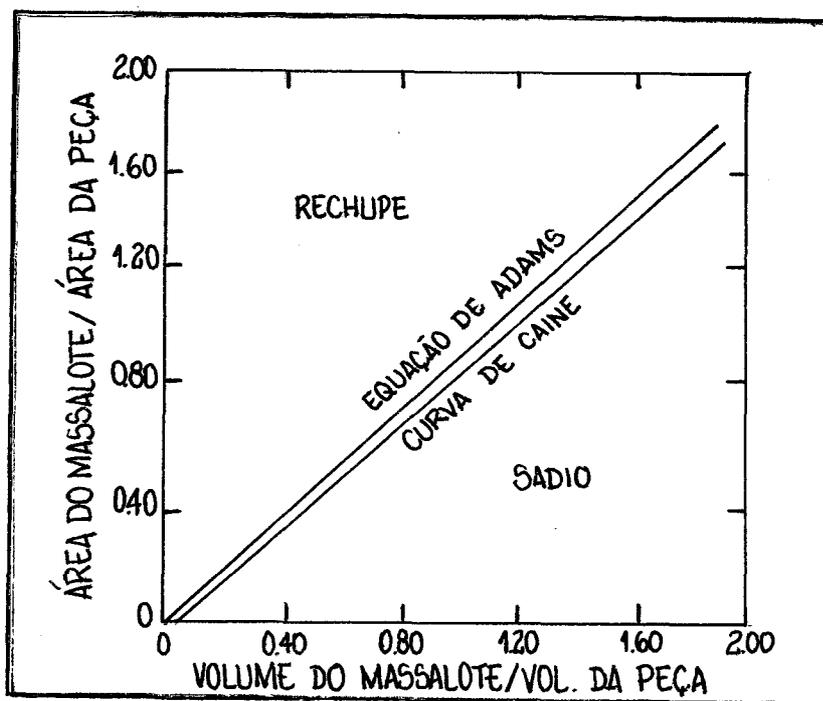


FIGURA 38: Comparação entre o método de Caine e de Adams<sup>24</sup>

A grande vantagem deste método reside no fato de que o mesmo pode ser empregado para qualquer tipo de metal ou liga sob condições médias.

Os franceses<sup>15,18,26,27</sup> recomendam um método de dimensionamento de massalotes que leva em conta o módulo de resfriamento e o coeficiente de contração volumétrica do metal em questão. Para tanto, é estabelecido que o massalote necessário para alimentar uma determinada peça, ou região desta, deve satisfazer à três regras básicas, a saber:

- a) Regra da Zona de Ação: permite determinar o número e a posição dos massalotes sobre uma peça. Esta regra será discutida com maior detalhe em outra seção deste capítulo;
- b) Regra dos Módulos: permite determinar os tempos relativos de solidificação das diversas partes da peça e estabelecer uma relação entre os módulos das regiões a serem alimentadas e o módulo dos massalotes que vão alimentar as mesmas. A relação mínima indicada é:

$$M_m = 1,2 \text{ à } 1,3 M_p \quad (12)$$

- c) Regra da Contração: a regra dos módulos, por si só não é suficiente para assegurar uma alimentação eficiente, já que um massalote pode satisfazer esta regra, mas por outro lado, não satisfazer as necessidades de metal líquido da peça. A regra da contração foi mostrada através da expressão 7.

Heine et alii<sup>28</sup> realizaram um estudo comparativo entre dois métodos comumente empregados no dimensionamento de massalotes. Os métodos em questão são: o método geométrico que é totalmente empírico e o método baseado na análise de fenômenos de transferência de calor. A figura 39 mostra esquematicamente os

dois métodos.

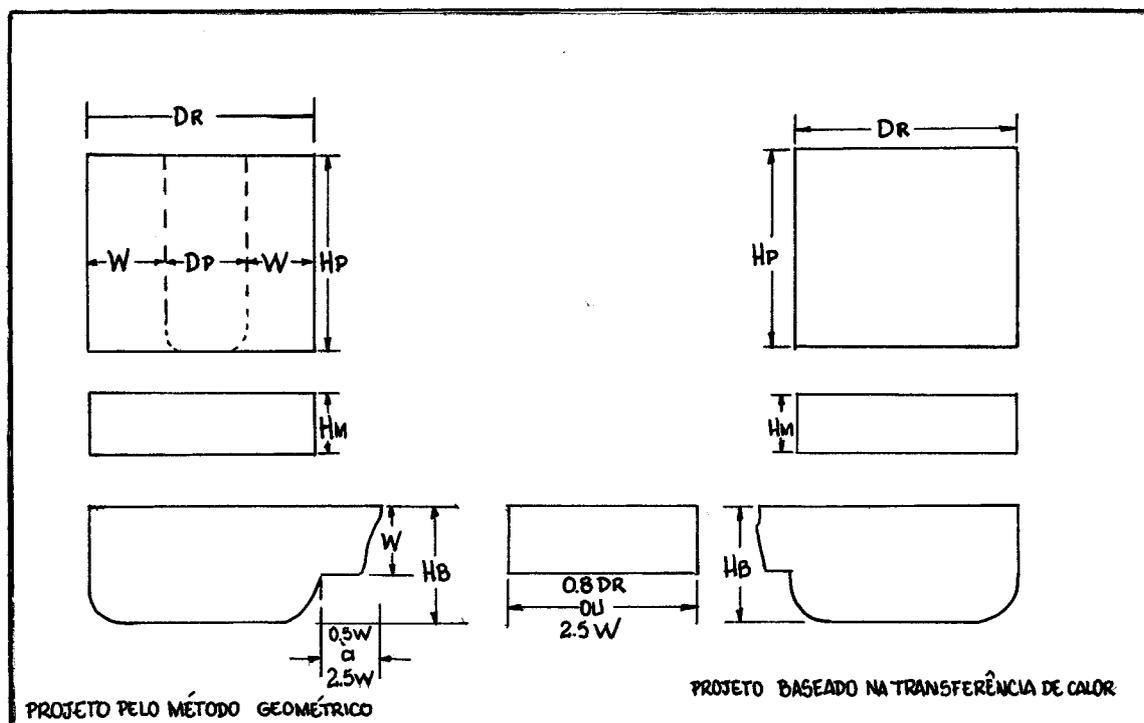


FIGURA 39: Métodos estudados por Heine<sup>28</sup>

(a) método geométrico

(b) método baseado nos fenômenos de transferência de calor

A técnica geométrica envolve a divisão do massalote em três partes; a seção de alimentação, a seção de pressão e a base.

Esta técnica está baseada na geometria que vai assumir o vazio (pipe) formado no massalote devido o fornecimento de metal líquido para compensar a contração de solidificação. A geometria do vazio é assumida ser cilíndrica com diâmetro igual a  $\phi_p$  e altura  $H_p$ . Observações práticas de massalotes utilizados com sucesso, indicaram que  $H_p = 2,5 \phi_p$ . A partir de  $\phi_p$  podemos determinar as dimensões de seção de alimentação do massalote através das expressões:

$$\phi_m = \phi_p + 2W \quad (13)$$

$$H_p = 2,5 \phi_p \quad (14)$$

A determinação de  $\phi_m$  requer uma avaliação de W. Para um massalote cilíndrico W é igual a espessura efetiva da seção a ser alimentada. O valor de W pode ser estimado em função da geometria da peça:

$W = e$  para uma placa de espessura e

$W = 0,5d$  para um cilindro de diâmetro d

$W = 0,5e$  para uma barra de lado e

$W = 0,35e$  para um cubo de lado e

A altura da base do massalote é a distância desde o topo do pescoço até o fundo do massalote. Esta altura pode ser  $1,5W$  no máximo. Entretanto a soma das alturas da seção de pressão e da base deve ser maior que  $1,5W$ .

O projeto baseado na transferência de calor envolve uma série de variáveis, que são relacionadas através da expressão:

$$\frac{5}{(1-\beta)} k M_p = \phi_m - \frac{4\beta}{\pi(1-\beta)} \cdot \frac{V_p}{\phi_m^2} \quad (15)$$

Conhecido o diâmetro da seção de alimentação  $\phi_m$ , a mesma está determinada já que a altura  $H_a$  é igual a  $\phi_m$ .

A seção de pressão e a base podem então ser calculadas usando-se o método geométrico. Os valores de  $\phi_m$  e  $H_m$  encontrados pelos dois métodos são próximos.

Flinn et alii<sup>29</sup> utilizaram o método N.R.L. para o dimensionamento de massalotes para ligas de cobre. Taylor<sup>12</sup> estudou a massalotagem de ligas de alumínio, utilizando massalotes com diâmetro de 1,5 a 2 vezes a espessura da seção a ser alimentada e indicou para massalotes abertos uma relação  $H_m / \phi_m$  de no mínimo 2.

Outros trabalhos<sup>30,31,32,33,34</sup> voltaram-se para a determinação de dimensões para o pescoço do massalote, no caso da alimentação de ferros fundidos. Sendo que em um destes<sup>34</sup> foi es-

tabelecido um paralelo com a rigidez dos moldes.

Merchant<sup>35</sup> baseado em dados de outros autores<sup>16,17,22,</sup>  
<sup>23</sup>apresentou a seguinte equação:

$$\frac{25 (4p + 1)}{A_p} = \frac{p \cdot \phi_m}{\beta \cdot V_p} - \frac{1.275}{n \cdot \phi_m^2} \quad (16)$$

A principal vantagem desta equação é a possibilidade de aplicação a todos os tipos de metais e ligas, mas por outro lado, há uma série de dificuldades como o cálculo de  $A_p$  e o uso de ábacos limitados a poucos valores de  $\beta$  e válidos somente para  $n = 1$  e  $p = 1$ .

Goossens<sup>36</sup> recentemente obteve uma nova equação:

$$\phi_m^3 - \frac{25(4p+1)bM_p \phi_m^2}{P} - \frac{1.275\beta V_p}{p \cdot n} = 0 \quad (17)$$

A solução desta equação de 3º grau é:

$$D = \sqrt[3]{B} + K/3 \quad \text{sendo:} \quad (18)$$

$$K = \frac{25 (4p + 1) \beta M_p}{P} \quad (19)$$

$$B = \frac{9K^3 + 27L}{27} \quad (20)$$

$$L = \frac{1.275\beta V_p}{Pn} \quad (21)$$

A equação, desta forma, adquire um potencial de aplicação bastante amplo já que se podem utilizar valores variados de  $\beta$  e  $p$ . No mesmo trabalho<sup>36</sup> é apresentado um programa em linguagem Basic (anexo 1), que resolve a equação de Merchant modificada, calculando diâmetro e altura dos massalotes e também o peso total e unitário dos massalotes, o peso total fundido (peça + massalotes) e o rendimento.

No anexo 2 é apresentado um sumário dos principais métodos de dimensionamento de massalotes e pescoços de massalote.

### 2.2.5 A Distância de Alimentação de Massalotes

A alimentação de uma peça através de massalotes envolve mais que o simples uso de um massalote com o módulo maior do que o módulo da peça, já que um massalote é efetivo somente nas regiões imediatamente próximas a este. Devido a este fato pode-se dizer que um massalote apresenta uma distância máxima de alimentação de acordo com a geometria da peça a ser alimentada. Esta distância de alimentação, pode ser definida como a distância da peça que resulta sob a ação de um dado massalote, e está relacionada com uma série de variáveis, como por exemplo:

- o modo de solidificação do metal ou liga;
- as características térmicas do metal;
- as características térmicas do material do molde;
- grau de sanidade desejado, etc.

Pellini et alii<sup>37,38</sup> estudaram a distância de alimentação de massalotes para o caso de aços fundidos, sendo este o mais completo trabalho até hoje realizado nesta área. Os resultados destas pesquisas, embora obtidos a partir de aços fundidos, provavelmente sejam aplicáveis, ao menos qualitativamente, a fundidos em outras ligas que solidifiquem de forma progressiva.

Nestes trabalhos foi feita uma avaliação de como a sanidade de peças experimentais de várias formas variou com o tamanho e a localização dos massalotes e com as dimensões da peça. A sanidade das peças foi avaliada através da técnica radiográfica.

Os massalotes utilizados apresentavam as seguintes relações:

$$\phi_m = 3E_p \quad (22)$$

$$H_m = 1,5\phi_m \quad (23)$$

Foi estudada a distância de alimentação para o caso de placas<sup>37</sup> e barras fundidas<sup>38</sup> e os valores estabelecidos foram:

$$Dal = 4,5 E_p \quad \text{para placas} \quad (24)$$

$$Dal = 6 \sqrt{E_p} \quad \text{para barras} \quad (25) \quad *E_p = \rho l$$

No caso de placas da distância  $4,5 E_p$  uma distância de aproximadamente  $2,5 E_p$  é atribuída ao efeito de ponta, sendo a distância restante cerca de  $2 E_p$ , sadia devido ao efeito do massalote.

A figura 40 apresenta, esquematicamente, os resultados obtidos por Pellini<sup>37</sup> para placas fundidas em aço 0,2% - 0,3% C.

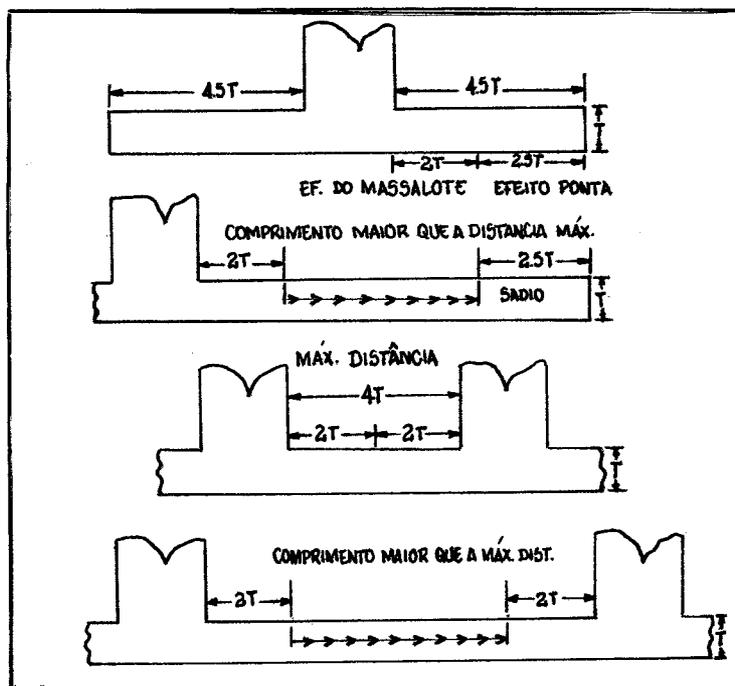


FIGURA 40: Resultados obtidos por Pellini<sup>37</sup> para o caso de placas fundidas em aço

Foram também investigados os gradientes de temperatura presentes nas placas durante a solidificação. Esta investigação revelou a presença de três zonas distintas:

- zona próxima da ponta da placa na qual ocorrem grandes gradientes de temperatura;

- b) a região próxima do massalote na qual os gradientes são moderados;
- c) a região intermediária na qual os gradientes de temperatura são nulos.

De acordo com o que é mencionado acima, pode-se estabelecer que uma placa, para resultar sã, deve combinar a zona resultante do efeito de ponta, com a zona que recebe metal de alimentação do massalote, eliminando desta forma a zona intermediária que é a região propensa a apresentar rechupes.

Para aços baixo carbono (0,15% C) foram encontradas distâncias de alimentação aproximadamente 30% maiores, provavelmente devido ao menor intervalo de solidificação deste, o que facilita a alimentação.

No caso de barras<sup>38</sup>, os alimentadores utilizados apresentavam  $\phi_m$  e  $H_m$  igual a  $1,5 E_p$  e  $2 E_p$  respectivamente. Os resultados obtidos foram similares àqueles para placas, mas neste caso o fator determinante do comprimento de barra que pode resultar isento de rechupes não é uma relação linear da espessura da mesma, conforme citado na expressão 25.

A figura 41 apresenta os resultados obtidos para o caso de barras fundidas em aço 0,2% - 0,3% C.

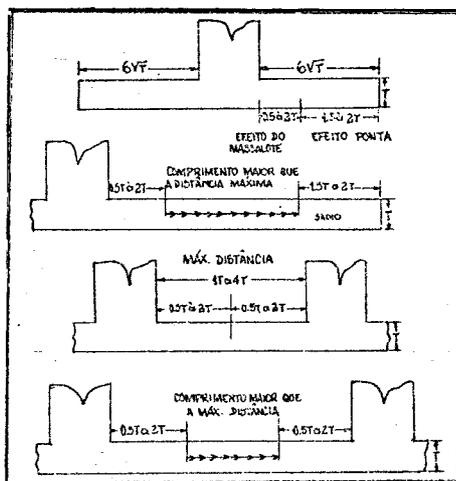


FIGURA 41: Resultados obtidos por Pellini<sup>38</sup> para o caso de barras fundidas em aço

Existem poucas informações publicadas sobre a distância de alimentação em peças de outras ligas. Morey et alii<sup>39</sup> realizaram uma investigação sobre a faixa de alimentação em diversos materiais fundidos em placas verticais em moldes Shell. Os resultados obtidos foram os seguintes:

Aços baixo carbono	$D_{al} = 4,5 E_p$
Latões de alta resistência	$D_{al} = 5,5 E_p$
Ferro fundido nodular	$D_{al} = 6 - 6,5 E_p$

Para as ligas Al - 4,5 Cu, Al - 7,0 Si e o bronze (89:8:3), não foi possível estabelecer uma distância de alimentação, através da técnica radiográfica, devido ao fato destas ligas possuírem uma forte tendência para a ocorrência de porosidades dispersas. Testes de pressão hidráulica, indicaram uma distância  $D_{al}$  de aproximadamente  $6 E_p$ .

Roberts<sup>40</sup> estudou o dimensionamento de massalotes e a distância de alimentação para barras e placas fundidas em bronze ao manganês, em molde de areia a verde. O valor da distância de alimentação encontrado, através da técnica radiográfica variou de  $4$  à  $5 E_p$  para barras e de  $5,5$  à  $8 E_p$  para placas como pode ser observado através das figuras 42, 43 e 44.

Present e Rosenthal<sup>41</sup> investigaram a distância de alimentação em barras de aço fundidas por microfusão.

Neste trabalho foi estudado também o efeito da temperatura de vazamento na distância de alimentação, e ficou estabelecido que a distância de alimentação para o ferro puro aumentou de  $3 E_p$  para  $8 E_p$ , quando a temperatura de vazamento foi incrementada de  $1645^{\circ}\text{C}$  para  $1815^{\circ}\text{C}$ .

Johnson e Loper<sup>42</sup> apresentaram curvas da distância de alimentação para aços baixo carbono em função da espessura da peça (figs. 45 e 46).

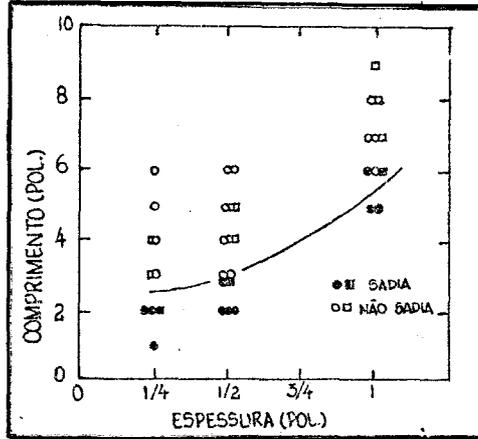


FIGURA 42: Distância de alimentação para placas de bronze ao manganês, fundidas em areia a verde e em areia aglomerada com silicato de sódio<sup>40</sup>

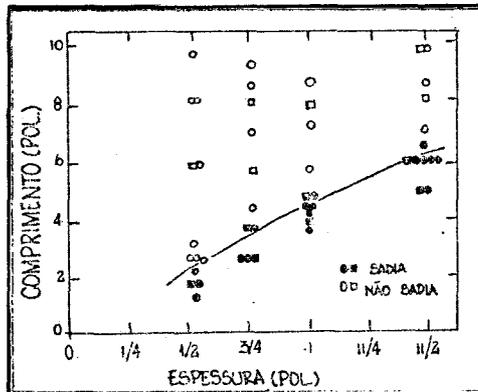


FIGURA 43: Distância de alimentação para barras de bronze ao manganês, fundidas em areia a verde e em areia aglomerada com silicato de sódio<sup>40</sup>

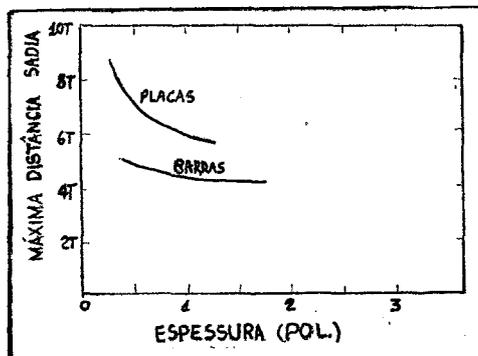


FIGURA 44: Distâncias de alimentação de placas e barras fundidas em bronze ao manganês, como uma função da espessura<sup>40</sup>

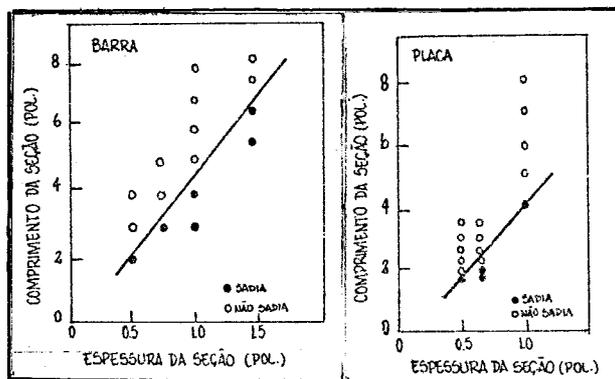


FIGURA 45: Distância de alimentação para barras e placas fundidas em aço baixo carbono<sup>42</sup>

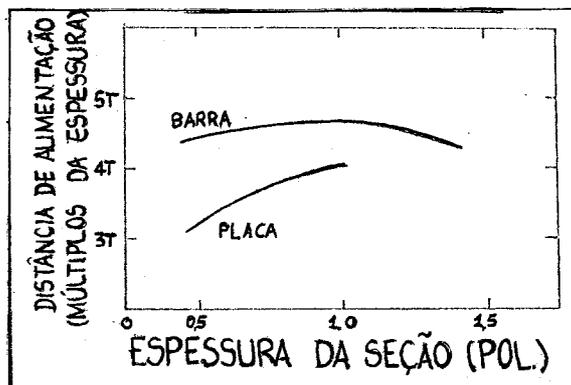


FIGURA 46: Distância de alimentação, para aços baixo carbono, expressa como uma função da espessura da peça<sup>42</sup>

Rabinovic<sup>43</sup> realizou uma revisão bibliográfica de trabalhos referentes à distância de alimentação, e apresenta esta revisão sumarizada na forma de tabela. (tabela 10).

Mais recentemente<sup>44,45</sup> foram desenvolvidos estudos sobre a distância de alimentação em ligas Al-11,8% Si fundidas em moldes metálicos. A distância de alimentação, expressa como uma função da espessura da peça, apresentou um valor constante de aproximadamente  $7 E_p$ .

Davies<sup>46</sup> apresentou diagramas de solidificação, para o alumínio, o cobre e para algumas ligas de alumínio, descrevendo a solidificação ao longo da linha de centro de uma placa fundida sob pressão. A distância de alimentação de ligas de alumínio calculada para placas fundidas sob pressão e por gravidade em coquilhas pré-aquecidas à 300°C foi menor que a metade da distância para placas fundidas em areia. A distância de alimentação aumentou com o acréscimo da temperatura da coquilha e com o decréscimo da relação L/E.

Dentre as referências citadas por Rabinovic<sup>43</sup> é conveniente ressaltar o trabalho realizado por Dubitskii e Safarov<sup>47</sup>, que estudaram a zona de ação de massalotes em placas fundidas em ligas Al-Si (6-13Si), encontrando os seguintes valores:

- $D_{al} = 6,5E_p$  em moldes de areia;
- $D_{al} = 5,5E_p$  em moldes metálicos.

A figura 47 mostra, esquematicamente, o resultado obtido por estes pesquisadores, indicando a distância que resulta sã devido a ação do massalote e a que resulta sã devido ao efeito de ponta.

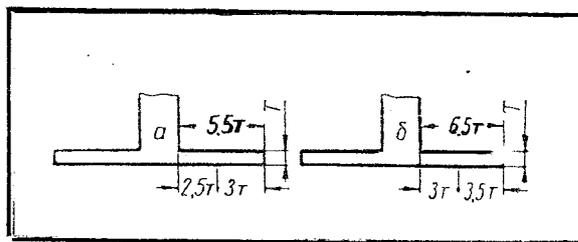


FIGURA 47: Resultados obtidos por Dubitskii<sup>47</sup> para ligas Al-Si fundidas em:  
(a) molde metálico e (b) molde de areia

TABELA 10: Sumário da revisão realizada por Rabinovic 43  
sobre a distância de alimentação

Tab. 10.4. Speisewirkungsbereiche  $\Delta$  verschiedener Gußwerkstoffe in Abhängigkeit von der Gußstückwanddicke  $W$  nach der Relation  $S = a W^x + b$

Erläuterung: P Platten  $lg$  liegend gegossen  
 B Barren  $bs$  beheizter Speiser  
 G Grünsandform  $K_1$  Endkokille  
 K Kokillenguß  $K_2$  Kokille zwischen zwei Speisern  
 sg stehend gegossen S Speiserzone

Gußwerkstoff	Gültigkeitsbereich [cm]	a	x	b	Gußstückgestalt	Randbedingungen	Quelle	
Stahl (0,25% C)	10	3 ... 4	1	0	P	G	[5.47]	
Stahl (0,25% C)	10	5,6	1	0	P	Stufen-Kok.	[5.47]	
Stahl (0,25% C)	15	2,7 ... 4	1	0	B	G	[5.47]	
Stahl (0,2% C)	—	4,9	1	0	P	G	[5.44]	
Stahl (0,2% C)	—	5,4	1	0	P	G, K <sub>1</sub>	[5.44]	
Stahl (0,25% C)	5	$W \leq 15$	1	0	B	G, S	[5.38]	
Stahl (0,25% C)	5	$W \leq 15$	2,5	0,5	0	B	G	[5.38]
Stahl (0,25% C)	2,5	$W \leq 15$	2,75	1	0	P	S, bs	[5.38]
Stahl (0,25% C)	1,3	$W \leq 3,8$	4,5	1	0	P	G, sg	[5.29], [5.26], [5.38]
Stahl (0,25% C)	5	$W \leq 15$	2	1	0	P	G, S	[5.29], [5.38]
Stahl (0,25% C)	—	$W \leq 5$	4,5	1	5	P	G, K <sub>1</sub>	[5.29]
Stahl (0,6% C)	—	4,5	1	0	P	G	[5.44]	
Stahl (0,3% C)	1,3	$W \leq 3,8$	3,5 ... 4,0	1	0	P, B	G	[5.45]
Stahl	—	5	1	0	P	G	[5.43]	
GT	—	5	1	0	P	G	[5.43]	
GT	1	9 ... 12,5	1	0	P	G	[5.40]	
GT	2	4,25 ... 10	1	0	P	G	[5.40]	
GGL	—	$\alpha$	—	—	P	G	[5.43]	
GGL, CE = 4,5%	1,3	$W \leq 3,8$	$\alpha$	—	P	G, sg	[5.36]	
GGL, CE = 4%, P = 1%	—	10	1	0	P	G	[5.44]	
GGL, CE = 3,86%	—	10	1	0	P	G	[5.44]	
$\phi = 0,1\%$	—	10	1	0	P	G	[5.44]	
$\phi = 0,5\%$	—	7,5	1	0	P	G	[5.44]	
$\phi = 1\%$	—	6	1	0	P	G	[5.44]	
$\phi = 2\%$	—	5,3	1	0	P	G	[5.44]	
GGG	—	5	1	0	P	G	[5.43]	
GGG, CE = 3,6%	1,3	$W \leq 3,8$	6	1	0	P	G, sg	[5.36]
GGG, CE = 4,2%	1,3	$W \leq 3,8$	6,5	1	0	P	G, sg	[5.36]
GGG, CE = 4,25%	1,3	7	1	0	P	G	[5.37]	
GGG, CE = 4,25%	2,5	4	1	0	P	G	[5.37]	
GGG, CE = 4,25%	3,8	3	1	0	P	G	[5.37]	
GGG, CE = 4,4%	0,65	$W \leq 5,1$	4,5	1	0	P	G	[5.35]
GGG, CE = 4,4%	5,1	$W \leq 10,2$	9,5	0,5	0	B	G	[5.35]
GGG, CE = 4,45%	1,3	9	1	0	P	G	[5.37]	
GGG, CE = 4,45%	2,5	5	1	0	P	G	[5.37]	
GGG, CE = 4,45%	3,8	3,3	1	0	P	G	[5.37]	
Cu (hochrein)	—	9	1	0	P	G	[5.44]	
Cu (rein)	—	8	1	0	P	G	[5.44]	
CuNi (30% Ni)	2,5	$W \leq 7,5$	2	1	10	B	G, K <sub>1</sub>	[5.39], [5.41]
CuNi (30% Ni)	2,5	$W \leq 5$	2	1	12,5	B	G, K <sub>1</sub>	[5.41]
Messing	0,65	$W \leq 2,5$	5,5	1	0	P	G, lg	[5.42], [5.43]
Messing	1,3	$W \leq 3,8$	5,5	1	0	P	G, sg	[5.36]
Messing	2,5	$W \leq 7,5$	2	1	17,5	B	G	[5.39], [5.41]
Messing	2,5	$W \leq 5$	2	1	22,5	B	G, K <sub>1</sub>	[5.41]
Messing	—	9	1	0	P	G	[5.44]	
Messing	—	4,5	1	0	P, B	G	[5.3]	
Messing	—	15	1	0	P, B	G, bs	[5.3]	
Messing	—	5	1	0	P, B	G, K <sub>1</sub>	[5.3]	
Messing	—	5,5	1	0	P, B	G, bs, K <sub>1</sub>	[5.3]	
Messing	—	2	1	0	P, B	G, S	[5.3]	
Messing	—	2,5	1	0	P, B	G, S, bs	[5.3]	
Messing	—	5	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub>	[5.3]	
Messing	—	5,5	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub> , bs	[5.3]	
Messing	1,3	$W \leq 3,8$	5 ... 8	1	0	B	G	[5.46]
Messing	—	8	1	0	P	G	[5.44]	
AlBz	2,5	$W \leq 5$	3	1	15	B	G, K <sub>1</sub>	[5.44]
AlBz	2,5	$W \leq 7,5$	3	1	12,5	B	G	[5.39], [5.41]
AlBz	—	4,5	1	0	P, B	G	[5.3]	
AlBz	—	5	1	0	P, B	G, bs	[5.3]	
AlBz	—	5	1	0	P, B	G, K <sub>1</sub>	[5.3]	
AlBz	—	5,5	1	0	P, B	G, K <sub>1</sub> , bs	[5.3]	
AlBz	—	2	1	0	P, B	G, S	[5.3]	
AlBz	—	2,5	1	0	P, B	G, S, bs	[5.3]	
AlBz	—	5	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub>	[5.3]	
AlBz	—	5,5	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub> , bs	[5.3]	
AlBz	—	6	1	0	P	G	[5.44]	
Ni-AlBz	2,5	$W \leq 7,5$	2	1	5	B	G	[5.39], [5.41]
SnBz	—	3,5	1	0	P, B	G	[5.3]	
SnBz	—	4,5	1	0	P, B	G, bs	[5.3]	
SnBz	—	3,5	1	5	P, B	G, K <sub>1</sub>	[5.3]	
SnBz	—	4,5	1	5	P, B	G, K <sub>1</sub> , bs	[5.3]	
SnBz	—	1,5	1	0	P, B	G, S	[5.3]	
SnBz	—	2	1	0	P, B	G, S, K <sub>1</sub>	[5.3]	
SnBz	—	2	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub>	[5.3]	
SnBz	—	2,5	1	0	P, B	G, S, K <sub>2</sub> , bs	[5.3]	
Al (99,99%)	—	10 ... 15	1	0	P	G	[5.44]	
Al (99,6%)	—	1	0	P	G	[5.44]		
AlCu4,5	1,3	$W \leq 3,8$	6	1	0	P	G, sg	[5.36]
AlSi7	1,3	$W \leq 3,8$	6	1	0	P	G, sg	[5.36]
AlSi7	—	8,5 ... 10	1	0	P	G	[5.44]	
AlSi12	—	10	1	0	P	G	[5.44]	
AlSi(6-13)	1	$W \leq 4$	6,5	1	0	P	G	[5.48]
AlSi(6-13)	1	$W \leq 4$	3	1	0	P	G, S	[5.48]
AlSi(6-13)	1	$W \leq 4$	5,5	1	0	P	K	[5.48]
AlSi(6-13)	1	$W \leq 4$	2,5	1	0	P	K, S	[5.48]

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

A parte experimental consiste da fundição de diversas placas com os respectivos massalotes, variando-se o comprimento das mesmas, o tamanho dos massalotes, a temperatura de vazamento e a liga a ser fundida.

O conjunto de equipamentos utilizado nas experiências era composto de:

a) Forno de fusão

O forno utilizado para a fusão das ligas em questão é um forno elétrico à resistência tipo poço com as seguintes características elétricas:

Potência: 2,5Kw

Voltagem: 220V (monofásico)

Amperagem: 11,5A

b) Medidores de Temperatura

Durante a fusão, a temperatura foi controlada através de um conjunto termopar tipo K e um controlador de temperaturas acoplado no forno. Enquanto que, as temperaturas de vazamento foram medidas através de um termopar de imersão tipo K.

c) Cadinhos e acessórios

Os cadinhos empregados são de carbetto de silício e apresentam uma capacidade para aproximadamente meio litro, o que corresponde a uma capacidade de carga de mais ou menos 1300g, no caso de ligas de alumínio.

Foi utilizado um cadinho para cada tipo de liga, devidamente pintados com tinta à base de alumina, sendo que este procedimento foi também adotado em relação às ferramentas que entram em contato

com o metal líquido, tais como sino de imersão e conchas para a remoção de escória.

d) Moldes

Os moldes foram obtidos através da utilização de areia a verde, misturada em um misturador Simpson, modelo laboratório com capacidade para 28Kg. A composição média da areia apresentava 6% de bentonita e 1,6% de água. Periodicamente foram feitas análises das misturas utilizadas, as quais apresentaram para cada propriedade medida os seguintes valores médios:

Compactibilidade 46%

Permeabilidade 160 AFS

Umidade 1,5%

Peso do corpo-de-prova 150g

Resistência à compressão a verde  $21\text{N/cm}^2$

Resistência ao cisalhamento a verde  $5,5\text{N/cm}^2$

e) Modelos

Para reproduzir no molde o negativo do conjunto peça-massalote, ou seja, para a obtenção da cavidade, foram utilizados modelos de madeira, com os ângulos de saída necessários de modo a assegurar uma extração fácil, evitando assim a ruptura do molde em regiões críticas.

### 3.1.1 Fusão e Vazamento

A técnica de fusão variou de acordo com o tipo de liga.

No caso do alumínio comercialmente puro (Al 99,5%), o metal líquido foi submetido a tratamentos de desgaseificação, com pastilhas de hexacloretano, e de escorificação, com o fluxo indicado para este tipo de tratamento, de acordo com as normas de procedimento recomendadas pelo fabricante. Já a liga 13 (Al -

12 Si), além dos tratamentos acima citados, foi submetida a um tratamento de refino de grão, com o objetivo de facilitar o processo de alimentação através da redução no tamanho das dendritas. Para este tratamento foi utilizado um fluxo à base de sais de sódio, que possui também o poder de modificar a estrutura desta liga.

A liga 195 (Al - 4,5Cu) foi preparada através da dissolução de cobre eletrolítico (Cu 99,99%) no alumínio líquido (Al 99,5%). Após obtenção da liga, foram realizados tratamentos de desgaseificação e escorificação.

No vazamento de todas as placas, procurou-se manter uma uniformidade de comportamento, realizando o mesmo de forma contínua e a uma velocidade média de maneira a propiciar a obtenção da solidificação dirigida no sentido do massalote.

### 3.2 DIMENSIONAMENTO DAS PLACAS

Como a distância de alimentação está diretamente relacionada com a espessura da peça, optou-se pela utilização de placas, de maneira a tornar possível a obtenção de peças com volumes reduzidos, adaptando-se desta forma as experiências às condições materiais do laboratório (cadinhos e forno com capacidades limitadas).

O dimensionamento das placas foi feito de acordo com a distância de alimentação média conforme o tipo de liga (vide tabela 10), esta referência indica as seguintes relações entre a distância de alimentação ( $D_{al}$ ) e a espessura da peça ( $E_p$ ):

- $D_{al} = 10 E_p$  para o alumínio comercialmente puro;
- $D_{al} = 6 E_p$  para a liga 195 (Al - 4,5Cu);
- $D_{al} = 10 E_p$  para a liga 13 (Al - 12 Si).

Baseando-se nestas relações foram dimensionadas, para cada liga, placas com o comprimento igual a  $D_{al}$  e placas com o

comprimento maior que  $D_{al}$ , que serão denominadas doravante como placas com  $L_{crit.}$  e placas com  $L > L_{crit.}$

A tabela 11 apresenta as características geométricas das placas projetadas para cada tipo de liga.

TABELA 11: Características geométricas das placas experimentais

Liga	Placa	$E_p$ (mm)	$W_p$ (mm)	$L_p$ (mm)	$V_p$ (cm <sup>3</sup> )	$A_p$ (cm <sup>2</sup> )	$M_p$ (cm)
Al-4,5Cu	$L_{crit.}$	10	60	60	36	95	0,38
Al-4,5Cu	$L > L_{crit.}$	10	60	100	60	151	0,40
Al-12Si	$L_{crit.}$	10	60	100	60	151	0,40
Al-12Si	$L > L_{crit.}$	10	60	180	108	263	0,41
Al 99,5	$L_{crit.}$	10	60	100	60	151	0,40
Al 99,5	$L > L_{crit.}$	10	60	180	108	263	0,41

### 3.3 DIMENSIONAMENTO DO MASSALOTE

#### 3.3.1 Determinação do Diâmetro

O diâmetro do massalote utilizado na alimentação das placas experimentais foi determinado com base na média entre os valores calculados para as diferentes ligas e placas através de equações<sup>43</sup> que levam em consideração o volume e o módulo da peça a ser alimentada, as equações utilizadas são as seguintes:

a) Para ligas Al-Si:

$$M_p = 0,163 \varnothing_m - 0,00236V_p / \varnothing_m^2 \quad (26)$$

b) Para ligas Al-Cu:

$$M_p = 0,15 \varnothing_m - 0,0015V_p / \varnothing_m^2 \quad (27)$$

Entrando-se com os valores apresentados na tabela 11, obteve-se o valor médio de 27mm para o diâmetro do massalote.

A escolha do método de dimensionamento do massalote recai neste, por ser o mesmo específico para as ligas em estudo.

O valor encontrado está próximo a valores calculados com base em métodos propostos por outros autores<sup>12,24,47</sup>.

### 3.3.2 Determinação da Altura

As referências existentes quanto a relação entre altura e diâmetro dos massalotes são contraditórias<sup>12,24,47</sup>, variando dentro da faixa de 1,5 a 2,5.

No presente trabalho foi proposta a utilização desta relação como uma das variáveis experimentais, sendo utilizadas relações  $Hm/\varnothing m$  iguais a 1,5 e 2,0.

As características geométricas dos massalotes utilizados são resumidas na tabela 12.

TABELA 12: Características geométricas dos massalotes

$Hm/\varnothing m$	$\varnothing m$ (mm)	Hm (mm)	$Vm$ (cm <sup>3</sup> )	$Am$ (cm <sup>2</sup> )	Mm (cm)
1,5	27	40,5	20,6	40,1	0,51
2,0	27	54	30,9	57,3	0,54

### 3.3.3 Determinação do Pescoço do Massalote

O dimensionamento do pescoço foi realizado de maneira que fosse obedecida a proporção entre módulos proposta por Wlodawer<sup>49</sup>:

$$M_p : M_{pesc} : M_m = 1 : 1,1 : 1,2 \quad (28)$$

A proporção acima é a indicada na alimentação de aços e entende-se que a adoção da mesma no caso da alimentação de ligas de alumínio conduzirá a bons resultados no que se refere à obtenção de solidificação direcional.

Para tanto foi escolhido um pescoço com a forma de um tronco de pirâmide com dimensões, conforme indica a figura 48.

A utilização de um pescoço com as dimensões indicadas na figura 48 tornou possível a obtenção da proporção sugerida por Wlodawer<sup>49</sup>. A tabela 13 apresenta as características geométricas do pescoço projetado.

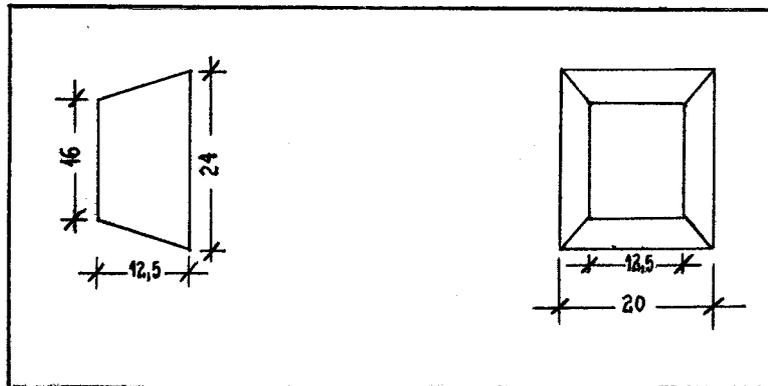


FIGURA 48: Representação do pescoço do massalote em duas vistas com as respectivas dimensões

TABELA 13: Características geométricas do pescoço do massalote

Forma	$A_{pes}$	$V_{pes}$	$M_{pes}$
Tronco de Pirâmide	9,2	4,2	0,4

### 3.4 ESCOLHA DAS VARIÁVEIS EXPERIMENTAIS

As variáveis que influenciam na alimentação de peças fundidas são:

- forma e dimensões da peça;
- forma e dimensões do massalote;
- características térmicas do metal;
- características térmicas do material do molde;
- temperatura de vazamento;
- modo de solidificação do metal ou liga, etc.

Para a realização das experiências foi estabelecida a seguinte metodologia, quanto ao uso das variáveis acima citadas:

- quanto à peça a forma foi mantida e houve variação no comprimento, conforme indicado na tabela 11;
- quanto ao massalote foi mantida a forma, variando-se a altura de acordo com a tabela 12;
- no que se refere às características térmicas do molde, procurou-se manter a composição da areia de moldagem constante, de modo a assegurar a manutenção das características térmicas dos mesmos, com exceção dos casos onde foram utilizados resfriadores na extremidade da placa oposta ao massalote, com o objetivo de aumentar a extração de calor nesta região e assim incrementar a distância que resulta são devido ao efeito de ponta, (figura 49).

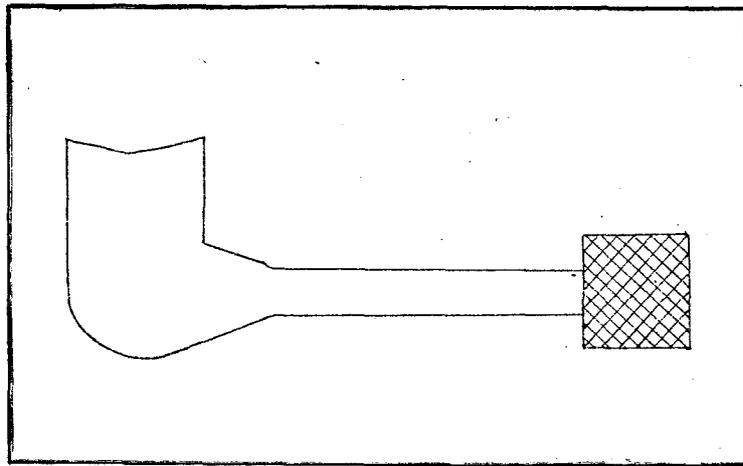


FIGURA 49: Representação esquemática do conjunto peça-massalote com o uso de um resfriador

- a temperatura de vazamento foi uma das variáveis com a qual se trabalhou, com o objetivo de se obter alguma conclusão quanto à influência do grau de superaquecimento na alimentação, os superaquecimentos utilizados são apresentados na tabela 14;
- o modo de solidificação da liga foi a variável à qual foi dado o maior ênfase neste trabalho, devido ao fato de ser

esta variável a principal determinante da menor ou maior facilidade de alimentação através de massalotes.

A tabela 14 apresenta resumidamente as experiências realizadas e as diversas variáveis em questão.

TABELA 14: Programação das experiências

Exp. nº	Liga	C.P. nº	S (°C)	Hm/Øm	L <sub>p</sub>	Uso Resfr.
1.1	195	1.1.1	60	1,5	L <sub>crit.</sub>	
1.1	195	1.1.2	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
1.1	195	1.1.3	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	sim
1.2	13	1.2.1	60	1,5	L <sub>crit.</sub>	
1.2	13	1.2.2	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
1.2	13	1.2.3	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	sim
1.3	A199,5	1.3.1	60	1,5	L <sub>crit.</sub>	
1.3	A199,5	1.3.2	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
1.3	A199,5	1.3.3	60	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	sim
2.1	195	2.1.1	100	1,5	L <sub>crit.</sub>	
2.1	195	2.1.2	100	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
2.2	13	2.2.1	100	1,5	L <sub>crit.</sub>	
2.2	13	2.2.2	100	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
2.3	A199,5	2.3.1	100	1,5	L <sub>crit.</sub>	
2.3	A199,5	2.3.2	100	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
3.1	195	3.1.1	30	1,5	L <sub>crit.</sub>	
3.1	195	3.1.2	30	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
3.2	13	3.2.1	30	1,5	L <sub>crit.</sub>	
3.2	13	3.2.2	30	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
3.3	A199,5	3.3.1	30	1,5	L <sub>crit.</sub>	
3.3	A199,5	3.3.2	30	1,5	L>L <sub>crit.</sub>	
4.1	195	4.1.1	60	2	L <sub>crit.</sub>	
4.1	195	4.1.2	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	
4.1	195	4.1.3	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim
4.2	13	4.2.1	60	2	L <sub>crit.</sub>	
4.2	13	4.2.2	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	
4.2	13	4.2.3	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim
4.3	A199,5	4.3.1	60	2	L <sub>crit.</sub>	
4.3	A199,5	4.3.2	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	
4.3	A199,5	4.3.3	60	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim
5.1	195	5.1.1	100	2	L <sub>crit.</sub>	
5.1	195	5.1.2	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	
5.1	195	5.1.3	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim
5.2	13	5.2.1	100	2	L <sub>crit.</sub>	
5.2	13	5.2.2	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	
5.2	13	5.2.3	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim
5.3	A199,5	5.3.1	100	2	L <sub>crit.</sub>	
5.3	A199,5	5.3.2	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	
5.3	A199,5	5.3.3	100	2	L>L <sub>crit.</sub>	sim

Como pode ser observado na tabela 14, os corpos-de-prova (placas) receberam uma codificação onde constam três dígitos; o primeiro refere-se ao número da experiência; o segundo ao tipo de liga, sendo a liga 195 representada pelo número 1, a liga 13 pelo número 2 e o alumínio comercialmente puro pelo número 3; e finalmente o terceiro refere-se ao comprimento da placa, sendo a placa com o comprimento crítico representada pelo número 1 e a placa com comprimento maior que o crítico representada pelos números 2 e 3, o último no caso da utilização de resfriador.

### 3.5 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS

A avaliação dos resultados, quanto a presença de uma maior ou menor incidência de rechupes e microrechupes nas diversas placas fundidas foi realizada com base em técnicas metalográficas.

Também foi feita uma avaliação do volume dos vazios (pipes) formados nos massalotes durante a solidificação.

#### 3.5.1 Macrografia

Com o objetivo de estudar a macroestrutura de solidificação e estabelecer uma relação desta com o processo de alimentação, as placas fundidas foram submetidas à seguinte seqüência de operações:

- a) corte no sentido longitudinal;
- b) usinagem em plaina;
- c) lixamento na seqüência de lixas indicada;
- d) ataque químico com reativo de Tucker (15%  $\text{HNO}_3$ , 15% HF, 45% HCl, 25%  $\text{H}_2\text{O}$ )
- e) fotografia

#### 3.5.2 Micrografia

Após o registro das macroestruturas, as placas fundi-

das em Al99,5% e na liga 195 foram submetidas a polimento eletrolítico com uma solução composta de ácido perclórico ( $62\text{cm}^3$ ), etano ( $700\text{cm}^3$ ), butilcelossolve ( $140\text{cm}^3$ ) e água destilada ( $140\text{cm}^3$ ), em regiões específicas, com o objetivo de realizar-se um levantamento quantitativo da presença de microrechupes ao longo das placas. A figura 50 mostra as regiões observadas para cada tipo de liga.

As regiões escolhidas são representativas de diferenças quanto ao comportamento de solidificação, basicamente devido aos diferentes gradientes de temperatura nas mesmas.

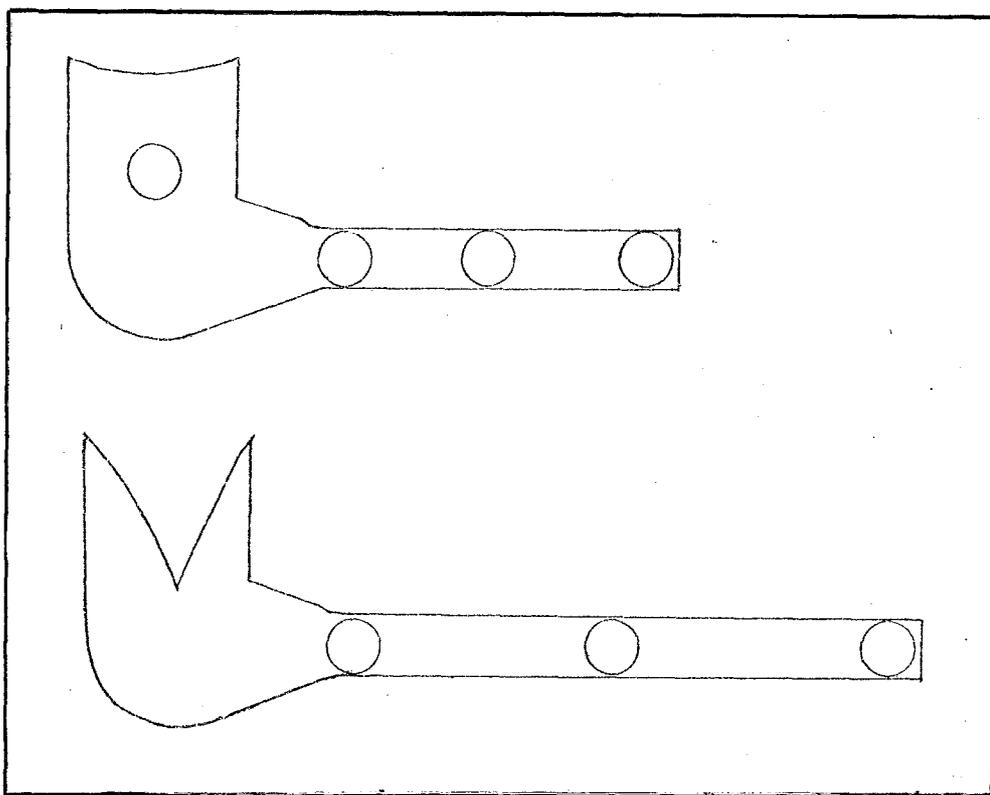


FIGURA 50: Regiões analisadas micrograficamente em placas fundidas na liga 195 (a) e em Al 99,5 (b)

Já a liga 13 foi polida mecanicamente em pasta de diamante, e as regiões observadas coincidem com as indicadas na figura 50-b.

A quantidade relativa de microrechupes nos diversos pontos observados foi calculada da seguinte maneira:

- cada região foi subdividida em 10 microregiões através de uma grade, sendo cada uma destas analisada e quantificada quanto a presença de microrechupes;

- a média destas 10 medições foi denominada de quantidade relativa de microrechupes na região em estudo;

- a microregião mais representativa do comportamento médio na totalidade da região em observação foi registrada através de microfotografia, com um aumento de 50 vezes;

- nestas fotografias a presença de vazios é evidenciada pela existência de regiões escuras;

- traçou-se círculos de vários diâmetros, de acordo com o tamanho dos vazios, inscrevendo estas regiões escuras;

- calculou-se, a seguir, a área total ocupada por estes círculos, sendo esta denominada "área ocupada pelos microrechupes ( $A_{\mu r}$ );

- a quantidade relativa de microrechupes foi então calculada pela relação entre a área acima descrita e a área total da fotografia ( $A_t$ ).

$$Q_{\mu} = \frac{A_{\mu r}}{A_t} \quad (29)$$

Este procedimento foi adotado somente em relação ao Al 99,5 e à liga 195, já que a liga 13 não apresentou uma quantidade relevante de microrechupes nas regiões observadas.

### 3.5.3 Avaliação do Volume do Vazio (pipe)

Este tipo de avaliação foi realizada apenas para o alúminio 99,5 e a liga 13, pois a liga 195, devido ao seu modo de solidificação, apresenta uma tendência à solidificar com a ocorrência de um pipe muito reduzido no massalote.

Para determinação do volume do vazio ( $V_V$ ), foi assumido que o mesmo tende a apresentar uma forma geométrica que se as semelha a um tronco de cone. Partindo-se deste princípio foram feitas medições do diâmetro superior  $\phi_V$ , do diâmetro inferior  $d_V$  e da altura  $h_V$  do vazio (pipe) e a partir destes dados, calculados os respectivos volumes.

## 8 ANEXOS

### 8.1 PROGRAMA PARA CÁLCULO DE MASSALOTES EM LINGUAGEM BASIC<sup>36</sup>

```
Programa para Cálculo de Massalotes
10 PRINT "Cálculo de massalotes pela
Equação de Merchant"

20 Print "Autor: Luciano J. M. Goossens"
25 Print
30 Print "Contração Volumétrica B = ";
40 Input B
50 Print B
60 Print "Módulo M = ";
70 Input M
80 Print M
90 Print "Volume V = ";
100 Input V
110 Print V
120 Print "Relação Altura/ Diâmetro P = ";
130 Input P
140 Print P
150 Print "Número de massalotes N = ";
160 Input N
170 Print N
180 Print "Máxima dimensão L = ";
190 Input L
200 Print L
210 Print "Densidade DS = ";
220 Input DS
230 Print DS
240 Rem Sequência de operações
250 Let K = 25*(4*p + 1)*B*M/ P/ 100
260 Let LL = 1.275*B*V/ P/ N/ 100
270 Let BB = (9*K**3 + 27*LL)/ 27
280 Let D = K/ 3 + BB**(1/ 3)
290 Let VV = pi * D ** 3 * P * DS * N/ 4
300 Let RD = V* DS/ (VV + V* DS)
310 Rem Saídas
320 Print "Diâmetro = "; D
330 Print "Altura = "; D * P
340 Print "Peso Massalotes = "; VV;" Unitá
rio = "; VV/N
350 Print "Peso Total = "; VV + V * DS
360 Print "Rendimento = "; RD
390 Print
400 Print TAB (10); "Restrições"
410 IF B<0 Then Goto 480
420 IF B>8 Then Goto 500
430 IF P<0,5 Then Goto 520
440 IF P>5 Then Goto 540
450 IF V<113 * m ** 3 Then Goto 560
460 IF N>2 * L/6 / M Then Goto 580
470 STOP
480 Print "Contração muito baixa"
490 Goto 420
500 Print "Contração muito alta"
510 Goto 430
520 Print "Massalote muito baixo"
530 Goto 440
540 Print "Massalote muito alto"
550 Goto 450
560 Print "Volume ou módulo errado"
570 Goto 460
580 Print "Excesso de massalotes"
590 Goto 470
```

## 8.2 SUMÁRIO DOS MÉTODOS DE DIMENSIONAMENTO DE MASSALOTES E PESCOÇOS ESTUDADOS

- 1 - Método N.R.L. (Aços)<sup>22,23,24</sup>

$$\phi_m = 3E_p$$

$$H_m = 1,5\phi_m$$

- 2 - Taylor e Flemings (Alumínio e ligas)<sup>12</sup>

$$\phi_m = 2 - 2,5E_p$$

$$H_m = 2 - 2,5\phi_m$$

- 3 - Método Francês<sup>15,18,26,27,47</sup>

$$M_m = 1,2M_p$$

$$\text{Massalote ordinário: } M_m = 1,2M_p \cdot \cdot \phi_m = 6M_p$$

$$\text{Massalote exotérmico: } M_m = 0,9M_p \cdot \cdot \phi_m = 4,5M_p$$

$$H_m/\phi_m = 1,5$$

$$V_m (\text{mínimo}) = K' \beta V_p$$

- 4 - Método proposto por Adams<sup>25</sup>

$$(1 - \beta) \frac{V_m}{V_p} = \frac{A_m}{A_p} + \beta$$

- 5 - Método Geométrico<sup>28</sup>

$$\phi_m = \phi_p + 2W$$

$$H_p = 2,5\phi_p$$

- 6 - Método baseado na análise de fenômenos de transferência de calor<sup>28</sup>

$$\frac{5}{(1 - \beta)} kM_p = \phi_m - \frac{4\beta}{\pi(1 - \beta)} \cdot \frac{V_p}{\phi_m^2}$$

7 - Equação de Merchant<sup>35</sup>

$$\frac{25 (4p + 1)}{A_p} = \frac{p \cdot \phi_m}{\beta \cdot V_p} - \frac{1275}{h \phi_m^2}$$

8 - Equação de Goossens<sup>36</sup>

$$\phi_m^3 - \frac{25 (4p + 1) b M_p \phi_m^2}{p} - \frac{1275 \beta V_p}{p \cdot n} = 0$$

9 - Método proposto por Rabinovic<sup>43</sup> (Ligas de Al)

\* Al-Si

$$M_p = 0,163 \phi_m - 0,00236 \frac{V_p}{\phi_m^2}$$

\* Al-Cu

$$M_p = 0,15 \phi_m - 0,0015 \frac{V_p}{\phi_m^2}$$

\* Al-Cu-Si

$$M_p = 0,15 \phi_m - 0,00795 \frac{V_p}{\phi_m^2}$$

\* Al-Mg

$$M_p = 0,138 \phi_m - 0,0012 \frac{V_p}{\phi_m^2}$$

10 - Métodos propostos por Dubitskii e Safarov<sup>47</sup> (Ligas Al-Si)

a) Método baseado em dados experimentais sobre a relação entre o volume total de contração e o volume do massalote.

Obs.: Considera-se aqui como volume total de contração a soma das contrações de solidificação e no estado líquido.

$$(\Delta V_l + \Delta V_{sol}) = \Delta V_v$$

O procedimento usado para o cálculo do massalote é o seguinte:

$$\Delta V_v = \frac{\beta_0}{100} (V_p + V_m)$$

fazendo  $\Delta V_v = qV_m$  temos:

$$V_m = \frac{\beta_0}{100q - \beta_0} V_p$$

b) Método baseado em dados obtidos por medições e comparação de volumes e áreas de resfriamento de peças com massalotes. A equação encontrada é a seguinte:

$$\phi_m = 0,3 \beta_0 \left( \frac{1 + 4p}{p} \right) \frac{V_p}{A_p}$$

11 - Dimensionamento do pescoço na alimentação de placas fundidas em ferro fundido cinzento<sup>31</sup>

- Massalote lateral com pescoço cilíndrico

$$\phi_p = 1,2L_p + 0,1\phi_m$$

$$L_p \leq \phi_m/2$$

- Massalote lateral com pescoço retangular

$$b_p = 2,5L_p + 0,18\phi_m$$

$$Q_p = 0,6 - 0,8E_p$$

$$L_p \leq \phi_m/3$$

- Massalote de topo

$$\phi_p = L_p + 0,2\phi_m$$

$$L_p \leq \phi_m/2$$

12 - Dimensionamento do pescoço para alimentação de placas fundidas em ligas Al-Si<sup>47</sup>

- Pescoço de seção circular

$$\phi_p = 0,2\phi_m + L_p$$

$$L_p \leq \phi_m/3$$

- Pescoço de seção retangular

$$\frac{a_p \cdot b_p}{a_p + b_p} = 0,1\phi_m + 0,6L_p$$

$$L_p \leq \phi_m/3$$

## BIBLIOGRAFIA

1. KAISER ALUMINUM & CHEMICAL SALES. La fundición de alumínio Kaiser. Oakland, Calif., 1962. 120p.
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook. 8.ed. Metals Park, Ohio, 1961. v.1.
3. ALUMINUM IMPORT CORPORATION. Manual das ligas de alumínio. s.1., s.d. 130p.
4. FINARDI, J. Especificações, propriedades e aplicações das ligas de alumínio para fundição. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS. Curso de fundição de ligas não ferrosas. 3.ed. São Paulo, ABM, 1974. p. V-1/V-10.
5. BISHOP, H.F. & PELLINI, W.S. Solidification of metals. Foundry, Cleveland, 80(2):86-93; 253-61, feb. 1952.
6. BRANDT, F.A.; BISHOP, H.F.; PELLINI, W.S. Solidification of various metals in sand and chill molds. Transactions of The American Foundrymen's Society, Chicago, 62:646-53, 1954.
7. KONDIC, V. Princípios metalúrgicos de fundição. São Paulo, Polígono, 1973. 340p.
8. RUDDLE, R.W. & MINCHER, A.L. Influence of alloy constitution on mode of solidification of sand castings. Journal of the Institute of Metals, London, 78:229-48, 1950-51.
9. RUDDLE, R.W. Solidification of castings. 2.ed. London, The Institute of Metals, 1957. 403p.
10. BISHOP, H.F.; BRANDT, F.A.; PELLINI, W.S. Solidification of steel against sand and chill walls. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 59:435-50, 1951.

11. CHWORINOFF, N. Theorie der Erstarrung von Gubstücken.  
Die Giesserei, Düsseldorf, 27(10):177-86; 27(11):201-8;  
27(12):222-5, 1940.
12. TAYLOR, H.F.; FLEMINGS, M.C.; PIWONKA, T.S. Riserings aluminum castings. Foundry, Cleveland, 88:216-26, may 1960.
13. BIDULYA, P. Steel foundry practice. Moscou, Peace, s.d.  
319p.
14. BRADASCHIA, C. Estudo dos canais de moldagem: considerações teóricas fundamentais. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 36., Recife, jul. 1981.  
São Paulo, ABM, 1981. p.411-28.
15. SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL, Belo Horizonte. Departamento Regional de Minas Gerais. Centro de Fundição de Itaúna. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: características e funções dos massalotes. Itaúna, 1981. v.2.
16. CHVORINOV, N. Control of the solidification of castings by calculation. Foundry Trade Journal, London, 10:95-9, aug. 1939.
17. FLINN, R.A. Fundamentals of metal casting. Reading, Mass., Addison-Wesley, 1963. 324p.
18. SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL, Belo Horizonte. Departamento Regional de Minas Gerais. Centro de Fundição de Itaúna. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: cálculo dos sistemas de massalotes. Itaúna, 1981. v.3.
19. \_\_\_\_\_. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: características e funções dos canais. Itaúna, 1981. v.4.
20. CAINE, J.B. Riserings castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 57:66, 1949.

21. GOUVÊA, J.A. & PINTO, E.C.O. O processo "N.R.L." de dimensionamento de massalotes para peças fundidas em aço. Metallurgia: Revista da Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 25(145):905-10, dez. 1969.
22. BISHOP, H.F. & JOHNSON, R.W. Riser design of steel castings. Foundry, Cleveland, 84(2):70, feb. 1956.
23. \_\_\_\_\_. \_\_\_\_\_. Foundry, Cleveland, 84(3):136, mar. 1956.
24. BISHOP, H.F.; MYKOWSKI, E.T.; PELLINI, W.S. A simplified method for determining riser dimensions. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 63:271-81, 1953.
25. ADAMS, C.M. & TAYLOR, H.F. Fundamentals of riser behavior. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 61:686-93, 1953.
26. JACOB, S. & DROUZY, M. Étude du masselottage des alliages d'aluminium coulés en sable. Fonderie, Paris, (341):17-28, jan. 1975.
27. JEANCOLAS, M. Données générales sur le masselottage des pièces moulées en sable. Fonderie, Paris (181)-43-56, 1961.
28. LOPER, C.R.; HEINE, R.W.; ROBERTS, R.A. Riser design. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:373-5, 1969.
29. FLINN, R.A.; ROTE, R.E.; GUICHELAAR, P.J. Riser design for copper alloys of narrow and extended freezing range. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 74:380-8, 1966.
30. AMRHEIN, R.F. & HEINE, R.W. Experience with riser design. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 75:659-64, 1967.

31. WALLACE, J.F. & EVANS, E.B. Riser of gray iron castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 66:49-55, 1958.
32. HEINE, R.W. Riser base and connection design for white iron castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 76:559-61, 1968.
33. BECKERT, E.A. & DURAN, P.V. Efeito do comprimento de pescoços de massalotes na alimentação de peças em ferro fundido nodular. In: SEMINÁRIO SOBRE FUNDIÇÃO DE FERROSOS E NÃO-FERROSOS: PESQUISA E DESENVOLVIMENTO, Porto Alegre, maio 1984. São Paulo, ABM, 1984.
34. DURAN, P.V.; CASTELO BRANCO, C.H.; BECKERT, E.A. O efeito do dimensionamento de massalotes e da rigidez de moldes na alimentação de ferros fundidos nodulares. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 36., Recife, jul. 1981. São Paulo, ABM, 1981. p.445-60.
35. MERCHANT, H.D. Dimensioning of sand casting risers. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 67:93-105, 1959.
36. GOOSSENS, L.J.M. Método expedito de cálculo de massalotes com uso de computador. Fundição e Matérias-Primas, São Paulo, 63:11-2, jan./fev. 1985.
37. BISHOP, H.F. & PELLINI, W.S. Contribution fo riser and chill edge effects to the soundness of cast steel plates. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 58:185-97, 1950.
38. BISHOP, H.F.; MYSKOWSKY, E.T.; PELLINI, W.S. The contribution of riser and end effects to the soundness of cast steel bars. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 59:171-80, 1951.

39. MOREY, R.E.; BISHOP, H.F.; PELLINI, W.S. Feeding range in shell molds. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 63:419-24, 1955.
40. ROBERTS, R.A.; LOPER, C.R.; PORIER, D.R. Riser design and feeding distance of manganese bronze castings. Pt.2. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:387-97, 1969.
41. PRESENT, H. & ROSENTHAL, H. Feeding distance of bars in investment molds. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 69:138, 1961.
42. JOHNSON, S.B. & LOPER, C.R. The influence of casting shape and pouring temperature on the feeding distance of low carbon steel. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:360-7, 1969.
43. RABINOVIC, B.V.; MAI, R.; DROSSEL, G. Grundlagen der Giess-und Speisetechnik für Sandformguss. Leipzig, Veb Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978. 371p.
44. PATHAK, S.D. & PRABHAKAR, O. Feeding range of aluminum - 11.8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium Frankfurt, 56(9):599-601, 1980.
45. CHINNATHANBI, K. & PRABHAKAR, O. Feeding aluminium - 11.8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium, Frankfurt, 55(11):721-3, nov. 1979.
46. DAVIES, V.D.L. & MOE, R. Compute feeding range for gravity die castings. In: CONFERENCE ON SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS, Sheffield, Engl., july 1977. p.357-62.
47. DUBITSKII, G.M. & SAFAROV, R.Sh. Calculation of feeders for Al-Si alloy castings. Russian Castings Production, Birmingham, 3:109-10, 1966.

48. SANZ, R.; CHAZÉ, L.; CHAUSSAT, R. Détermination des systèmes de masselottage et d'attaque des pièces moulées en sable. Founderie, Paris, (298):39-56, 1971.
49. WLODAWER, N. Gelenkte Erstarrung von Gusseisen. Düsseldorf, Giesserei-Verlag G.M.B.H., 1977. 554p.

## 8. BIBLIOGRAFIA

1. HAGE JÚNIOR, E., Engenharia de Materiais, 1, 22-5, 1969.
2. ARONSON, R.B., Machine Design, 8, 68-73, março 1985.
3. DHINGRA, A.N., Journal of Metals, 3, 17, 1985.
4. LEWIS, C.F., Materials Engineering, 33-7, 1986.
5. ROHATGI, P.K., ASTHANA, R. e DAS, S., Internacional Metals Reviews, 31(3), 115-39, 1986.
6. CHOU, T.W., KELLY, A. e OKURA, A., Composites, 16(3), 187-206, 1985.
7. BADIA, F.A., MACDONALD, D.F. e PEARSON, J.R., AFS Transactions(79), 265-9, 1971.
8. MEHRABIAN, R., RIEK, R.G. e FLEMINGS, M.C., Metallurgical Transactions, 5, 1899-905, 1974.
9. ROHATGI, P.K., PAI, B.C. e PANDA, S.C., Journal of Material Science, 14, 2277-83, 1979.
10. KESHAVARAM, B.N., BANERJI, A., SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P. K., Journal of Materials Science Letters, 1, 29-31, 1982.
11. MURALI, T.P., SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Metallurgical Transactions B, 13B, 485-94, 1982.
12. PAI, B.C., RAY, S., PRABHAKAR, K.V. e ROHATGI, P.K., Materials Science and Engineering, 24, 31-44, 1986.
13. BANERJI, A. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 17, 335-42, 1982.
14. GUHA, S. e DHINDAW, B.K., Wear, 110, 87-89, 1986.
15. BANERJI, A. SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Metallurgical Transactions B, 14B, 273-83, 1983.
16. CHI, F.K., AUSTEN, R.D., MAIER, R.D. e KRUCEK, T.W., SAE Technical Paper Series, 870440, Gp, 1987.
17. KRISHNAN, B.P., SHETTY, H.R. e ROHATGI, P.K., AFS Transactionc, 84, 73-80, 1976.
18. SUGISHITA, J., FUJIYOSHI, S. e IMURA, T., Wear, 81, 209-20, 1982.

.....

.....

19. GIROT, F.A., ALBINGRE, L. QUENISSET, J.M. e NASLAIN, R.,  
Journal of Metals, 5, 18-21, novembro 1987.
20. SATO, A. e MEHRABIAN, R., Metallurgical Transactions B, 7B,  
443-51, 1976.
21. QUIGLEY, B.F., ABBASCHIAN, G.J., WUNDERLIN, R. e MEHRABIAN,  
R., Metallurgical Transactions A, 13A, 93-100, 1982.
22. GIBSON, P.R., CLEGG, A.J. e DAS, A.A., Foundry Trade Journal,  
152(3232), 253-63, 1982.
23. FUKUNAGA, H. e KURIYAMA, M., Bulletin of JSME, 25(203),  
842-7, 1982.
24. HOWES, M.A.H., Journal of Metals, 4, 28-9, março 1986.
25. GELDERLOOS, D.G. e KARASEK, K.R., Journal of Materials  
Science Letters, 3, 232-8, 1984.
26. ROHATGI, P.K., RANGANATHAN, N. e SHETTY, H.R., Composites,  
9, 153-6, 1978.
27. MEHAN, R.L., Journal of Composites Materials, 4, 90-101, 1970.
28. KLUCHI, M., Annals of the CIRP, 36, 173-6, 1987.
29. ROHATGI, P.K., Cast Metal - Matrix Composites, Metals Handbook,  
15, 840-54, 1988.
30. BISWAS, S. e ROHATGI, P.K., Tribology International, 16(2),  
89-102, 1983.
31. BISWAS, S., SHANTHARAM, A. RAO, N.A.P., NARAYANA, K.,  
ROHATGI, P.K., e BISWAS, S.D., Tribology International,  
13, 171-6, 1980.
32. FLEMINGS, M.C., RIEK, R.G. e YOUNG, K.P., Materials Science  
and Engineering, 25, 103-17, 1976.
33. DELANAY, F., FROYEN, L. e DERUYTTERE, A., Journal of  
Materials Science, 22, 1-16, 1987.
34. O'MALLEY, R.J., DREMANN, C.E. e APELIAN, D., J.Met., 31(2),  
14-9, 1979.
35. HASEGAWA, M. e TAKESHITA, K., Metallurgical Transactions B,  
9B, 383-8, 1978.

.....

.....

36. DEONATH, BATH, R.T. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 15, 1241-51, 1980.
37. SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 16, 983-93, 1981.
38. ROHATGI, P.K. e PAI, B.C., Journal fo Materials Science, 13, 329-35, 1978.
39. BABASKIN, Y.Z., EFIMOV, V.A., MULIK, A.A., TARANOV, E.D. e LUTSENKO, G.G., Russian Castings Production, 8, 328-9 , agosto 1982.
40. GORBUNOV, V.G., PARSHIN, V.D. e PANIN, V.V., Russian Castings Productions, 9, 353, setembro 1973.
41. KLINDLIMANN, L.E. e ANSELL, G.S., Metallurgical Transactions, 1, 507-15, 1970.
42. EUSTATHOPOULUS, N. JOUD, J.C. e DESRE, P., Journal of Materials Science, 9, 1233-42, 1974.
43. ALLEN, B.G., "Liquid Metals; Chemistry and Physics", ed. S.Z. Beer, Dekker, New York, 1972, p.431.
44. GOUMIRI, L. e JOUD, J.C., Acta Metall, 30, 1397, 1982.
45. PAMIES, A. CORDOVILLA, C.G. e LOUIS, E., Scripta Metall, 18, 869, 1984.
46. SKAPSKI, A.S., J Chem. Phys., 16, 389, 1948.
47. KIMURA, Y., MISHIMA, Y., UMEKAWA, S. e SUZUKI, T., Journal of Materials Science, 19, 3107-14, 1984.
48. MORTIMER, D.A. e NICHOLAS, M., Journal of Materials Science, 5, 149-55, 1970.
49. NAIDICH, J.V. e CHUVASHOV, J.N., Journal of Materials Science, 18, 2071-80, 1983.
50. NAIDICH, J.V., Prog. Surf. Membr. Sci, 14, 353, 1981.
51. McDONALD, J.E. e EBERHART, Trans. Metall. Soc. AIME, 233, 512, 1965.
52. HUMENIK, M. e KINGERJ, W.D., J. Amer.Ceram.Soc., 37, 18, 1954.

.....

.....

53. MUNITZ, A., METZGER, M. e MEHRABIAN, R., Metallurgical Transactions A, 10A, 1491-97, 1979.
54. LEVI, C.G., ABBASCHIAN, G.J. e MEHRABIAN, R., Metallurgical Transactions A, 9A, 697-711, 1978.
55. DEONATH, ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 16, 1599-1606, 1981.
56. PAI, B.C. e ROHATGI, P.K., Materials Science and Engineering, 21, 161-7, 1975.
57. GOPAKUMAR, K., PAVITHRANIC e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 15, 1588-92, 1980.
58. BADIA, F.A.; AFS Transactions, 79, 347-50, 1971.
59. BRUNI, L. e IGUERA, P., Automotive Engineer, 29-35, fevereiro 1978.
60. KRISHNAN, B.P., SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 16, 1209-16, 1981.
61. KAYE, S., J.Vac. Sci. Technol., 11(6), 1114-17, 1978.
62. CHALMERS, B., "Principles of Solidification", 229, Huntington, New York, Robert E. Kreiger Publishing Co., 1977.
63. KRISHNAN, B.P. e ROHATGI, P.K., Metals Technology, 11, 41-4, 1984.
64. UHLMANN, D.R., CHALMERS, B. e JACKSON, K.A., Journal of Applied Physics, 35(10), 2986-93, 1964.
65. ROHATGI, P.K., DAS, S. e ASTHANA, R., in Proc.Conf. on "Synthesis, structure and properties of cast metal-ceramic particle composites", Detroit, Mich, setembro 1984.
66. CHERNOV, A.A. e MEL'NIKOVA, A.M., Kristallografiya, 10, 800, 1965.
67. ZUBKOV, A.M., LOBANOV, V.G. e NIKONOVA, V.V., Sov.Phys. Crystallogr., 18(2), 239, 1973.
68. OMENJI, S.N. e NEUMANN, A.W., J. Appl. Phys., 47, 3956, 1976.
69. SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 16, 562-4, 1981.
70. ASTHANA, R., DAS, S., DAN, T.K. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science Letters, 5, 1083-6, 1976.

.....

.....

71. DEONATH, ASTHANA, R. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 22, 170-6, 1987.
72. SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Metallurgical Transactions B, 12B, 327-32, 1981.
73. DEONATH e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 15, 2777-84, 1980.
74. SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Metals Technology, 7, 378-383, 1980.
75. CORNIE, J.A., CHANG, J.M., UHLMANN, D.R., MORTENSEN, A. e COLLINS, J.M., Ceramic Bulletin, 65(2), 293-304, 1986.
76. MORTENSEN, A.; GUNGOR, M.N., CORNIE, J.A. e FLEMINGS, M.C., Journal of Metals, 30-5, março 1986.
77. DEONATH, NARAYAN, R. e ROHATGI, P.K., Journal of Materials Science, 16, 3025-32, 1981.
78. ROHATGI, P.K., MURALLI, N., SHETTY, H.R. e CHANDRASHEKHAR, R., Materials Science and Engineering, 26, 115-22, 1976.
79. DAS, A.A. e CHATTERJEE, S., Metall. Mater. Technol., 13, 137, 1981.
80. KRISHNAN, B.P., RAMAN, N., MARAYANASWAMY, K. e ROHATGI, P. K., Wear, 60, 205-15, 1980.
81. BISWAS, S., SRINIVASA, U., SESHAN, S. e ROHATGI, P.K., AFS Transactions, 88, 159-66, 1980.
82. BANERJI, A., PRASAD, S.V., SURAPPA, M.K. e ROHATGI, P.K., Wear, 82, 141-51, 1982.
83. KESHAVARAM, B.N., SATYANARAYANA, K.G., MAJUNDAR, B., ROHATGI, P.K. e DATTAGURU, B., Proc. 6<sup>th</sup>, Int. Conf. on Fracture(ICF-6), New Delhi, 4, 2979-87, 1984.
84. IZZAT, N., DWARAKADASA, E.S., GOEL, S.K. e ISMAIL, A.R., Journal of Materials Science Letters, 2, 750-2, 1983.
85. MAJUMDAR, B.S., YEGNESWARAN, A.H. e ROHATGI, P.K., Materials Science and Engineering, 68, 85-96, 1984.
86. HOSKING, F.M., PORTILLO, F.F., WUNDERLIN, R. e MEHRABIAN, R., Journal of Materials Science, 17, 477-98, 1982.
87. SURAPPA, M.K., PRASAD, S.V. e ROHATGI, P.K., Wear, 77, 295-302, 1982.

.....

.....

50. 54 88. BHANSALI, K.J. e MEHRABIAN; R., Journal Of Metals, 34(9), 30-34, 1982.
- 55 89. Norma ASTM G65, Conducting Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests, 357-75, 1985.
- 58 90. TOKISUE, H. e ABBASCHIAN, G.J., Materials Science and Engineering, 34, 75-8, 1978.
- 60 91. BISWAS, S.K. e PRAMILA BAI, B.N., Wear, 68, 347-58, 1981.
- 61 92. PRAMILA BAI, B.N., DWARAKADASA, E.S. e BISWAS, S.K., Wear, 76, 211-20, 1982.
- 62 93. PAI, B.C., ROHATGI, P.K. e VENKATESH, S., Wear, 30, 117-25, 1974.
- 63 94. BADIA, F.A. e ROHATGI, P.K., SAE Transactions, 78(2), 1200-7, 1969.
95. MÜLLER, A., Tópicos de Solidificação, Publ. Int. LAFUN.
96. ANDRADE, A., Caracterização das Cinzas Volantes do Carvão de Candiota, Dissertação de Mestrado, PPGEMM-UFRGS, 1985.
97. MARTINEZ, O., VERRAN, G.O. e MÜLLER, A., Projeto e Construção de um Equipamento próprio para Obtenção de Materiais Compostos por Fundição, Anais I SIC-UFRGS, ref.038, p.33, outubro 1989.
98. VERRAN, G.O. e MÜLLER, A., Obtenção do Composto Alumínio-Cinzas de Carvão por Processo de Fundição.Experiências Preliminares, Anais I IBEROMET, novembro 1990.
99. MEDINA, P.A., VERRAN, G.O. e MÜLLER, A., Obtenção de Compostos Metal-cerâmico por Processos de Fundição, Anais I SIC-UFRGS, ref.037, p.33, outubro 1989.
100. SILVA, P.R.T., MARTINEZ, O., VERRAN, G.O. e MÜLLER, A., Obtenção de Compostos Metal-cerâmico por Processos de Fundição Convencional, Anais II SIC-UFRGS, ref.011, p.26, outubro 1990.

# ESTUDO DA ALIMENTAÇÃO DE PEÇAS FUNDIDAS EM LIGAS DE AL<sup>1</sup>

Guilherme Ourique Verran<sup>2</sup>

Surajit Chatterjee<sup>3</sup>

Arno Müller<sup>4</sup>

## R e s u m o

No presente trabalho estudou-se a alimentação de placas fundidas em ligas de alumínio com diferentes modos de solidificação.

As experiências realizadas visaram obter alguma informação quanto à influência de variáveis tais como o grau de superaquecimento, a relação altura/diâmetro do massalote, bem como da distância a ser alimentada, no grau de sanidade das placas obtidas. Os resultados desta investigação variaram de acordo com a liga utilizada.

O método utilizado para avaliação dos resultados baseou-se fundamentalmente em análises micrográficas, para a quantificação dos microrechupes, e nos cálculos de volume dos pipes (vazios) formados nos massalotes, com o objetivo de avaliar a eficiência de alimentação através do massalote.

Verificou-se que, tanto para o alumínio puro (Al 99,5%), como para as ligas Al-Cu e Al-Si, as distâncias de alimentação de, respectivamente, 10 Ep, 6 Ep e 10 Ep, indicadas na bibliografia, são válidas em função do grau de sanidade exigido da peça.

---

<sup>1</sup> Trabalho a ser apresentado no 42º Congresso Anual da ABM, 18- 22 de outubro de 1987, Salvador-BA

<sup>2</sup> Mestre em Engenharia, pesquisador do DEMET/UFRGS

<sup>3</sup> Prof. Visitante DEMET/UFRGS, Convênio Brasil-Alemanha STI/GTZ, Eng. Met.

<sup>4</sup> Prof. Tit. do DEMET/UFRGS, Dr. Eng. Met.

## 1. INTRODUÇÃO

Desde a publicação do trabalho de Chvorinov (1), a regra dos módulos tem servido de base para a maioria dos métodos de dimensionamento de massalotes conhecidos. Entretanto a alimentação de uma peça através de massalotes envolve mais que o simples uso de um massalote com o módulo maior do que o módulo da peça, já que um massalote é efetivo somente até uma determinada distância próxima a este. Devido a este fato, pode-se afirmar que um massalote apresenta uma distância máxima de alimentação que pode ser definida como a região da peça que resulta sob a ação de um dado massalote.

A distância de alimentação está relacionada com uma série de variáveis, tais como o modo de solidificação do metal ou liga; as características térmicas do metal e do material de moldagem; a geometria da peça e do massalote e, principalmente, o grau de sanidade desejado.

Pellini et alii (2), (3) estudaram a distância de alimentação de massalotes para o caso de aços fundidos, sendo este o mais detalhado trabalho publicado nesta área de conhecimento. Neste trabalho foi realizada uma avaliação de como a sanidade de peças experimentais de diversas formas variou com o tamanho e localização dos massalotes e com as dimensões da peça. A sanidade das peças foi avaliada através de técnica radiográfica.

Morey (4) realizou uma investigação a respeito da distância de alimentação de diversos materiais fundidos em moldes shell.

Outros trabalhos (5), (6), (7) estudaram o mesmo assunto utilizando outros materiais e diversas condições práticas de moldagem.

Mais recentemente (8), (9) foram realizados estudos sobre a distância de alimentação em ligas Al-11,8% Si fundidas em moldes metálicos enquanto outros (10), (11) estudaram o mesmo assunto para peças fundidas, tanto em moldes de areia, como em moldes metálicos e fundição sob pressão.

## 2. DESENVOLVIMENTO DO MÉTODO EXPERIMENTAL

O método experimental baseou-se fundamentalmente na obtenção de placas fundidas em três ligas com diferentes características de solidificação. As ligas estudadas foram o alumínio comercialmente puro, a liga Al-12 Si e a liga Al-4,5 Cu.

As placas foram dimensionadas de maneira que em cada experiência fossem obtidas placas com o comprimento crítico ( $L_{crit}$ ); ou seja, com o comprimento igual à distância de alimentação de um massalote para a liga em questão; e placas com o comprimento maior que o crítico ( $L > L_{crit}$ ). A tabela I apresenta as características geométricas das placas experimentais.

O dimensionamento do massalote foi determinado com base na média entre os valores calculados para as diferentes ligas e placas de acordo com as equações <sup>(11)</sup>:

$$M_p = 0,163\varnothing_m - 0,00236 V_p/\varnothing_m^2 \quad e \quad (1)$$

$$M_p = 0,15\varnothing_m - 0,0015 V_p/\varnothing_m^2 \quad (2)$$

válidas, respectivamente, para ligas Al-Si e Al-Cu.

O diâmetro médio obtido foi de 27 mm, como a relação altura/diâmetro do massalote foi uma das variáveis experimentais, trabalhou-se com relações  $H_m/\varnothing_m$  iguais a 1,5 e 2,0, o que implicou na utilização de  $H_m = 40,5$  e  $H_m = 54$  mm, respectivamente.

O pescoço foi dimensionado de maneira que fosse obedecida a proporção entre módulos proposta por Wlodawer <sup>(12)</sup>

$$M_p : M_{pesc} : M_m = 1:1,1:1,2 \quad (3)$$

com o objetivo de obter uma solidificação direcional no sentido peça-massalote.

As variáveis experimentais com as quais se trabalhou foram:

- o comprimento da placa
- a relação  $H/\varnothing$  do massalote
- o modo de solidificação da liga
- temperatura de vazamento (grau de superaquecimento)
- a utilização ou não de um resfriador na extremidade da placa oposta ao massalote.

A escolha dos valores das distâncias de alimentação para as ligas estudadas recaiu nos dados apresentados por Rabinovic <sup>(11)</sup>:

- para o Al 99,5  $D_{al} = 10 E_p$
- para a liga Al-4,5 Cu  $D_{al} = 6 e_p$
- para a liga Al-12 Si  $D_{al} = 10 E_p$ .

A avaliação dos resultados, quanto a uma maior ou menor incidência de rechupes e microrechupes nas diversas placas fundidas, foi realizada com base em técnicas metalográficas, sendo também rea

lizada uma avaliação do volume dos vazios (pipes) formados nos massalotes durante a solidificação.

As técnicas metalográficas utilizadas foram a macrografia da seção longitudinal do conjunto peça-massalote, com o objetivo de avaliar a forma de solidificação e a evolução da mesma, e a micrografia de regiões específicas, consideradas representativas de diferentes comportamentos de solidificação em função de diferentes gradientes térmicos locais. A figura 1 apresenta esquematicamente as regiões analisadas de acordo com a liga estudada.

No caso da análise micrográfica foi estudada a quantidade relativa de microrechupes nos diversos pontos observados, da seguinte maneira:

- Cada região foi subdividida em 10 microregiões através de uma grade, sendo cada uma destas analisada e quantificada quanto à presença de microrechupes.

- A média destas 10 medições foi denominada de quantidade relativa de microrechupes na região em estudo.

- A microregião mais representativa do comportamento médio na totalidade da região em observação foi registrada através de microfotografia, com um aumento de 50 vezes.

- Nestas fotografias a presença de vazios é evidenciada pela existência de regiões escuras.

- Traçou-se círculos de diversos diâmetros, de acordo com o tamanho dos vazios, inscrevendo-se estas regiões escuras.

- Calculou-se, a seguir, a área total ocupada por estes círculos, sendo esta denominada "área ocupada pelos microrechupes (Amr)".

- A quantidade relativa de microrechupes (Qm) foi então calculada pela relação entre a área acima descrita e a área total da fotografia (At).

$$Q_m = A_{mr}/A_t \quad (4)$$

Este procedimento foi adotado para o alumínio comercialmente puro (99,5) e para a liga Al-4,5 Cu, já que a liga Al-12 Si não apresentou uma quantidade relevante de microrechupes nas regiões observadas.

A avaliação do volume do pipe foi realizada para as ligas que tendem a solidificar com a ocorrência de um pipe acentuado no massalote, caso do alumínio puro e da liga Al-12 Si.

Para a determinação do volume do vazio (Vv) foi assumido que o mesmo tende a apresentar uma forma geométrica que se assemelha a um tronco de cone. Partindo-se deste princípio, foram realizadas medições dos vazios formados nos massalotes experimentais e a partir dos dados obtidos, calculados os respectivos volumes.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1. Macrografias

No caso do alumínio puro a macroestrutura de solidificação mostrou-se nitidamente colunar, ocorrendo variações no tamanho dos grãos em função do grau de superaquecimento e a ocorrência de uma modificação na orientação preferencial de crescimento na região próxima à ponta da placa na qual foi colocado um resfriador externo. Este fenômeno é explicado pelo fato de que o uso do resfriador fez com que se criasse naquela região uma nova direção preferencial de extração de calor, o que causou o crescimento de grãos na direção perpendicular à de máxima extração de calor anterior.

Para a liga Al-4,5 Cu a macroestrutura de solidificação a apresentou uma estrutura equiaxial, como o tamanho de grão variando em função do grau de superaquecimento. Estes resultados estavam dentro do previsto, pois esta liga tende a solidificar de maneira extensiva o que conduz a uma estrutura equiaxial.

A liga Al-12 Si apresenta um comportamento de solidificação intermediário entre os dois casos anteriores, tendendo mais para a forma extensiva, o que ficou evidenciado pela presença de uma estrutura nitidamente equiaxial.

#### 3.2. Micrografias

Os resultados, quanto à presença e quantidade relativa de microrechupes, obtidos de acordo com o procedimento descrito anteriormente, foram graficados conforme indicado nas figuras 2 a 5, para cada experiência realizada em função das variáveis analisadas.

As figuras 2 e 3 demonstram o comportamento apresentado na maioria dos casos onde se trabalhou com alumínio puro. Nesta observa-se, nitidamente, que a placa com  $L_{crit}$  apresentou um índice de microrechupes consideravelmente inferior à placa com  $L > L_{crit}$ , o que comprova em parte que a distância de alimentação atribuída a este material, igual a 10 vezes a espessura da placa, é válida nas

condições estudadas. Na figura 2 utilizou-se um grau de superaquecimento de  $60^{\circ}$  C e a 3 corresponde a um grau de superaquecimento de  $100^{\circ}$  C. A comparação dos dois gráficos confirma que o aumento do grau de superaquecimento conduz a uma maior incidência de microporosidades, especialmente no caso das placas com  $L_{crit}$ .

Nas placas com  $L > L_{crit}$  a maior quantidade de microrechupes ocorreu no centro das placas, ou seja, na região que não sofre a ação do metal de alimentação do massalote e nem a ação devida ao efeito ponta.

As figuras 4 e 5 ilustram o comportamento demonstrado pelas placas fundidas com a liga Al-4,5 Cu com  $60^{\circ}$  C (4) e  $100^{\circ}$  C (5) de superaquecimento. Observando-se a evolução dos índices de microrechupes nas diversas regiões analisadas conclui-se que:

- As placas com  $L_{crit}$  apresentavam quantidades de microrechupes consideravelmente inferiores às placas com  $L > L_{crit}$ ;

- Na maioria dos casos ocorreu um decréscimo de nível de microrechupes no sentido massalote-ponta da placa o que comprova direcionalização da solidificação, com exceção de alguns casos de placas com  $L > L_{crit}$  nos quais ocorreram picos no índice de microrechupes na região central da placa, o que vem reforçar a teoria de que a distância da alimentação foi ultrapassada.

### 3.3. Avaliação do Volume do Vazio

Os valores de  $V_v$  obtidos de acordo com o método anteriormente citado foram divididos pelo volume total do conjunto (peça-massalote) e este quociente foi graficado em função do grau de superaquecimento. As figuras 6 e 7 mostram os resultados obtidos, respectivamente para o alumínio puro e para a liga Al-12 Si.

A análise destes gráficos levou às seguintes constatações:

- No caso do alumínio puro os valores encontrados sempre estiveram abaixo da faixa relativa de contração volumétrica (0,07 a 0,08), o que é um indício de que o massalote não atende o requisito volumétrico, mesmo no caso das placas com  $L_{crit}$ , apesar de que nestes casos os valores estiveram bem mais próximos à faixa.

- No caso da liga Al-12 Si que apresenta uma faixa de contração volumétrica bem inferior, os valores estiveram ou muito próximos à faixa (a) quando se utilizou relação  $H_m/\phi_m = 1,5$ , ou integralmente, dentro da faixa (b) quando se trabalhou com relação  $H_m/\phi_m = 2,0$ , particularmente no caso das placas com  $L_{crit}$ . Neste ca

so o massalote dimensionado atendeu tanto o requisito térmico como o requisito volumétrico.

Uma avaliação mais detalhada dos resultados experimentais deste trabalho é apresentada em outra publicação do autor (13).

#### 4. CONCLUSÕES

##### Alumínio comercialmente puro

- A solidificação ocorreu de maneira progressiva;
- as placas com o comprimento crítico apresentaram níveis de sanidade muito superiores aos apresentados pelas placas com o comprimento maior que o crítico;
- com base na afirmativa acima pode-se aceitar para a distância de alimentação a relação  $D_{al} = 10 E_p$  como correta;
- as experiências onde foram utilizados massalotes com relação  $H/\phi = 2$  apresentaram os melhores resultados;
- no que se refere à quantidade relativa de microrechupes, os resultados mais positivos aconteceram quando se utilizou um superaquecimento igual a  $60^{\circ} C$ ;
- o volume do pipe foi diretamente proporcional ao grau de superaquecimento.

##### Liga Al-4,5 Cu

- A solidificação ocorreu de maneira extensiva;
- as placas com o comprimento crítico não apresentaram alteração significativa na quantidade de microrechupes, em função da variação no grau de superaquecimento;
- as placas com o comprimento maior que o crítico ( $L > L_{crit}$ ) apresentaram altos índices de microrechupes, o que é um indicativo de que a distância de alimentação foi excedida;
- o aumento na relação  $H_m/\phi_m$  causou uma melhoria na sanidade das placas;
- a distância de alimentação  $D_{al} = 6 E_p$  pode ser considerada correta.

##### Liga Al-12 Si

- A solidificação ocorreu de uma maneira que tende mais para extensiva do que para progressiva;
- a distância de alimentação  $D_{al} = 10 E_p$  pode ser considerada válida;
- os massalotes com relação  $H_m/\phi_m = 2$  foram bem dimensionados para alimentar as placas com o comprimento crítico, pois o dimen-

sionamento atendeu os requisitos térmico e volumétrico.

## 5. AGRADECIMENTOS

Ao CNPq e ao Convênio Brasil-Alemanha de Cooperação Técnica em Metalurgia pelo apoio financeiro.

## 6. BIBLIOGRAFIA

- 1 - CHVORINOV, N. - Control of solidification of castings by calculation. Foundry Trade Journal, London, 10, p. 95-9, 1939.
- 2 - BISHOP, H.F. & PELLINI, W.S. - Contribution of riser and chill edge effects to the soundness of cast steel plates. AFS, Chicago, 58, p. 185-97, 1950.
- 3 - BISHOP, H.F.; MYKOWSKY, E.T.; PELLINI, W.S. - The contribution of riser and end effects to the soundness of cast steel bars. AFS, Chicago, 59, p. 171-80, 1951.
- 4 - MOREY, R.E.; BISHOP, H.F.; PELLINI, W.S. - Feeding range in shell molds. AFS, Chicago, 63, p. 419-24, 1955.
- 5 - ROBERTS, R.A.; LOPER, C.R.; PORIER, D.R. - Riser design and feeding distance of manganese bronze castings. Pt. 2. AFS, Chicago, 77, p. 387-97, 1969.
- 6 - PRESENT, H. & ROSENTHAL, H. - Feeding distance of bars in investment molds. AFS, Chicago, 69, p. 138, 1961.
- 7 - JOHNSON, S.B. & LOPER, C.R. - The influence of casting shape and pouring temperature on the feeding distance of low carbon steel. AFS, Chicago, 77, p. 360-7, 1969.
- 8 - PATHAK, S.C. & PRABHAKAR, O. - Feeding range of aluminium 11,8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium, Frankfurt, 56 (9), p. 599-601, 1980.
- 9 - CHINNATHANBI, K. & PRABHAKAR, O. - Feeding aluminium 11,8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium, Frankfurt, 55 (11), p. 721-3, 1979.
- 10 - DUBITSKII, G.M. & SAFAROV, R. Sh. - Calculation of feeders for Al-Si alloy castings. Russian Castings Production, Birmingham, 3, p. 109-10, 1966.
- 11 - RABINOVIC, B.V.; MAI, R.; DROSSEL, G. - Grundlagen der Giess- und Speisetechnik fuer Sandformguss. Leipzig, Veb. Deutscher Verlag fuer Grundstoffindustrie, p. 371, 1978.
- 12 - WLODAWER, N. - Gelenkte Erstarrung von Gusseisen. Duesseldorf, Giesserei-Verlag GmbH., p. 554, 1977.
- 13 - VERRAN, G. - Estudo da alimentação de peças fundidas em ligas de alumínio. Dissertação de Mestrado. UFRGS-PPGEMM, 1986.

## SIMBOLOGIA

$E_p$	=	espessura da peça (mm)
$W_p$	=	largura da peça (mm)
$L_p$	=	comprimento da peça (mm)
$V_p$	=	volume da peça ( $cm^3$ )
$A_p$	=	área da peça que sofre resfriamento ( $cm^2$ )
$M_p$	=	módulo da peça (cm)
$L_{crit}$	=	placa com o comprimento dentro da zona de ação do massalote
$L > L_{crit}$	=	placa com o comprimento fora da zona de ação do massalote
$\varnothing_m$	=	diâmetro do massalote (mm)
$H_m$	=	altura do massalote (mm)
$M_m$	=	módulo do massalote (cm)
$M_{pesc}$	=	módulo do pescoço (cm)
$D_{al}$	=	distância de alimentação (múltiplo de $E_p$ )
$A_{mr}$	=	área ocupada pelos microrechupes ( $mm^2$ )
$Q_m$	=	quantidade relativa de microrechupes (%)
$A_t$	=	área total da fotografia ( $mm^2$ )
$V_v$	=	volume do vazio (pipe) ( $cm^3$ )
$\Sigma v$	=	volume total do conjunto peça-massalote ( $cm^3$ )

TABELA I - Características geométricas das placas experimentais

Liga	Placa	Ep (mm)	Wp (mm)	Lp (mm)	Vp (cm <sup>3</sup> )	Ap (cm <sup>2</sup> )	Mp (cm)
Al-4,5Cu	Lcrit	10	60	60	36	95	0,38
Al-4,5Cu	L>Lcrit	10	60	100	60	151	0,40
Al-12Si	Lcrit	10	60	100	60	151	0,40
Al-12Si	L>Lcrit	10	60	180	108	263	0,41
Al 99,5	Lcrit	10	60	100	60	151	0,40
Al 99,5	L>Lcrit	10	60	180	108	263	0,41

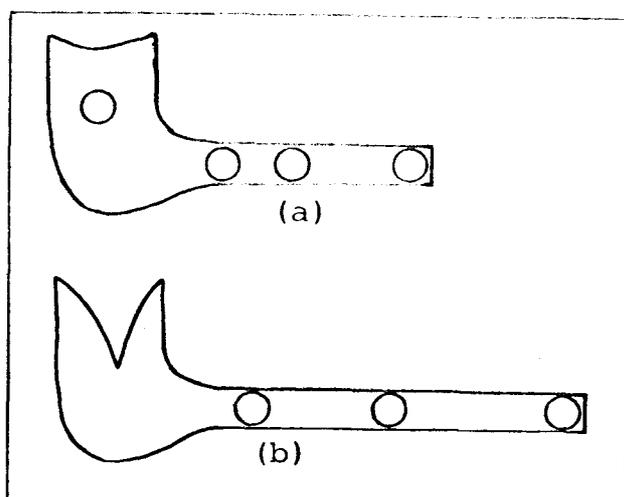


FIGURA 1 - Regiões analisadas micrograficamente em placas fundidas na liga Al-4,5 Cu (a) e em Al 99,5 (b)

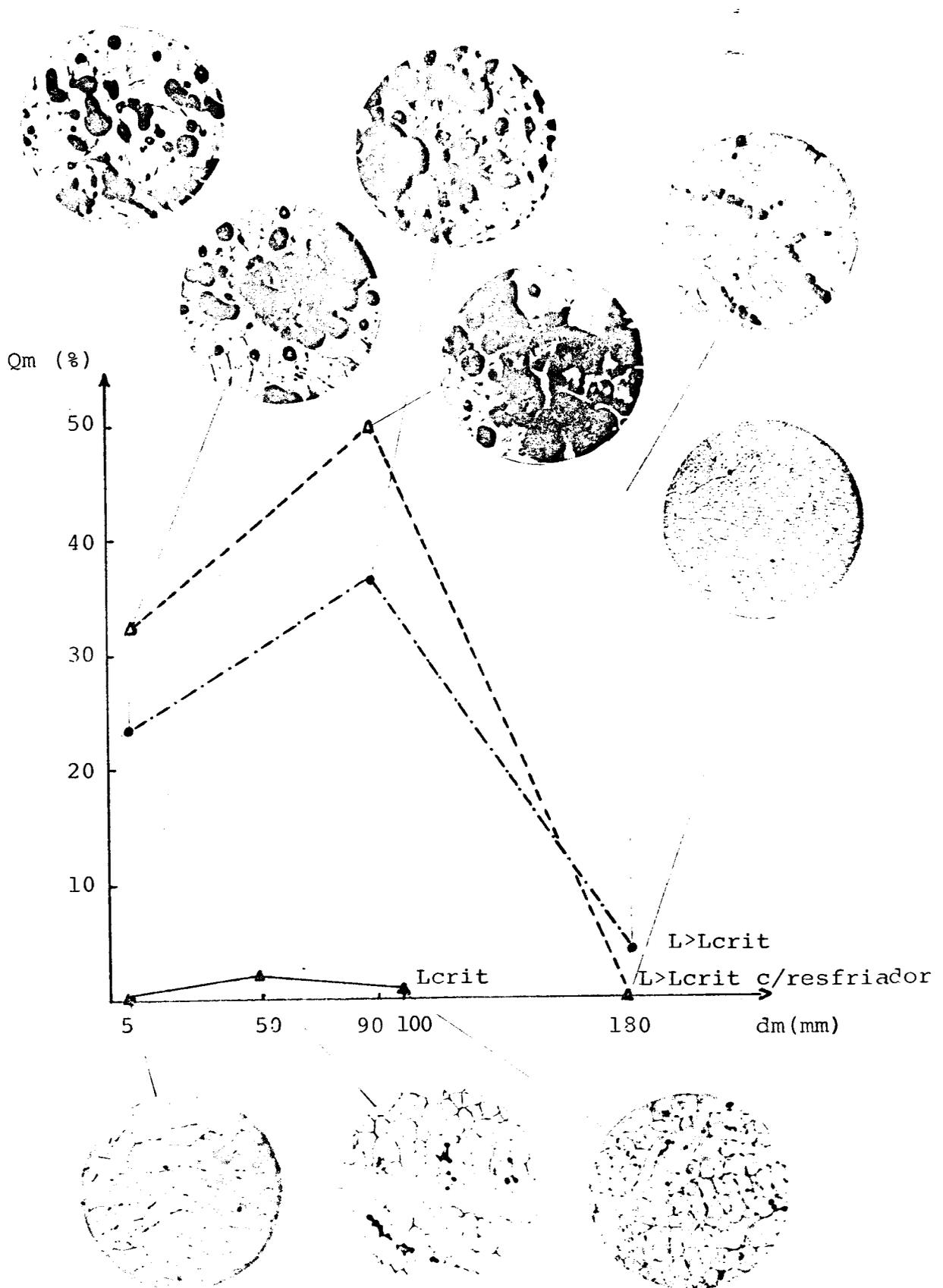


FIGURA 2: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
 $H_m/\phi_m = 2$ ;  $s = 60^\circ \text{ C}$

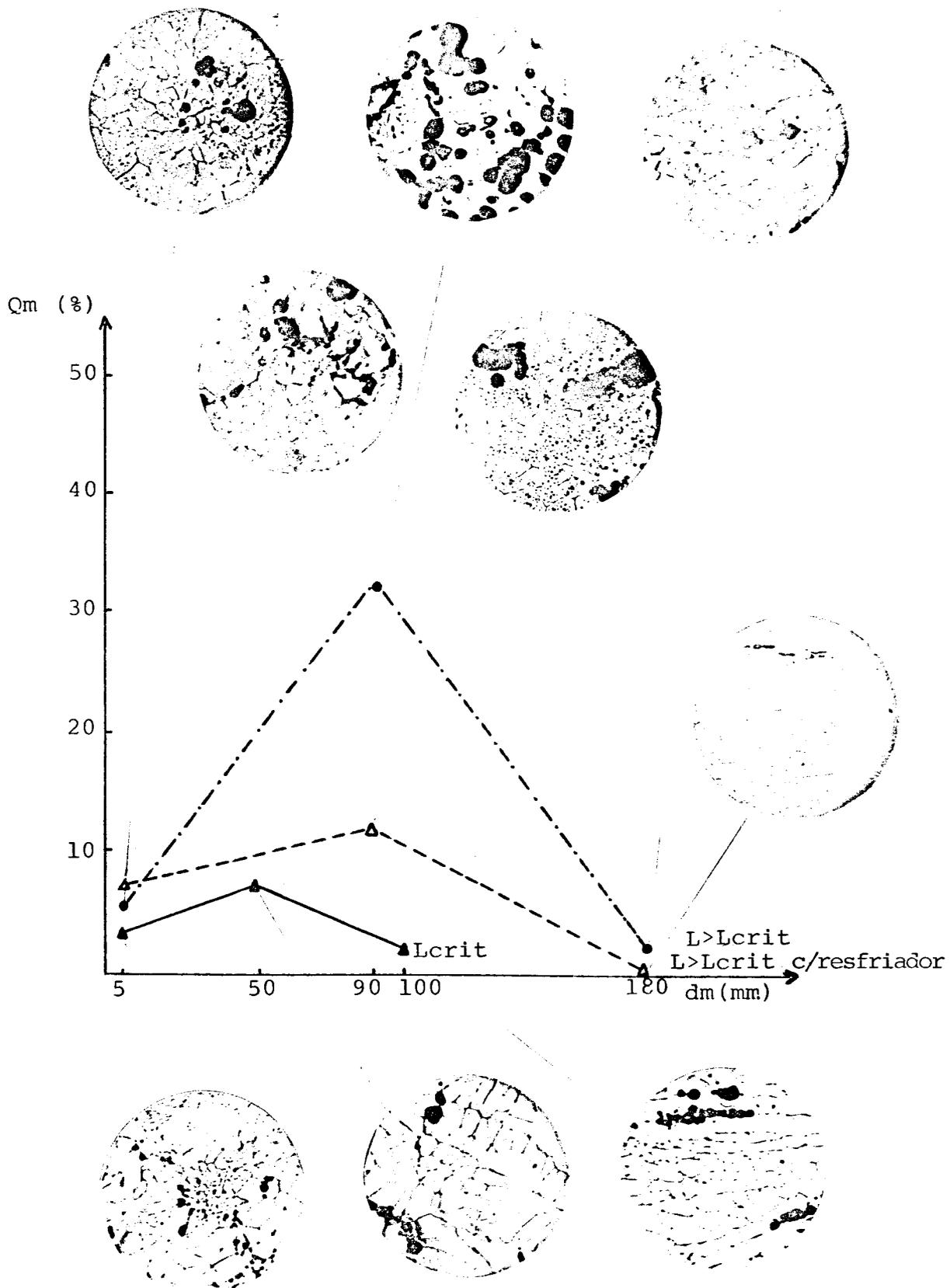


FIGURA 3: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas em Al 99,5  
 $Hm/\phi = 2$ ;  $s = 100^\circ C$

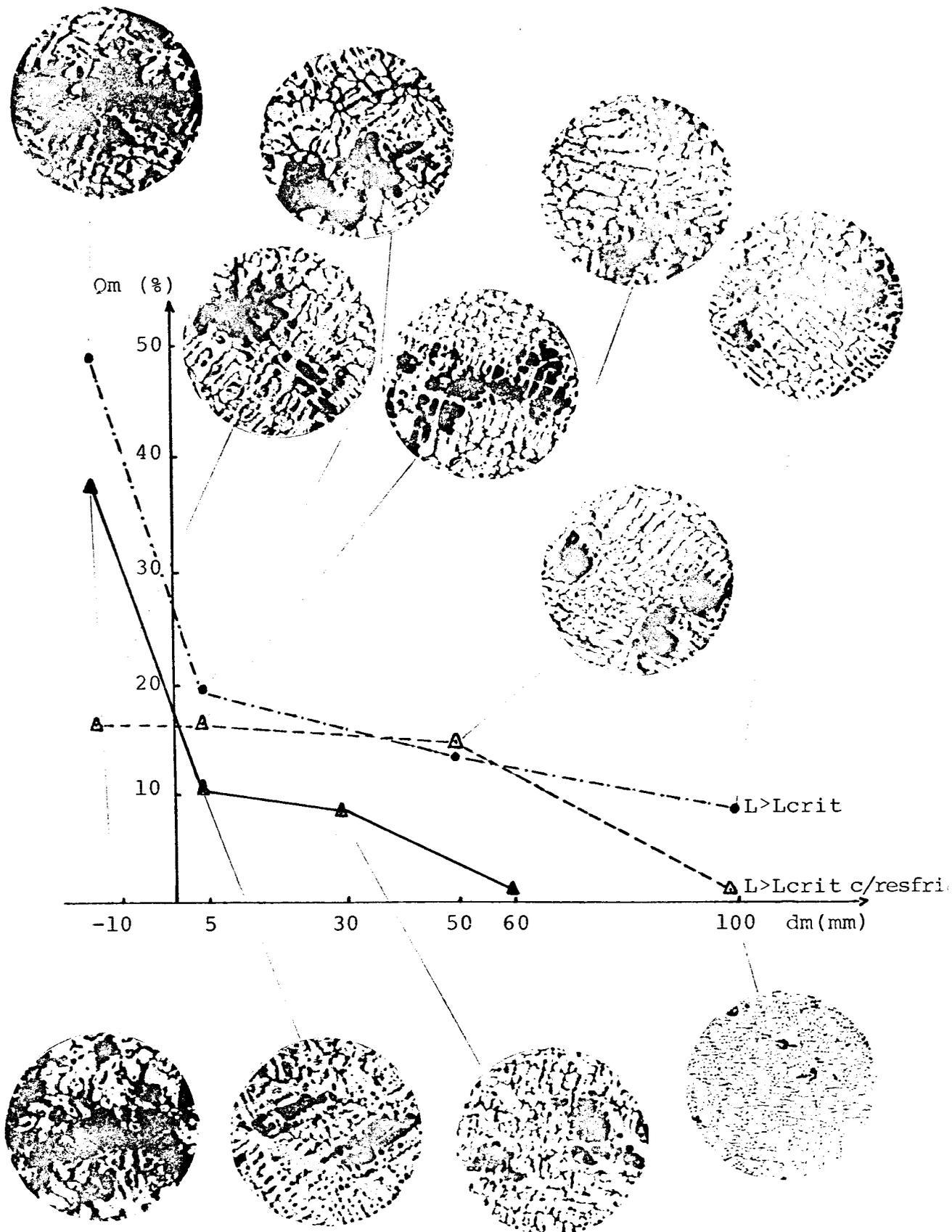


FIGURA 4: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga Al-4,5 Cu  
 $H_m/\phi_m = 2$ ;  $S = 60^\circ C$

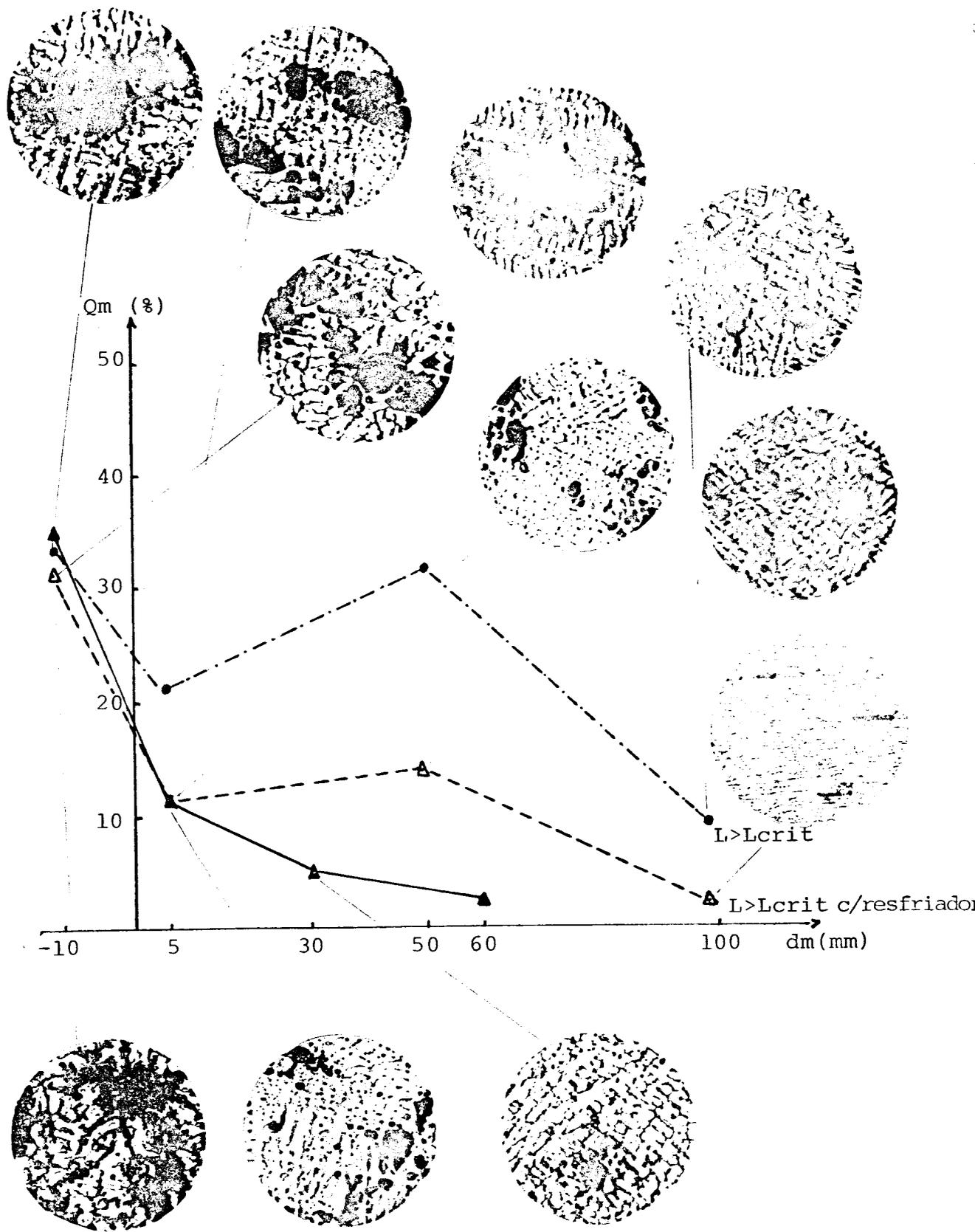


FIGURA 5: Quantidade relativa de microrechupes em função da distância ao massalote para placas fundidas com a liga Al-4,5 Cu  
 $\bar{H}_m/\bar{\theta} \cong 2$ ;  $S \cong 100^\circ\text{C}$

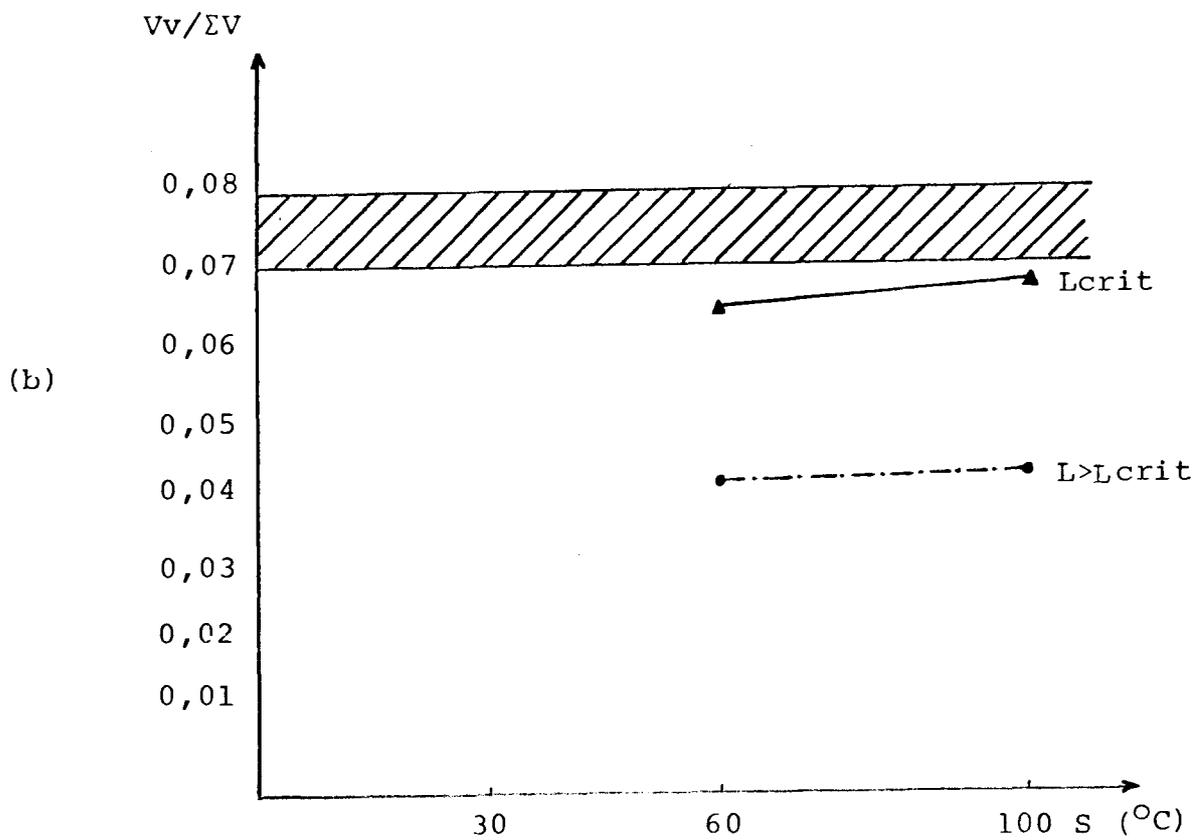
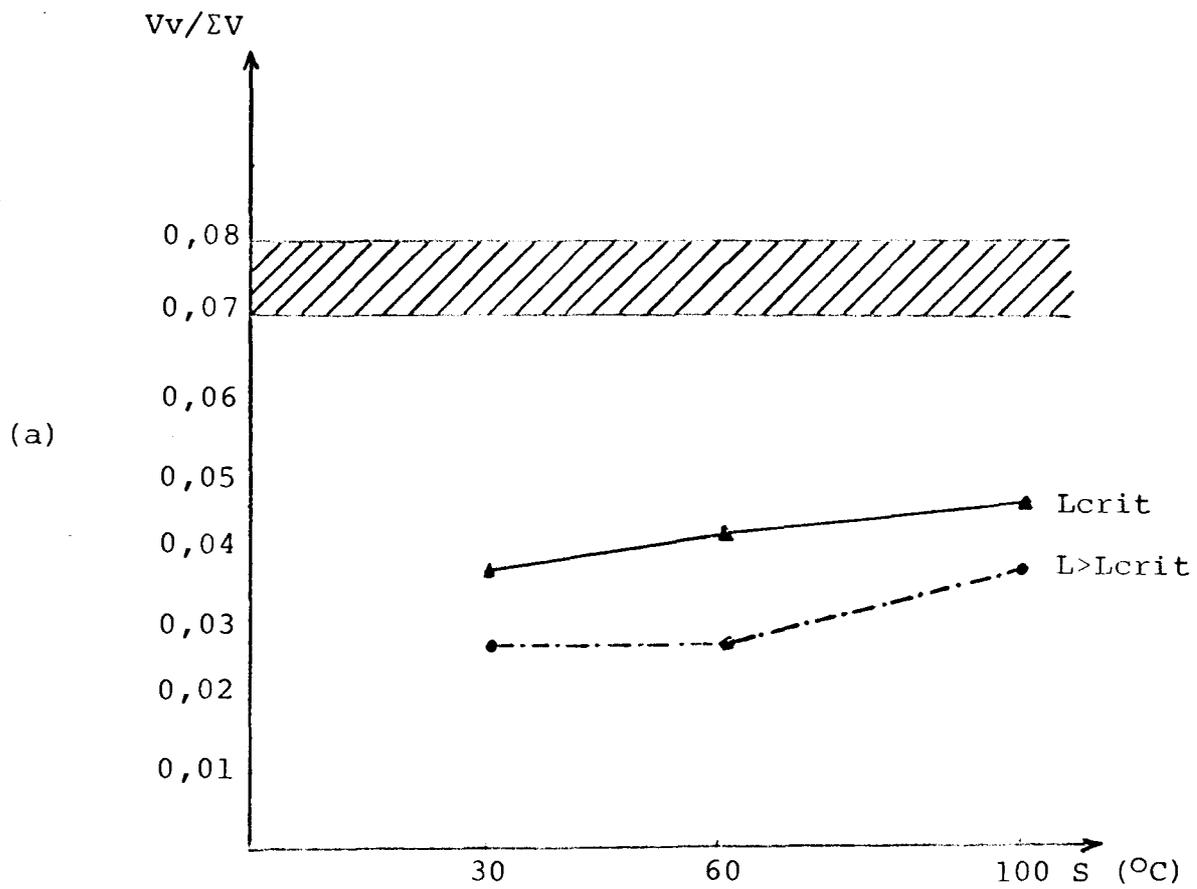


FIGURA 6 - Relação entre  $V_v/\Sigma V$  e o grau de superaquecimento (s) para o Al 99,5, (a)  $H_m/\phi_m = 1,5$ , (b)  $H_m/\phi_m = 2$

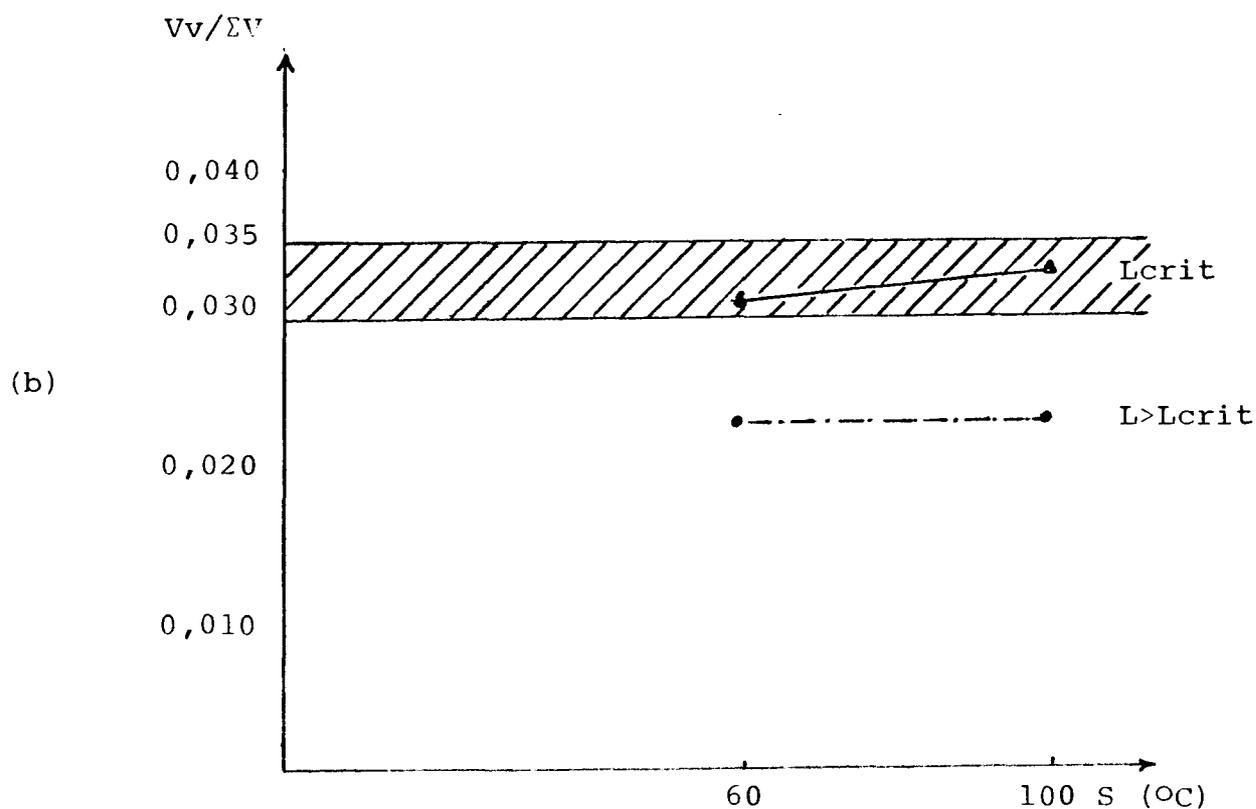
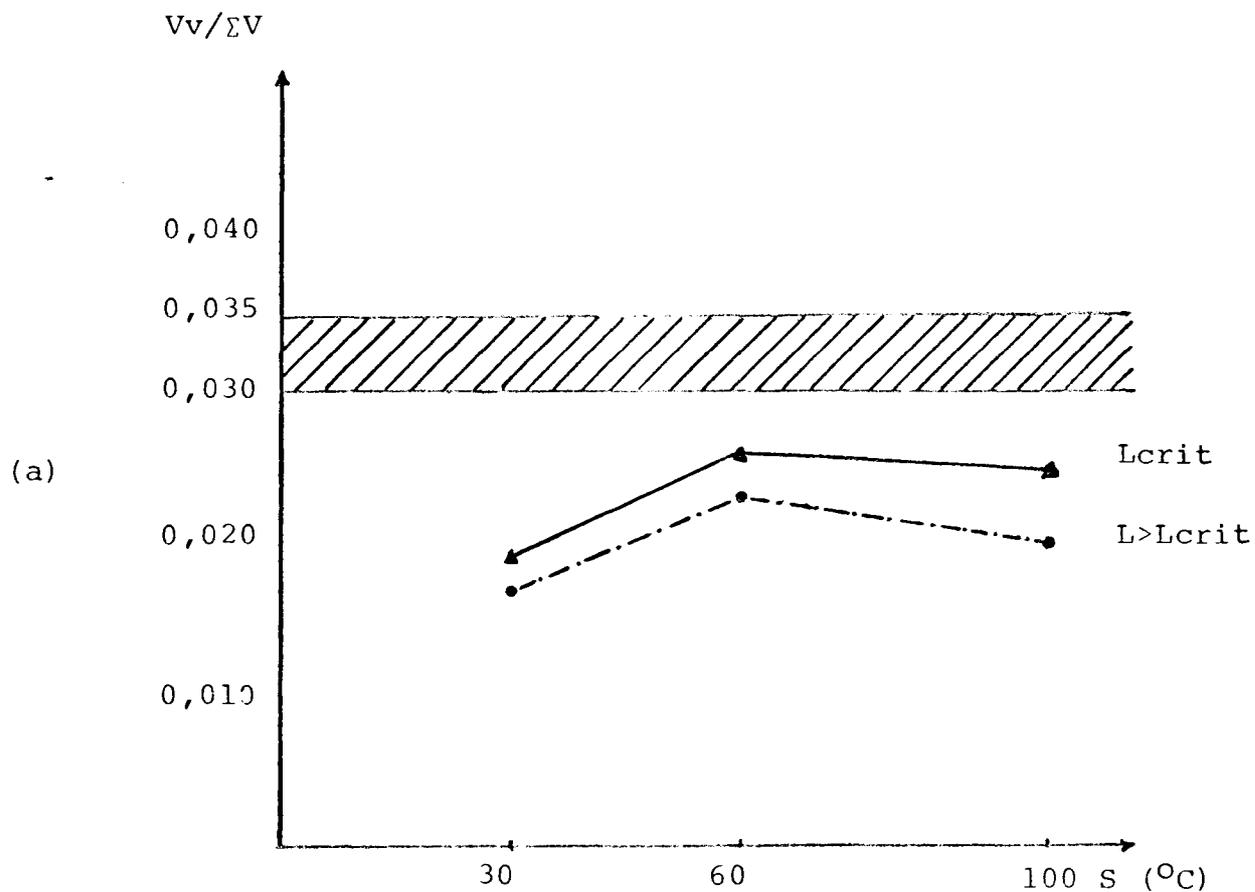


FIGURA 7 - Relação entre  $V_v/\Sigma V$  e o grau de superaquecimento (s) para a liga Al-12 Si, (a)  $H_m/\phi_m = 1,5$ , (b)  $H_m/\phi_m = 2$

## A b s t r a c t

The aim of the present study was to establish a correlation between feeding characteristics and different modes of solidification of various casting alloys.

The main parameters analysed were the influence of superheating degree, height/diameter ratio of the feeder, feeding range on the degree of sanity of casting plates.

The degree of sanity was evaluated by normal microscopic techniques giving good results in detecting pipes and microporosities.

It has been shown that the normal values for feeding ranges (10 Ep, 6 EP and 10 Ep for Al, Al-4,5 Cu and Al-12 Si respectively) given in the literature have given good results as the sanity degree is concerned.

## BIBLIOGRAFIA

1. KAISER ALUMINUM & CHEMICAL SALES. La fundición de alu-  
mínio Kaiser. Oakland, Calif., 1962. 120p.
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook. 3.ed.  
Metals Park, Ohio, 1961. v.1.
3. ALUMINUM IMPORT CORPORATION. Manual das ligas de alumí-  
nio. s.l., s.d. 130p.
4. FINARDI, J. Especificações, propriedades e aplicações  
das ligas de alumínio para fundição. In: ASSOCIAÇÃO  
BRASILEIRA DE METAIS. Curso de fundição de ligas não  
ferrosas. 3.ed. São Paulo, ABM, 1974. p. V-1/V-10.
5. BISHOP, H.F. & PELLINI, W.S. Solidification of metals.  
Foundry, Cleveland, 80(2):86-93; 253-61, Feb. 1952.
6. BRANDT, F.A.; BISHOP, H.F.; PELLINI, W.S. Solidification  
of various metals in sand and chill molds.  
Transactions of The American Foundrymen's Society,  
Chicago, 62:646-53, 1954.
7. KONDIC, V. Princípios metalúrgicos de fundição. São  
Paulo, Polígono, 1973. 340p.
8. RUDDLE, R.W. & MINCHER, A.L. Influence of alloy  
constitution on mode of solidification of sand  
castings. Journal of the Institute of Metals, London,  
78:229-48, 1950-51.
9. RUDDLE, R.W. Solidification of castings. 2.ed.  
London, The Institute of Metals, 1957. 403p.
10. BISHOP, H.F.; BRANDT, F.A.; PELLINI, W.S. Solidification  
of steel against sand and chill walls. Transactions  
of the American Foundrymen's Society, Chicago, 59:435-  
50, 1951.
11. CHWORNOFF, N. Theorie der Erstarrung von Gußstücken.  
Die Giesserei, Düsseldorf, 27(10):177-86; 27(11):201-8;  
27(12):222-5, 1940.

12. TAYLOR, H.F.; FLEMINGS, M.C.; PIWONKA, T.S. Riserings aluminum castings. Foundry, Cleveland, 88:216-26, May 1960.
13. BIDULYA, P. Steel foundry practice. Moscou, Peace, s.d. 319p.
14. BRADASCHIA, C. Estudo dos canais de moldagem: considerações teóricas fundamentais. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 36., Recife, jul. 1981. São Paulo, ABM, 1981. p.411-26.
15. SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL, Belo Horizonte. Departamento Regional de Minas Gerais. Centro de Fundição de Itaúna. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: características e funções dos massalotes. Itaúna, 1981. v.2.
16. CHVORINOV, N. Control of the solidification of castings by calculation. Foundry Trade Journal, London, 10:95-9, Aug. 1939.
17. FLINN, R.A. Fundamentals of metal casting. Reading, Mass., Addison-Wesley, 1963. 324p.
18. SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL, Belo Horizonte. Departamento Regional de Minas Gerais. Centro de Fundição de Itaúna. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: cálculo dos sistemas de massalotes. Itaúna, 1981. v.3.
19. \_\_\_\_\_. Determinação dos sistemas de massalotes e canais: características e funções dos canais. Itaúna, 1981. v.4.
20. CAINE, J.B. Riserings castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 57:66, 1949.
21. GOUVÊA, J.A. & PINTO, E.C.O. O processo "N.R.L." de dimensionamento de massalotes para peças fundidas em aço. Metalurgia: Revista da Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 25(145):905-10, dez. 1969.

22. BISHOP, H.F. & JOHNSON, R.W. Riser of steel castings. Foundry, Cleveland, 84(2):70, Feb. 1956.
23. \_\_\_\_\_. \_\_\_\_\_. Foundry, Cleveland, 84(3):136, Mar. 1956.
24. BISHOP, H.F.; MYSKOWSKI, B.T.; PELLINI, W.S. A simplified method for determining riser dimensions. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 63:271-81, 1953.
25. ADAMS, C.M. & TAYLOR, H.F. Fundamentals of riser behavior. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 61:686-93, 1953.
26. JACOB, S. & DROUZY, M. Étude du masselottage des alliages d'aluminium coulés en sable. Fonderie, Paris, (341):17-28, Jan. 1975.
27. JEANCOLAS, M. Données générales sur le masselottage des pièces moulées en sable. Fonderie, Paris, (181):43-56, 1961.
28. LOPER, C.R.; HEINE, R.W.; ROBERTS, R.A. Riser design. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:373-5, 1969.
29. FLINN, R.A.; ROTE, R.E.; GUICHELAAR, P.J. Riser design for copper alloys of narrow and extended freezing range. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 74:380-8, 1966.
30. AMRHEIN, R.F. & HEINE, R.W. Experience with riser design. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 75:659-64, 1967.
31. WALLACE, J.F. & EVANS, E.B. Riser of gray iron castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 66:49-55, 1958.
32. HEINE, R.W. Riser base and connection design for white iron castings. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 76:559-61, 1968.

33. BECKERT, E.A. & DURAN, P.V. Efeito do comprimento de pescoços de massalotes na alimentação de peças em ferro fundido nodular. In: SEMINÁRIO SOBRE FUNDIÇÃO DE FERROSOS E NÃO-FERROSOS: PESQUISA E DESENVOLVIMENTO, Porto Alegre, maio 1984. São Paulo, ABM, 1984.
34. DURAN, P.V.; CASTELO BRANCO, C.H.; BECKERT, E.A. O efeito do dimensionamento de massalotes e da rigidez de moldes na alimentação de ferros fundidos nodulares. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 36., Recife, jul. 1981. São Paulo, ABM, 1981. p.445-60.
35. MERCHANT, H.D. Dimensioning of sand casting risers. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 67:93-105, 1959.
36. GOOSSENS, L.J.M. Método expedito de cálculo de massalotes com uso de computador. Fundição e Matérias-Primas, São Paulo, 63:11-3, jan./fev. 1985.
37. BISHOP, H.F. & PELLINI, W.S. Contribution of riser and chill edge effects to the soundness of cast steel plates. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 58:185-97, 1950.
38. BISHOP, H.F.; MYSKOWSKY, E.T.; PELLINI, W.S. The contribution of riser and end effects to the soundness of cast steel bars. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 59:171-80, 1951.
39. MOREY, R.E.; BISHOP, H.F.; PELLINI, W.S. Feeding range in shell molds. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 63:419-24, 1955.
40. ROBERTS, R.A.; LOPER, C.R.; PORIER, D.R. Riser design and feeding distance of manganese bronze castings. Pt.2. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:387-97, 1969.
41. PRESENT, H. & ROSENTHAL, H. Feeding distance of bars in investment molds. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 69:138, 1961.

42. JOHNSON, S.B. & LOFER, C.R. The influence of casting shape and pouring temperature on the feeding distance of low carbon steel. Transactions of the American Foundrymen's Society, Chicago, 77:360-7, 1969.
43. RABINOVIC, B.V.; MAI, R.; DROSSEL, G. Grundlagen der Giess-und Speisetechnik für Sandformguss. Leipzig, Veb Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978. 372p.
44. PATHAK, S.D. & PRABHAKAR, O. Feeding range of aluminum - 11.8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium, Frankfurt, 56(9):599-601, 1980.
45. CHINNATHANBI, K. & PRABHAKAR, O. Feeding aluminium - 11.8% silicon alloy in metallic molds. Aluminium, Frankfurt, 55(11):721-3, Nov. 1979.
46. DAVIES, V.D.L. & MOE, R. Compute feeding range for gravity die castings. In: CONFERENCE ON SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS, Sheffield, Engl., July 1977. p.357-62.
47. DUBITSKII, G.M. & SAFAROV, R.Sh. Calculation of feeders for Al-Si alloy castings. Russian Castings Production, Birmingham, 3:109-10, 1966.
48. SANZ, R.; CHAZÉ, L.; CHAUSSAT, R. Détermination des systèmes de masselottage et d'attaque des pièces moulées en sable. Fonderie, Paris, (298):39-56, 1971.
49. WLODAWER, M. Gelenkte Erstarrung von Gusseisen. Düsseldorf, Giesserei-Verlag G.M.B.H., 1977. 554p.