

MINISTERIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DOS MATE-
RIAIS - PPGEMM

ESTUDO DE LIGAS DE ALUMÍNIO OBTIDAS
POR ASPIRAÇÃO

por

AMILTON CEZAR DE AGUIAR
ENGENHEIRO METALÚRGICO

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

PORTO ALEGRE

1 9 9 0

ESTUDO DE LIGAS DE ALUMÍNIO OBTIDAS
POR ASPIRAÇÃO

D I S S E R T A Ç Ã O

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

MESTRE EM ENGENHARIA

AREA DE CONCENTRAÇÃO: METALURGIA DE TRANSFORMAÇÃO

por

AMILTON CÉZAR DE AGUIAR

ENGENHEIRO METALÚRGICO

1 9 9 0

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:

Prof. Sérgio Viçosa Möller

Doutor em Engenharia

PROMEC- UFRGS

Prof. Telmo Roberto Strohaecker

Doutor em Engenharia

PPGEMM- UFRGS

Prof. Francisco José Kiss

Doutor em Física

PPGEMM- UFRGS

Coordenador do PPGEMM

Ildon Guilherme Borchardt

Doutor em Engenharia

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Arno Müller, pela orientação e apoio concedidos e pela confiança depositada na consecução deste trabalho.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico(CNPq) e à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior(CAPES), pela bolsa de estudos fornecida.

Aos professores, funcionários e colegas do DE-MET-PPGEMM, pelas sugestões e pela colaboração prestadas durante a execução deste trabalho.

Aos funcionários da Biblioteca da Escola de Engenharia da UFRGS, pelo atendimento cordial e solícito.

A minha esposa, pela compreensão, apoio e estímulo.

S U M A R I O

1	INTRODUÇÃO	
2	ESTADO DA ARTE	
2.1	O PROCESSO DE VAZAMENTO POR ASPIRAÇÃO	01
2.1.1	Generalidades	01
2.1.2	Descrição da operação	02
2.1.3	Vantagens	02
2.1.4	Aplicações	08
2.1.5	Possibilidades de expansão e desenvolvimentos futuros	09
2.2	FLUXO DE METAL LIQUIDO NO VAZAMENTO	10
2.2.1	Fluidez dos metais	10
2.2.2	Tipos de testes de fluidez comumente empregados	12
2.2.3	Variáveis que afetam a fluidez	23
2.3	O FENOMENO DE SOLIDIFICAÇÃO E A FLUIDEZ	33
2.3.1	A importância do mecanismo de solidificação na vida do fluxo	33
2.3.2	Estruturas de solidificação e sua relação com os testes de fluidez	42
3	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	
3.1	EQUIPAMENTO DE SUCCÃO EM CAMARA DE VÁCUO	60
3.2	MOIDE CERÂMICO EM CASCA(CACHO)	64
3.3	VAZAMENTO POR ASPIRAÇÃO EM COQUILHA	66
3.3.1	Materiais e métodos	66

3.3.2 Seleção das variáveis estudadas	72
3.3.3 Avaliação dos resultados	76
4 RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO	
4.1 PROCESSO DE SUÇÃO EM CÂMARA DE VÁCUO	78
4.2 TESTES DE ASPIRAÇÃO EM COQUILHA	81
4.2.1 Aspectos metalográficos	81
4.2.2 Fluidez	81
4.2.3 Outras observações	98
5 CONCLUSÕES	
5.1 PROCESSO DE SUÇÃO EM CÂMARA DE VÁCUO	99
5.2 TESTES DE ASPIRAÇÃO EM COQUILHA	99
6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	101
APENDICE A	102
APENDICE B	103
APENDICE C	105
BIBLIOGRAFIA	111

LISTA DE FIGURAS

- Figura 01 - Seqüência observada no vazamento de um molde em cera perdida pelo processo convencional³ .. 03
- Figura 02 - Seqüência observada no vazamento de um molde em cera perdida pelo processo CLA³ 05
- Figura 03 - Molde com canal em espiral para teste de fluidez⁷ 14
- Figura 04 - Sistema empregado na determinação dos gráficos de fluxo¹⁹ 15
- Figura 05 - Gráficos de fluxo para alumínio puro, para a temperatura de vazamento de 750°C, para 12 canais de seções transversais diferentes²⁰ ... 17
- Figura 06 - Dispositivo utilizado na determinação da fluidez por aspiração²³ 18
- Figura 07 - Resultados de estudos de fluidez em tubos de pequeno diâmetro²³ 19
- Figura 08 - Fluidez vs. altura metalostática equivalente para o método de sucção em tubos de pequeno diâmetro²³ 20
- Figura 09 - Máquina centrífuga usada nos testes de fluidez¹⁶. 21
- Figura 10 - Corte transversal do fluidímetro utilizado¹⁶ . 22
- Figura 11 - Registro da aceleração e do comprimento do fluxo vs. tempo¹⁶ 22
- Figura 12 - Curva de fluidez para o ferro fundido cinzento em função da altura metalostática¹⁸ 24
- Figura 13 - Comportamento quanto à fluidez da liga Al-4,5%Cu para moldes de areia de sílica e zirconita²⁶ 25

Figura 14	- Efeito dos materiais do molde sobre a fluidez do alumínio e suas ligas ¹²	27
Figura 15	- Fluidez de uma liga de alumínio vazada em temperaturas diferentes, em função da temperatura inicial do molde ²⁷	28
Figura 16	- Efeito da temperatura inicial do molde de ferro fundido sobre a fluidez do alumínio e suas ligas ¹²	29
Figura 17	- Gráfico indicativo da dependência da fluidez em relação ao intervalo de solidificação para a liga Sb-Pb ¹⁶	30
Figura 18	- Dependência da fluidez em relação ao superaquecimento para uma liga Al-2%Cu, vazada em molde de aço recoberto com alumina ¹³	33
Figura 19	- Diagrama de fases para a liga Al-Cu ³¹	34
Figura 20	- Solidificação de um metal puro, sem superaquecimento, no canal de fluidez ³⁰	35
Figura 21	- Solidificação de um metal puro, superaquecido, no canal de fluidez ³⁰	35
Figura 22	- Solidificação de uma liga metálica diluída, sem superaquecimento, no canal de fluidez ³⁰ ..	36
Figura 23	- Solidificação de uma liga metálica que apresenta dendritas equiaxiais, sem superaquecimento, no canal de fluidez ³⁰	37
Figura 24	- Dispositivo experimental utilizado nas experiências com filtração ³²	40
Figura 25	- Gráficos dos resultados obtidos nas experiências com filtração ³²	40
Figura 26	- Macroestrutura de um lingote simples, mostrando suas diferentes zonas ³³	43

Figura 27	- Distribuição de temperaturas em um lingote recém-vazado ³³	44
Figura 28	- Microestrutura de uma chapa de Al-1%Cu, vazada em molde de cobre recoberto com pó-de-carvão. Superaquecimento: 200°C ³⁶	47
Figura 29	- Subestrutura correspondente a uma chapa de Al-1%Cu, vazada em molde de cobre recoberto com pó-de-carvão. Superaquecimento: 100°C ³⁶ ..	47
Figura 30	- Subestrutura correspondente à transição entre uma região não recoberta e uma região pintada com pó-de-carvão em molde de grafite ³⁶	48
Figura 31	- Valores do coeficiente de transferência metal/molde para ligas Al-Cu e diferentes substratos ²²	50
Figura 32	- Relação entre ρ_{pd} e h_i para diferentes ligas Al-Cu ²²	51
Figura 33	- Micrografia da periferia de uma peça fundida com liga Al-5%Cu, em moldes de cobre, mostrando núcleos pré-dendríticos ¹⁰	52
Figura 34	- Gráfico da variação de ρ_{pd} com a rugosidade da superfície do molde ²²	53
Figura 35	- Percentagem de grãos finos em função de Re para ligas Al-Cu ²²	53
Figura 36	- Macroestrutura de uma lâmina de Al-2%Cu resultante de teste de fluidez em molde de cobre recoberto com zirconato de cálcio ²²	54
Figura 37	- Variação da quantidade relativa de grãos a partir da periferia de uma peça fundida com liga Al-2%Ag, em molde metálico ¹⁰	56

Figura 38	- Variação do comprimento relativo da zona colunar em função de: a) temperatura de vazamento; b) teor de soluto ¹⁰	56
Figura 39	- Comportamento da zona colunar em relação ao tamanho de grão da zona equiaxial ¹⁰	57
Figura 40	- Representação esquemática do equipamento usado no processo de vazamento por aspiração em câmara de vácuo	61
Figura 41	- Equipamento de sucção, evidenciando-se o posicionamento do molde cerâmico	62
Figura 42	- Conexão da câmara de vácuo à bomba de sucção através de mangueira flexível	63
Figura 43	- Dimensionamento do canal de subida e do copo de vazamento do molde cerâmico	64
Figura 44	- Esquema básico do dispositivo usado no teste de fluidez por aspiração em coquilha	67
Figura 45	- Corpos-de-prova obtidos nas experiências	68
Figura 46	- Coquilha de aço bi-partida acoplada ao tubo cônico de imersão	70
Figura 47	- Desenho do corpo-de-prova obtido	73
Figura 48	- Gabarito graduado para avaliação das dimensões dos corpos-de-prova	77
Figura 49	- Peça obtida pelo processo de sucção em câmara de vácuo	78
Figura 50	- Alteração realizada na câmara de vácuo	79
Figura 51	- Calços de amianto usados para impedir o deslocamento do molde no enchimento	79
Figura 52	- Metal solidificado no canal de subida	80

Figura 53	- Vazamento de metal líquido na parte inferior da câmara de vácuo	80
Figura 54	- Macrografias de corpos-de-prova de Al 99,5%, obtidos com $\phi_{red}= 1mm$ e $T_v= 750^{\circ}C$	82
Figura 55	- Macrografias de corpos-de-prova de Al 99,5%, obtidos com $\phi_{red}= 1mm$ e com $T_v= 690^{\circ}C$	83
Figura 56	- Macrografias de corpos-de-prova de Al 99,5%, obtidos com $\phi_{red}= 2mm$ e $T_v= 690^{\circ}C$	84
Figura 57	- Macrografias de corpos-de-prova de Al-4,5%Cu, obtidos com $\phi_{red}= 2mm$ e $T_v= 750^{\circ}C$	85
Figura 58	- Granulação da região central de corpo-de-prova de Al 99,5%	86
Figura 59	- Variação da quantidade de grãos para corpos-de-prova de Al 99,5% vazados a $750^{\circ}C$	87
Figura 60	- Variação da quantidade de grãos para corpos-de-prova de Al 99,5% vazados a $690^{\circ}C$	88
Figura 61	- Variação da quantidade de grãos para discos de Al-4,5%Cu vazados a $750^{\circ}C$	89
Figura 62	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial da coquilha para Al 99,5%, com $\phi_{red}=1mm$ e $T_v= 750^{\circ}C$	90
Figura 63	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial do molde para Al 99,5%, $\phi_{red}= 1mm$ e $T_v= 690^{\circ}C$	91
Figura 64	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial da coquilha para Al 99,5%, com $\phi_{red}= 2mm$ e $T_v= 690^{\circ}C$	92
Figura 65	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial do molde para Al-4,5%Cu, $\phi_{red}= 2mm$ e $T_v= 750^{\circ}C$	93

Figura 66	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial do molde para Al-4,5%Cu-2,5%Si, $\phi_{red} = 2\text{mm}$ e $T_v = 750^\circ\text{C}$	94
Figura 67	- Comportamento da fluidez em função da temperatura inicial do molde para Al-4,5%Cu-2,5%Si, $\phi_{red} = 1\text{mm}$ e $T_v = 750^\circ\text{C}$	95
Figura 68	- Diferentes comprimentos de discos escalonados, de acordo com o metal ou liga utilizados	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Características mecânicas da liga A-S7G03 para os métodos de vazamento por gravidade e CLA ⁴ ..	06
Tabela 2	- Composição de cera para injeção líquida	65
Tabela 3	- Relação das experiências realizadas	75
Tabela 4	- Acréscimos(%) de fluidez para uma variação de 300°C na temperatura inicial da coquilha ...	97
Tabela A1	- Fluidez de alguns metais	102
Tabela A2	- Fluidez e calor de cristalização de metais ...	102
Tabela B1	- Resultado das contagens de grãos realizadas em Al 99,5%(T _v = 750°C)	103
Tabela B2	- Resultado das contagens de grãos realizadas em Al 99,5%(T _v = 690°C)	103
Tabela B3	- Resultado das contagens de grãos realizadas na liga Al-4,5% Cu(T _v = 750 °C)	104
Tabela C1	- Relações entre NF e T _{coq} para Al 99,5%, com $\phi_{red} = 1mm$ e T _v = 750 °C	105
Tabela C2	- Relações entre NF e T _{coq} para Al 99,5% com $\phi_{red} = 1mm$ e T _v = 690°C	106
Tabela C3	- Relações entre NF e T _{coq} para Al 99,5%, com $\phi_{red} = 2mm$ e T _v = 690°C	107
Tabela C4	- Relações entre NF e T _{coq} para Al-4,5% Cu, com $\phi_{red} = 2mm$ e T _v = 750°C	108

Tabela C5 - Relações entre NF e T_{coq} para Al-4,5% Cu- -2,5% Si, com $\phi_{red} = 2mm$ e $T_v = 750^\circ C$	109
Tabela C6 - Relações entre NF e T_{coq} para Al-4,5% Cu- -2,5% Si, com $\phi_{red} = 1mm$ e $T_v = 750^\circ C$	110

LISTA DE SIMBOLOS

L	Distância percorrida pelo metal líquido até cessar o fluxo
ρ_m	Densidade do metal
r	Raio do canal de fluidez
V	Velocidade do fluxo
L_f	Calor latente de fusão
C_{pm}	Calor específico do metal ou liga
ΔT	Superaquecimento de vazamento
h_i	Coefficiente de transmissão de calor da interface metal/molde
T_f	Temperatura de solidificação(ou fusão)
T_o	Temperatura inicial do molde(canal)
q	Quantidade de calor removida de uma pequena zona(ΔL), em um tempo t, necessário para que o fluxo cesse
A	Área da seção transversal do canal de fluidez
p	Perímetro do canal de fluidez ou pressão
u	Porcentagem de metal solidificado no decorrer do ensaio
L_o	Fluidez na ausência de superaquecimento
H	Altura metalostática
ΔP	Diferença de pressão entre o canal de fluidez e a atmosfera
ΔZ	Diferença de nível entre o metal no cadinho e no canal de fluidez
K	Constante(para mini-esprial) ou coeficiente de filtração

ΔW	Volume de metal filtrado num tempo Δt
k	Coefficiente de permeabilidade
μ'_1	Viscosidade dinâmica do metal líquido
F_{cross}	Area da seção transversal por onde se dá a filtração
γ'_1	Peso específico do metal líquido
v	Velocidade de filtração
ΔM	Quantidade da fase líquida, na filtração
ρ'_1	Densidade do metal filtrado
J	Desvio piezométrico
F_T	Superfície livre do líquido no recipiente
ρ_{pd}	Número de núcleos pré-dendríticos por unidade de área
R	Rugosidade

RESUMO

Neste trabalho, procurou-se investigar a fundição de peças metálicas pelo método de sucção em câmara de vácuo, bem como, estudar características e propriedades de discos de alumínio obtidos por este processo.

Experiências foram realizadas com o propósito de obter informações acerca dos parâmetros que devem ser seguidos na operação do equipamento de sucção e sobre a influência de variáveis importantes, como o grau de superaquecimento, a temperatura inicial da coquilha, a taxa de aspiração e o tipo de liga, nas propriedades das peças produzidas.

Nas condições de realização dos testes de vazamento por aspiração em câmara de vácuo, os resultados obtidos foram satisfatórios, permitindo a produção de peças com a sanidade desejada.

Quanto às propriedades dos discos obtidos por aspiração em coquilha, verificou-se ser a estrutura macrográfica do tipo colunar e bi-partida nos degraus. Além disso, comprovou-se a influência das variáveis anteriormente citadas sobre o nível de fluidez.

Finalmente, pôde-se concluir ser possível a obtenção de discos com espessuras variando de 0,5 a 0,8 mm, quando se usa moldes metálicos pré-aquecidos.

ABSTRACT

The aim of this work was to study the production of aluminum parts by the counter gravity casting method.

The study covers the aspects of the process, like the construction of a vacuum system and the solidification properties of aluminum (fluidity), as a function of the process parameters.

The conclusions show that it is possible to obtain very thin aluminum disks with thickness ranging from 0,5 mm to 0,8 mm, when using pre-heated metallic molds.

It also shows an increase in fluidity in aluminum alloys with the increase of mold temperature, superheating degree and aspiration rate.

1 INTRODUÇÃO

O recente desenvolvimento do processo de obtenção de peças metálicas através do vazamento por aspiração tem proporcionado um avanço técnico considerável em relação aos métodos tradicionais de fundição.

A aplicação dessa técnica ao alumínio e suas ligas já é uma realidade, no entanto, ainda são reduzidas as informações disponíveis na bibliografia especializada acerca do comportamento desses materiais quando submetidos ao novo processo.

Alguns trabalhos^{3,4,5,6} têm sido escritos sobre o assunto, a maioria deles preocupando-se com os aspectos operacionais e econômicos do novo método, deixando aberta e por ser investigada a questão do ponto de vista metalúrgico.

Basicamente, esse estudo tem como propostas, de um lado, promover o desenvolvimento de um dispositivo simples para a obtenção de peças pequenas por sucção e, de outro, contribuir para o aprofundamento do conhecimento das características e propriedades do alumínio e suas ligas vazados por aspiração.

Visando atender ao primeiro propósito, foi construído um equipamento composto de uma câmara estanque ligada a uma bomba de vácuo, no interior da qual é encerrado o molde que, por sua vez, possui uma extensão do copo de vazamento em contato com o metal líquido. Ao se acionar a bomba de vácuo a pressão dentro da câmara diminui e o metal líquido sobe, preenchendo as cavidades do molde.

A abordagem dos aspectos metalúrgicos dos materiais obtidos, outra preocupação deste trabalho, será feita com base no ensaio de fluidez e na análise metalográfica de corpos-de-prova vazados por aspiração em moldes de aço, sob diferentes condições.

2 ESTADO DA ARTE

2.1 O PROCESSO DE VAZAMENTO POR ASPIRAÇÃO

2.1.1 Generalidades

Ao longo dos anos, novas técnicas são incorporadas pelos diferentes setores de atividade humana, na busca de melhores soluções para os problemas que surgem, diariamente, na realização de suas tarefas.

Não é diferente o que acontece no setor de fundição, onde as inovações tecnológicas são constantes e onde a demanda por níveis de qualidade cada vez mais altos constituem preocupação primordial das empresas.

Dentro deste contexto de relevância da qualidade a baixo custo insere-se um novo processo de obtenção de peças metálicas que apresenta uma série de vantagens em relação aos processos convencionais.

O processo de vazamento por aspiração é um exemplo de tecnologia de inovação que está ampliando a faixa de mercado de microfundidos, por torná-los competitivos com produtos fabricados por outros processos, tanto técnica como economicamente^{1,2,3}.

A nova técnica permite redução de custos de até 60%, com níveis ainda mais elevados de qualidade.

Desenvolvido pela Hitchiner Manufacturing Co., o novo processo pode ser empregado para produzir uma grande variedade de peças fundidas de precisão, tais como, implantes cirúrgicos, peças para máquinas de calcular e escrever, componentes de revólveres e turbinas automotivas, entre outras.

Este processo de fundição contra-gravidade recebe de seus inventores G. D. Chandley e J. N. Lamb as iniciais para a formação do seu nome. Assim, tem-se o processo CL combinado com A

(CLA) para o vazamento contra-gravidade de metais ou ligas fundidas ao ar, o processo CL combinado com V(CLV) para o vazamento contra-gravidade de metais ou ligas fundidas sob vácuo e o processo CL combinado com AS(CLAS) para o vazamento contra-gravidade em moldes aglomerados com resina(shell molding) de metais e ligas fundidas ao ar.

2.1.2 Descrição da operação

A diferença fundamental entre os processos de fundição contra-gravidade e os processos de vazamento convencionais reside na operação de enchimento do molde. Para ser vazado, o molde é encerrado, com o copo de vazamento por baixo, dentro de uma câmara estanque ligada a uma bomba de vácuo e dotada de uma abertura inferior, por onde sai uma extensão do copo de vazamento. A extremidade aberta do molde, ou seja, o copo de vazamento, é posta em contato com o metal líquido dentro do cadinho do forno e, em seguida, é extraído o ar da câmara onde está o molde, ligando-se a bomba de vácuo. As seqüências operacionais para o vazamento convencional e para o processo CLA estão mostradas nas figuras 1 e 2, respectivamente.

A baixa pressão na câmara cria um mecanismo de sucção através das paredes do molde, que devem ser permeáveis, obrigando o metal líquido a preenchê-lo. Após determinado tempo, o vácuo é aliviado e o metal ainda líquido que ocupa o canal central de "descida"(neste caso seria de subida) do molde, especialmente projetado para não sofrer solidificação antes das peças, retorna ao forno⁴. O molde é preenchido apenas na região correspondente às cavidades relativas a peças e a uma pequena porção do canal de ataque.

2.1.3 Vantagens

a) Técnico-operacionais

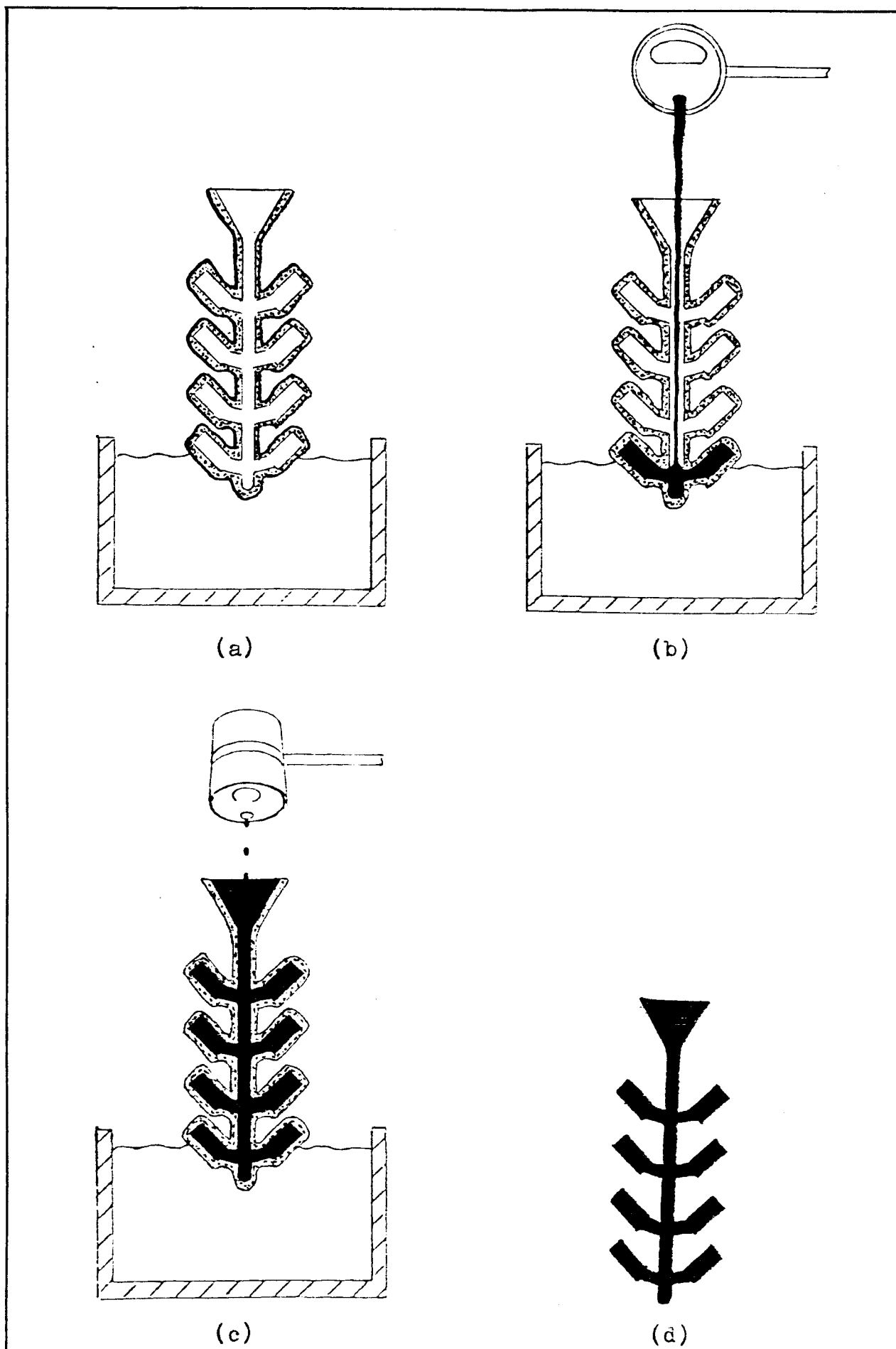


FIGURA 01: Seqüência observada no vazamento de um mol-

de em cera perdida pelo processo convencional - a) molde pré-aquecido pronto para o vazamento; b) o metal é vazado da panela para o molde por gravidade; c) molde completamente cheio; d) a cerâmica é removida da árvore fundida. As peças precisam ser cortadas para serem separadas da árvore³

Não há a necessidade de se evitar sistemas de canais complexos para permitir o corte, porque as peças estão separadas dentro do molde, pois somente são preenchidas até o canal de ataque. Isso permite que as peças sejam agrupadas de uma maneira bem mais compacta no molde, não importando se há superposições e cruzamentos, o que viabiliza um aumento sensível no número de peças por molde.

Uma outra vantagem que o processo CLA apresenta é o não uso de painéis de vazamento, o que simplifica bastante a operação, permitindo operar-se com temperaturas mais baixas e dispensando a mão-de-obra para o manuseio das mesmas.

Além disso, a máquina CLA é compacta e pode ser suspensa sobre o forno, deixando de existir os leitos de vazamento e o espaço para aquecimento e movimentação das painéis.

b) Metalúrgicas

Van Cleave⁵ em seu artigo "Investment casting in vacuum cuts cost, improves part quality" é categórico quando afirma que vazamento do metal por gravidade é um mau modo de encher o molde: "é um processo turbulento". O jato de metal atinge o fundo do canal de descida e respinga ao redor (splash). Por isso, o metal deve estar muito quente para prevenir solda fria.

No processo de aspiração o metal enche o molde rapidamente, mas com muito menos turbulência, permitindo o vazamento

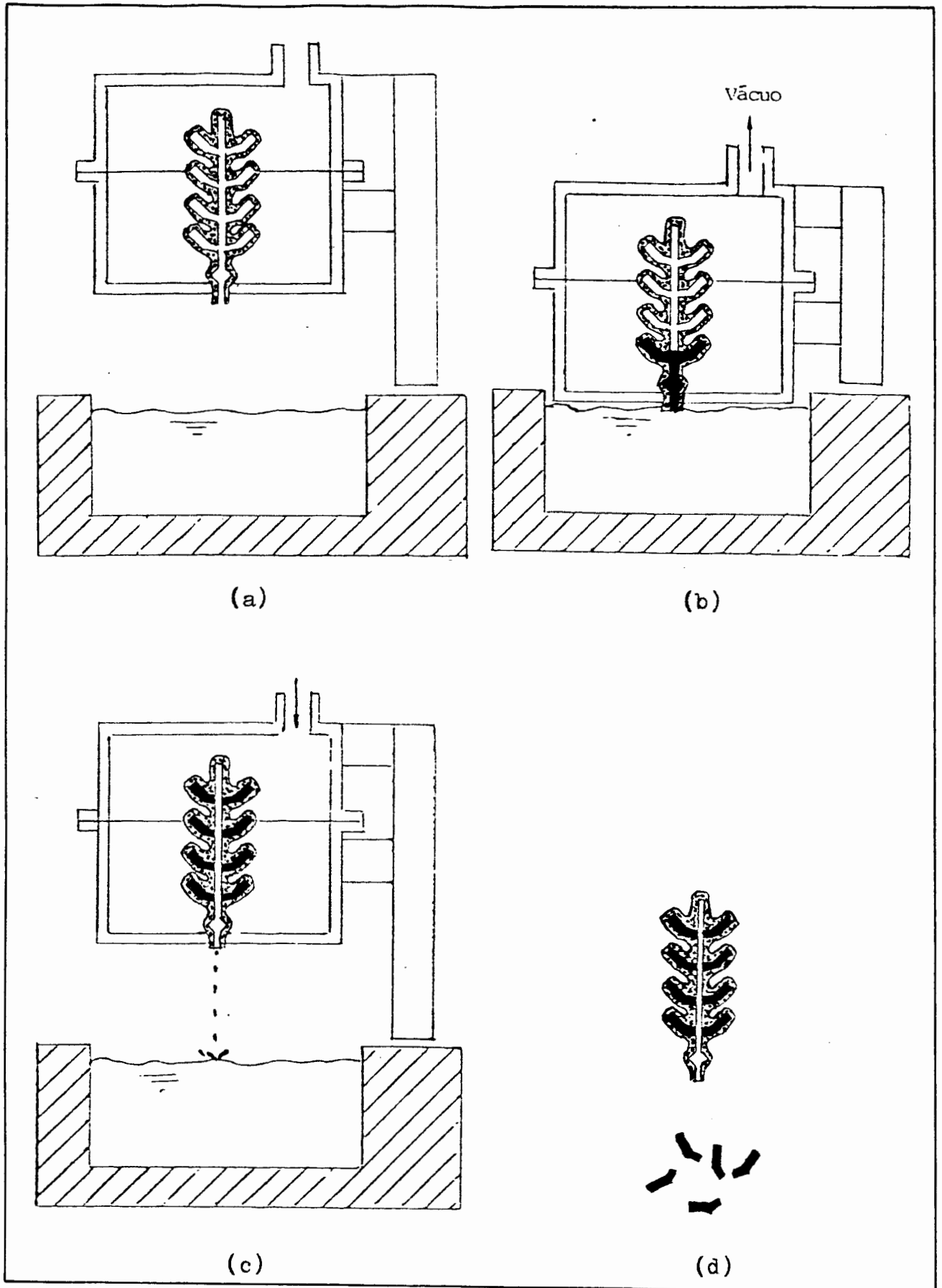


FIGURA 02: Seqüência para o vazamento de um molde em cera perdida pelo processo CLA - a) molde

pré-aquecido dentro da câmara com o copo pa
ra baixo; b) o copo é imerso no banho - me-
tal aspirado pelo vácuo da câmara para den-
tro do molde; c) as peças se solidificam e
o vácuo é aliviado - o metal líquido dos ca-
nais retorna ao forno; d) a cerâmica é remo-
vida e as peças com um pequeno "toco" de ca-
nal estão soltas³

com temperaturas mais baixas, melhorando as propriedades mecâni-
cas, pois fornecem grãos mais finos e uniformemente distribuídos,
contribuindo para a ductilidade e tenacidade do material.

Sharkey e Chandley⁴ afirmam que para ligas de alumínio,
o processo CLA permite reduzir para 100°C a temperatura do molde
e para 670°C a do metal, para o caso de seções espessas de peças.
Isto melhora significativamente a sanidade radiográfica do fundi-
do, além de propiciar a obtenção de características mecânicas de
teor mais elevado, conforme pode ser visto na tabela abaixo, pa-
ra a liga de fundição A-S7G03.

TABELA 01: Características mecânicas da liga A-S7G03 para
os métodos de vazamento por gravidade e CLA⁴

METODO DE VAZAMENTO	LIM. DE ELAST. CONV. A 0,2% (MPa)	RESISTÊNCIA A TRACÇÃO (MPa)	ALONGº. A RUPT.(%)
GRAVIDADE Molde - 425°C Metal - 715°C	230	305	8
CLA Molde - 100°C Metal - 670°C	249	338	14

Por ser aspirado de sob a superfície do banho metálico, o metal é mais limpo, contendo quantidades consideravelmente menores de óxidos, inclusões e escória que, sendo menos densos, tendem a sobrenadar. Além disso, o emprego de temperaturas de vazamento mais baixas diminui a velocidade de oxidação do banho metálico, o que gera menos óxido e, conseqüentemente, menor necessidade de desoxidantes, formando-se menores quantidades de produtos da reação de desoxidação, causadores importantes de inclusões³.

Segundo Chandley⁶, menos de 15% de todos os tipos de defeitos são obtidos quando o processo CLA é usado para ligas ferrosas.

Embora seu efeito sobre as propriedades mecânicas seja pequeno, as inclusões não-metálicas formam "pits" ou covinhas de corrosão superficial, que constituem um sério problema quando se exige alta qualidade dos fundidos. Causam, também, encurtamento da vida útil das ferramentas de corte. Surge daí a importância de reduzir o aparecimento dessas inclusões, o que é conseguido em boa dose pelo uso do processo CLA.

Com o vazamento por aspiração, tempos, temperaturas e pressões podem ser controlados de modo mais seguro, não se deixando por conta da equipe de vazamento variáveis que podem tornar-se fonte de refugo quando fora de controle.

c) Econômicas

Com o emprego do processo CLA o número médio de peças por molde passa de 23 para 57, o que significa um aumento médio de 148%.

As estimativas de custos têm revelado que as peças vazadas pelo processo CLA tornam-se de 15 a 20% mais baratas quando comparadas às mesmas peças obtidas pelo processo de vazamento por

gravidade⁴. As razões para esta sensível redução de custos são, entre outras:

- emprego de menor número de moldes, pois, eles passam a conter mais peças. A fase de confecção dos moldes corresponde a mais de 80% dos custos da microfusão, o que justifica a preocupação em se reduzir a quantidade de moldes utilizados;

- a exigência de energia, de acordo com Chandley⁴, cai a menos da metade daquela normalmente necessária para a produção de um fundido, de tal maneira que, para cada libra faturada, o consumo de energia é reduzido de 1,7 para 0,9 kwh. Esta diminuição no gasto de energia é explicada pelo não uso de painéis de vazamento, evitando-se assim o seu pré-aquecimento, pela não solidificação e resfriamento do canal central de descida(subida), poupando a energia de seu reaquecimento e fusão e pelo emprego de temperaturas de vazamento e do molde mais baixas;

- alto rendimento obtido, situando-se na faixa de 80-90%, podendo chegar a 94% a relação entre o peso das peças fundidas e o peso da carga metálica^{5,6}.

Em acréscimo a todas as vantagens aqui citadas, é possível dizer ainda que o processo de vazamento por aspiração permite obter espessuras de parede da ordem de 0,3 mm^{3,5}, o que, em certos componentes fundidos é desejável, além de propiciar sanidade excelente, especialmente em peças que contêm partes finas e grossas⁶.

Até em relação à precisão dimensional o processo CIA leva vantagem sobre seu concorrente porque o canal de descida, ou de subida, não se solidifica preso às peças, livrando-as das distorções provenientes de sua contração.

2.1.4 Aplicações

A principal aplicação dos processos de vazamento por as

piração é na fundição de alumínio e suas ligas, utilizando-se o processo de cera perdida. Entretanto, peças de cobre e suas ligas também podem ser produzidas por CLA, apresentando sensíveis vantagens tecnológicas, tanto empregando-se fundição de precisão como em areia⁴.

Aços e outras ligas ferrosas também podem ser vazados pelo processo CLA, com vantagens semelhantes àquelas obtidas para as ligas não-ferrosas.

Embora a maior parte da produção CLA tenha sido de peças pequenas, até 225 g de peso e 150 mm em sua dimensão maior, desenvolvimentos recentes buscam possibilitar a obtenção de peças maiores. Assim, uma armação para cabo telefônico submarino, fundida pelo processo CLA em cobre-berílio, tem um diâmetro interno de 343 mm e pesa 20,4 kg⁵.

Vários tipos de peças fabricadas por outros processos podem passar a ser microfundidas competitivamente, em virtude das possibilidades de redução de custos e melhora da qualidade proporcionadas pelos processos de vazamento por aspiração. Exemplos disso seriam peças fabricadas por soldagem de partes estampadas, de paredes finas, de baixo custo e grandes volumes de produção; usinados menos complexos, forjados pequenos com reduzida necessidade de usinagem e alguns sinterizados constituem outra gama de produtos passíveis de serem obtidos pelo novo processo³.

2.1.5 Possibilidades de expansão e desenvolvimentos futuros

Os processos CLV e CLAS são resultados das evoluções técnicas efetuadas sobre o processo CLA convencional. São processos relativamente recentes que se encontram em fase final de desenvolvimento.

O sistema CLV é, essencialmente, a unidade CLA enclausurada em uma câmara de vácuo. Apresenta a vantagem de poder operar com ligas fundidas sob vácuo, como as usadas na produção de

rotores para turbinas de motores^{3,5}. E na obtenção de peças cujas ligas devam ser fundidas na ausência dos agentes atmosféricos que o processo CLV encontrará sua grande aplicação.

O processo CLAS resulta da combinação do CLA com a técnica de confecção de moldes com resinas. Por causa de sua mecanização, o processo de fabricação de peças utilizando-se moldes com resina apresenta baixo custo com mão-de-obra. Além disso, nenhuma cera é usada e a resina é um material mais barato do que a lama. Todos esses fatores tendem a reduzir pela metade os custos inerentes à obtenção do molde⁵.

2.2 FLUXO DE METAL LIQUIDO NO VAZAMENTO

2.2.1 Fluidez dos metais

Em físico-química, a propriedade de fluidez é compreendida como sendo a inversa de viscosidade. Em fundição, ela é entendida como a capacidade do metal preencher a cavidade do molde^{7,8,9}. Nesse sentido, é usada para descrever o comportamento macroscópico do metal líquido, durante o vazamento, no interior do molde, ou durante o fluxo pelas passagens internas da cavidade do molde¹⁰.

Tecnicamente, a fluidez é determinada pelo comprimento alcançado pelo metal ou liga, em um canal de seção constante, antes que o fluxo seja detido pelo processo de solidificação¹¹.

Alguns autores¹² sugerem o uso de dois testes diferentes para medir duas propriedades distintas, em suas opiniões: o teste do canal reto para verificar a habilidade do metal para encher o molde, caracterizando a "fluidez de fundição" e o teste da espiral para medir o poder de fluxo do metal, denominado simplesmente "fluidez".

Diversas variáveis influenciam a medida da fluidez, co

mo por exemplo, a composição das ligas, as características do molde, os problemas hidrodinâmicos oriundos do fluxo de metal líquido através do canal e o método utilizado no enchimento do molde¹³.

Pode-se obter uma medida da fluidez pela distância L , através da qual a corrente de metal líquido flui ao longo de um canal antes que a solidificação cesse o fluxo¹⁰. Ela é dada por:

$$L = \frac{\rho_m \cdot r \cdot V (L_f + C_{pm} \cdot \Delta T)}{2 \cdot h_i (T_f - T_0)} \quad (1)$$

Esta equação de fluidez é obtida quando se considera a transferência de calor na entrada do canal, supondo-se que o fluxo cessa quando o metal solidifica totalmente na entrada do canal. Supondo que a transferência de calor é controlada pela interface metal/molde, a quantidade de calor removida de uma pequena zona de comprimento ΔL , na entrada do canal, num tempo t necessário para que o fluxo cesse, é dada por:

$$q = h_i (T_f - T_0) 2\pi \cdot r \cdot \Delta L \cdot t \quad (2)$$

Esta deve ser igual à quantidade de calor que precisa ser removida para que a solidificação seja completada, ou seja:

$$q = \rho_m (L_f + C_{pm} \cdot \Delta T) \pi \cdot r^2 \cdot \Delta L \quad (3)$$

Entretanto, ocorrendo crescimento dendrítico livre durante a solidificação, o fluxo pode ser paralisado pela maior viscosidade do líquido e pelo bloqueio de fragmentos sólidos à frente da corrente de metal líquido. Neste caso, a equação (1) não pode ser aplicada com total segurança. Ver página 38.

Quando o metal está fluindo nos canais dos moldes sua temperatura é muito diferente da temperatura das paredes do molde. O surgimento de produtos solidificados na corrente de metal líquido

do implica em variações contínuas nas suas propriedades. As equações de hidráulica, nesse caso, pouco resolvem, principalmente se as peças a serem fundidas possuírem contornos complicados, grandes superfícies e seções finas.

Ligas metálicas no estado líquido fluindo em canais ou cavidades de um molde devem ser consideradas como substâncias sólido-líquidas com uma quantidade variável de fases líquidas e sólidas e não como fluidos comuns. Daí, a importância relativa da viscosidade e da tensão superficial na avaliação da fluidez. Maior influência exerce a quantidade crescente de fase sólida na mistura líquido-sólida. A ação de óxidos superficiais e em suspensão sobre a fluidez também é importante¹⁴.

Influência favorável sobre a fluidez desempenham fatores, tais como, uma estreita faixa de solidificação, uma baixa tensão superficial e um elevado conteúdo de calor latente de solidificação¹⁵. O APENDICE A fornece valores comparativos de fluidez.

A necessidade de uso de equipamentos sofisticados, a exigência de operações e análises complicadas para o trabalho rotineiro de fundição e a não existência de um método padrão que possa ser universalmente utilizado dificultam a aplicação dos testes de fluidez no controle de qualidade dos metais e ligas metálicas fundidas⁸.

2.2.2 Tipos de testes de fluidez comumente empregados

De uma maneira geral, os testes de fluidez consistem em vazar o metal ou liga em um molde com altura de carga determinada. Impulsionado pela pressão metalostática, o líquido entra num canal de seção transversal constante (corpo-de-prova) com uma energia regida pela equação de Bernoulli, a qual é responsável pela penetração do metal no molde. À medida que o metal avança através do canal, é resfriado pelas paredes do molde, até que o fenômeno de solidificação detenha o fluxo.

Para possibilitar medidas de fluidez, uma variedade de métodos empíricos têm sido desenvolvidos, dos quais, pela maior aceitação, merecem destaque os canais em forma de espiral, os canais retos e o método de sucção a vácuo. O primeiro encontra grande aplicação em fundição e os dois outros em pesquisa de laboratório¹⁶.

Canais em espiral

O sistema empregado na determinação da fluidez pelo método da espiral possui, além do canal em espiral, uma bacia de vazamento, um canal de descida e uma bacia de amortecimento para evitar turbulência durante o enchimento do canal.

A forma da bacia de vazamento deve ser tal que dissipe o máximo de energia cinética proveniente da queda do metal e mantenha o mais constante possível a altura metalostática, minimizando, desta forma, dispersões nos resultados atribuídos às variações na velocidade de vazamento e na altura metalostática.

Aços ou ferros fundidos podem ser usados como materiais de molde neste ensaio, quando aplicado para metais de baixo ponto de fusão; entretanto, é mais comum o uso de moldes de areia.

A figura 03 dá a forma mais compacta do sistema acima descrito, que é a mais adequada para testes em fundição em areia⁷.

Um método comparativo foi desenvolvido por Guillemot¹⁷, utilizando dupla espiral, em que dois corpos-de-provas podem ser fundidos simultaneamente, tornando possível comparar a fluidez de dois metais ou de um metal e suas ligas. É possível, ainda, determinar, ao mesmo tempo, a fluidez de um metal em moldes de materiais diferentes.

Uma variante interessante para uso em testes de fluidez com espiral foi introduzida por Yao¹⁸ que criou uma mini-espiral com seção semicircular de 5 mm de diâmetro e passo de 6 mm. A gran

de vantagem da mini-espiral reside no fato de que um número elevado de corpos-de-prova pode ser vazado em curto período de tempo, com economia de metal e areia.

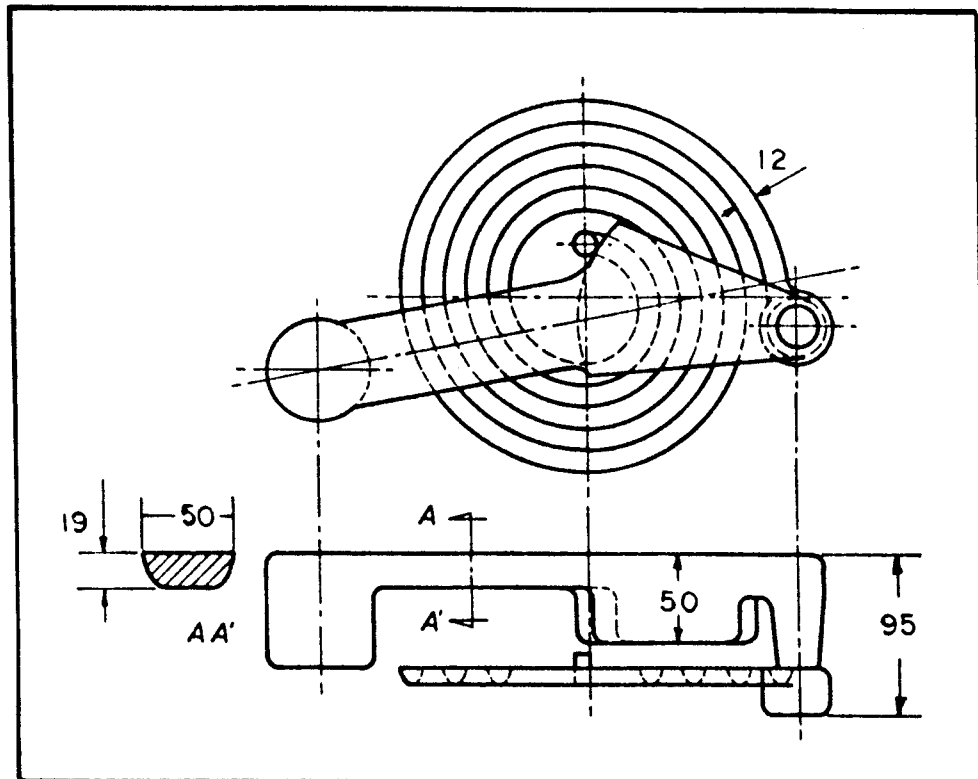


FIGURA 03: Molde com canal em espiral para teste de fluidez⁷

Canais retos

O molde para este tipo de teste não difere muito daquele utilizado nos fluidímetros com espiral. A bacia de vazamento, o canal de descida e a bacia de amortecimento são semelhantes.

Apresenta como vantagem importante a versatilidade de variação nas dimensões da seção transversal, bem como, no comprimento do canal.

Os conhecidos "gráficos de fluxo", construídos plotando-se a capacidade de fluxo (cm^3) em ordenadas versus comprimento do canal (cm) em abcissas, foram desenvolvidos por Feliu e colaboradores^{19,20}, utilizando para esse fim moldes de aço, areia e fer

ro fundido, com canais retos.

O metal fundido é vazado em um dispositivo como o mostrado na figura 04, constituído de canais retos horizontais, de seções transversais constantes e comprimentos decrescentes. Estes comprimentos de canais se estendem desde medidas superiores às verificadas nos testes de fluidez até distâncias menores. No caso de canais mais curtos, o excesso de metal emergente dos canais é recolhido num reservatório existente na extremidade.

A soma do volume recolhido com o que fica no canal é definido como a capacidade de fluxo para o comprimento de canal empregado.

Os gráficos de fluxo fornecem uma informação mais completa sobre a tendência de fluxo de metais e ligas e dão uma idéia do efeito que um aumento abrupto da cavidade do molde pode ter sobre as possibilidades de fluxo do metal. Ver figura 05.

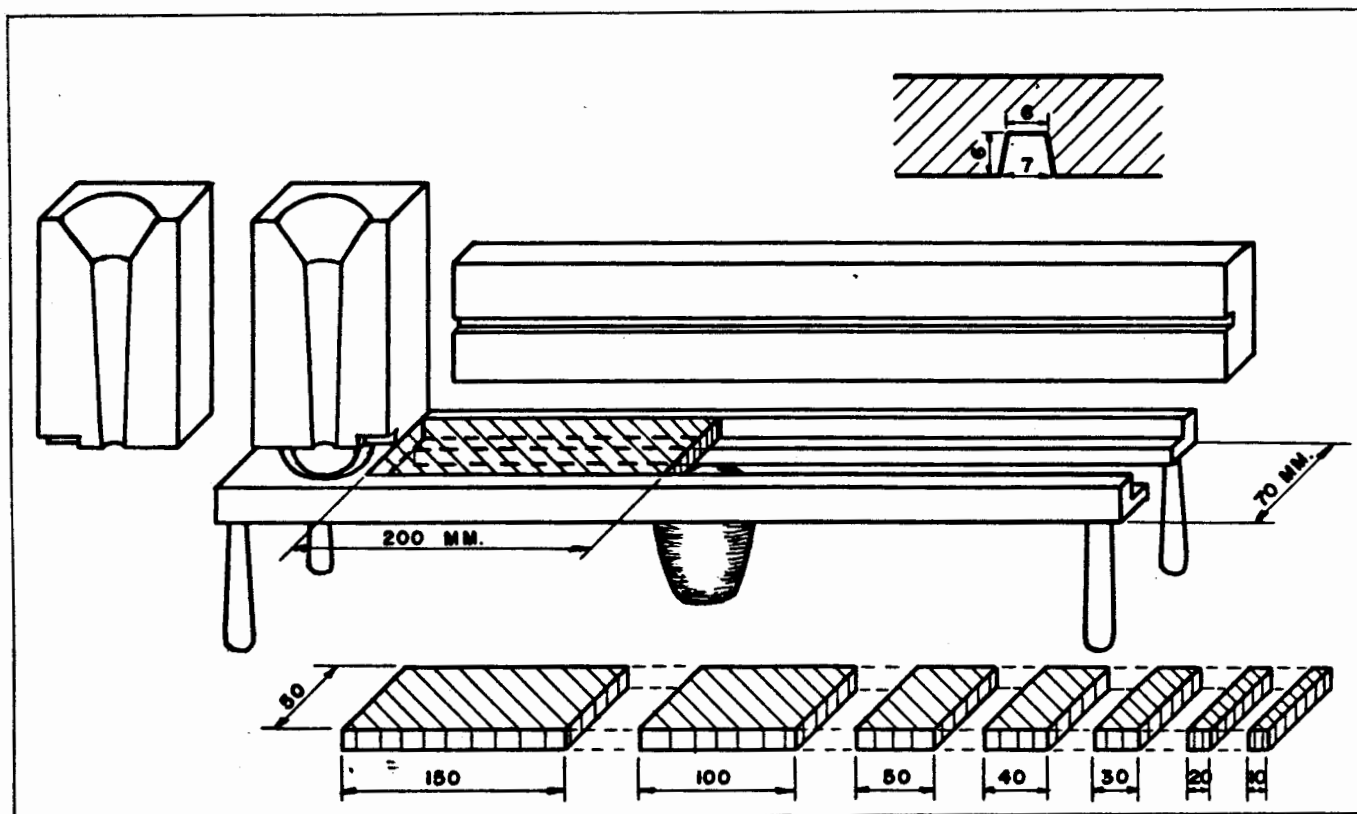


FIGURA 04: Sistema empregado na determinação dos gráficos de fluxo¹⁹

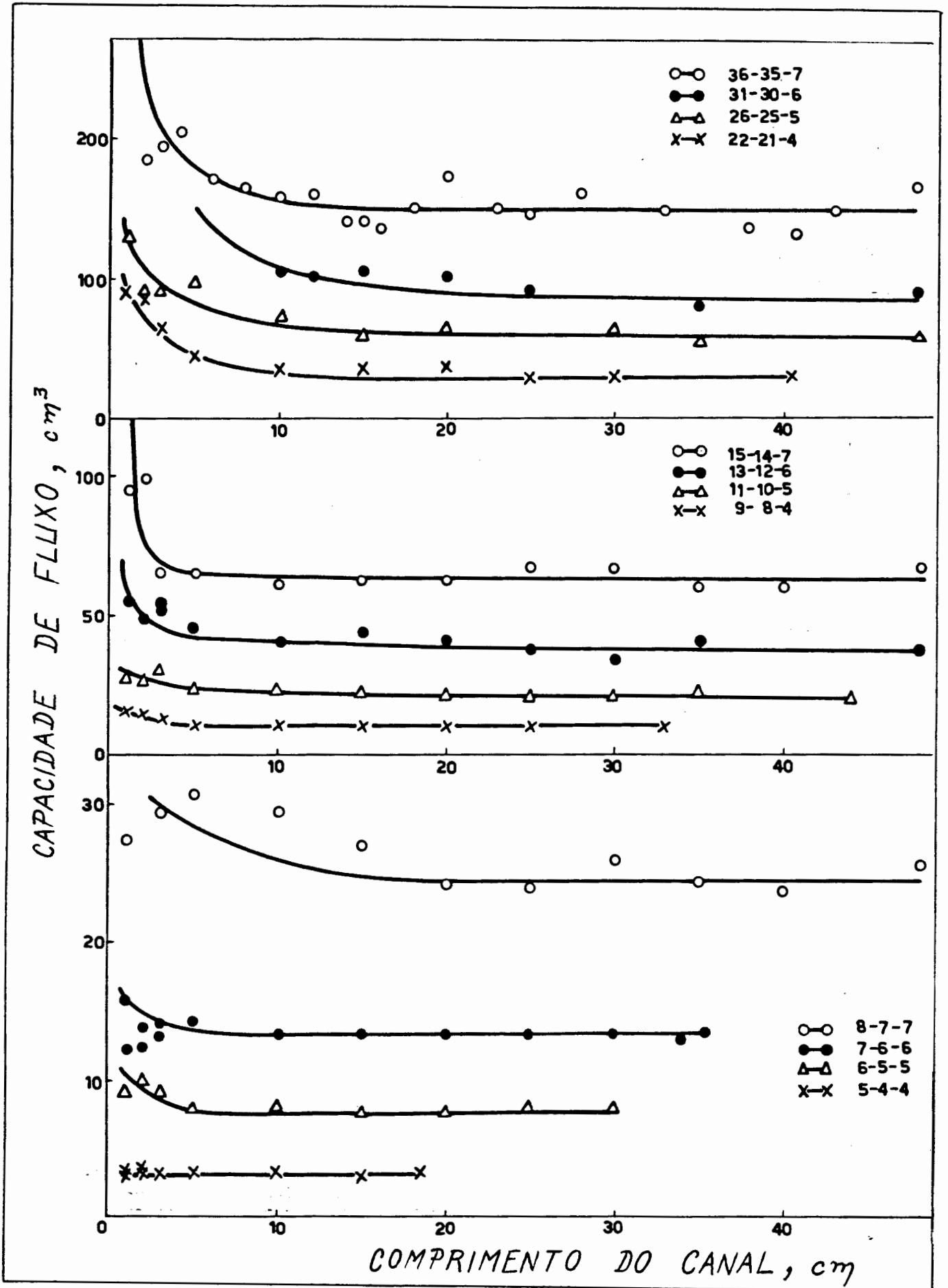


FIGURA 05: Gráficos de fluxo para alumínio puro, para a

temperatura de vazamento de 750°C, para 12 canais de seções transversais diferentes²⁰

O coeficiente de transmissão de calor na interface metal/molde e as variáveis que condicionam os mecanismos de solidificação foram estudados por Prates²¹, usando o sistema de canais retos.

Foi desenvolvido um método experimental baseado no conceito de fluidez de metais para a determinação de h_i . São desprezadas, para efeito da experiência, as resistências térmicas do metal e do molde. Outras hipóteses foram feitas:

- a) as paredes do molde comportam-se como semi-infinitas;
- b) permanecem constantes as propriedades físicas do metal e do molde;
- c) a velocidade média do fluxo de metal líquido não varia ao longo do canal;
- d) não há gradiente térmico no metal que flui;
- e) h_i mantém-se constante durante o ensaio.

A seguinte expressão foi obtida:

$$h_i = \frac{2 \cdot A \cdot dV \cdot c_{pm}}{p(T_f - T_0) \partial L / \partial (\Delta T)} \quad (4)$$

Usando-se a equação (4), pode-se encontrar o valor de h_i uma vez conhecida a inclinação ($\partial L / \partial (\Delta T)$) da curva de fluidez versus superaquecimento.

Dispondo-se do valor da fluidez na ausência de superaquecimento (L_0), Prates e Biloni²² mostraram que h_i também pode ser obtido da seguinte maneira:

$$h_i = \frac{2 \cdot A \cdot dV \cdot u \cdot L_f}{p \cdot L_0 \cdot (T_f - T_0)} \quad (5)$$

Uma outra expressão relaciona a percentagem de metal solidificado durante o ensaio com o comprimento (L_0) da fluidez na ausência de superaquecimento e com $\partial L/\partial(\Delta T)$:

$$u = \frac{c_{pm} \cdot L_0}{L_f \cdot \partial L/\partial(\Delta T)} \quad (6)$$

Método por sucção

É mais complexo do que os métodos descritos acima, tendo, por esse motivo, uso bastante restrito.

O metal é succionado diretamente pelo canal de fluidez, mediante a ação de um vácuo parcial ajustável, aplicado em uma das extremidades do tubo de pirex que serve como cápsula para recolhimento do corpo-de-prova. A figura 06 ilustra o dispositivo utilizado por Flemings e outros²³ em suas experiências.

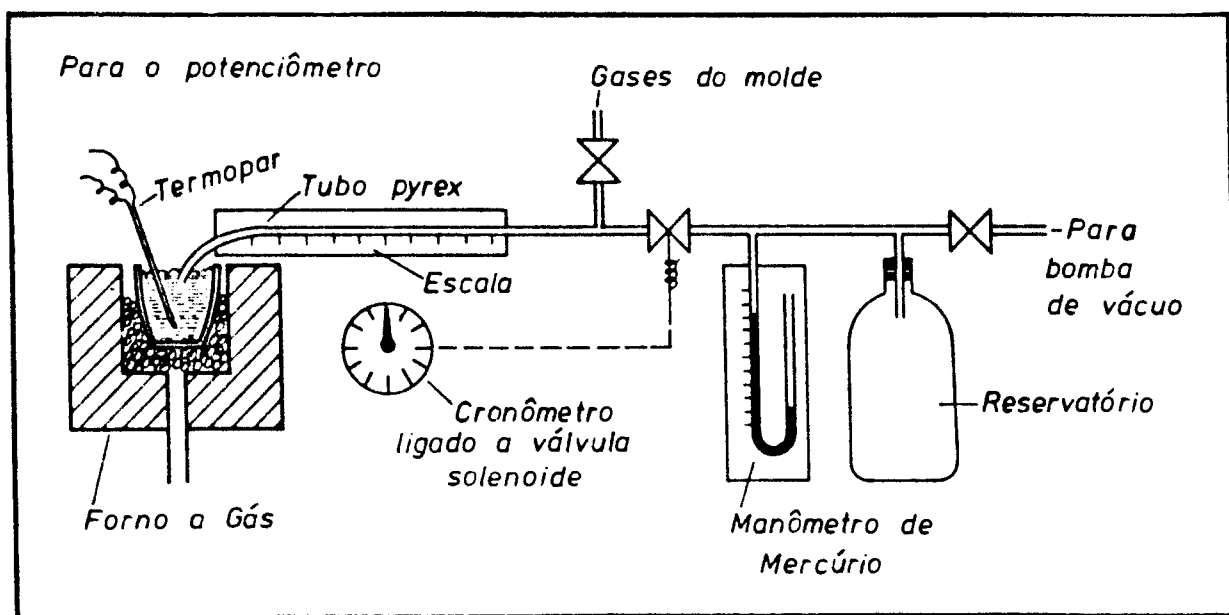


FIGURA 06: Dispositivo utilizado na determinação da fluidez por aspiração²³

Ragone e seus colaboradores²⁴ desenvolveram a seguinte expressão para achar-se o equivalente em altura metalostática, partindo-se do vácuo aplicado no tubo de sucção:

$$H = \frac{\rho_{Hg}}{\rho_m} \cdot \Delta P - \Delta Z \quad (7)$$

Uma série de experiências foram realizadas por esses autores²³, em tubos de pirex de 0,07 pol. de diâmetro, usando pressões equivalentes às seguintes alturas metalostáticas: 30, 10, 5, 4 e 3,5 pol. As figuras 07 e 08 mostram os resultados obtidos.

A figura 08 permite visualizar a existência de uma relação típica entre fluidez e altura metalostática equivalente, para valores desta última superiores a 5 pol. Abaixo dessa pressão, a fluidez cai rapidamente e, para valores inferiores a 2-3 pol. de pressão metalostática equivalente, o metal não penetra no tubo de pirex, independentemente da temperatura empregada. Conclui-se que uma pressão metalostática crítica, em torno de 2-3 pol., é necessária para forçar a entrada do metal através do pequeno diâmetro do canal.

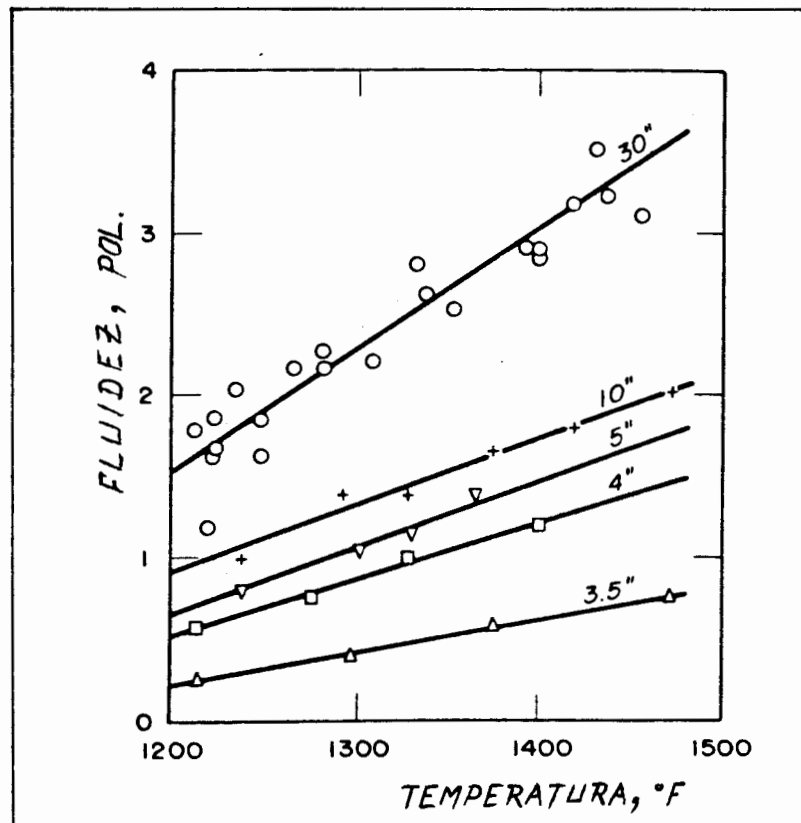


FIGURA 07: Resultados de estudos de fluidez em tubos de pequeno diâmetro²³

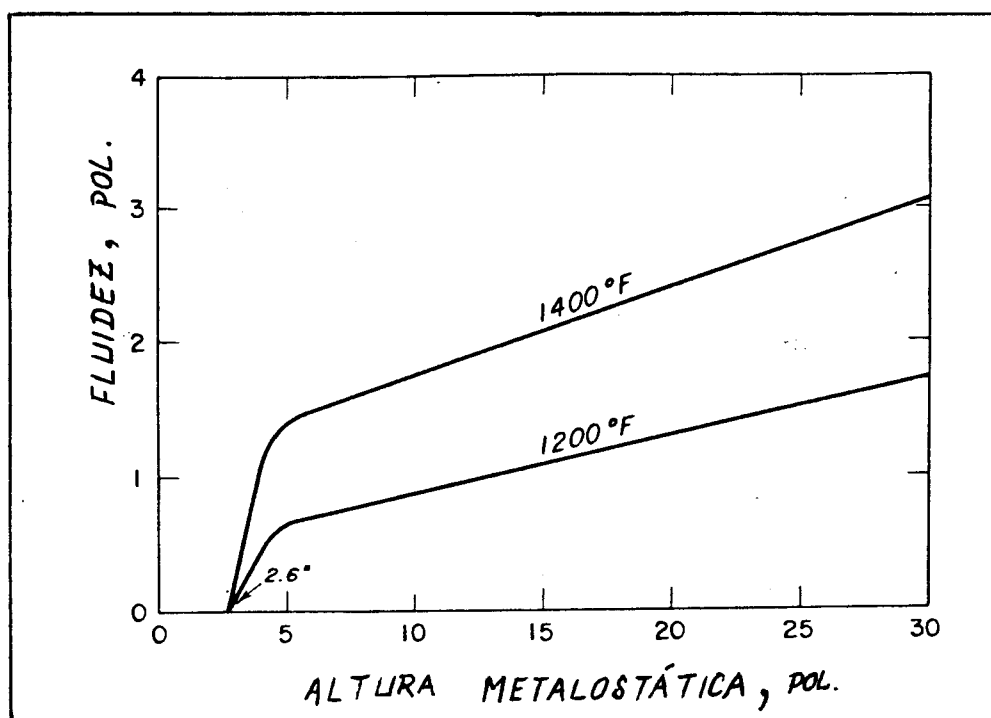


FIGURA 08: Fluididez vs. altura metalostática equivalente para o método de sucção em tubos de pequeno diâmetro²³

Uma grande vantagem do sistema a vácuo é a possibilidade de filmar o avanço progressivo do metal, pois o canal é transparente²⁴. Outras vantagens são conseguidas com a aplicação do método:

- a pressão é instantaneamente aplicada e é constante;
- o volume de metal necessário para o teste é pequeno;
- o "molde" (tubo de pirex) é de fácil preparação;
- problemas como o resfriamento precoce do metal e a presença de impurezas sobrenadantes são evitados;
- permite efetuar o teste em metais exatamente à sua temperatura de solidificação. Isto é impossível com outros fluidímetros.

Uma aparente desvantagem seria a limitação de temperatura imposta pelos tubos. Apesar dos problemas de rompimento que algumas vezes acontecem, os tubos de pirex vêm sendo usados no estudo da fluididez de ligas de alumínio em temperaturas superiores a 760°C e, até mesmo, na determinação da fluididez de aços²⁴.

Método a alta pressão com máquina centrífuga

Lima¹⁶, nos laboratórios da UFRGS, desenvolveu uma máquina de fundição centrífuga com o propósito de estudar o comportamento da fluidez sob altas pressões e apresentou um método que tem boa aplicação no estudo do fluxo de metal em fundição sob pressões elevadas. A pesquisa com metais e ligas preciosos também é favorecida, pois a quantidade de metal envolvida em cada teste é pequena.

A máquina usada nas experiências (ver figura 09) consiste basicamente de duas hastes (2a e 2b), uma fixada a um eixo vertical (4) montado em rolamentos e a outra, basculante, presa à primeira por uma rótula que permite um movimento relativo entre elas.

O conjunto hastes/eixo é impulsionado por uma mola espiral (5) e tem livre movimento apenas no sentido anti-horário. É possível engatilhar-se a máquina com a tensão desejada através de um sistema de alavancas.

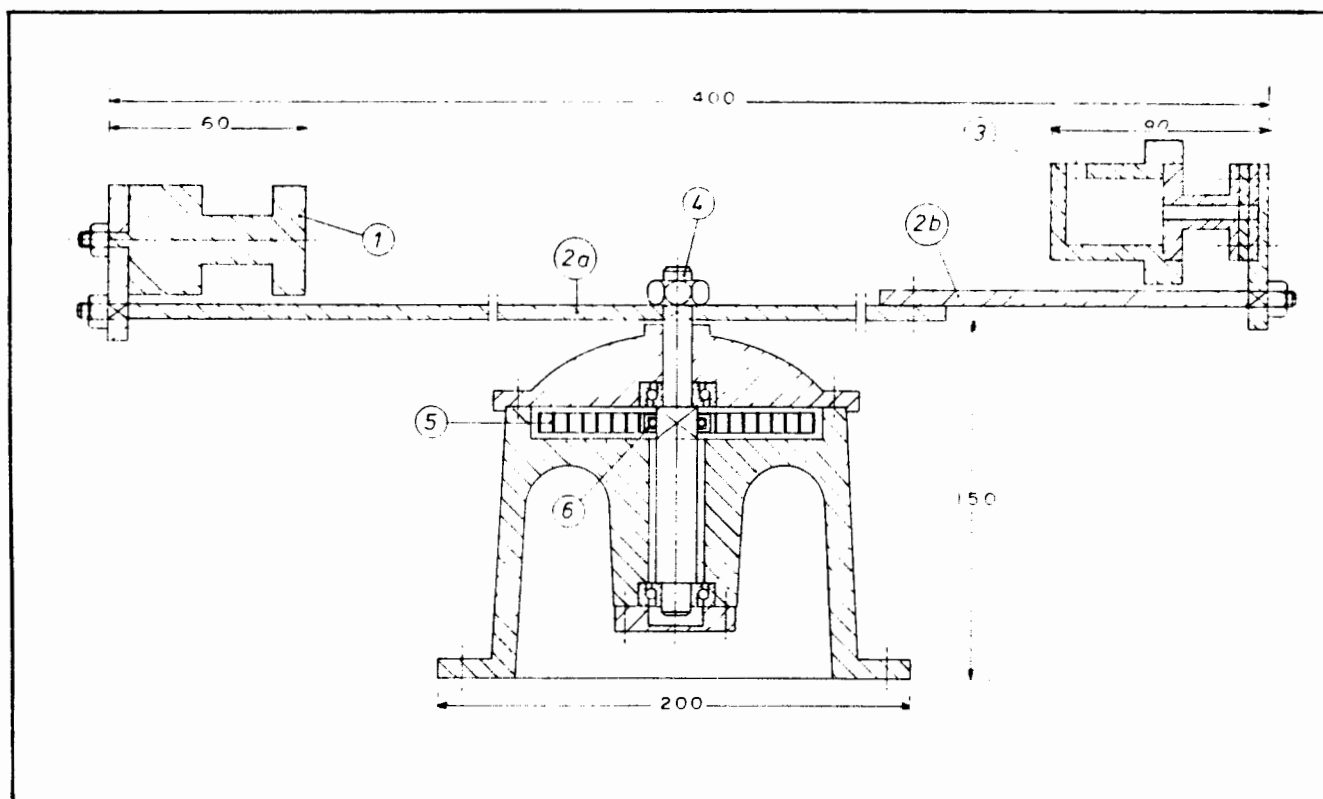


FIGURA 09: Máquina centrífuga usada nos testes de fluidez¹⁶

O estudo da fluidez foi realizado com alumínio comercialmente puro e com o fluidímetro mostrado na figura 10.

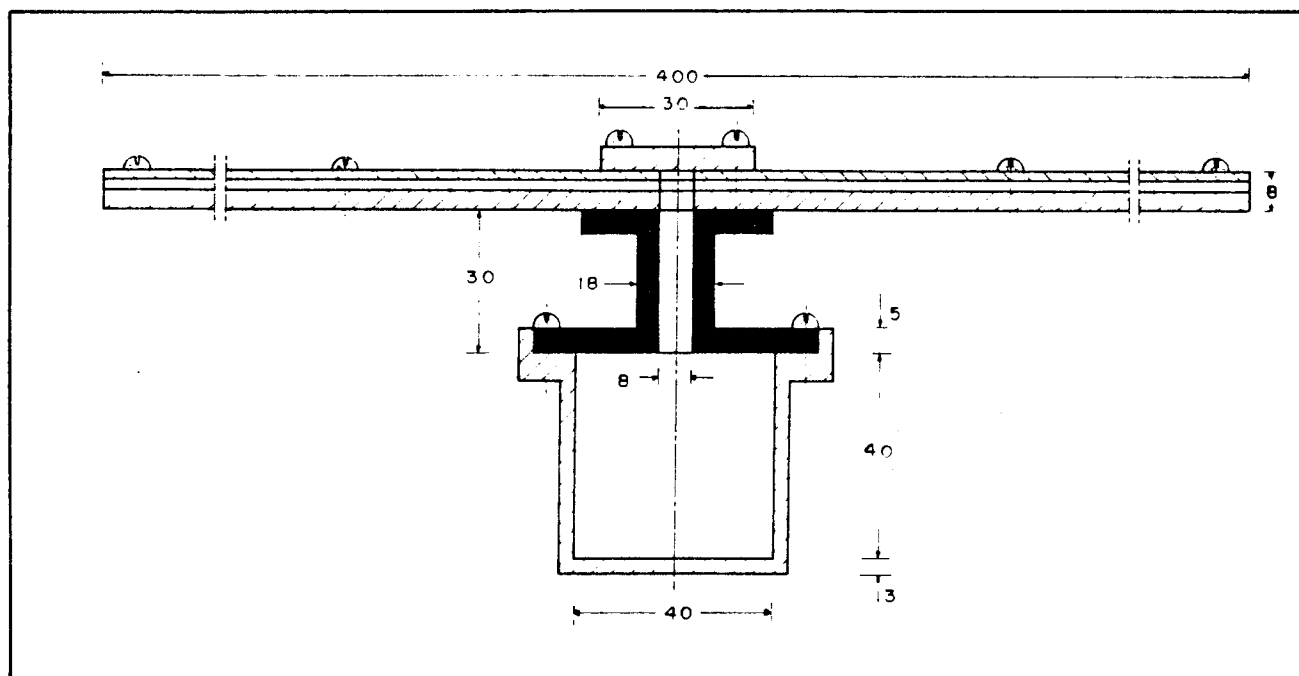


FIGURA 10: Corte transversal do fluidímetro utilizado¹⁶

O comportamento da fluidez com o superaquecimento, obtido com o método, está dentro do esperado, o mesmo se verificando para os valores do coeficiente de transferência de calor h_i .

Com esse trabalho, foi possível também demonstrar que o fluxo metálico cessa antes que a máquina atinja o valor máximo da aceleração centrífuga, ou seja, antes que a pressão máxima seja exercida (figura 11), uma informação importante na interpretação dos resultados experimentais.

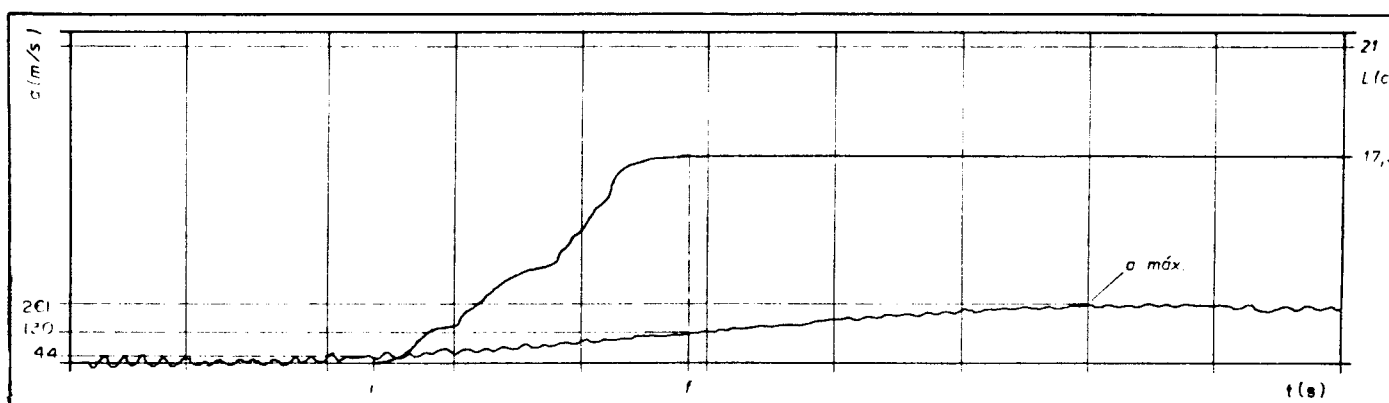


FIGURA 11: Registro da aceleração e do comprimento do fluxo versus tempo¹⁶

2.2.3 Variáveis que afetam a fluidez

As variáveis que afetam o fluxo de metais em canais são em grande número e podem ser divididas em dois grupos: variáveis dependentes do molde e variáveis dependentes do metal ou liga.

Existem ainda fatores dependentes do operador, tais como, o controle da altura metalostática e a velocidade de enchimento do molde. Entretanto, cuidados especiais devem ser tomados durante os ensaios, de modo a anular a ação destas variáveis.

Influência do molde

Exercem influência na propriedade de fluidez dos metais e ligas fundidas as seguintes características do molde:

- forma e dimensão
 - velocidade e pressão de enchimento do molde
 - capacidade de extração de calor
 - temperatura no momento do vazamento.
- Forma e dimensão do molde

Não se pode levar em consideração, para fins de comparação, resultados obtidos em fluidímetros diferentes, pois, terão volumes a solidificar e vazões de metal distintos. Daí, a necessidade de se ter em mente as condições de realização dos testes, no que diz respeito ao tamanho e forma do canal em que foi feito o ensaio.

- Velocidade e pressão de enchimento do molde

Dá-se o nome de "altura metalostática" à diferença entre os níveis do metal na bacia de vazamento e na entrada do canal de fluidez. Ela é responsável pela velocidade e pressão de enchimento do molde.

A velocidade do fluxo cresce com a altura metalostática, fenômeno explicado pelas leis da mecânica dos fluidos²².

Um comportamento parabólico foi observado por Yao¹⁸ pa-

ra a fluidez do ferro fundido, quando relacionada com a altura metalostática. Ver figura 12. A seguinte relação foi sugerida:

$$L = K \sqrt{H} \quad (8)$$

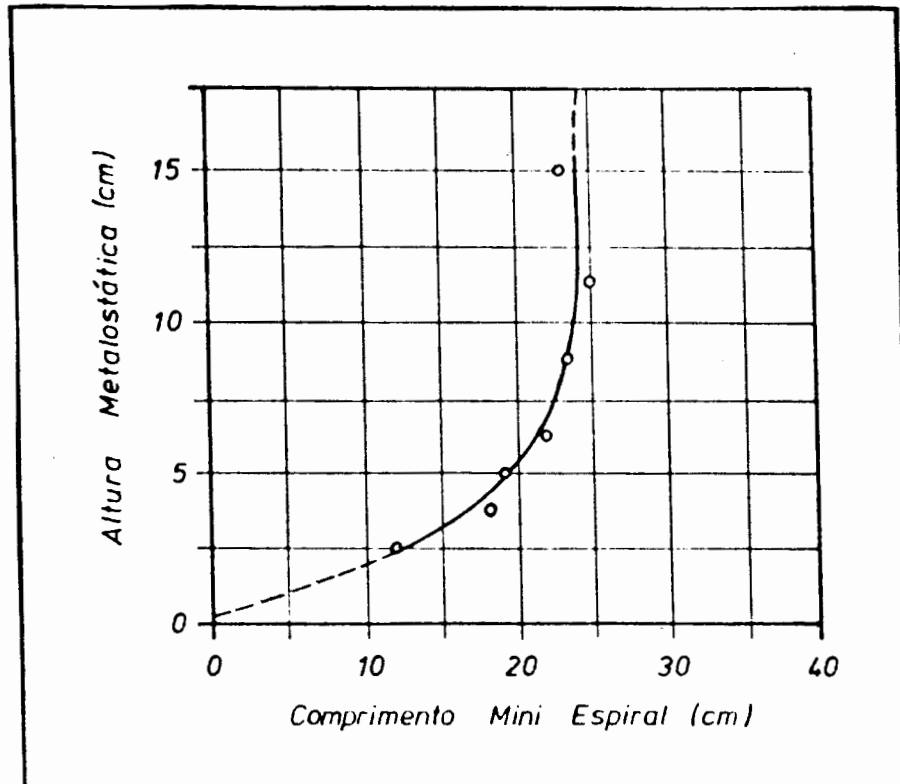


FIGURA 12: Curva de fluidez para o ferro fundido cinzento em função da altura metalostática¹⁸

Kondic²⁵ verificou um comportamento semelhante para a fluidez do alumínio puro.

- Capacidade de extração de calor do molde

São variáveis que afetam a capacidade do molde de resfriar o metal fundido: o material do qual é constituído, as pinturas e o estado da superfície.

O efeito dos materiais que constituem o molde na fluidez foi analisado por Flemings e colaboradores²⁶, que usaram para essa finalidade, uma liga Al-4,5%Cu. Os materiais do molde foram areia verde com diversos teores de água e aditivos, areias de macho e areia CO₂.

Na figura 13 pode-se observar as curvas de fluidez ob-

tidas em função da temperatura para a areia de sílica e zirconita. Nota-se que a areia zirconita diminui significativamente os valores da fluidez em todas as temperaturas.

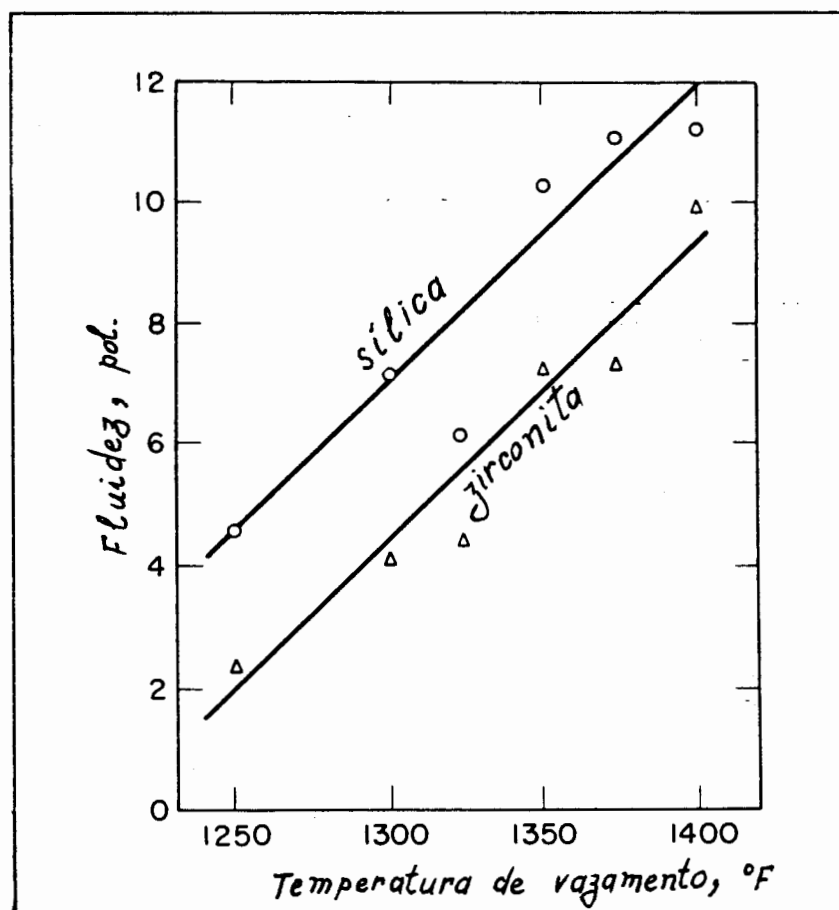


FIGURA 13: Comportamento quanto à fluidez da liga Al-4,5%Cu para moldes de areia de sílica e zirconita²⁶

A maior difusividade térmica da zirconita é atribuída a diferença de fluidez constatada.

Os mesmos autores²⁶ encontraram que a fluidez na areia fina é inferior à fluidez na areia grossa, atribuindo esse comportamento ao fato de ter havido uma penetração em torno de 0,025 mm, o que representa uma quantidade adicional de metal de aproximadamente 10%. O acréscimo de fluidez pode ser devido ao calor de fusão que deve ser extraído do metal "extra".

Areias aglutinadas com silicato de sódio promovem redu-

ção na fluidez, quando comparadas com areias verdes. Do mesmo modo, areia de macho aglutinada com óleo de linhaça e fenol-formaldeído mostra uma fluidez menor do que a areia verde.

A sensibilidade da fluidez à variações nas propriedades do molde foi mostrada por Sheshradri¹² usando o alumínio. Experiências realizadas por este autor, utilizando moldes metálicos e não-metálicos, conduziram a resultados que estão apresentados na figura 14.

Observando a figura 14, é possível constatar que:

a) há um decréscimo na fluidez com o aumento do poder de coquilhamento do material do molde;

b) a uma dada temperatura de vazamento, a fluidez do alumínio e de suas ligas em moldes de ferro fundido é de cerca de 60% do seu respectivo valor em moldes de areia sintética.

Variações nas características térmicas do molde causam profundo efeito no tempo de extração de calor e, portanto, na fluidez.

A pintura do molde é outro fator de relevância, pois, uma fina camada de recobrimento pode variar, significativamente, a velocidade de solidificação. O efeito da espessura da camada de pintura em moldes de aço e cobre foi estudado empiricamente¹³ e, em consequência deste trabalho, estabeleceu-se a seguinte relação:

$$\frac{h_i (1)}{h_i (2)} = \frac{L_2}{L_1} \quad (9)$$

O estado da superfície do molde tem influência decisiva na fluidez, o que é explicado pela alta tensão superficial dos metais líquidos que faz com que o contato metal/molde na superfície usinada seja inferior ao da polida. Em consequência, o comprimento da espiral de fluidez será maior no primeiro caso.

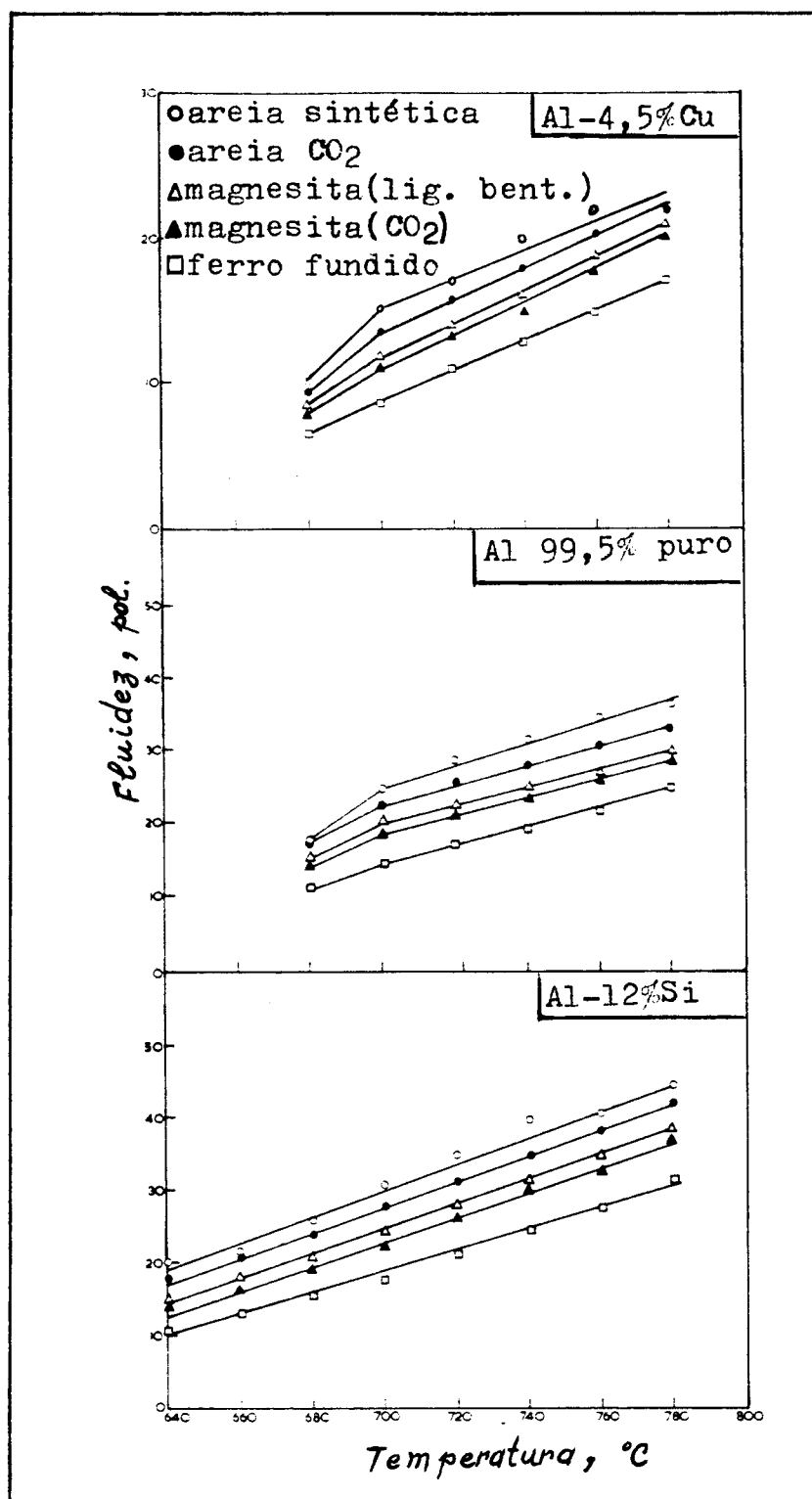


FIGURA 14: Efeito dos materiais do molde sobre a fluidez do alumínio e suas ligas¹²

- Temperatura do molde no momento do vazamento

A fluidez depende da temperatura inicial do molde, pois

esta influencia o fluxo de calor que é transferido.

Estudos realizados por Courty²⁷ mostraram que a fluidez de ligas de alumínio vazadas em moldes de aço comporta-se conforme o ilustrado na figura 15, quando se varia a temperatura inicial do molde.

Observando-se o gráfico da figura 15, verifica-se que não há variações apreciáveis na fluidez para temperaturas inferiores a 100°C.

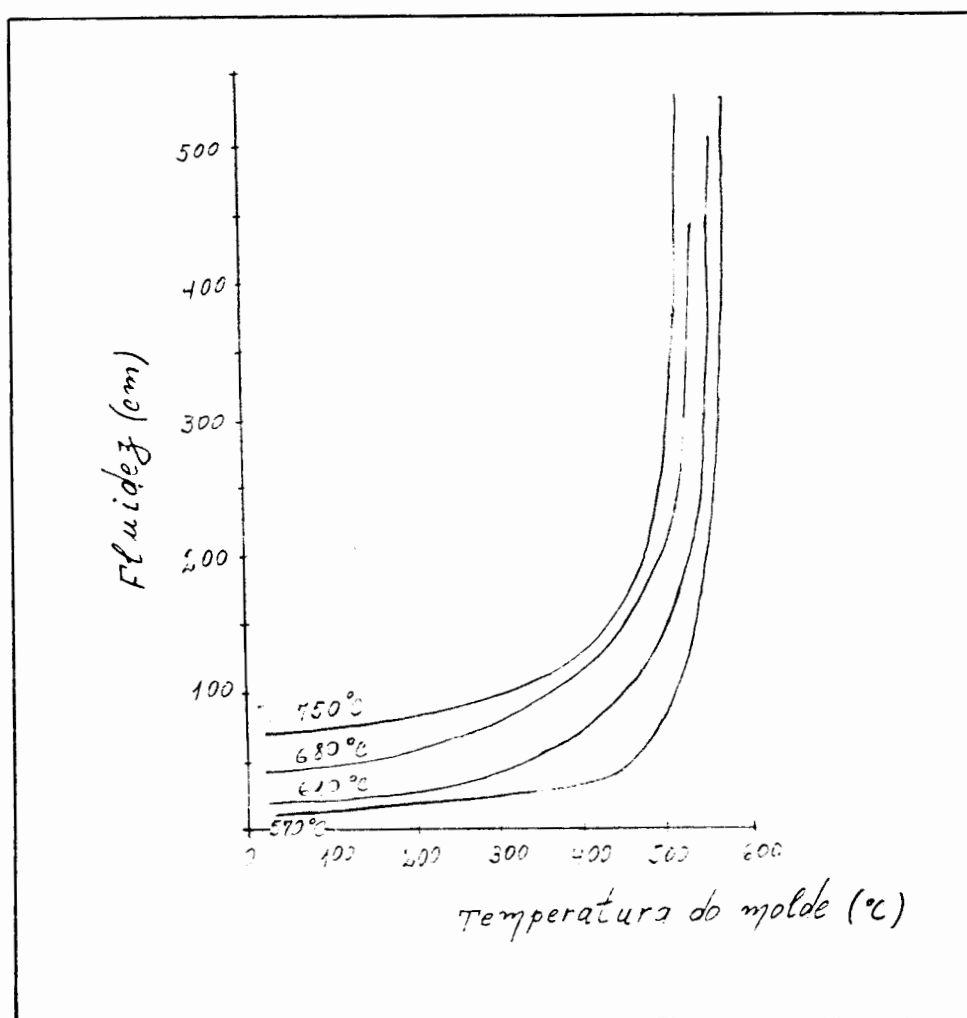


FIGURA 15: Fluidez de uma liga de alumínio vazada em temperaturas diferentes, em função da temperatura inicial do molde²⁷

Sheshradri¹² estudou o efeito da temperatura inicial de moldes de ferro fundido sobre a fluidez do alumínio e suas ligas,

utilizando canais retos. A figura 16 ilustra na forma de gráfico os resultados obtidos para duas temperaturas de vazamento diferentes.

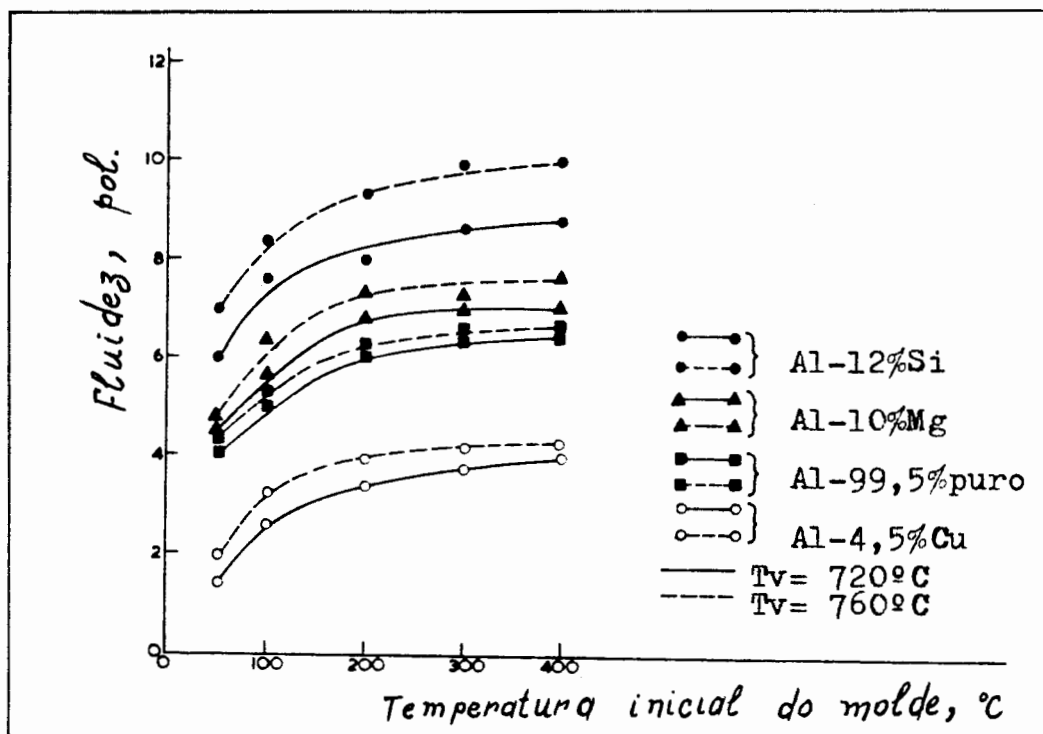


FIGURA 16: Efeito da temperatura inicial do molde de ferro fundido sobre a fluidez do alumínio e suas ligas¹²

Analisando o gráfico da figura 16 é possível constatar que a fluidez do alumínio e suas ligas aumenta com certa rapidez com o aumento da temperatura inicial do molde até 200°C, reduzindo o seu ritmo de elevação para a faixa de temperaturas entre 200 e 400°C. Acima disso, à medida que a temperatura inicial do molde se aproxima da linha solidus do alumínio e suas ligas, verifica-se um considerável aumento na fluidez.

A figura 16 mostra que a forma da curva fluidez-temperatura inicial do molde não é influenciada de modo apreciável pela temperatura de vazamento. De modo semelhante, a forma da mesma curva também não sofre alteração se os testes forem realizados com fluidímetros de espiral ao invés de canais retos.

Influência do metal ou liga

Propriedades intrínsecas do metal ou liga metálica exercem influência sobre a fluidez, do mesmo modo que as propriedades extrínsecas. Dentre as primeiras, podemos citar: calor e temperatura de fusão, composição, viscosidade, calor específico e condutividade térmica. Como exemplos das últimas, temos o conteúdo de gás, filme superficial de óxido e impurezas solúveis. Analisaremos a seguir, o efeito de cada uma dessas variáveis sobre a propriedade de fluidez, mediante a apresentação de resultados de trabalhos até aqui desenvolvidos¹⁶.

- Composição da liga

Muitas experiências têm comprovado que a fluidez varia inversamente com o intervalo de solidificação. Isto pode ser observado na figura 17.

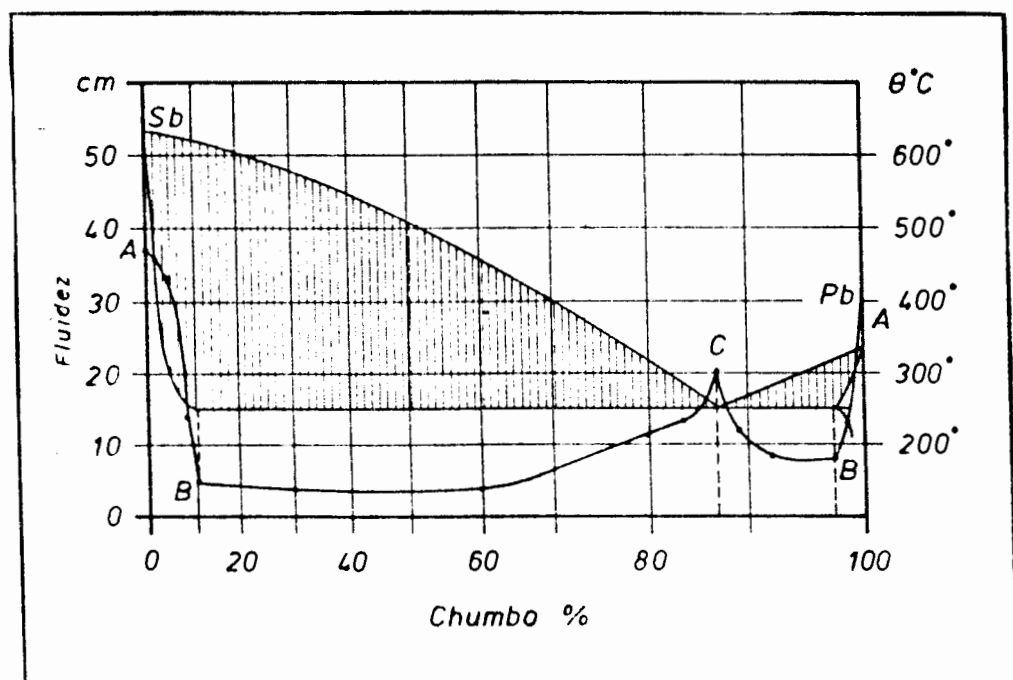


FIGURA 17: Gráfico indicativo da dependência da fluidez em relação ao intervalo de solidificação para a liga Sb-Pb¹⁶

A adição de elementos de liga em metais puros tende a reduzir a fluidez. No entanto, composições eutéticas possuem fluidez mais elevada do que aquelas pobres ou ricas em soluto, chegando a ser muito semelhante a do metal puro.

Existem casos em que pouca quantidade de certos elementos, quando adicionados a uma liga fundida, aumentam a sua fluidez. Este fenômeno é explicado por uma das seguintes causas²³:

- a) há um abaixamento da linha líquidus, com aumento do superaquecimento;
- b) ocorre mudança no intervalo de temperatura onde acontece a solidificação;
- c) a morfologia dos cristais primários é afetada;
- d) o filme de óxido superficial é modificado.

- Tensão superficial

São bastante elevados os valores da tensão superficial dos metais e ligas fundidos. As paredes das cavidades do molde não são molhadas e são necessárias altas pressões para forçar o fluxo de metais fundidos em canais estreitos¹⁶. A tensão superficial na extremidade do veio líquido exerce uma contra-pressão que, eventualmente, tende a desacelerar o fluxo. No entanto, diferenças na tensão superficial não provocarão sensíveis alterações na fluidez se a pressão exercida para forçar o metal através do canal for atingida²⁸.

- Viscosidade

Bastian e outros²⁹ demonstraram que ligas com viscosidade de mais alta têm melhor fluidez, podendo-se supor que mudanças na viscosidade com a composição ou temperatura não são suficientes para imprimir variações observáveis na fluidez.

Os efeitos da viscosidade sobre a fluidez podem, ainda, ser ofuscados pelo próprio processo de solidificação, quando se

trata de ligas que se solidificam dentro de um intervalo de temperaturas, onde a viscosidade se altera com o resfriamento.

- Óxidos superficiais

A presença de óxidos influi sensivelmente na fluidez, dificultando ou mesmo impedindo o fluxo de metal líquido, ao mesmo tempo em que altera o coeficiente de transferência de calor (h_1) do metal para o molde.

- Inclusões não-metálicas

A precipitação de partículas não-metálicas no metal ainda líquido, durante o resfriamento, dificultam o fluxo e sua influência dependerá do tempo em que são formadas e da quantidade existente²⁸.

- Superaquecimento

É considerado superaquecimento a diferença entre a temperatura de vazamento e a líquidus, sendo que a fluidez cresce com esta variável de maneira quase linear^{13,21,28}. Ver figura 18.

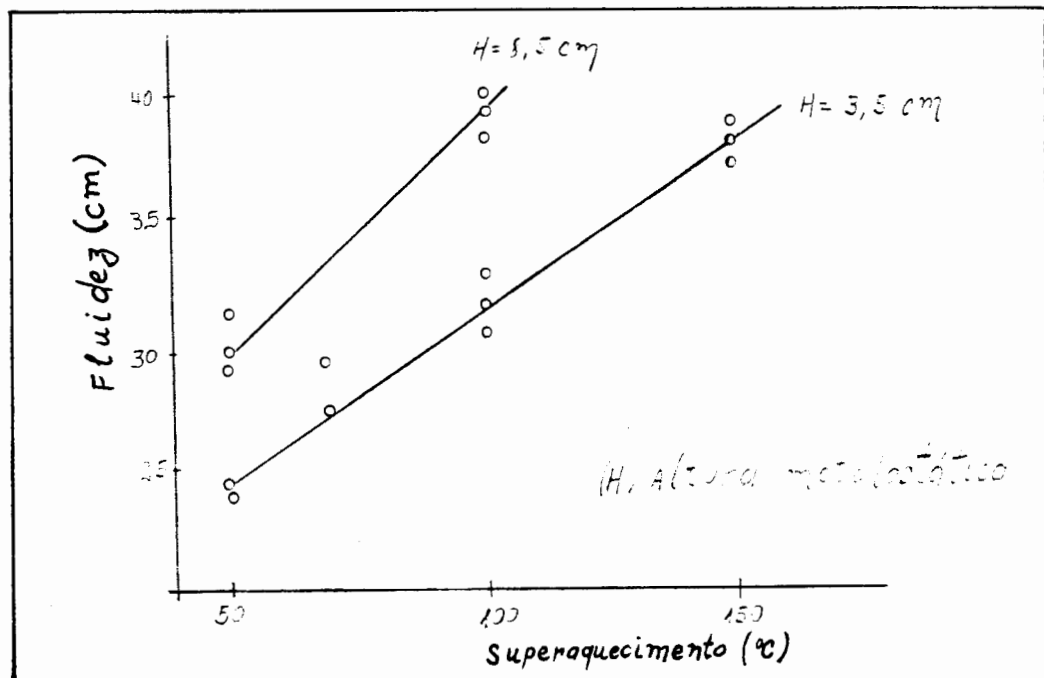


FIGURA 18: Dependência da fluidez em relação ao supera-

quecimento para uma liga Al-2%Cu, vazada em molde de aço recoberto com alumina¹³

Se o superaquecimento é maior, é necessário mais tempo para que maior quantidade de calor possa ser extraída pelo molde e, conseqüentemente, a vida do fluxo aumenta. O grau de superaquecimento pode também modificar o filme de óxido superficial ou, ainda, o conteúdo de gases, com influência direta na fluidez.

2.3 O FENÔMENO DE SOLIDIFICAÇÃO E A FLUIDEZ

2.3.1 A importância do mecanismo de solidificação na vida do fluxo

Apesar de existirem diversas resistências ao fluxo de metal líquido em um canal, é a solidificação a principal responsável pela sua detenção. Por isso, é de extrema valia considerar a velocidade e o mecanismo pelo qual ela se processa, além de se analisar a natureza dos grãos solidificados, sua forma e localização.

Os aspectos fundamentais da solidificação são mostrados pelo diagrama de fases ou de equilíbrio que indicam o estado físico de um metal ou liga de acordo com a temperatura. A figura 19 apresenta o diagrama de fases para a liga Al-Cu estudada neste trabalho.

A solidificação de um metal puro no canal de fluidez

Quando um metal puro, sem superaquecimento, penetra no canal de fluidez (figura 20), a solidificação inicia imediatamente, pois há uma transferência instantânea de calor do metal para o molde devido ao forte gradiente de temperatura existente. Forma-se uma fina camada sólida junto à parede do molde (a). À medida que o calor é retirado, a interface sólido-líquida plana avança para o centro do fluxo (b). Como é na entrada do canal que a solidificação tem início, é neste local que primeiro se completa (c) e é aí

que se verifica a obstrução da passagem do líquido³⁰.

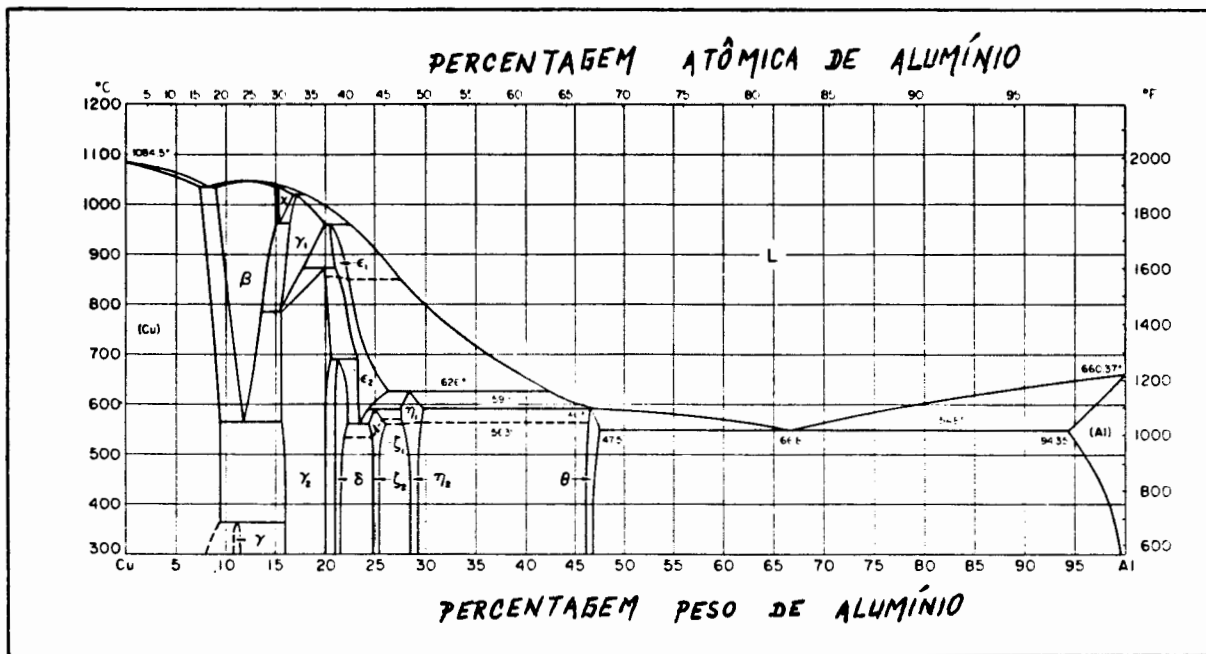


FIGURA 19: Diagrama de fases ou de equilíbrio para a liga binária alumínio-cobre³¹

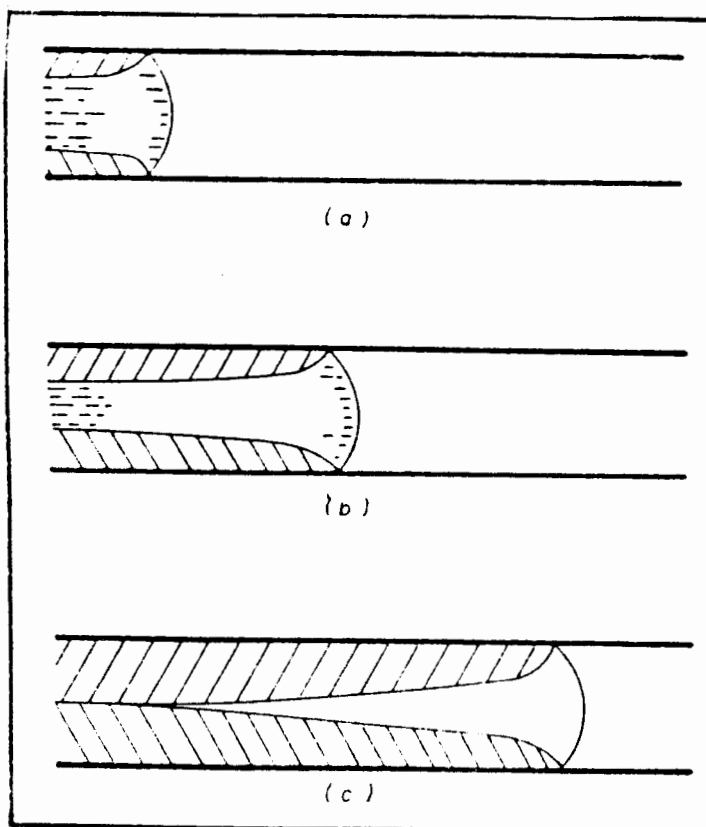


FIGURA 20: Solidificação de um metal puro, sem supera-

quecimento, no canal de fluidez³⁰

Um metal superaquecido quando entra no canal de fluidez à temperatura ambiente tem a seção onde ocorre a obstrução do fluxo afastada da entrada do canal, ficando tanto mais distante quanto mais aquecido esteja o metal.

Dependendo do grau de superaquecimento e da vida do fluxo, quatro zonas distintas podem ser identificadas no canal de fluidez durante o fluxo^{11,30} (ver figura 21):

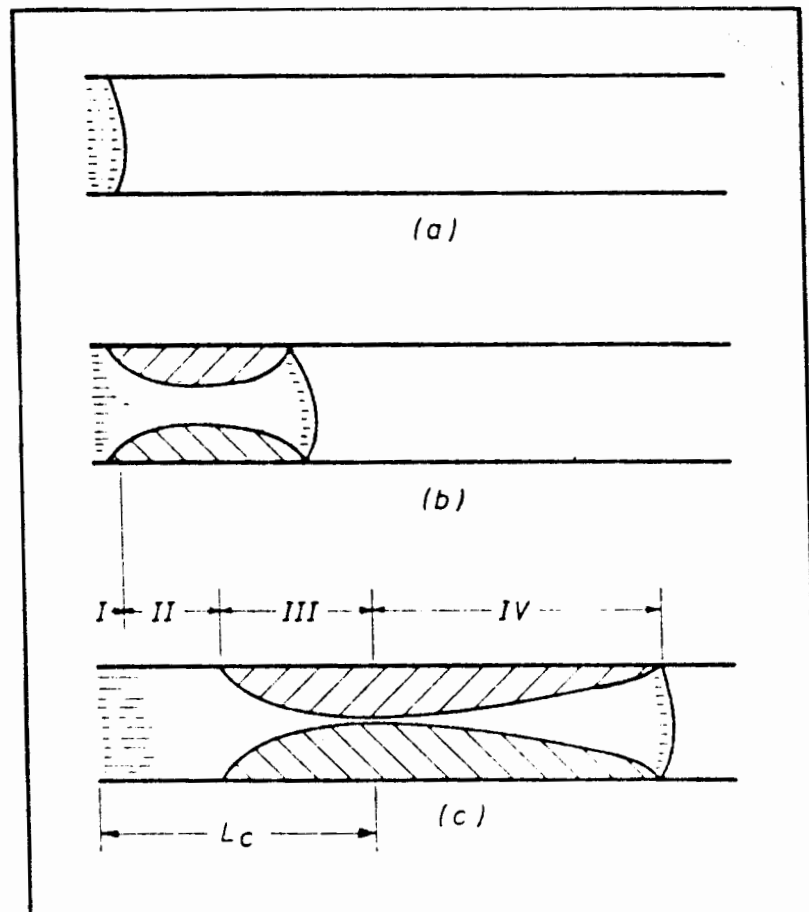


FIGURA 21: Solidificação de um metal puro, superaquecido, no canal de fluidez³⁰

- I - zona onde não ocorre solidificação
- II - zona onde ocorre a fusão do metal solidificado pelo superaquecimento e nenhum sólido permanece
- III - zona onde há fusão, mas não suficiente para impedir a

solidificação

IV - zona de progresso da solidificação, onde sólido e líquido encontram-se à temperatura de fusão.

Solidificação de ligas metálicas

No caso da solidificação de ligas metálicas no canal de fluidez existem duas situações a considerar, quais sejam, o fechamento do canal pelo crescimento de dendritas colunares e o fechamento por dendritas equiaxiais.

Com adições pequenas de elementos de liga aos metais puros, a interface sólido-líquido deixa de ser plana e aparecem dendritas que projetam-se para o interior do fluxo (figura 22). A fricção aumenta e o fluxo de metal líquido cessa quando pequena fração da seção transversal, onde ocorre o fechamento, está ocupada pela liga solidificada³⁰.

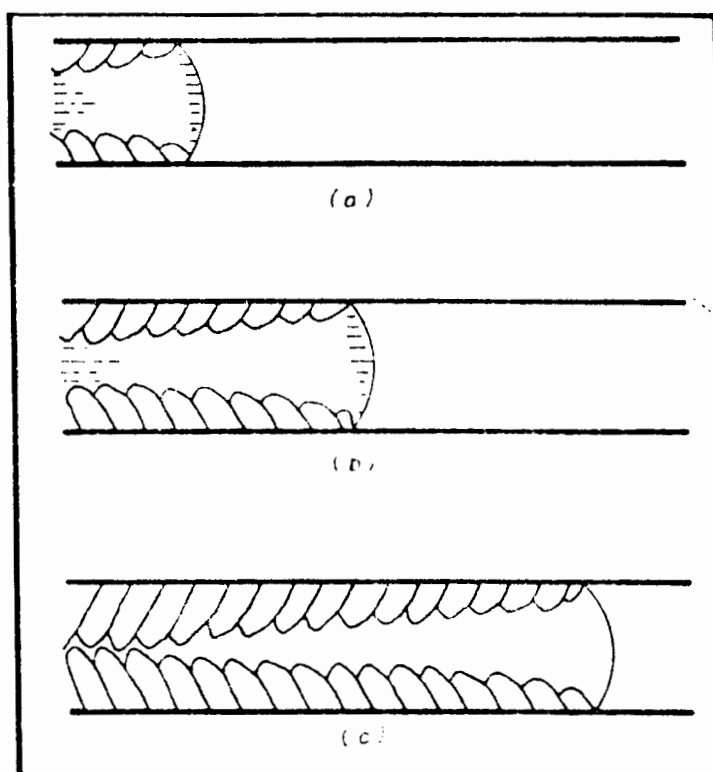


FIGURA 22: Solidificação de uma liga metálica diluída, sem superaquecimento, no canal de fluidez³⁰

Em ligas metálicas em que a percentagem de soluto é mais elevada, a nucleação se processa mais facilmente e dendritas equiaxiais podem se formar, sendo arrastadas pela corrente de metal líquido, acumulando-se na frente de avanço do fluxo (figura 23). É grande a influência que a fricção na extremidade da veia líquida exerce sobre o mecanismo de cessamento do fluxo e o grau desta fricção depende do tamanho, forma e quantidade dos grãos equiaxiais³⁰.

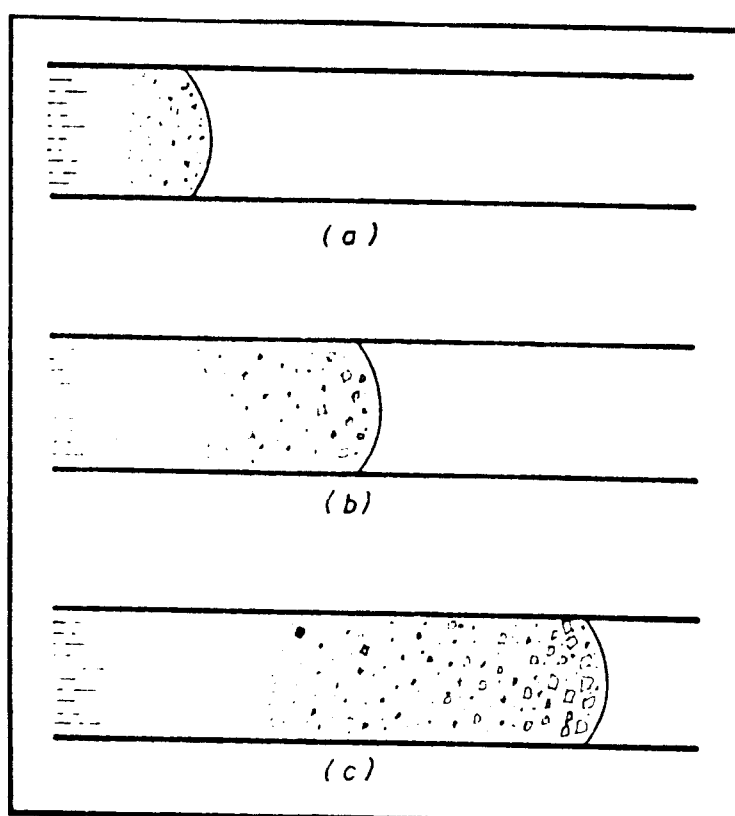


FIGURA 23: Solidificação de uma liga metálica que apresenta dendritas equiaxiais, sem superaquecimento, no canal de fluidez³⁰

Quando a solidificação avança a partir das paredes do molde e não há superaquecimento, a vida do fluxo depende muito mais das constantes físicas do metal e do molde do que da altura metalostática.

Predominando a solidificação por dendritas equiaxiais,

a vida do fluxo decresce com o aumento da altura metalostática, já que a ponta da veia líquida é exposta mais rapidamente às paredes frias do molde. A fluidez, no entanto, aumenta.

Filtração do líquido metálico através da rede de cristais na solidificação³²

Defeitos em peças fundidas provenientes da contração como, por exemplo, "piping" e porosidade axial, muitas vezes se devem ao suprimento insuficiente de metal líquido. O mecanismo de formação, em essência, é o mesmo: até o momento do crescimento completo dos cristais, parte da fase líquida pode filtrar, através da rede de cristais, da zona axial para a periférica da peça. As células de solidificação centrais, entretanto, não recebem este tipo de alimentação, surgindo defeitos nesta zona.

A teoria da formação de porosidade está baseada, primeiramente, na natureza da solidificação da liga dentro do intervalo de temperaturas, e, depois, nas leis de filtração da fase líquida através da rede de cristais.

A equação da lei de filtração (ou lei de Darcy) pode ser escrita como segue:

$$\Delta W = \frac{k}{\mu_1} \cdot \frac{\Delta P}{\Delta l} F_{\text{cross}} \cdot \Delta t \quad (10)$$

A queda de pressão Δp , que causa filtração do líquido através da rede de cristais, pode ser expressa em termos de quatro fatores:

$$\Delta p = \Delta p_1 + \Delta p_2 + \Delta p_3 = \Delta p_4 \quad (11)$$

onde, Δp_1 é determinada pela diferença na pressão do gás no segmento Δl em relação à superfície livre do líquido; Δp_2 , pela gravidade; Δp_3 , pelas condições termodinâmicas de filtração (gradientes de temperatura, potencial químico, etc.); e, Δp_4 , pelas for-

ças capilares.

Um outro fator que integra a expressão (10) é o coeficiente de permeabilidade k , que é obtido da seguinte maneira:

$$k = K \frac{\mu_i^2}{\delta_i} \quad (12)$$

Para determinar o coeficiente de filtração K , é essencial conhecer o número e o tamanho dos cristais, sendo que ambos se alteram com o tempo e dependem de um grande número de fatores, tais como, propriedades da liga, velocidade de resfriamento, etc.

É de grande interesse checar as suposições teóricas da alimentação de fundidos, baseadas nas idéias de filtração do líquido metálico através de uma rede de cristais.

A figura 24 mostra o dispositivo experimental usado nas medições. O cadinho(1) contendo uma liga fundida, de grande intervalo de solidificação ΔT_{fr} , tem, em sua base, um orifício de saída(2), fechado por um tampão de asbesto(3). Todo o dispositivo é colocado em um vaso blindado(4) no interior de uma estufa(5), controlada termostaticamente. Uma bateria de termopares cromel-alumel(6), conectados em série e um potenciômetro medem a temperatura do metal no cadinho, enquanto a temperatura do ar no vaso(4) é medida de maneira semelhante(7) e mantida dentro de uma faixa de $\pm 2^\circ\text{C}$, de modo a impedir qualquer variação de temperatura no interior do cadinho.

A altura do nível de metal H foi de 180 mm, o diâmetro interno do furo de saída de 14 mm e o diâmetro interno do cadinho de 100 mm.

No primeiro conjunto de experiências, o metal foi aquecido até a temperatura líquidus e mantido por 40 minutos à temperatura desejada T , dentro do intervalo ΔT_{fr} .

O tampão é, então, retirado. Durante o tempo Δt , a fase

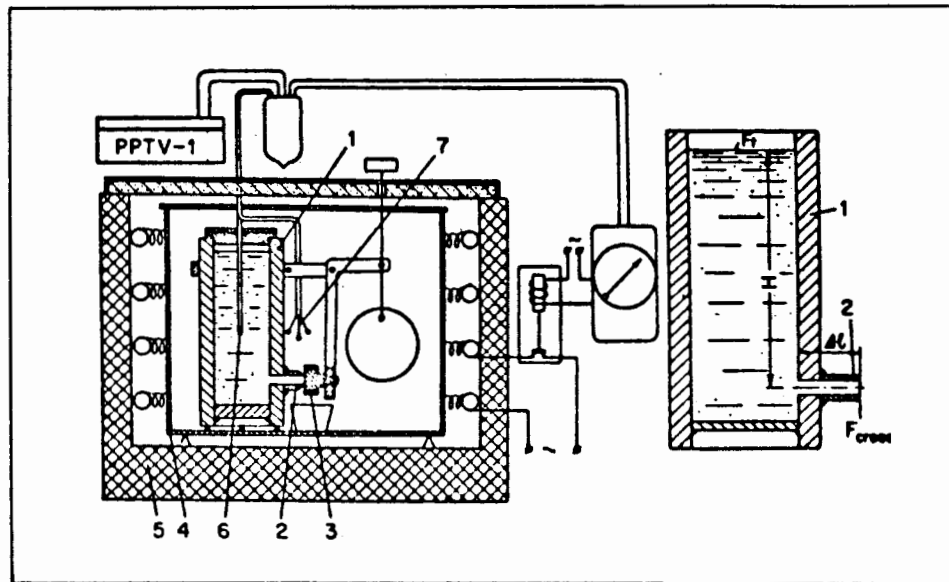


FIGURA 24: Dispositivo experimental utilizado nas experiências com filtração³²

líquida é filtrada pela rede de cristais e flui para o recipiente destinado recebê-la. A quantidade ΔM da fase líquida é, então, pesada e a velocidade de filtração no tempo Δt (5 a 10s) calculada pela equação:

$$v = \frac{\Delta w}{F_{\text{cross}}} = \frac{\Delta M}{\rho_l^3 \cdot F_{\text{cross}} \cdot \Delta t} \quad (13)$$

Os resultados obtidos estão mostrados na figura 25. Para temperaturas próximas à liquidus, a passagem de metal pelo orifício é extremamente alta. Com o decréscimo da temperatura, a velocidade de filtração diminui rapidamente.

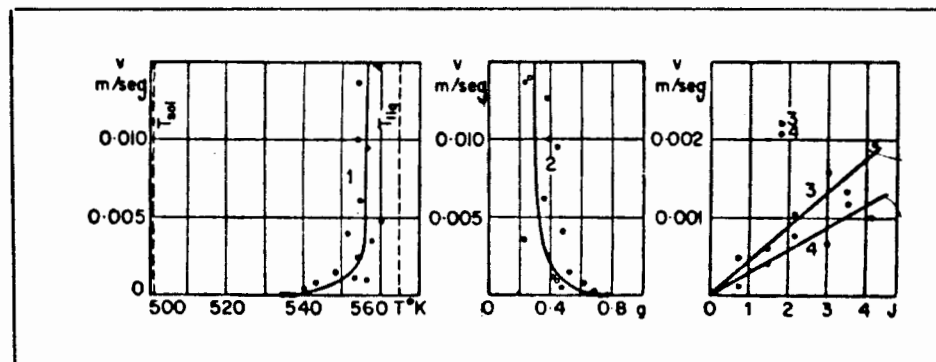


FIGURA 25: Gráficos dos resultados obtidos nas experiências com filtração³²

Os cristais formam uma estrutura estacionária na estreita faixa de temperaturas em que a quantidade relativa de fase sólida é de 30-40%. Este valor corresponde à porção próxima à vertical da curva 2 na figura 25. A filtração começa neste momento.

A filtração cessa depois que, aproximadamente, 80% do metal está solidificado ($v = 0$, na curva 2 da figura 25), instante em que os compartimentos líquidos são desconectados e a alimentação da peça, sob condições normais, torna-se impossível.

Uma outra bateria de experiências foi conduzida de modo a determinar as condições de filtração da fase líquida através da rede de cristais quando a altura H do metal no cadinho sofre variações.

Os testes foram realizados utilizando-se o dispositivo da figura 24 e os resultados estão mostrados na figura 25 (curvas 3 e 4). Duas ligas foram analisadas e as temperaturas escolhidas para cada uma delas garantiam o processo de filtração do líquido. O desvio piezométrico ($J = \Delta h / \Delta l$), na saída, foi determinado com o uso da equação:

$$J = \frac{H}{\frac{F_{cross}}{F_T} H + \Delta l} \quad (14)$$

Os resultados obtidos demonstram que a velocidade de filtração varia linearmente com o desvio piezométrico, indicando que a fase líquida filtra através da rede de cristais de acordo com as leis da filtração linear. Conseqüentemente, a equação da lei de Darcy e as equações derivadas são totalmente aplicáveis no cálculo da alimentação de peças fundidas.

As observações acima foram aqui inseridas devido à sua importância no contexto deste trabalho, visto que o entendimento do fenômeno de filtração, assim como dos mecanismos nela envolvidos, permite uma melhor compreensão das variáveis que interferem na fluidez.

2.3.2 Estruturas de solidificação e sua relação com os testes de fluidez

O conhecimento e a compreensão dos mecanismos de formação das estruturas de solidificação e dos parâmetros que as controlam tornam possível a programação das operações de fundição com vistas à obtenção das propriedades pretendidas.

A estrutura de uma peça fundida inclui o seu aspecto metalográfico (tamanho, orientação, forma e perfeição dos cristais ou grãos), a distribuição do metal, os elementos de liga, as impurezas (macro e microsegregação), os defeitos (porosidades, inclusões, rechupes) e a topografia externa e interna (acabamento superficial, forma da superfície).

As variáveis de processo podem subdividir-se em dois grupos: as que dependem do metal e as que dependem do molde.

As variáveis características do metal são: composição, particularidades de nucleação, temperatura de vazamento, nível de turbulência ao entrar no molde, propriedades cristalográficas e térmicas. As que se referem ao molde são: propriedades térmicas, temperatura, geometria, recobrimentos e acabamento superficial³³.

Todas as características acima entram em cena quando se obtém um lingote simples como o representado na figura 26. Pode-se observar, na parte superior, uma depressão ou rechupe e, em certos casos, alguns vazios decorrentes da contração no resfriamento.

Observando-se o lingote da figura citada, nota-se, na região mais externa, a presença de grãos equiaxiais pequenos, originados pelo resfriamento brusco do líquido junto às paredes do molde, o que promove uma nucleação copiosa de cristais. Esta região é denominada zona coquilhada ou "chill".

A região seguinte é formada por grãos alongados nos quais uma das dimensões excede amplamente as demais, tendo como origem o crescimento unidirecional segundo a direção do fluxo de ex

tração de calor do sistema metal/molde. É conhecida como zona colunar e nela ocorre um crescimento competitivo dos cristais, onde aqueles que têm uma orientação vantajosa deslocam os demais.

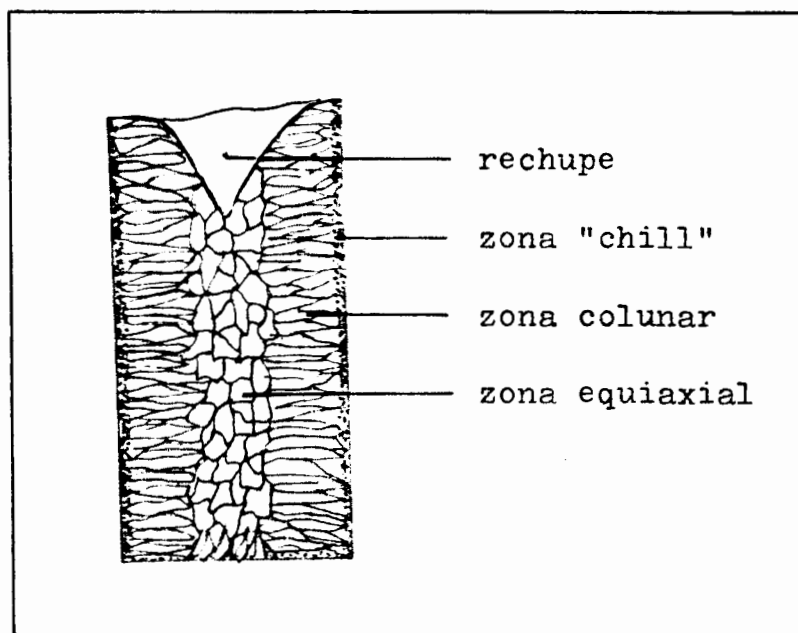


FIGURA 26: Macroestrutura de um lingote simples, mostrando as diferentes zonas que o constituem³³

Por fim, na parte central, existe a zona equiaxial formada por grãos equiaxiais de tamanho, geralmente, bem superior aos dos grãos da zona "chill".

Em função da composição química da liga e dos parâmetros controlados no processo de fundição, podem estar ausentes uma ou até duas das regiões macroestruturais mencionadas.

Zona "chill"

É a região do lingote ou peça em que surgem cristais ou grãos pequenos, poligonais, orientados aleatoriamente e, portanto, sem textura cristalina. Ocorre na zona afetada por uma alta velocidade de resfriamento.

Após o vazamento, o líquido metálico em contato com as paredes do molde perde calor rapidamente, de acordo com as carac-

terísticas térmicas do molde e do metal fundido, a impedância térmica da interface metal/molde e as temperaturas iniciais do líquido e do molde. É possível obter-se uma capa de líquido superesfriado enquanto no centro da peça a temperatura continua superior à de fusão, conforme esquematizado na figura 27³³.

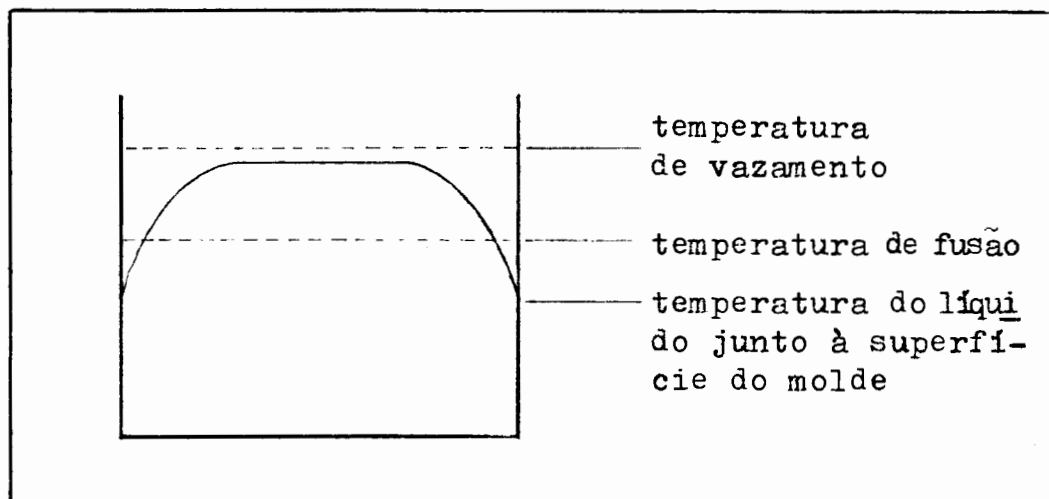


FIGURA 27: Distribuição de temperaturas em um lingote recém-vazado³³

A zona do líquido superesfriado está em condições de apresentar uma nucleação copiosa. Se os nucleantes forem potentes, haverá nucleação com pouco superesfriamento e a velocidade de crescimento será baixa, possibilitando o aparecimento de novos núcleos, resultando grãos pequenos. Se os nucleantes não forem tão efetivos, o superesfriamento será maior e os núcleos formados crescerão rapidamente, restando pouco tempo para que apareçam mais núcleos, além da liberação do calor latente que produz uma recalescência que dificulta o surgimento de novos núcleos; assim, o grão da zona coquilhada será maior.

Uma alta temperatura de vazamento provoca um preaquecimento do molde que torna menor a velocidade de resfriamento, o que por sua vez, diminui o número de grãos nucleados, dando origem a um maior tamanho de grão.

A presença do soluto diminui o superesfriamento devido

ao acúmulo do mesmo na frente da interface sólido-líquido, o que diminui a sua temperatura de equilíbrio. A velocidade de crescimento será menor, possibilitando a nucleação de mais grãos e o surgimento de uma zona "chill" de grãos mais finos.

A espessura da zona coquilhada, por sua vez, pode ser controlada pelo emprego de meios que permitem atuar sobre as correntes convectivas. O uso de um campo magnético, por exemplo, pode diminuir a intensidade destas correntes, possibilitando o alargamento da zona "chill" e a diminuição do tamanho de grão. Estes efeitos se devem, provavelmente, ao fato de que os núcleos formados não serão arrastados pelas correntes convectivas, ao mesmo tempo que o líquido quente do centro do lingote não irá interferir no superesfriamento existente na periferia.

Inicialmente, o cristal tem uma forma aproximadamente esférica, porém, a acumulação de soluto e o tamanho (por razões do raio de curvatura) tornam instável a superfície, desenvolvendo-se toda uma série de instabilidades até alcançar uma morfologia dendrítica. Se o tamanho do grão for suficientemente pequeno pode não aparecer a fase dendrítica³³.

Os primeiros trabalhos sistemáticos efetuados no sentido de explicar os mecanismos de formação da zona "chill" foram realizados por Bower e Flemings³⁴ que, utilizando uma engenhosa experiência de laboratório, introduziram a idéia de que o mecanismo da "nucleação copiosa" não é responsável pela formação da zona coquilhada e que a presença de convecção, provocando alguma forma de "multiplicação dendrítica", desempenha um papel decisivo na formação da zona "chill".

Entretanto, as condições experimentais utilizadas não podem ser generalizadas e, portanto, as conclusões desses autores são restritas.

Biloni e Chalmers³⁵ mostraram que um estudo da subestrutura de segregação da liga Al-Cu fornece apreciáveis informações

sobre a nucleação e o crescimento de cristais formados em contato com uma superfície fria. Uma região esférica pré-dendrítica caracteriza a primeira parte de cada grão nucleado.

Biloni e Morando³⁶ estudaram as estruturas e subestruturas superficiais de ligas Al-Cu solidificadas como lingotes convencionais e sob condições particulares, como as usadas por Bower e Flemings³⁴.

Nos experimentos tipo Bower e Flemings, Biloni e Morando empregaram um equipamento de sucção que, através de vácuo parcial, obrigava o líquido a preencher a fina seção da cavidade do molde. As chapas fundidas tinham largura de 5 cm e comprimento de 7,5 cm, sendo que duas espessuras foram vazadas: 0,1 cm e 0,3 cm. Utilizaram moldes de cobre e grafite, de superfícies polidas, com revestimento de uma fina camada de pó-de-carvão em algumas experiências e sem pinturas em outras.

Os lingotes convencionais, da mesma forma, foram fundidos em moldes de cobre e grafite, com e sem pintura. Suas dimensões eram de 5 cm de diâmetro e 7 cm de altura.

As superfícies fundidas das chapas e dos lingotes foram observadas macroscópica e microscopicamente, sem qualquer preparação metalográfica, pois, como Biloni e Chalmers³⁵ mostraram, a observação da zona "chill" pode fornecer dados importantes sobre a estrutura e a subestrutura de segregação.

Os resultados obtidos por Biloni e Morando³⁶ com as experiências tipo Bower e Flemings foram:

1- Para valores altos de superaquecimento a estrutura é composta por grandes dendritas, de acordo com aqueles autores³⁴. Observando-se a subestrutura, conclui-se que é formada através de um mecanismo típico de formação de dendritas. Em algumas regiões a estrutura ramificada é interrompida por uma subestrutura celular. Ver figura 28.

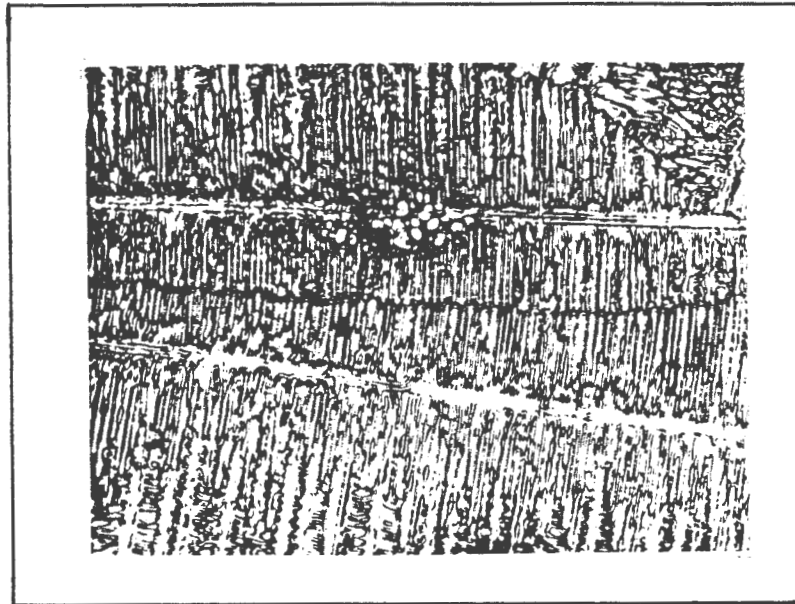


FIGURA 28: Microestrutura de uma chapa de Al-1%Cu, vazada em molde de cobre recoberto com pó-de-carvão. Superaquecimento: 200°C³⁶

2- Para superaquecimentos menores, grãos de menor tamanho surgem também com morfologia dendrítica. Entretanto, a subestrutura muda porque as áreas de distúrbios são mais numerosas nos ramos principais e formam uma região central de grãos menores, conforme o mostrado na figura 29.



FIGURA 29: Subestrutura correspondente a uma chapa de

Al-1%Cu, vazada em molde de cobre recoberto com pó-de-carvão. Superaquecimento: 100°C³⁶

Nota-se nesta figura que a subestrutura dendrítica cresce a partir de regiões isoladas ou células que existem no centro, provavelmente produzidas por um mecanismo de multiplicação.

3- Na região sem recobrimento a subestrutura é completamente diferente. É possível observar a existência de regiões pré-dendríticas que servem como origem de grãos e das quais uma subestrutura celular dendrítica se desenvolve. Esta subestrutura é idêntica àquela referida por Biloni e Chalmers. A figura 30 mostra a transição entre a região não recoberta e a região pintada em chapa vazada em molde de grafite.



FIGURA 30: Subestrutura correspondente à transição entre uma região não recoberta e uma região pintada com pó-de-carvão em molde de grafite³⁶

Nas experiências com lingotes convencionais, quando utilizou-se moldes não pintados, obteve-se uma superfície mais brilhante e uma subestrutura composta principalmente de regiões pré-dendríticas como origem dos grãos. Os moldes recobertos possibilitaram a observação de uma superfície que tem semelhança macros-

cópica com as obtidas nos experimentos tipo Bower e Flemings, o mesmo ocorrendo com a subestrutura que é similar às das figuras 28 e 29.

Biloni e Morando³⁶ concluíram que os materiais dos moldes e os recobrimentos usados exercem uma influência decisiva sobre a estrutura e a subestrutura da superfície dos lingotes. Com o emprego de um revestimento, uma fina camada de pó-de-carvão sobre moldes de carvão ou grafite, há redução na velocidade de extração de calor, surgindo grandes grãos na superfície da peça, cujo tamanho depende da convecção presente. A convecção induz um mecanismo de multiplicação dendrítica.

Para condições de extração de calor mais acelerada (moldes sem pintura), a maior parte dos grãos da zona "chill" é formada pelo mecanismo da nucleação copiosa.

As estruturas e subestruturas da zona "chill" foram estudadas também por Prates e Biloni²², utilizando ligas Al-Cu. Estes autores procuraram correlacionar as características estruturais da zona "chill" com variáveis, tais como, capacidade de extração de calor, microperfil da superfície do molde e natureza do fluxo fluido convectivo que entra em contato com as paredes do molde.

Foram os seguintes os resultados por eles obtidos:

a) Valores do coeficiente h_1

Os valores do coeficiente h_1 em função da percentagem de cobre na liga estão mostrados na figura 31, para diferentes tipos de substratos.

Quando os moldes metálicos são usados sem pintura os valores do coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_1) variam com o teor de soluto da liga. A figura 31 mostra também que a presença de filmes muito finos de materiais isolantes sobre as superfícies metálicas aumenta a resistência térmica da interface

metal/molde, ao mesmo tempo que diminui o efeito do soluto sobre h_i .

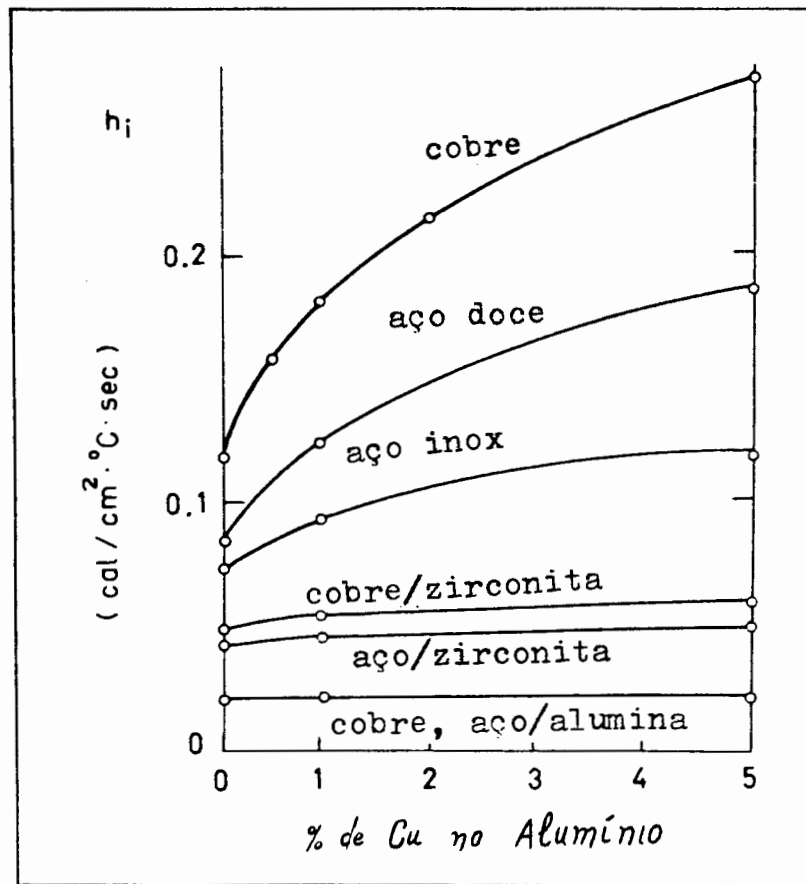


FIGURA 31: Valores do coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i) para ligas Al-Cu e diferentes substratos²²

b) Relação entre o número de núcleos pré-dendríticos por unidade de área (f_{pd}) e o coeficiente h_i

A figura 32 mostra a dependência de f_{pd} do coeficiente de transferência de calor h_i , para diferentes composições químicas da liga Al-Cu.

A dependência observada pode ser expressa matematicamente pela expressão:

$$f_{pd} = C \cdot h_i^2 \quad (15)$$

onde, C adquire os seguintes valores:

$$\begin{aligned} \text{Al-5\%Cu, } C &= 3 \cdot 10^3 \\ \text{Al-1\%Cu, } C &= 8 \cdot 10^3 \\ \text{Al-}\frac{1}{2}\text{\%Cu, } C &= 12 \cdot 10^3 \end{aligned}$$

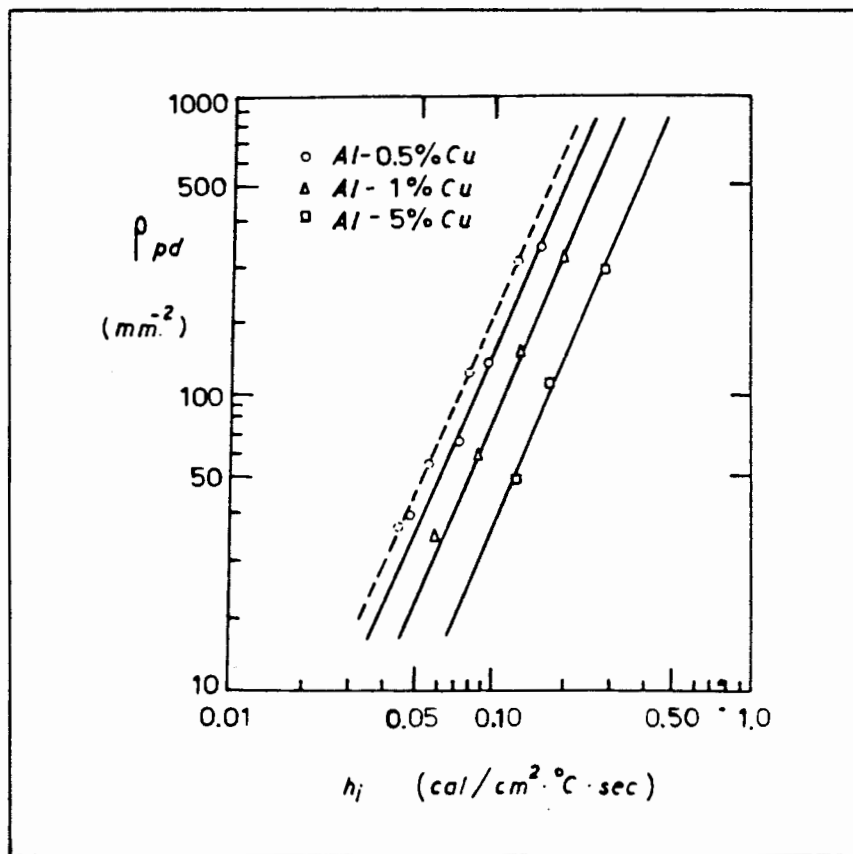


FIGURA 32: Relação entre ρ_{pd} e h_i para diferentes ligas Al-Cu²²

A determinação metalográfica do número de núcleos pré-dendríticos é simples, com exceção dos casos em que h_i é baixo, pois, torna-se duvidosa a avaliação devido ao diminuto número de núcleos presentes.

Como um exemplo do tipo de observação realizada, a figura 33 mostra os núcleos pré-dendríticos presentes na zona "Chill" de uma peça fundida com liga Al-5%Cu, em molde de cobre. Estes núcleos são resultado de nucleação heterogênea junto às paredes do molde, em condições de elevado contato térmico.

c) Variação de ρ_{pd} com a microgeometria superficial do substrato

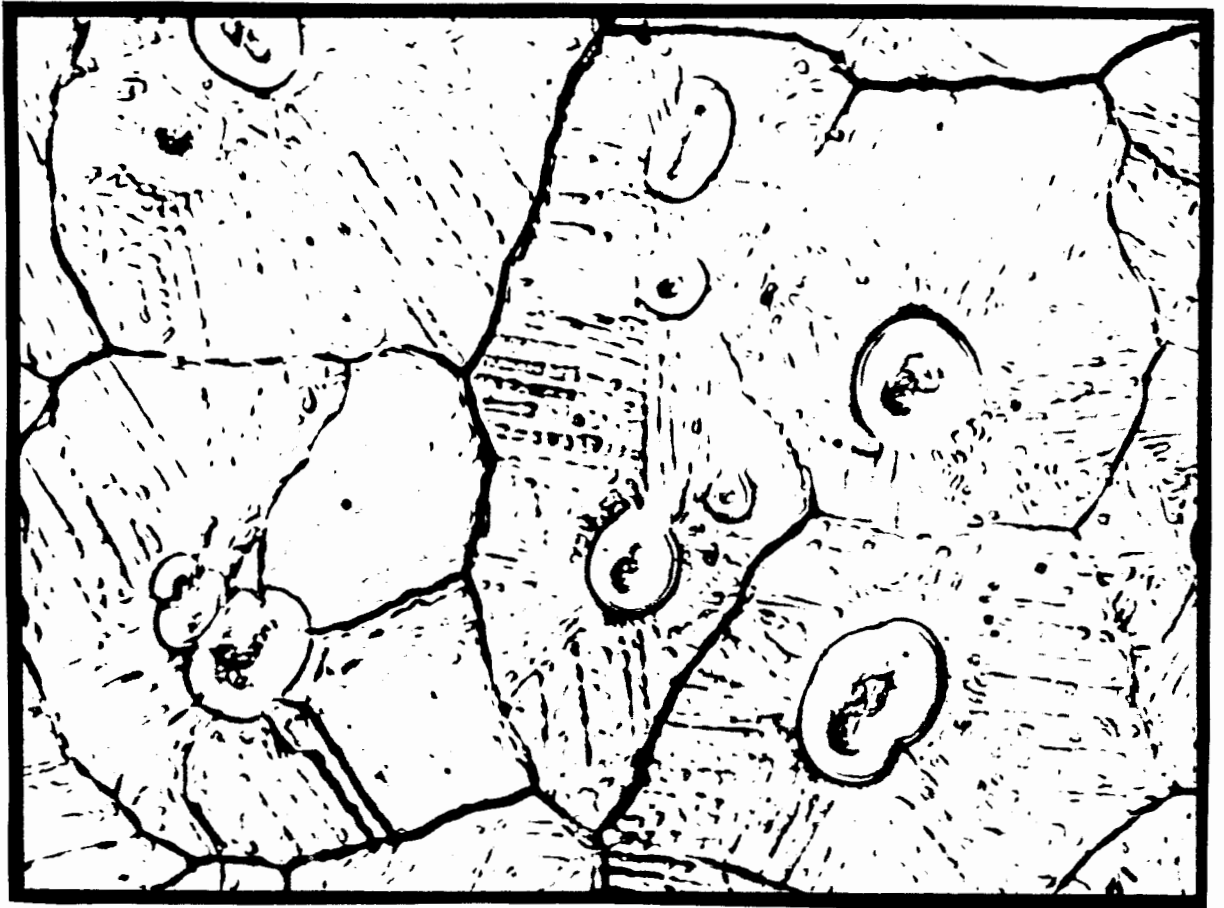


FIGURA 33: Micrografia(250x) da periferia de uma peça fundida com liga Al-5%Cu, em molde de cobre, mostrando núcleos pré-dendríticos no interior da zona coquilhada¹⁰

Os resultados experimentais apresentados na figura 34 permitem relacionar f_{pd} com a rugosidade(R) da seguinte maneira:

$$f_{pd} = 150.R^{-0,26} \quad (16)$$

d) Influência do regime de fluxo fluido sobre a estrutura da zona "chill"

A relação entre o número de Reynolds(Re) e as estruturas resultantes pode ser vista na figura 35, para ligas de cobre, quando h_1 é baixo.

O parâmetro FM, na figura 35, representa a participação percentual de grãos finos, resultantes da multiplicação de grãos

provocada pelo fluxo convectivo, em relação ao total de grãos existentes na superfície de uma lâmina obtida sob regime de fluxo fluido. Ver figura 36.

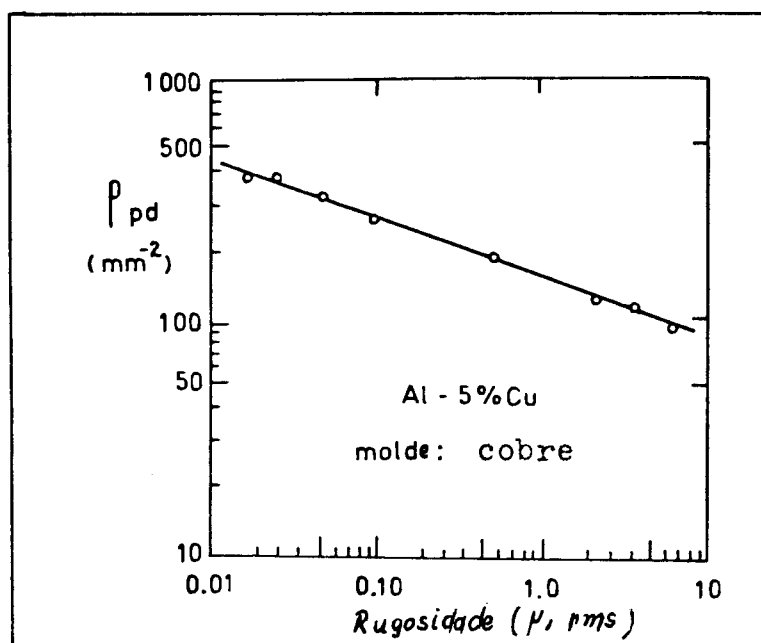


FIGURA 34: Gráfico representativo da variação de ρ_{pd} com a rugosidade da superfície do molde para uma liga Al-5%Cu vazada em molde de cobre sem pintura²²

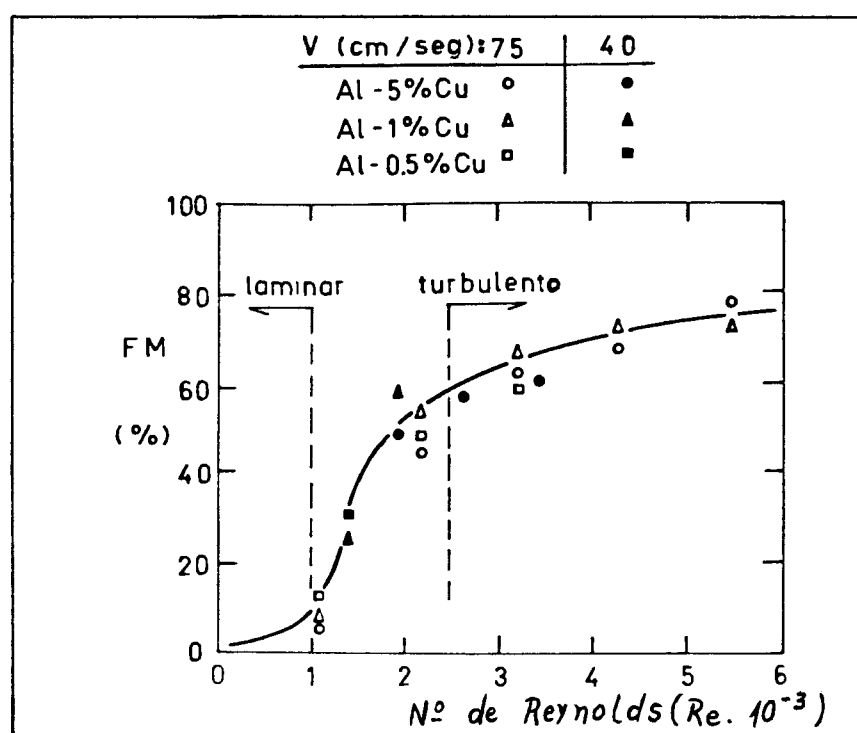


FIGURA 35: Percentagem de grãos finos (FM) como função de Re para ligas Al-Cu²²

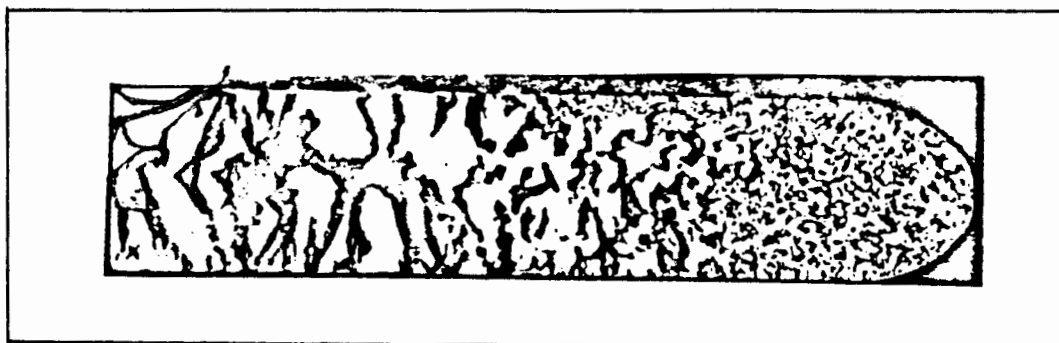


FIGURA 36: Macroestrutura "chill" (1,5x) de uma lâmina de Al-2%Cu resultante de um teste de fluidez realizado em um molde de cobre recoberto com zirconato de cálcio. Observar a região de grãos finos onde ocorre a multiplicação²²

É interessante notar na figura 35 que o fenômeno da multiplicação aumenta sensivelmente na zona de transição do fluxo de laminar para turbulento. A mesma figura permite concluir que o nível de soluto não afeta significativamente a multiplicação e que valores semelhantes de Re dão resultados similares, independentemente da velocidade do fluido escolhida.

Convém observar, ainda, que a transição laminar-turbulento só será efetiva em relação ao mecanismo da multiplicação se o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) assumir valores inferiores a $0,05 \text{ cal/cm}^2 \cdot ^\circ\text{C.s.}$

Zona colunar

A origem e o desenvolvimento da estrutura colunar foram explicados por Walton e Chalmers³⁷ que demonstraram existir uma direção na qual o crescimento dos grãos é favorecido e que, no caso dos cúbicos, essa direção é $\langle 100 \rangle$.

Os grãos colunares desenvolvem-se a partir do grãos coquilhados por meio de crescimento seletivo e preferencial. Os cristais colunares apresentam seus principais eixos cristalográficos paralelos à direção do fluxo calórico e mostram uma orientação que

coincide com as direções cristalográficas do crescimento dendrítico. Apenas os grãos com direção preferencial de crescimento compatível com a do fluxo de calor crescem sem restrições e bloqueiam o crescimento de grãos com orientação menos favorável³⁸, por serem mais fácil o avanço. A consequência deste processo de seleção é que a seção transversal dos grãos aumenta no sentido do centro da peça e se origina uma textura cristalográfica, o que pode provocar anisotropia nas propriedades do metal.

É idéia geralmente aceita que os grãos colunares são monocristais que crescem unidirecionalmente e suas subestruturas estão sujeitas às condições de crescimento unidirecional e em particular ao parâmetro G/V ³³.

A estabilidade de crescimento desses grãos colunares está condicionada à existência de um gradiente térmico positivo diante da interface sólido-líquido e a velocidade de crescimento é controlada pela isoterma correspondente ao ponto de fusão, pelo que é mais fácil fazer avançar uma interface existente do que nuclear um novo cristal

A figura 37 mostra o poder seletivo do crescimento de grãos colunares a partir da zona coquilhada.

O comprimento relativo da zona colunar depende do superaquecimento e da composição química da liga fundida¹⁰, conforme pode ser verificado na figura 38.

Em metais puros ou com baixa concentração de nucleantes os grãos colunares tendem a ocupar a totalidade do lingote. Com o aumento da extração calórica, aumenta a extensão da zona. A difusividade térmica ($\alpha = k/c \cdot \rho$) do metal atua de modo inverso. A região de grãos colunares tende a desaparecer quando o conteúdo de ligantes é alto e/ou quando a extração calórica é muito alta ou muito baixa³³.

O crescimento da zona colunar continua até que as condi-

ções do processo tornem favorável o surgimento da zona equiaxial, quando o gradiente térmico no líquido desaparece e os grãos colunares são bloqueados pelo crescimento dos grãos equiaxiais.

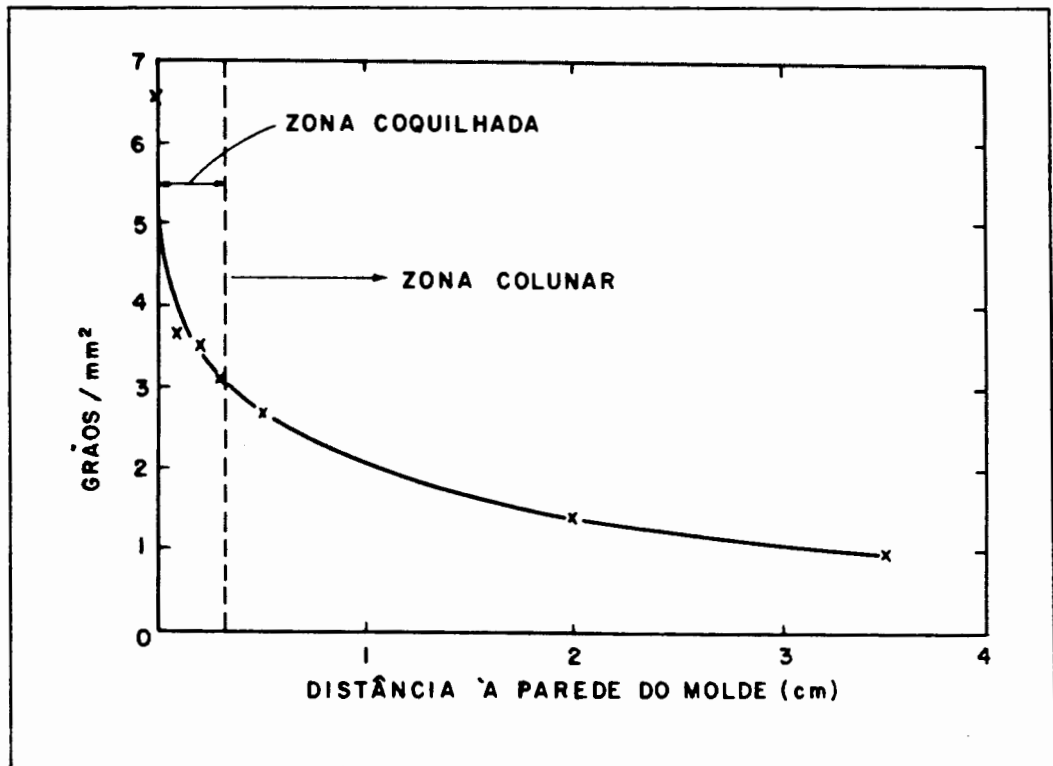


FIGURA 37: Variação da quantidade relativa de grãos a partir da periferia de uma peça fundida com liga Al-2%Ag em molde metálico¹⁰

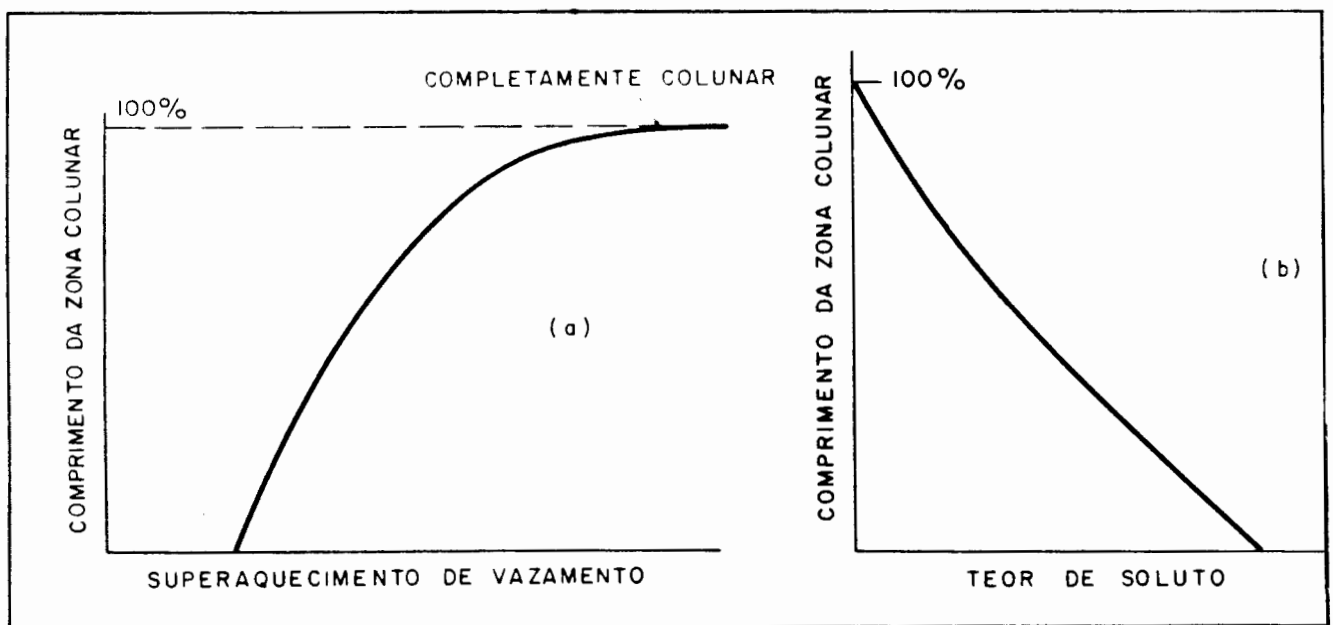


FIGURA 38: Variação do comprimento relativo da zona co-

lunar em função de: a) temperatura de vazamento; b) teor de soluto¹⁰

Zona equiaxial

É a região mais complexa da macroestrutura de fundição. Formada por grãos poliédricos de tamanho maior que os da zona coquilhada, nela a subestrutura de microsegregação é muito acentuada³³.

A existência da zona equiaxial é condicionada pelo elevado teor de soluto e pelo baixo superaquecimento do metal ou liga¹⁰. Ver figura 39.

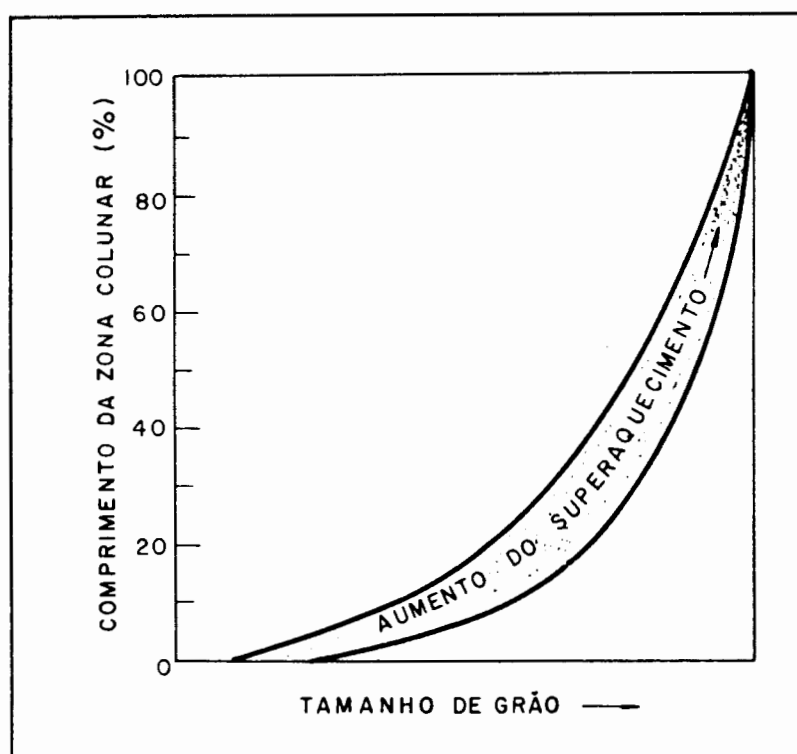


FIGURA 39: Comportamento da zona colunar em relação ao tamanho de grão da zona equiaxial¹⁰

Pode-se observar que, à medida que a temperatura de vazamento aumenta, diminui a tendência à formação de grãos equiaxiais, porém, os grãos formados são maiores.

Devido ao crescimento extensivo, há a presença de grande quantidade de micro-rechupes e porosidades nesta zona, o que a

torna menos densa.

Não apresenta anisotropia nas propriedades mecânicas, pois, a orientação dos grãos é aleatória, sem textura cristalográfica.

Os regimes de extração calórica condicionam o tamanho da zona equiaxial. Quando a velocidade de resfriamento é muito baixa (moldes de areia, cerâmicos ou pré-aquecidos), a nucleação acontece em toda a massa líquida e a zona equiaxial ocupa todo o volume da peça. Para extrações calóricas maiores (moldes metálicos) a parte central permanece a temperaturas superiores à líquida, enquanto na periferia já se realiza a solidificação da zona coquilhada e colunar. Desaparecendo esse gradiente de temperatura, ocorre a nucleação e/ou crescimento da zona equiaxial. Se a extração de calor é muito acentuada (moldes metálicos refrigerados), os gradientes térmicos não chegam a se anular e a zona equiaxial deixa de existir³³.

Muita pesquisa tem sido desenvolvida até o presente momento com o objetivo de explicar a origem dos núcleos cristalinos dos grãos equiaxiais. Vários mecanismos de formação têm sido propostos por diversos pesquisadores:

Mecanismo de superesfriamento constitucional - Winegard e Chalmers³⁹ propuseram que há um enriquecimento de soluto por parte do líquido, o que dá lugar à aparição de superesfriamento constitucional, o qual pode atingir valores suficientemente críticos tais que permitam a nucleação de novos grãos no seio do líquido que cresceriam e, eventualmente, deteriam o avanço da zona colunar.

Mecanismo do "big bang" - Chalmers⁴⁰ sugere que grande quantidade de grãos são nucleados por nucleação copiosa durante o vazamento, quando o metal líquido entra em contato com as paredes do molde. Parte desses núcleos é arrastada para o interior pelas correntes convectivas, naturais ou forçadas, onde crescem, dando o-

rigem aos grãos equiaxiais, desde que existam condições para isto. Dependendo das condições térmicas existentes, uma parcela desses grãos refundirá e outra poderá sobreviver.

Mecanismo de Southin⁴¹ - O resfriamento causado pela radiação e convecção nas superfícies livres do líquido provocam nucleação e crescimento dos cristais. Devido à sua maior densidade esses grãos decantam e, influenciados pela presença de correntes convectivas, são distribuídos para formar a zona equiaxial. Nesses grãos, uma dendrita de ramos grossos é bem visível, fruto de um crescimento lento próprio das condições enunciadas, sendo rodeada de uma estrutura mais fina, proveniente de um resfriamento mais rápido ao entrar em contato com os grãos colunares. Southin dá a essa microestrutura o nome de "grãos cometas".

A ação do mecanismo de Southin pode ser evitada pelo uso de "cabeças quentes" ou outros meios que impeçam a forte radiação térmica na superfície do líquido.

Multiplicação e refusão localizada de dendritas - Refere-se essa teoria à fragmentação de dendritas da zona colunar, seja por refusão localizada ou por esforços mecânicos provenientes do movimento do líquido. Os fragmentos são levados à zona central da peça onde crescem formando a zona equiaxial. Essa teoria foi desenvolvida e confirmada por Jackson et al⁴² baseando-se na solidificação de cristais orgânicos, não apresentando nenhuma evidência para o caso de solidificação de metais.

Experiências realizadas por diferentes autores, utilizando "cabeça quente" e/ou aplicando campos magnéticos, comprovaram que os mecanismos responsáveis pelo aparecimento da zona equiaxial são os de Southin e "big bang".

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A parte experimental deste trabalho subdividiu-se na investigação de dois temas estreitamente interligados:

- sucção em câmara de vácuo, utilizando-se cachos cerâmicos como molde;
- vazamento por aspiração em coquilha de aço bi-partida.

3.1 EQUIPAMENTO DE SUCÇÃO EM CÂMARA DE VÁCUO

Nesse processo, conforme já foi citado, o enchimento do molde se dá através de um mecanismo de sucção do metal que se encontra no interior do forno, pela ação de uma bomba de vácuo.

Para ser vazado, o molde é encerrado, com o copo de vazamento por baixo, dentro de uma câmara estanque ligada à bomba de vácuo e dotada de uma abertura inferior por onde sai uma extensão do copo de vazamento que é posta em contato com o metal líquido. Ver figura 4C.

Foi construído um conjunto bomba-câmara de vácuo, com possibilidade de deslocamento horizontal.

Para o acoplamento da bomba à câmara de vácuo, utilizou-se uma mangueira flexível revestida com arame de aço para impedir um possível estrangulamento quando da sucção.

A câmara de vácuo foi confeccionada com tubo de espessura de parede de 5 mm, diâmetro interno de 305 mm e altura correspondente a 255 mm.

As duas extremidades foram fechadas com chapas de aço de espessura de 8 mm, uma soldada na parte inferior e outra encaixada, com vedação de borracha, na parte superior.

Na parte inferior da câmara de vácuo está soldado um

cone, para assentamento do cacho(molde), cujo prolongamento é um tubo($\varnothing_{int}= 18 \text{ mm}$) decapado e neutralizado, convenientemente recoberto com tinta refratária, que deverá imergir no metal líquido. Ver figura 40.

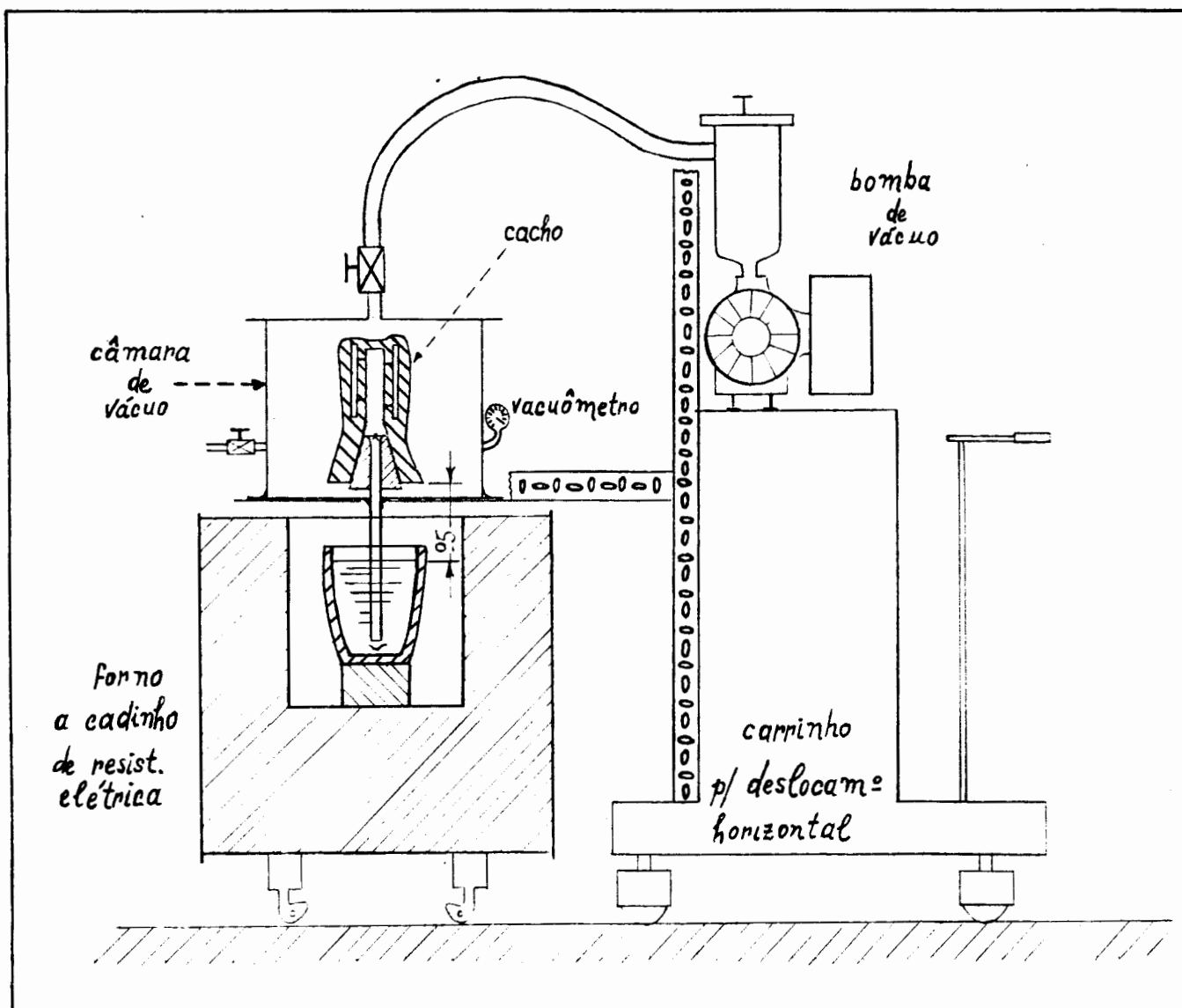


FIGURA 40: Representação esquemática do equipamento usado no processo de vazamento por aspiração

Entre a câmara e a bomba de vácuo introduziu-se um registro para permitir melhor controle sobre a retirada de ar da câmara.

A parede lateral da câmara de vácuo acoplou-se um vacuômetro para a indicação do nível de vácuo (pressão interna ne-

gativa).

Construiu-se, com cantoneiras ranhuradas, uma plataforma principal, para assentamento da câmara de vácuo e uma auxiliar, para facilitar as operações necessárias no interior da câmara, antes do vazamento. Há a possibilidade de deslocamento vertical mediante nova ajustagem e fixação dos elementos ranhurados.

As figuras 41 e 42 ilustram o procedimento seguido para a realização das experiências.

O equipamento de sucção é aproximado do forno, em cujo cadinho está o metal líquido a ser aspirado. A chapa inferior, que é a base da câmara e contém o cone de assentamento do cacho e o tubo de imersão, é posicionada sobre a plataforma de cantoneiras ranhuradas e o cacho é colocado sobre o cone. Ver figura 41.

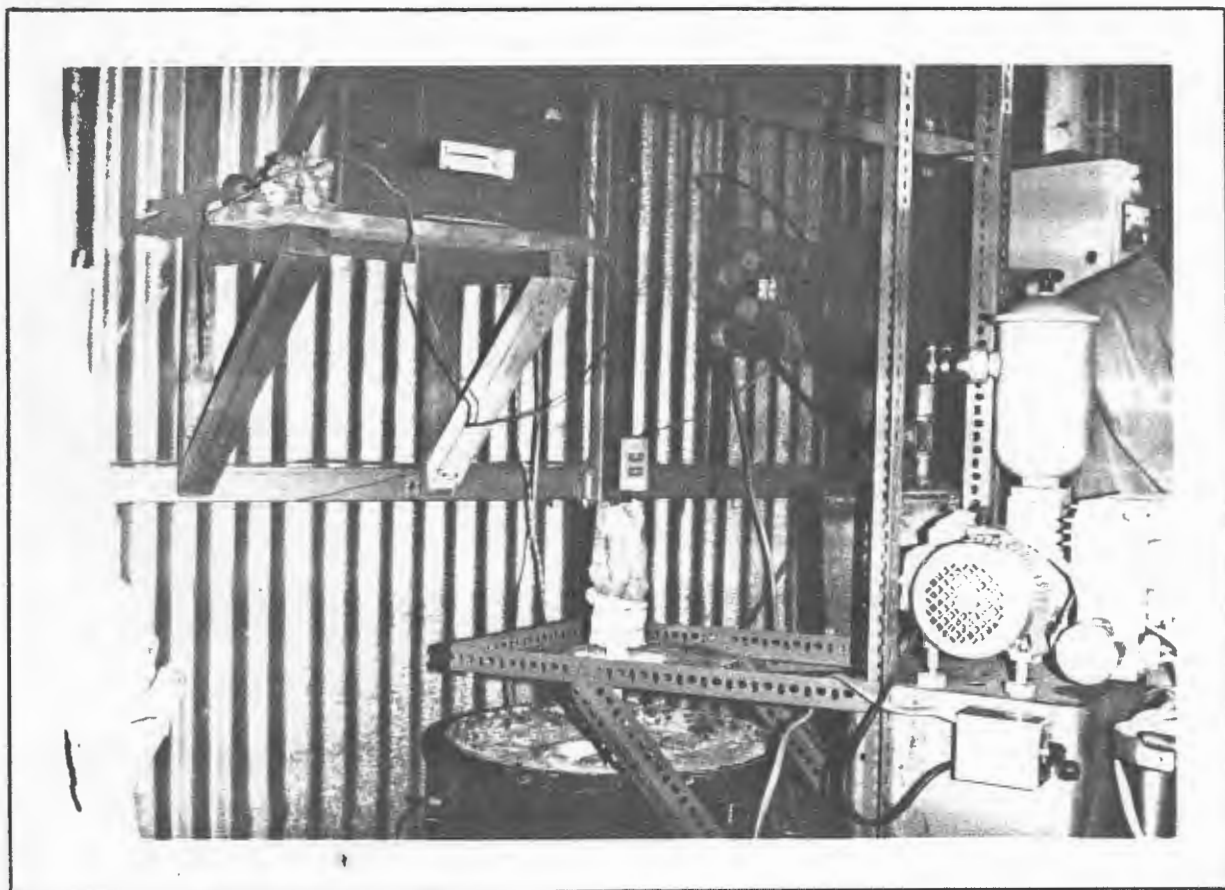


FIGURA 41: Equipamento de sucção, evidenciando-se o posicionamento do molde cerâmico; a câmara de vácuo pode ser vista na figura 42

A seguir, assenta-se a parte superior da câmara de vácuo sobre a chapa base, constituindo-se um ambiente estanque que é conectado à bomba de vácuo através de mangueira flexível. Ver figura 42.

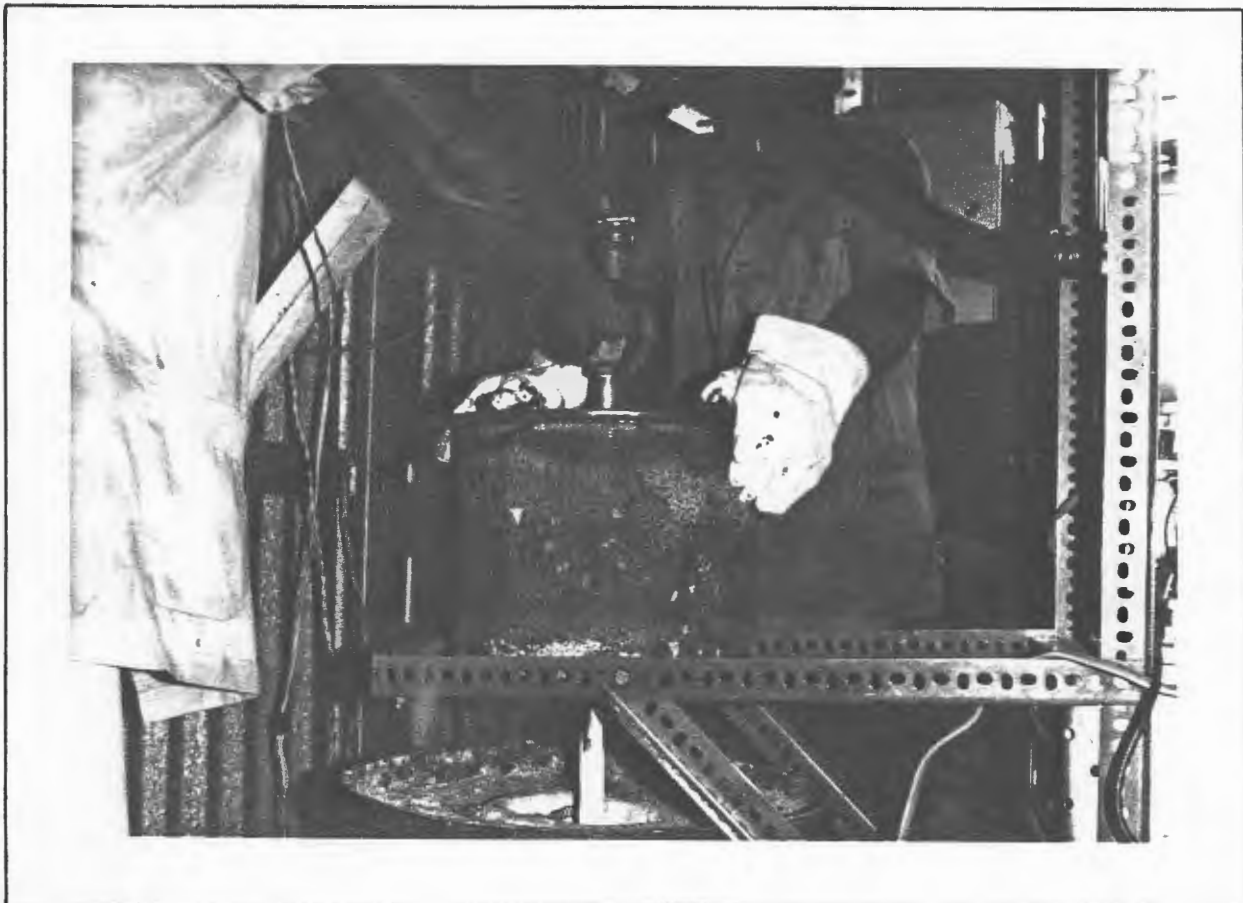


FIGURA 42: Conexão da câmara de vácuo à bomba de sucção através de mangueira flexível

Pedaços de lingotes de ferro gusa foram colocados sobre a chapa superior da câmara com o objetivo de aumentar a pressão inicial sobre os anéis de vedação, melhorando a estanqueidade do sistema.

Estando todas as variáveis dentro do especificado, aciona-se a bomba de vácuo e a sucção de ar do interior da câmara é iniciada. A diminuição da pressão interna é acompanhada através do vacuômetro e ao ser atingida a marca de 65 cm Hg (após 3 s), a bomba é desligada e a pressão interna aumenta lentamente.

Em seguida, a câmara é aberta e o molde cerâmico reti-

rado e submetido à operação de desmoldagem.

3.2 MOLDE CERÂMICO EM CASCA(CACHO)

O cacho usado para o vazamento de peças de Al teve o formato, em corte, que pode ser visto na figura 40, permitindo a obtenção de 4 peças. As dimensões mostradas na figura 43 são necessárias em função do desenho da base de assentamento no interior da câmara de vácuo e da altura da câmara. Referem-se ao copo de vazamento e ao canal de subida, os quais determinam a altura do cacho.

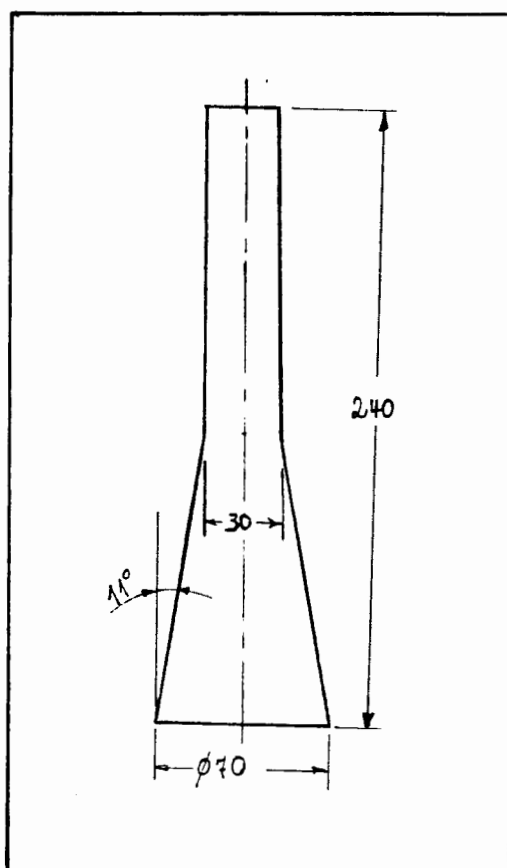


FIGURA 43: Dimensionamento do canal de subida e do copo de vazamento do molde cerâmico(cacho)

Para a obtenção do cacho são necessárias algumas opera

ções que, em linhas gerais, são descritas abaixo.

Matriz - confeccionada em aço ao C ou Al, com a forma das peças que se quer obter, em negativo.

Cera - a cera utilizada tinha a composição da tabela 02, sendo injetada a 80°C.

TABELA 02: Composição de cera para injeção líquida

TIPO C

Componentes	%	Quantidade(kg)
Parafina	55	2,75
Cera de carnaúba	25	1,25
Breu	10	0,50
Cera mineral	5	0,25
E.V.A.	5	0,25
Total	100	5,00

Montagem do cacho em cera - as peças de cera foram soldadas ao redor de um canal central, através de canais de ligação.

Desengraxe, limpeza e secagem - o conjunto peça-canais(cacho) foi mergulhado em um desengraxante (tri-cloro-etileno), durante 60 segundos; o excesso de desengraxante foi retirado, imergindo-se o cacho em um banho de álcool isopropílico; o cacho foi, então, lavado com água corrente e deixado secar por 12 horas.

Revestimento - uma vez seco, o cacho foi submetido a uma primeira camada de lama(primária), de composição

- sílica coloidal 22%
- zirconita ALM 78%
- agente de molhamento - 4 ml/100g

e, em seguida, aspergido com zirconita de fundição; após 24 ho-

ras, o cacho foi submetido a uma segunda camada de lama(secundária), de composição

- zirconita A 200	75%
- sílica coloidal	22,5%
- agente de molhamento	2,5%

e, logo após, sobre ele foi jogado chamote(argila sinterizada) ; novas camadas foram dadas por mais 3 dias.

Deceragem - a última operação, antes do emprego do cacho na fundição, foi a deceragem, realizada em estufa, a uma temperatura de 800°C, resfriando-se em seguida.

3.3 VAZAMENTO POR ASPIRAÇÃO EM COQUILHA

No processo CLA de vazamento(itens 3.1 e 3.2), o molde é encerrado, com o copo de vazamento por baixo, dentro de uma câmara estanque ligada à bomba de vácuo. O molde é colocado em contato com o metal líquido por meio de uma extensão do copo de vazamento que passa através de uma abertura apropriada na parte inferior da câmara de vácuo(figura 40).

Nas experiências aqui realizadas, procurou-se empregar um dispositivo que representasse a situação de operação de uma máquina CLA ao mesmo tempo que permitisse a obtenção de dados numéricos para análise e comparação.

Para atender a esses objetivos, idealizou-se um teste a ser realizado em uma coquilha de aço ao carbono bi-partida, em cujo interior havia uma cavidade adequada, a qual era preenchida em maior ou menor grau pelo metal líquido, sob a ação da sucção oriunda da bomba de vácuo(figura 44) e sob diferentes condições.

3.3.1 Materiais e métodos

Cerca de 90 corpos-de-prova foram obtidos(figura 45),

variando-se a temperatura do metal, a temperatura da coquilha superior, o diâmetro do redutor de vazão e a liga a ser fundida.

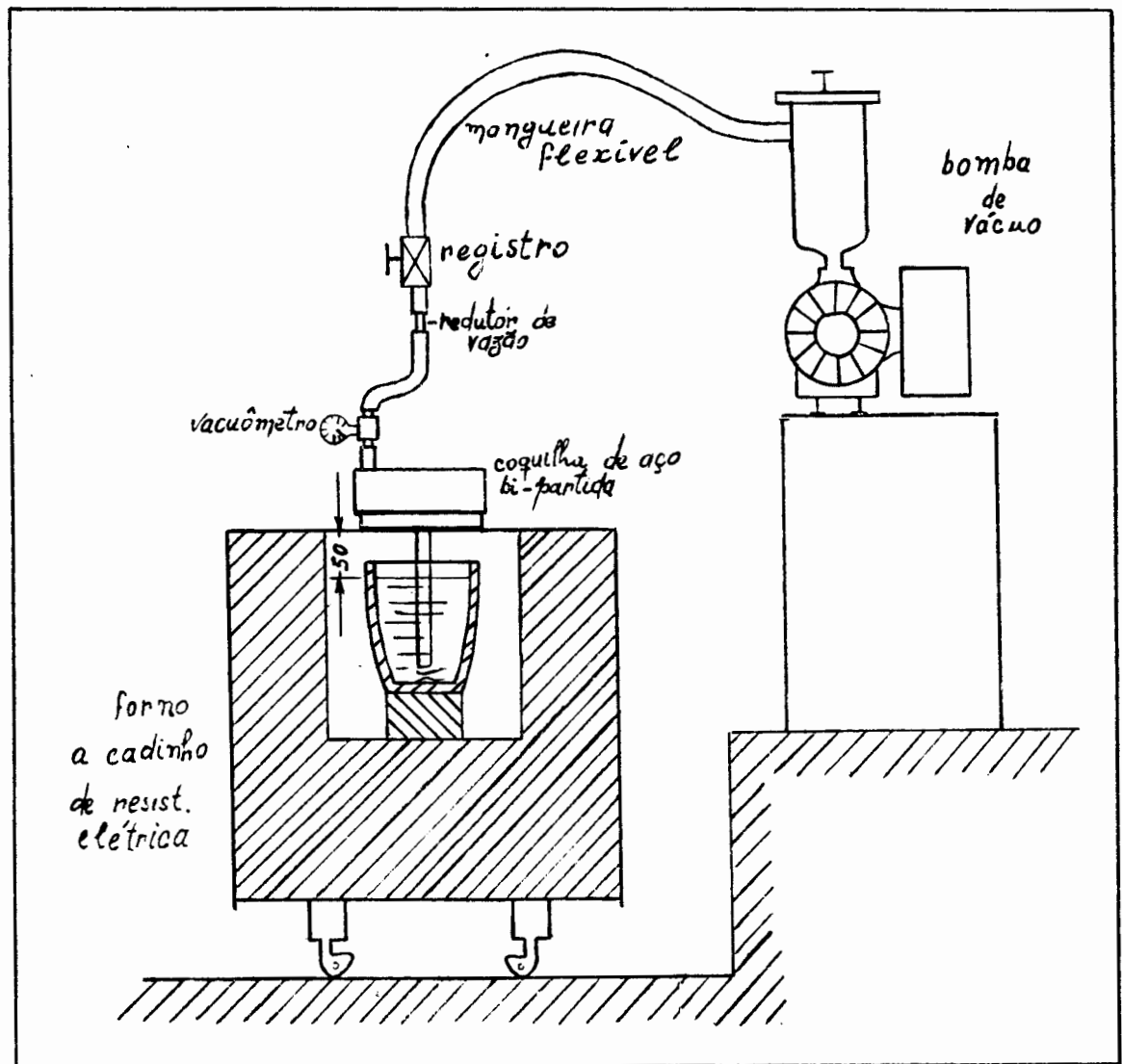


FIGURA 44: Esquema básico do dispositivo usado no teste de fluidez por aspiração em coquilha

Equipamentos e acessórios

Os seguintes equipamentos e acessórios foram empregados nas experiências:

- forno de fusão

Utilizou-se, na preparação das ligas, um forno a cadinho aquecido por resistência elétrica, com as seguintes características:

- . potência - 2,5 kW

- . tensão - 220 V
- . corrente - 11,5 A

- forno de mufla

A coquilha superior teve a sua temperatura controlada pelo uso de uma estufa com termostato.

- bomba de vácuo

- . marca - SELOVAC
- . tipo - B-18
- . vazão real - 20 m³/h
- . rotação - 1750 rpm
- . potência do motor(3 fases) - 1 HP

- medidores de temperatura

Termopares tipo K inseridos na coquilha superior e inferior forneceram os valores de temperatura, variáveis importantes no processo.

As temperaturas de vazamento foram medidas com o auxílio de um conjunto termopar tipo K-controlador acoplado ao forno.

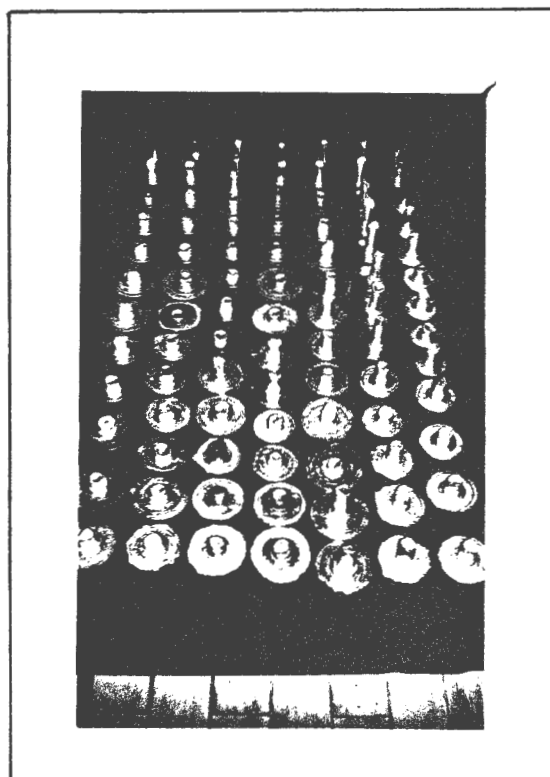


FIGURA 45: Corpos-de-prova obtidos nas experiências realizadas

- acessórios empregados

Os cadinhos utilizados eram de carvão de silício e tinham capacidade para 1,3 kg de alumínio.

Uma peça metálica cilíndrica, com um furo central no sentido longitudinal, foi usada como redutor de vazão (figura 44). Empregou-se, como medida do diâmetro do furo, 1 mm e 2 mm.

Tanto o cadinho como as demais ferramentas que entram em contato com o metal líquido (sino de imersão, conchas para a retirada de escória, etc.) foram pintados com tinta à base de alumina, antes de serem usados.

Um vacuômetro para determinar a pressão negativa no sistema, foi introduzido na linha de exaustão.

- molde metálico

Todos os corpos-de-prova foram obtidos com o mesmo molde (coquilha), cujo desenho está mostrado na figura 46.

O canal de subida (tubo de imersão) é constituído por um tubo de comprimento 250 mm, cuja cavidade interna é cônica para permitir a retirada do corpo-de-prova (figura 46).

Tanto a coquilha bi-partida como o tubo de imersão são confeccionados com aço de baixo teor de carbono.

Pode-se observar, na figura 46, que a coquilha inferior possui diferentes degraus. A cada degrau corresponde um nível de enchimento do corpo-de-prova de fluidez que é designado por algarismo romano, conforme mostrado no desenho.

A sucção é feita por um orifício localizado na extremidade do degrau III, de tal forma que o metal líquido jamais o alcance. Ver figura 46.

Para evitar entrada de ar externa, as superfícies de contato entre a coquilha superior e a inferior devem apresentar excelente acabamento (superfícies retificadas).

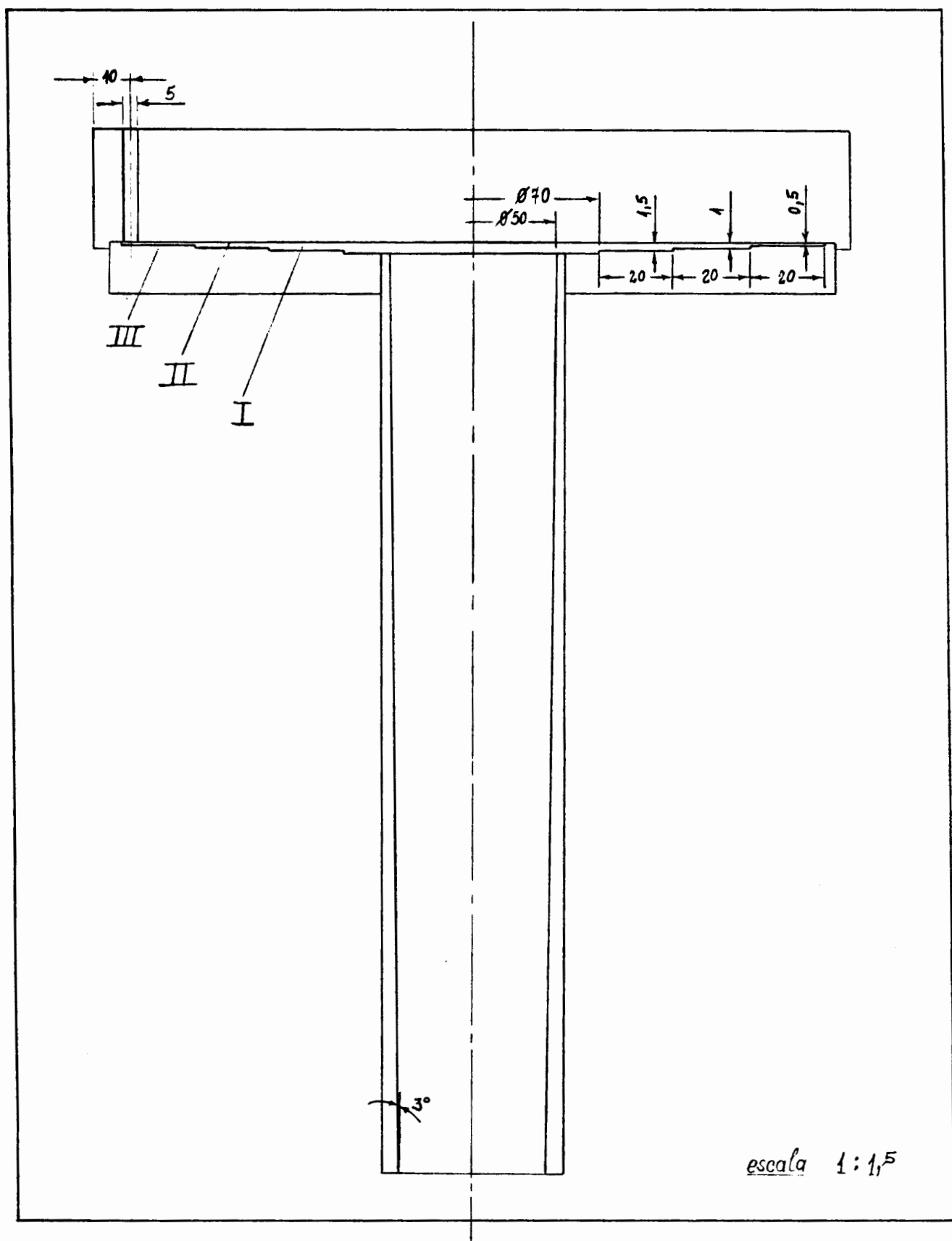


FIGURA 46: Coquilha de aço bi-partida acoplada ao tubo cônico de imersão

Procedimento experimental

Utilizou-se três tipos diferentes de composições químicas para o metal ou liga fundida: alumínio comercialmente puro (Al 99,5%), liga 195 (Al-4,5% Cu) e liga B195 (Al-4,5% Cu-2,5% Si).

A técnica de fusão sofreu alteração de acordo com o tipo de liga. Para o alumínio comercialmente puro, aplicou-se processos de desgaseificação com pastilhas de hexacloretano e de escorificação com o fluxo recomendado pelo fabricante para este material.

A liga 195 e a liga B195 foram preparadas através da operação de dissolução dos elementos secundários (Cu e Si) no alumínio líquido e, posteriormente, foram tratadas por desgaseificação e escorificação, de modo análogo ao Al 99,5%.

Duas temperaturas de vazamento foram empregadas: 690 e 750°C.

A parte inferior da coquilha, compreendendo a semi-coquilha inferior propriamente dita e o tubo de imersão, a cada nova experiência é colocada em contato com o metal líquido, na posição adequada para o vazamento (figura 44). Esta preparação é feita depois da retirada da escória.

Um termopar inserido na semi-coquilha inferior permite verificar que a sua temperatura estaciona em 280°C, aproximadamente.

A parte superior da coquilha teve a sua temperatura de trabalho controlada mediante aquecimento em estufa. As temperaturas empregadas nas experiências foram as seguintes: 50°C, 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 300°C, 350°C e 400°C. Um termopar inserido, também neste caso, permitiu o controle da temperatura.

Quando as temperaturas do metal líquido e da semi-coquilha superior atingem a marca desejada, dá-se início à operação de vazamento.

A seguinte seqüência foi rigorosamente obedecida em todos os vazamentos realizados:

- sobrepor a semi-coquilha superior à inferior;
- conectar a mangueira flexível, prevenindo-se toda e qualquer entrada de ar;
- assegurar que a coquilha esteja na horizontal, com o auxílio de um nivelador;
- ligar a bomba de vácuo, mantendo o registro fechado;
- abrir o registro e aguardar que o vacuômetro indique 65 cm Hg;
- esperar 3 segundos, fechar o registro e desligar a bomba de vácuo;
- desconectar a mangueira, abrir a coquilha e retirar o corpo-de-prova.

O corpo-de-prova(disco) obtido desta maneira é mostrado na figura 47.

3.3.2 Seleção das variáveis estudadas

São variáveis que afetam a fluidez de um metal ou liga metálica aquelas que dependem do molde e as que dependem do metal ou liga.

As variáveis de influência do molde são as seguintes:

- forma e dimensão do molde
- velocidade e pressão de enchimento
- capacidade de extração de calor
- temperatura do molde no momento de vazamento.

As de influência do metal ou liga são:

- composição da liga
- tensão superficial
- viscosidade
- óxidos superficiais

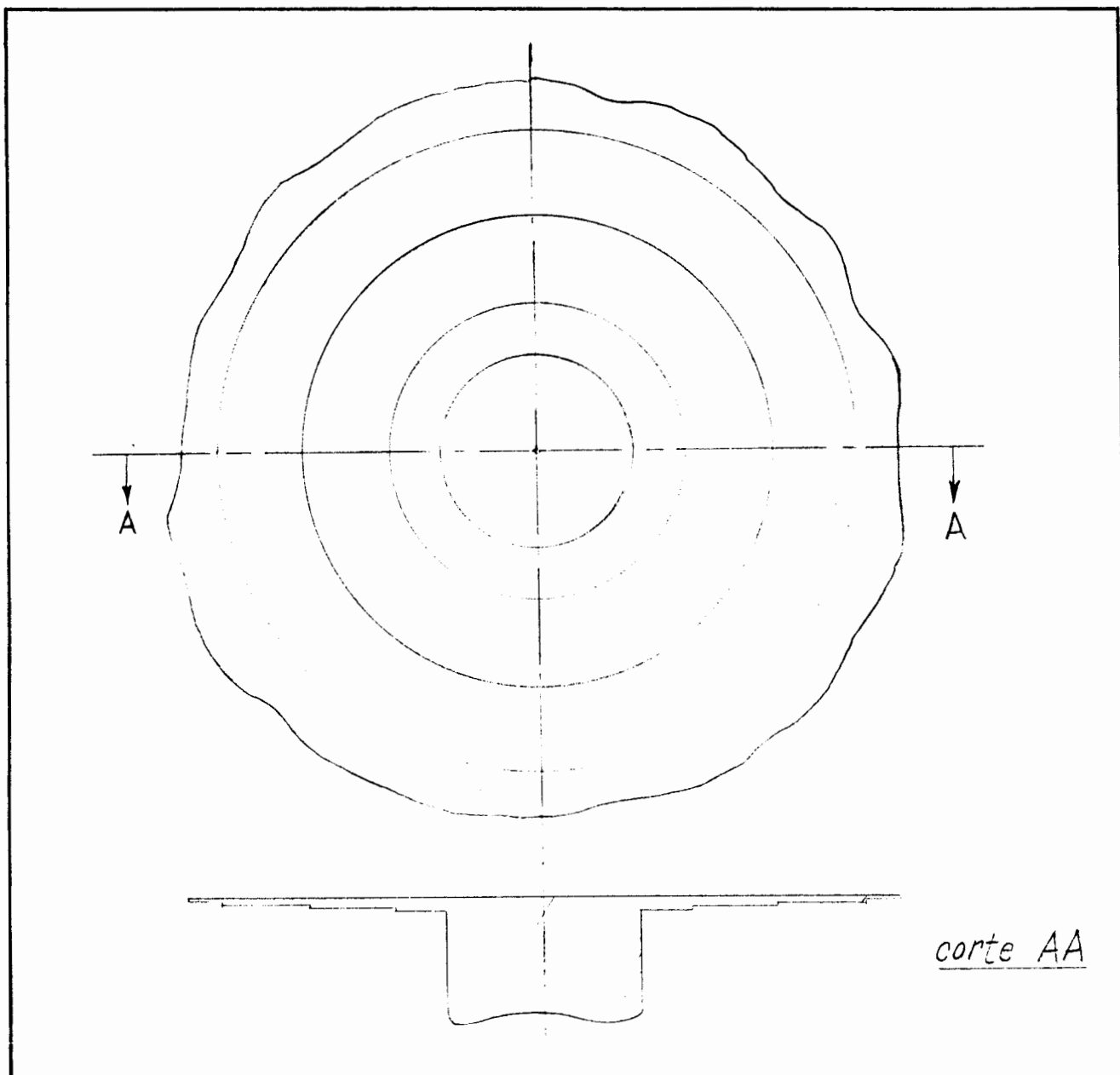


FIGURA 47: Desenho do corpo-de-prova obtido

- inclusões não metálicas
- superaquecimento.

Neste trabalho, procurou-se analisar a influência das variáveis abaixo:

- temperatura do molde no instante do vazamento
- composição da liga
- superaquecimento
- velocidade e pressão de enchimento (2 seções de estricção).

As demais variáveis foram mantidas constantes, pois utilizou-se sempre o mesmo molde (coquilha), procurou-se efetuar o seu enchimento sempre da mesma maneira, além de se ter o devido cuidado nas operações de fusão e vazamento para impedir a contaminação da liga metálica.

A tabela O3 apresenta as experiências realizadas.

Os corpos-de-prova (discos) foram codificados da seguinte maneira:

- quanto ao material

- . Al 99,5% - nenhuma letra, no início, identificando os corpos-de-prova
- . Liga 195 - corpos-de-prova identificados pela letra C inicial
- . Liga B195 - corpos-de-prova identificados pelas letras CS, precedendo qualquer número;

- quanto ao diâmetro do furo central do redutor de vazão

Os algarismos romanos (I e II), presentes na codificação dos corpos-de-prova representam:

I - diâmetro do furo de 1 mm

II - diâmetro do furo de 2 mm;

- quanto ao número de ordem da experiência

Os algarismos arábicos indicam a ordem de obtenção do corpo-de-prova, dentro do seu grupo de experiências;

- quanto à temperatura de vazamento

- . 750°C - corpos-de-prova identificados pela letra final A
- . 690°C - corpos-de-prova identificados pela letra final B.

TABELA 03: Relação das experiências realizadas

Exp. Nº	c.p. Nº	Liga	Ø red (mm)	T _{vaz} (°C)	T _{coq} (°C)	Exp. Nº	c.p. Nº	Liga	Ø red (mm)	T _{vaz} (°C)	T _{coq} (°C)		
01	I-01A	Al	99,5	1	750	300	46	II-04B	Al	99,5	2	690	200
02	I-02A	Al	99,5	1	750	200	47	II-05B	Al	99,5	2	690	250
03	I-03A	Al	99,5	1	750	250	48	II-06B	Al	99,5	2	690	100
04	I-04A	Al	99,5	1	750	400	49	II-07B	Al	99,5	2	690	150
05	I-05A	Al	99,5	1	750	300	50	II-08B	Al	99,5	2	690	50
06	I-06A	Al	99,5	1	750	250	51	II-09B	Al	99,5	2	690	150
07	I-07A	Al	99,5	1	750	200	52	II-10B	Al	99,5	2	690	250
08	I-08A	Al	99,5	1	750	400	53	II-11B	Al	99,5	2	690	400
09	I-09A	Al	99,5	1	750	350	54	II-12B	Al	99,5	2	690	300
10	I-10A	Al	99,5	1	750	150	55	II-13B	Al	99,5	2	690	200
11	I-11A	Al	99,5	1	750	150	56	II-14B	Al	99,5	2	690	100
12	I-12A	Al	99,5	1	750	150	57	II-15B	Al	99,5	2	690	100
13	I-13A	Al	99,5	1	750	200	58	II-16B	Al	99,5	2	690	150
14	I-14A	Al	99,5	1	750	200	59	II-17B	Al	99,5	2	690	200
15	I-15A	Al	99,5	1	750	50	60	II-18B	Al	99,5	2	690	250
16	I-16A	Al	99,5	1	750	100	61	II-19B	Al	99,5	2	690	300
17	I-17A	Al	99,5	1	750	50	62	CII-02A		195	2	750	150
18	I-18A	Al	99,5	1	750	100	63	CII-03A		195	2	750	200
19	I-19A	Al	99,5	1	750	200	64	CII-04A		195	2	750	250
20	I-20A	Al	99,5	1	750	300	65	CII-05A		195	2	750	300
21	I-21A	Al	99,5	1	750	100	66	CII-06A		195	2	750	350
22	I-22A	Al	99,5	1	750	300	67	CII-07A		195	2	750	400
23	I-24A	Al	99,5	1	750	100	68	CII-08A		195	2	750	300
24	I-25A	Al	99,5	1	750	200	69	CII-09A		195	2	750	200
25	I-26A	Al	99,5	1	750	300	70	CII-10A		195	2	750	100
26	I-27A	Al	99,5	1	750	400	71	CSII-01A	B	195	2	750	200
27	I-28A	Al	99,5	1	750	200	72	CSII-02A	B	195	2	750	100
28	I-29A	Al	99,5	1	750	300	73	CSII-03A	B	195	2	750	300
29	I-01B	Al	99,5	1	690	150	74	CSII-04A	B	195	2	750	200
30	I-02B	Al	99,5	1	690	150	75	CSII-05A	B	195	2	750	200
31	I-03B	Al	99,5	1	690	100	76	CSII-06A	B	195	2	750	100
32	I-04B	Al	99,5	1	690	50	77	CSII-07A	B	195	2	750	100
33	I-05B	Al	99,5	1	690	100	78	CSII-08A	B	195	2	750	200
34	I-06B	Al	99,5	1	690	100	79	CSII-09A	B	195	2	750	200
35	I-07B	Al	99,5	1	690	100	80	CSII-10A	B	195	2	750	100
36	I-08B	Al	99,5	1	690	200	81	CSII-11A	B	195	2	750	200
37	I-09B	Al	99,5	1	690	250	82	CSII-12A	B	195	2	750	300
38	I-10B	Al	99,5	1	690	150	83	CSII-13A	B	195	2	750	300
39	I-11B	Al	99,5	1	690	250	84	CS I-01A	B	195	1	750	25
40	I-12B	Al	99,5	1	690	50	85	CSI-02A	B	195	1	750	100
41	I-13B	Al	99,5	1	690	200	86	CSI-03A	B	195	1	750	200
42	I-14B	Al	99,5	1	690	300	87	CSI-04A	B	195	1	750	300
43	II-C1B	Al	99,5	2	690	50	88	CSI-05A	B	195	1	750	100
44	II-02B	Al	99,5	2	690	150	89	CSI-06A	B	195	1	750	200
45	II-03B	Al	99,5	2	690	200							

3.3.3 Avaliação dos resultados

Os resultados foram avaliados levando-se em consideração o diâmetro aproximado dos discos obtidos e, através de técnicas metalográficas, investigou-se os aspectos estruturais presentes.

Determinação dos diâmetros dos discos

Para determinar-se o diâmetro aproximado dos corpos-de-prova, que é indicativo do nível de fluidez, empregou-se um gabarito graduado, confeccionado especialmente para esse fim. Ver figura 48.

O gabarito é composto por três níveis diferentes (I, II e III), cada um deles dividido em cinco subníveis, de modo a se poder medir, com relativa precisão, a penetração da frente de solidificação ocorrida em cada uma das experiências.

A medição é realizada, sobrepondo-se o gabarito transparente à parte plana da superfície do corpo-de-prova, de tal modo que os seus centros geométricos coincidam. A seguir, anota-se o nível e o subnível atingidos pela frente de solidificação.

Metalografia

A estrutura de solidificação dos discos obtidos foi estudada com o auxílio da técnica macrográfica e os resultados relacionados com as condições de realização dos testes. Os corpos-de-prova (discos) foram submetidos às seguintes operações:

- corte longitudinal;
- lixamento na seqüência recomendada;
- ataque químico: para o Al 99,5%, utilizou-se água régia fluorada (50% HNO_3 conc, 50% HCl e gotas de HF) e para a liga 195, o reativo de Tucker (15% HNO_3 , 15% HF, 45% HCl e 25% H_2O) foi empregado;
- observações com o auxílio de lupa;
- fotografia.

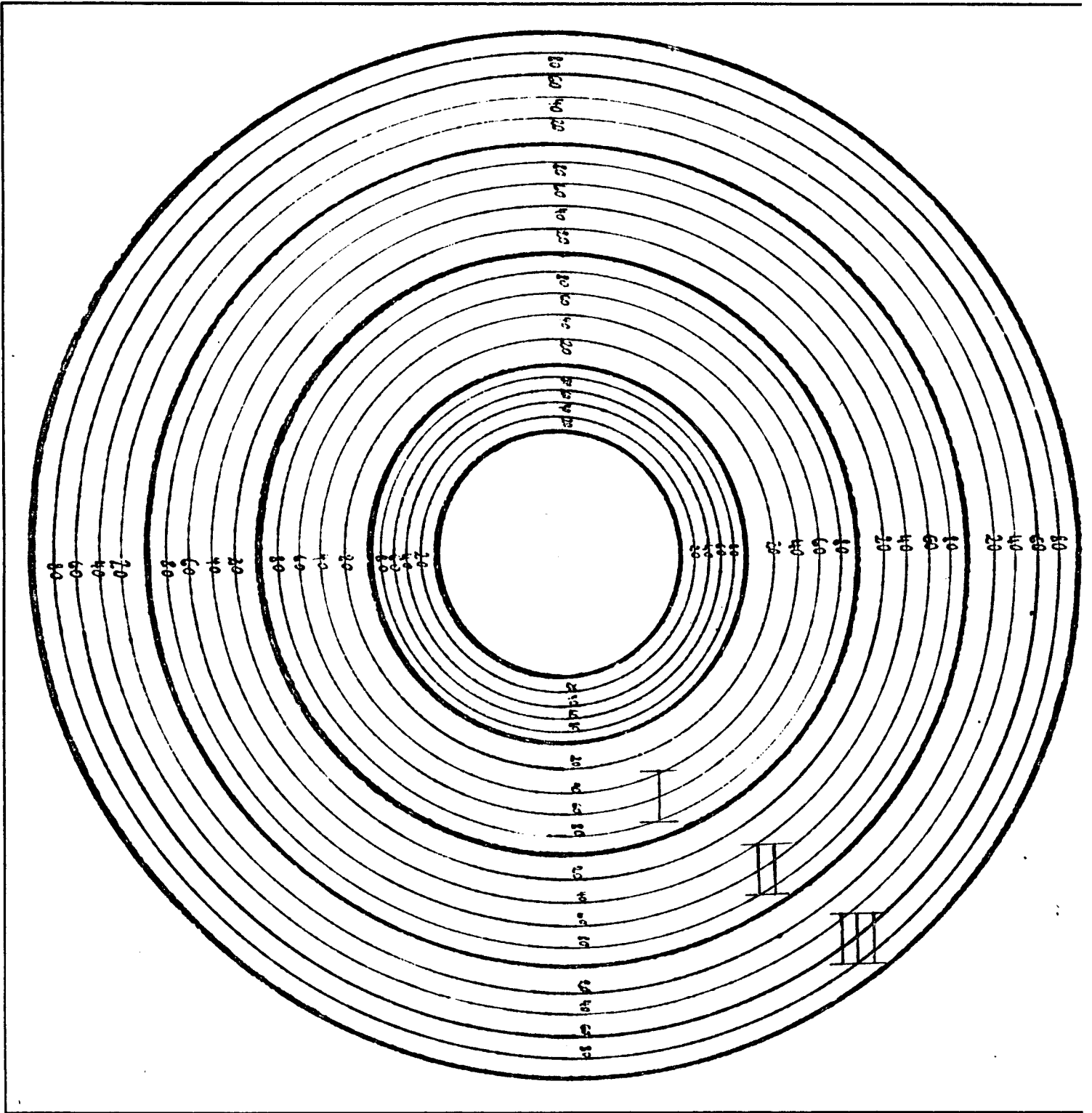


FIGURA 48: Gabarito transparente graduado para avaliação comparativa das dimensões dos corpos-de-prova obtidos por aspiração em coquilha; 3 medições são efetuadas e a média é considerada

4 RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

4.1 PROCESSO DE SUÇÃO EM CÂMARA DE VÁCUO

A peça fundida mostrada na figura 49 foi obtida pelo processo de vazamento por aspiração em câmara de vácuo.

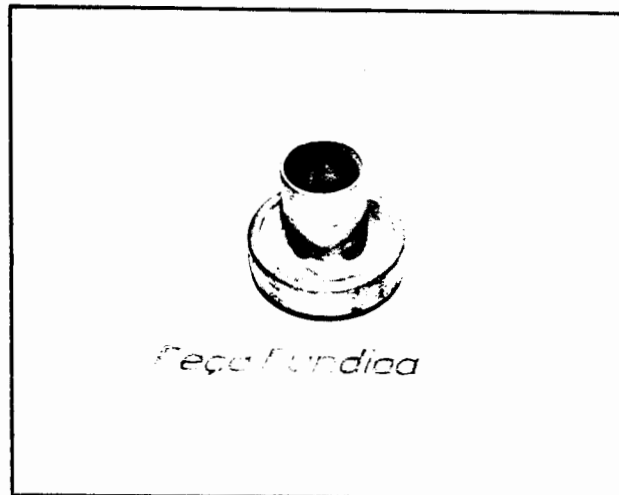


FIGURA 49: Peça para a indústria aeronáutica obtida pelo processo de sucção em câmara de vácuo

Alguns ajustes no equipamento e no processo tornaram-se necessários tendo em vista dificuldades operacionais surgidas no desenrolar das experiências.

Constatou-se, inicialmente, que havia a necessidade de se aguardar alguns segundos, antes de se aliviar o vácuo, para permitir a solidificação das peças.

Para evitar a reação do metal (alumínio) com o material do canal de subida, causando a obstrução do mesmo, foram tomadas as seguintes medidas:

- decapagem e neutralização do tubo do canal e
- pintura com tinta refratária.

Outro problema surgido foi o empenamento da chapa inferior da câmara, devido à proximidade com o interior do forno a altas temperaturas, dificultando a operação de evacuação da câmara de vácuo. A figura 50 mostra a solução para o problema, que consistiu em se soldar a chapa inferior à parede lateral, efetuando-se o fechamento da câmara com a chapa superior, evitando-se,

dessa maneira, o empenamento causado pelo aquecimento excessivo.

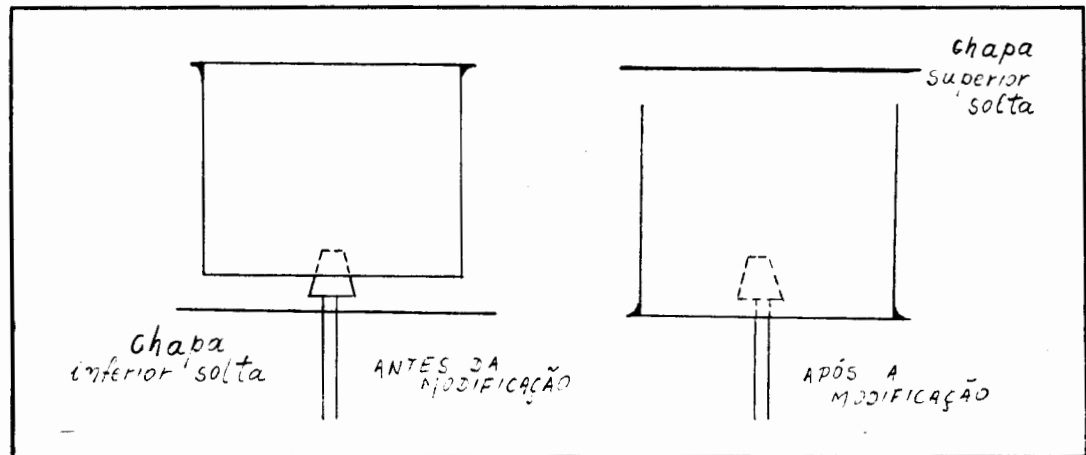


FIGURA 50: Alteração realizada na câmara de vácuo

Quando da aspiração, devido ao impacto do metal contra as paredes do molde(cacho), ocorria o levantamento deste, o que provocava vazamento de metal junto ao cone de assentamento. Pequenos pedaços de amianto foram, então, usados como calços e a dificuldade foi superada(figura 51).

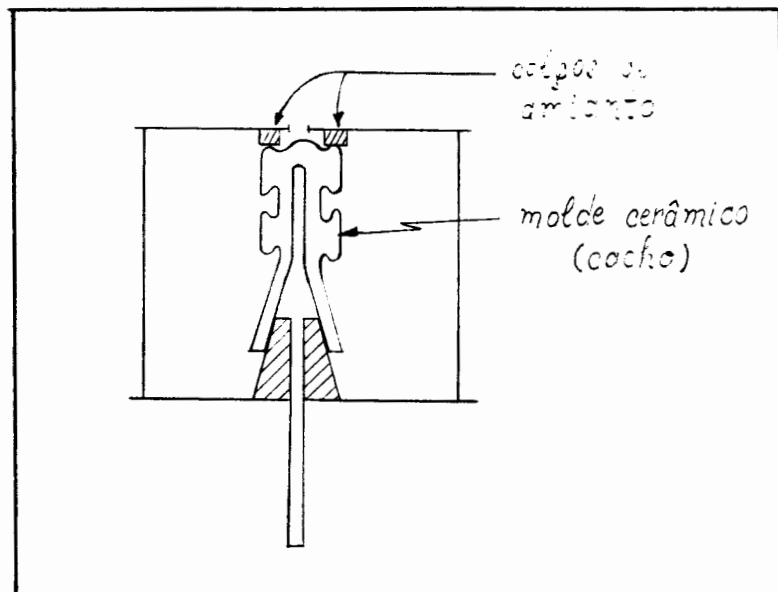


FIGURA 51: Calços de amianto usados para impedir o deslocamento do molde no enchimento

Em alguns experimentos, aconteceu o preenchimento incompleto do molde e a solidificação do metal no interior do canal de subida. Na figura 52 está mostrada a coluna solidificada e a sua extensão. A elevação da temperatura de vazamento para 750°C e o aumento da temperatura do cacho para 450°C foram as

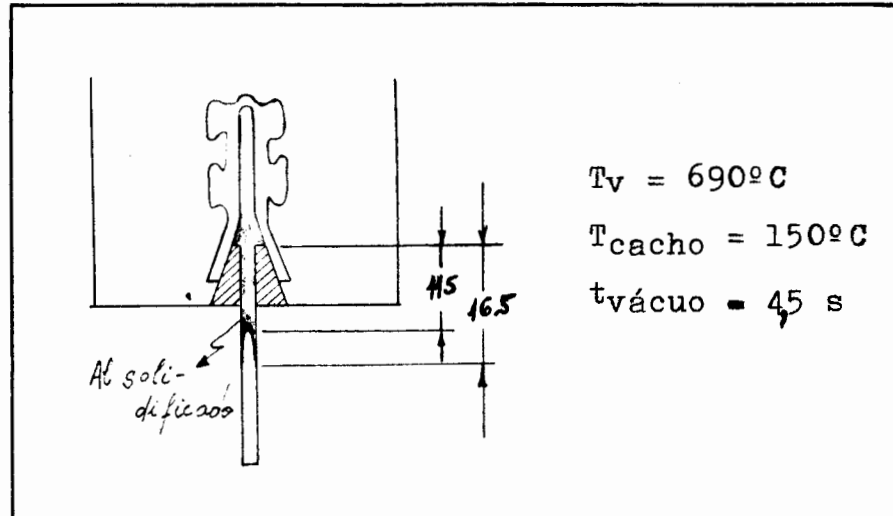


FIGURA 52: Metal solidificado no canal de subida
medidas adotadas com vistas à correção do problema.

A figura 53 ilustra o que ocorreu na experiência seguinte, quando foram usados os parâmetros citados acima. Houve penetração de Al entre a base de assentamento (cone) e a bacia do cacho, o que ocasionou derramamento de metal na parte inferior da câmara, impedindo o enchimento total da peça.

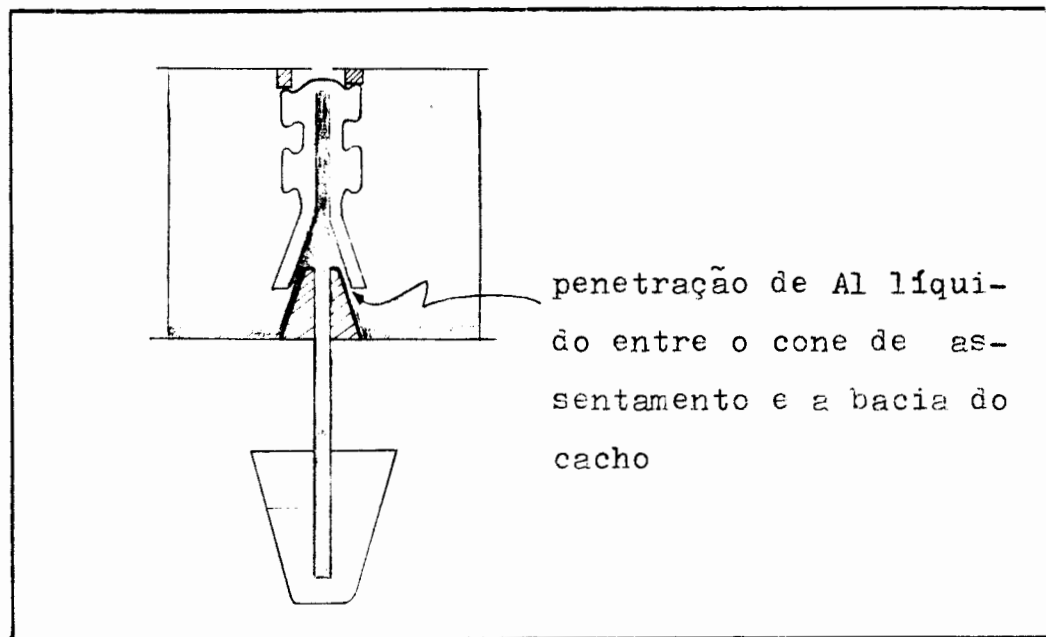


FIGURA 53: Vazamento de metal líquido na parte inferior da câmara de vácuo

Trabalhar com T_v cerca de 30°C mais baixa e com T_{cacho} cerca de 50°C mais alta, mantendo-se as condições de operação do vácuo, foram providências adotadas para o sucesso das tentativas.

4.2 TESTES DE ASPIRAÇÃO EM COQUILHA

4.2.1 Aspectos metalográficos

Nas figuras de 54 a 57 vê-se uma série escolhida de macrografias de corpos-de-prova (discos de fluidez) das ligas estudadas, para diferentes redutores de vazão (estranguladores) e temperaturas de coquilha.

Observa-se, quanto ao aspecto metalográfico, que a estrutura é colunar, tanto na zona central (canal de subida) como na região dos degraus, sendo que nesta última ocorre uma bi-partição da estrutura, provocada pelo crescimento dos grãos a partir de paredes opostas da coquilha. Ver esboço mostrado na figura 58.

É possível, também, notar-se nas macrografias apresentadas, a influência da temperatura inicial do molde metálico sobre as dimensões e a orientação dos grãos colunares. Na figura 56, por exemplo, observa-se claramente que à medida que a temperatura inicial da coquilha aumenta, os grãos de alumínio tornam-se maiores e o crescimento é mais influenciado pelas paredes laterais. O mesmo pode ser visto na figura 57, para a liga Al-4,5% Cu.

Quanto ao tamanho de grão das peças coquilhadas, de uma maneira geral, verificou-se que o número de grãos passa por um máximo que varia com a temperatura da coquilha, com a temperatura de vazamento e com a composição da liga, conforme pode ser observado nos gráficos das figuras 59, 60 e 61 e APÊNDICE B.

Por apresentar estrutura difusa, com baixo grau de definição, não foi possível efetuar a análise macrográfica, nem determinar o número de grãos da liga Al - 4,5%Cu - 2,5%Si.

4.2.2 Fluidez

Nas figuras de 62 a 67 verifica-se que a fluidez aumenta com o aumento da temperatura inicial do molde, para todas

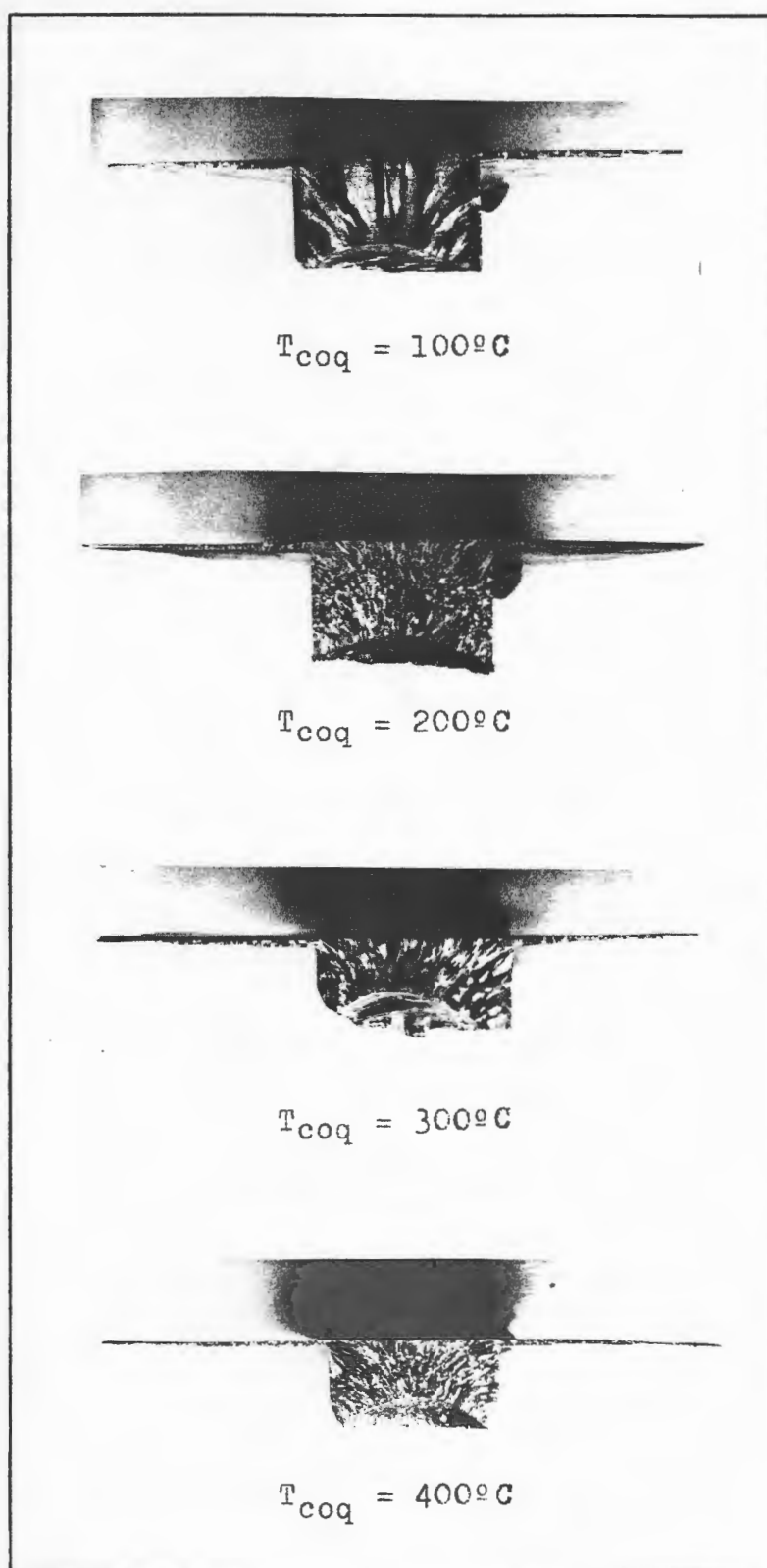


FIGURA 54: Macrografias de corpos-de-prova (discos de fluidez) de Al 99,5%, obtidos com $\phi_{\text{red}} = 1\text{mm}$ e $T_{\text{V}} = 750^{\circ}\text{C}$

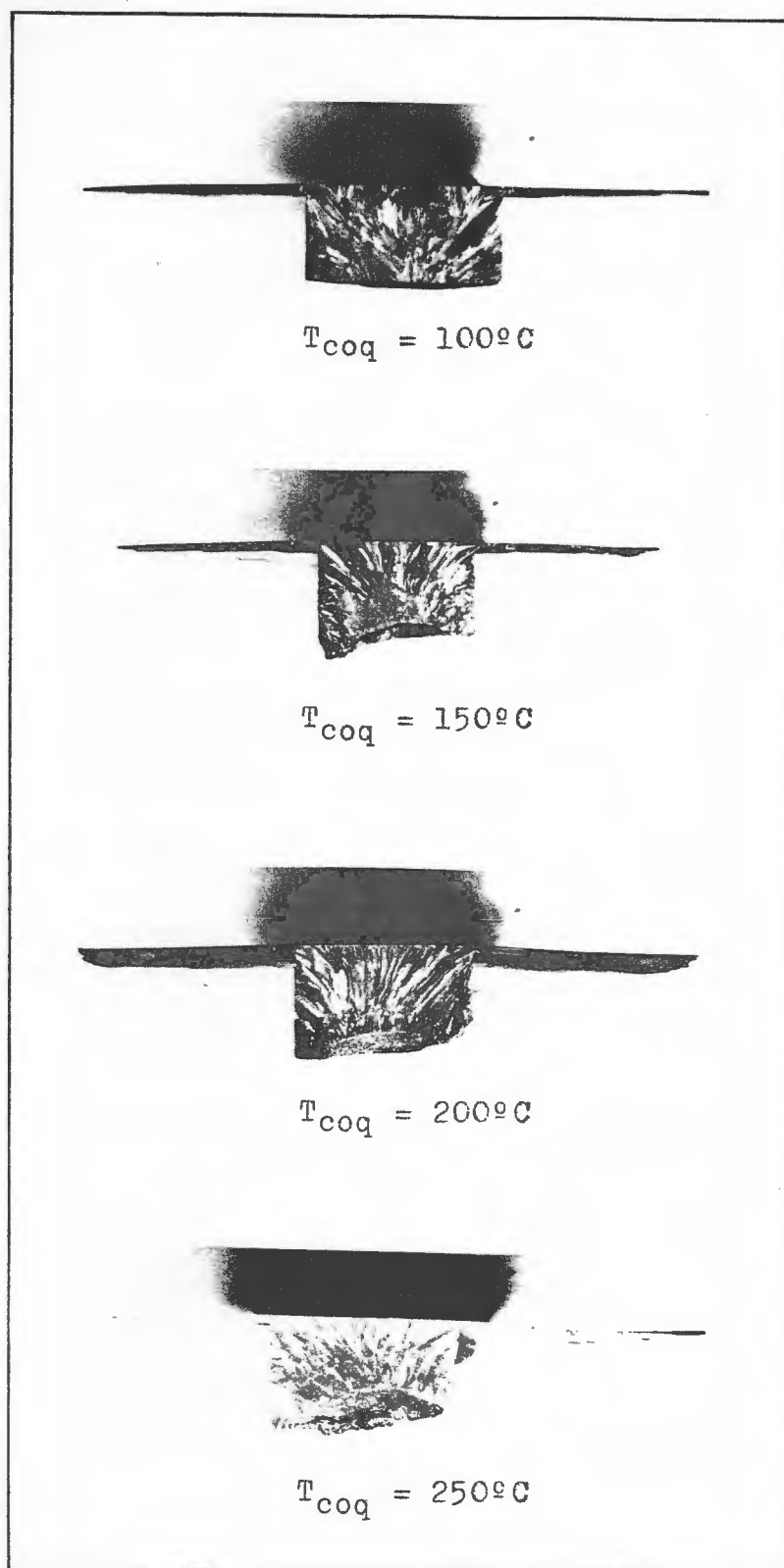


FIGURA 55: Macrografias de corpos-de-prova(discos) de Al 99,5%, obtidos com $\phi_{red} = 1mm$ e com $T_v = 690^{\circ}C$

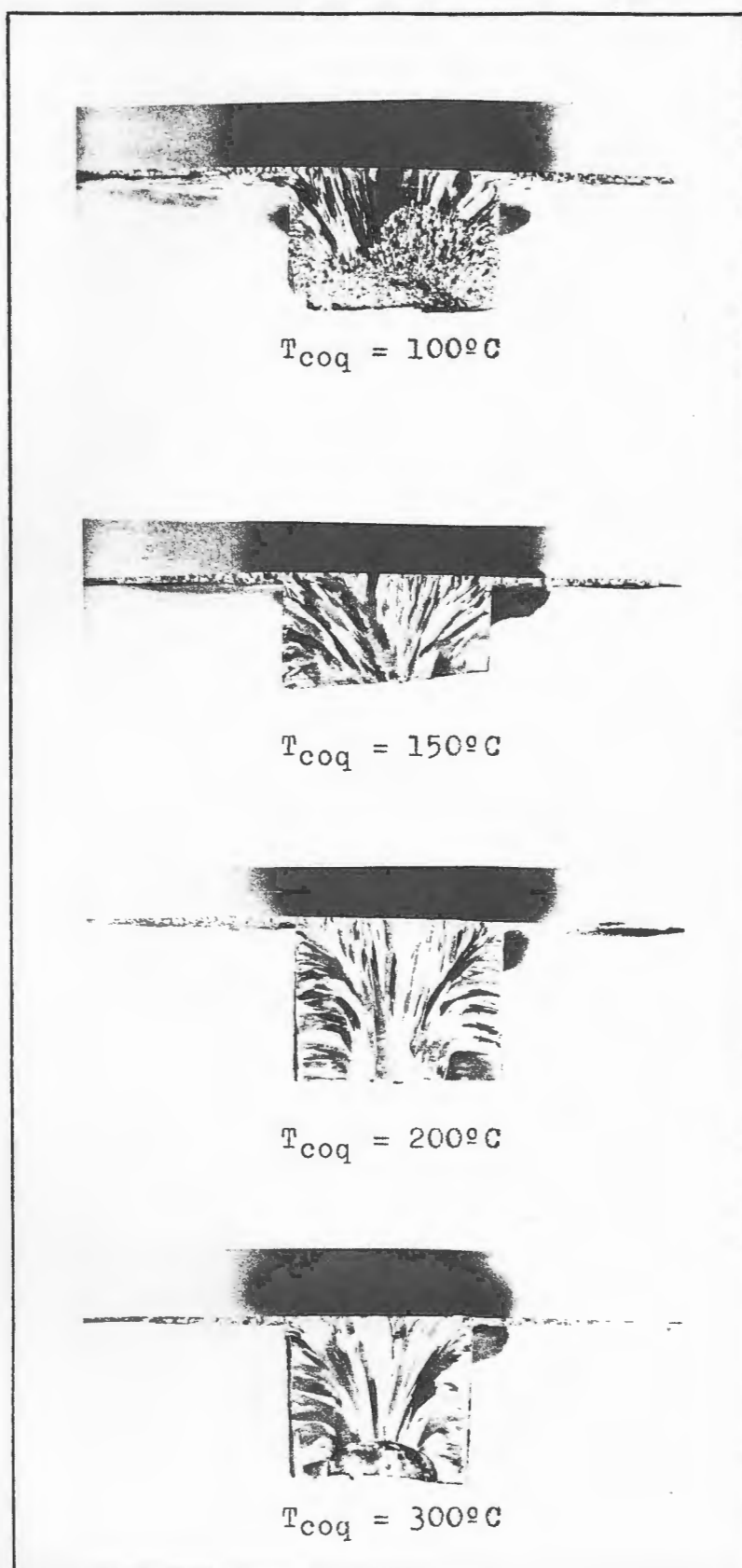


FIGURA 56: Macrografias de corpos-de-prova de Al 99,5%,
obtidos com $\phi_{red} = 2\text{mm}$ e $T_v = 690^{\circ}\text{C}$

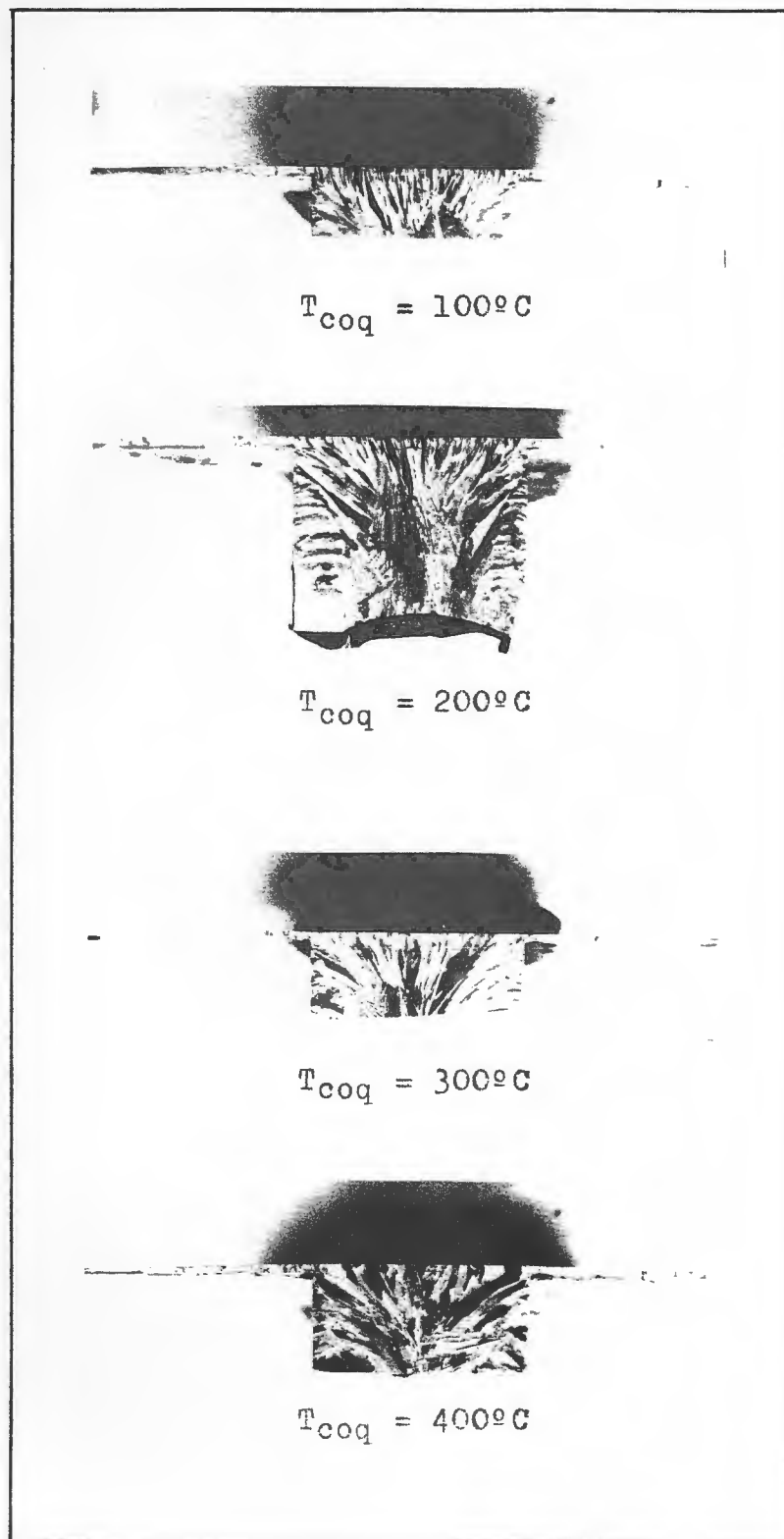


FIGURA 57: Macrografias de corpos-de-prova de Al-4,5%Cu, obtidos com $\phi_{\text{red}} = 2\text{mm}$ e $T_v = 750^{\circ}\text{C}$

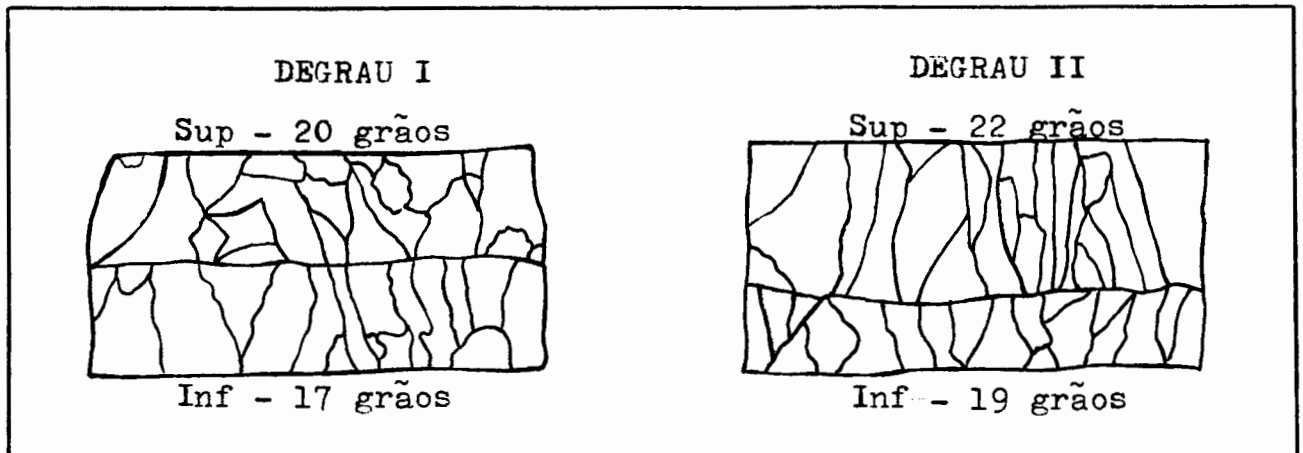


FIGURA 58: Aspectos da granulação da região central do degrau (comprimento=4mm), observados com aumento de 25 X; corpo-de-prova de Al 99,5%, vazado a 690°C em coquilha com $T_{coq} = 100°C$

as ligas estudadas, independentemente da temperatura de vazamento escolhida e do estrangulador usado. Isto já era esperado e conhecido da técnica de fundição²⁷.

Os gráficos das figuras de 62 a 67 foram obtidos pelo uso do método dos mínimos quadrados, cujo desenvolvimento é apresentado no APENDICE C.

Comparando-se as figuras 62 e 65, nota-se que os níveis de fluidez para a liga 195 (Al-4,5% Cu) são inferiores aos do alumínio comercialmente puro (Al 99,5%). Entretanto, a fluidez da liga 195 é superior à da liga B 195 (Al-4,5% Cu-2,5% Si), o que pode ser constatado observando-se as figuras 65 e 66 ou 67. Tais afirmações estão de acordo com a literatura^{23,30,32}.

Em consequência disso, o método se mostrou apropriado para a fabricação de discos escalonados de alumínio comercialmente puro com 57 mm de raio, com aba mais fina de 0,5 mm de espessura e 5 mm de largura. No caso da liga 195, o raio do disco foi de 48 mm, com aba mais fina de 1 mm de espessura e 16 mm de largura. Já para a liga B 195, o raio do disco atingiu 45 mm, com aba mais fina de 1 mm de espessura e largura de 13 mm. Na figura 68 estão mostradas as diferentes dimensões dos discos obtidos.

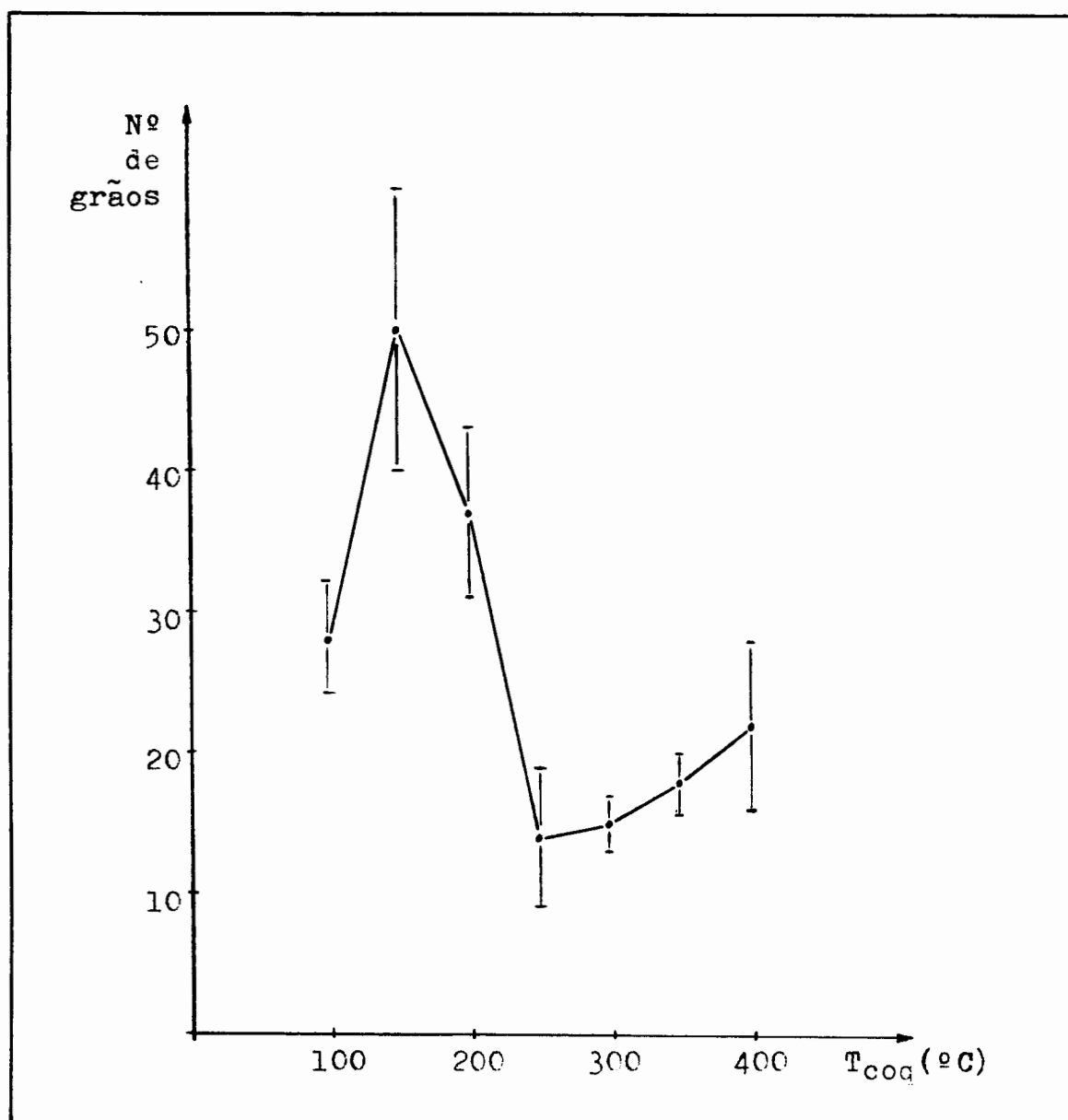


FIGURA 59: Variação da quantidade de grãos na região central do 2º degrau (comprimento = 4 mm) em função da temperatura inicial da coquilha, para corpos-de-prova (discos) de Al 99,5% vazados a 750°C

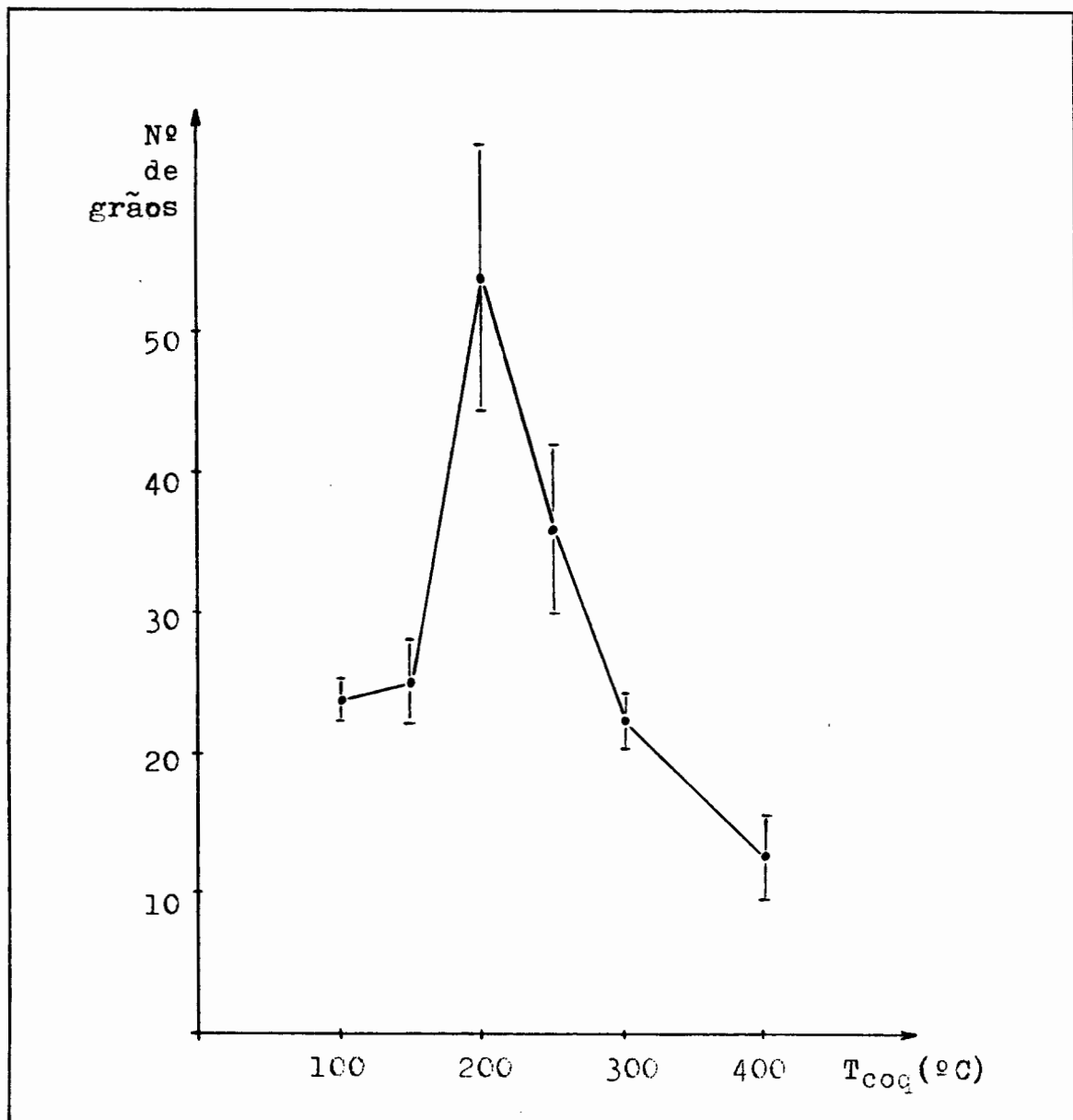


FIGURA 60: Variação da quantidade de grãos na região central do degrau II (comprimento = 4mm) em função da temperatura inicial da coquilha, para discos de Al 99,5% vazados a 690°C

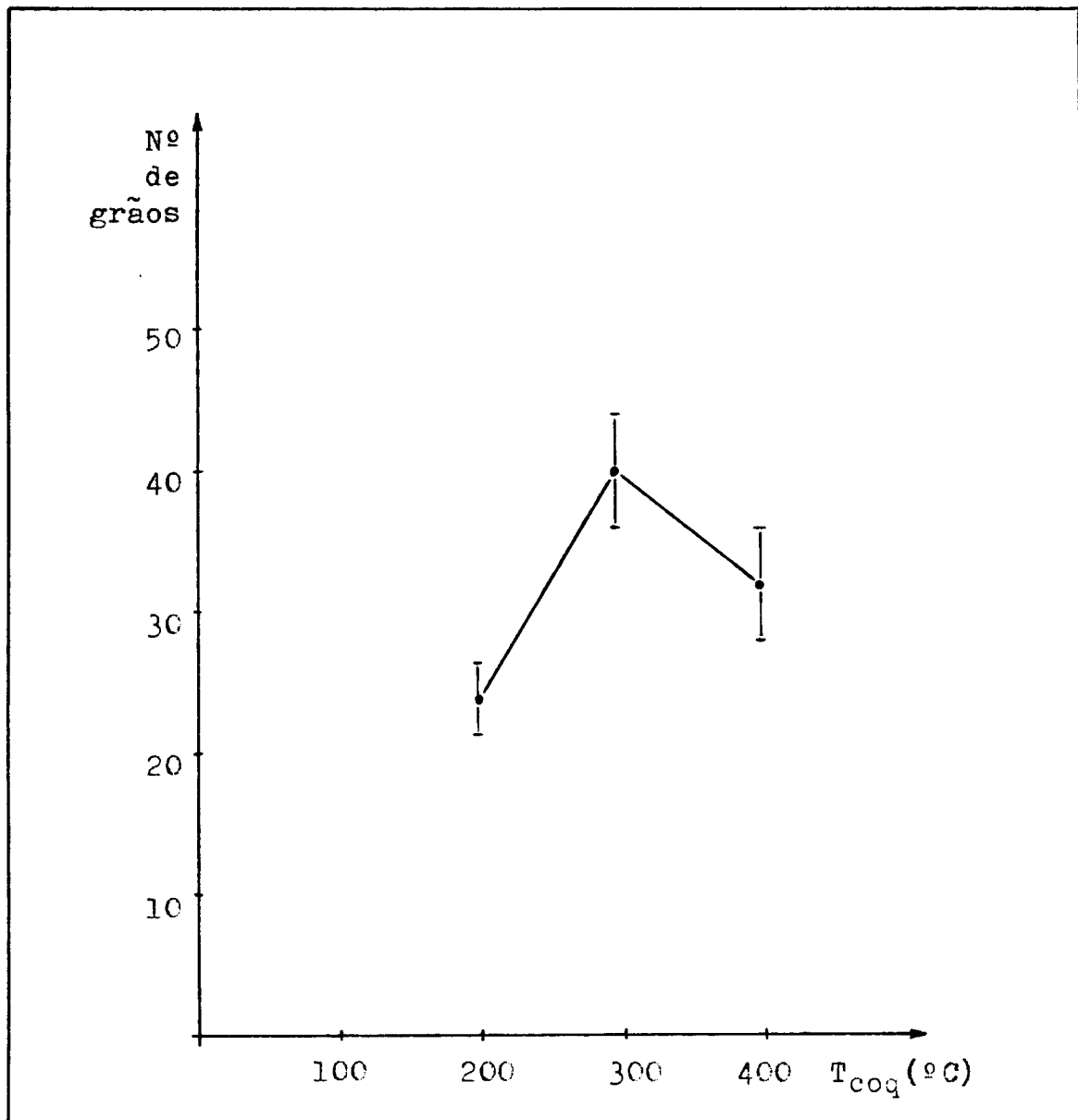


FIGURA 61: Variação da quantidade de grãos na região central do degrau II (comprimento = 4mm) em função da temperatura inicial da coquilha, para discos de Al - 4,5%Cu vazados a 750°C

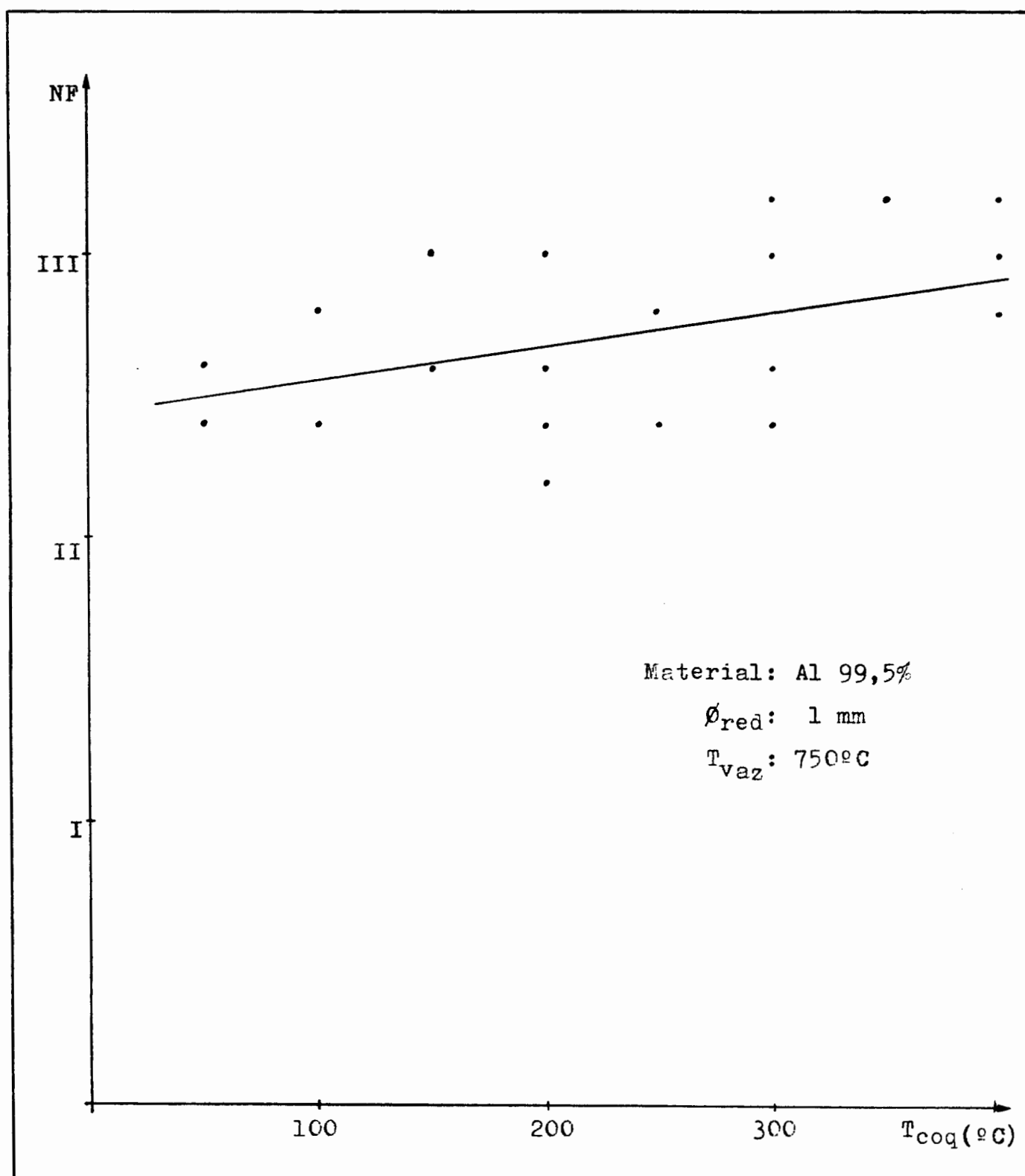


FIGURA 62: Comportamento da fluidez, NF(nível de fluidez), em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

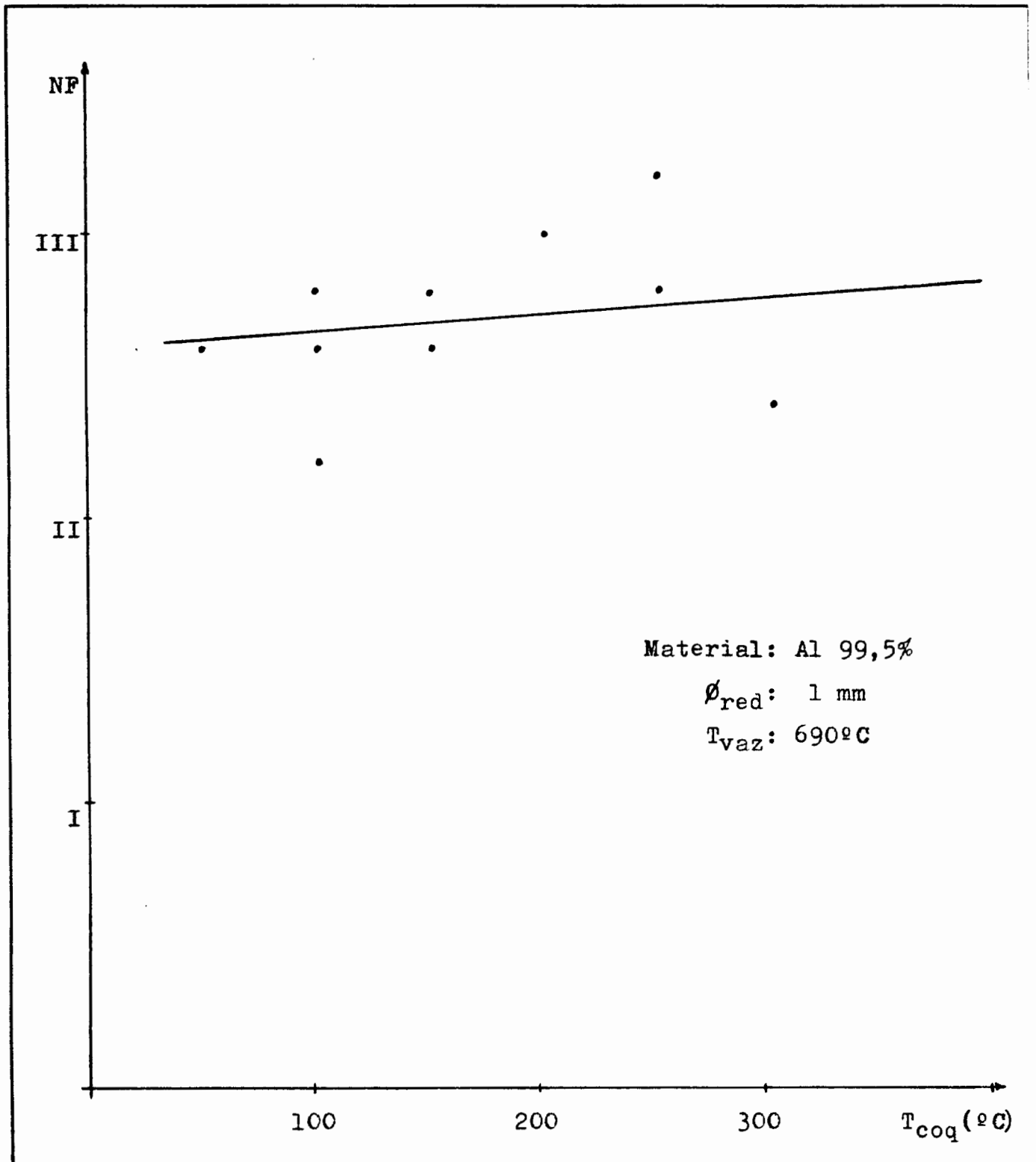


FIGURA 63: Comportamento da fluidez(NF) em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

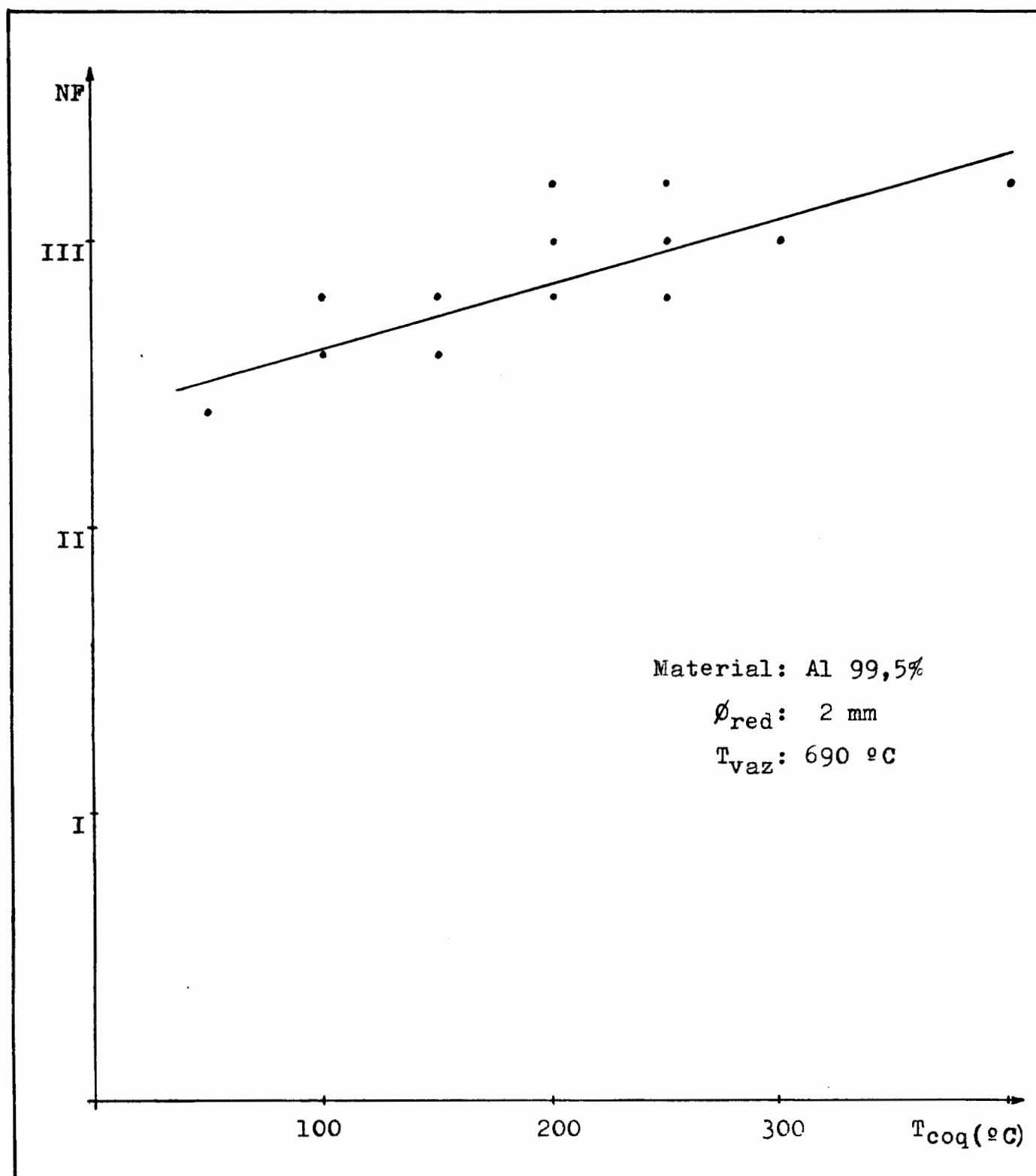


FIGURA 64: Comportamento da fluidez(NF) em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

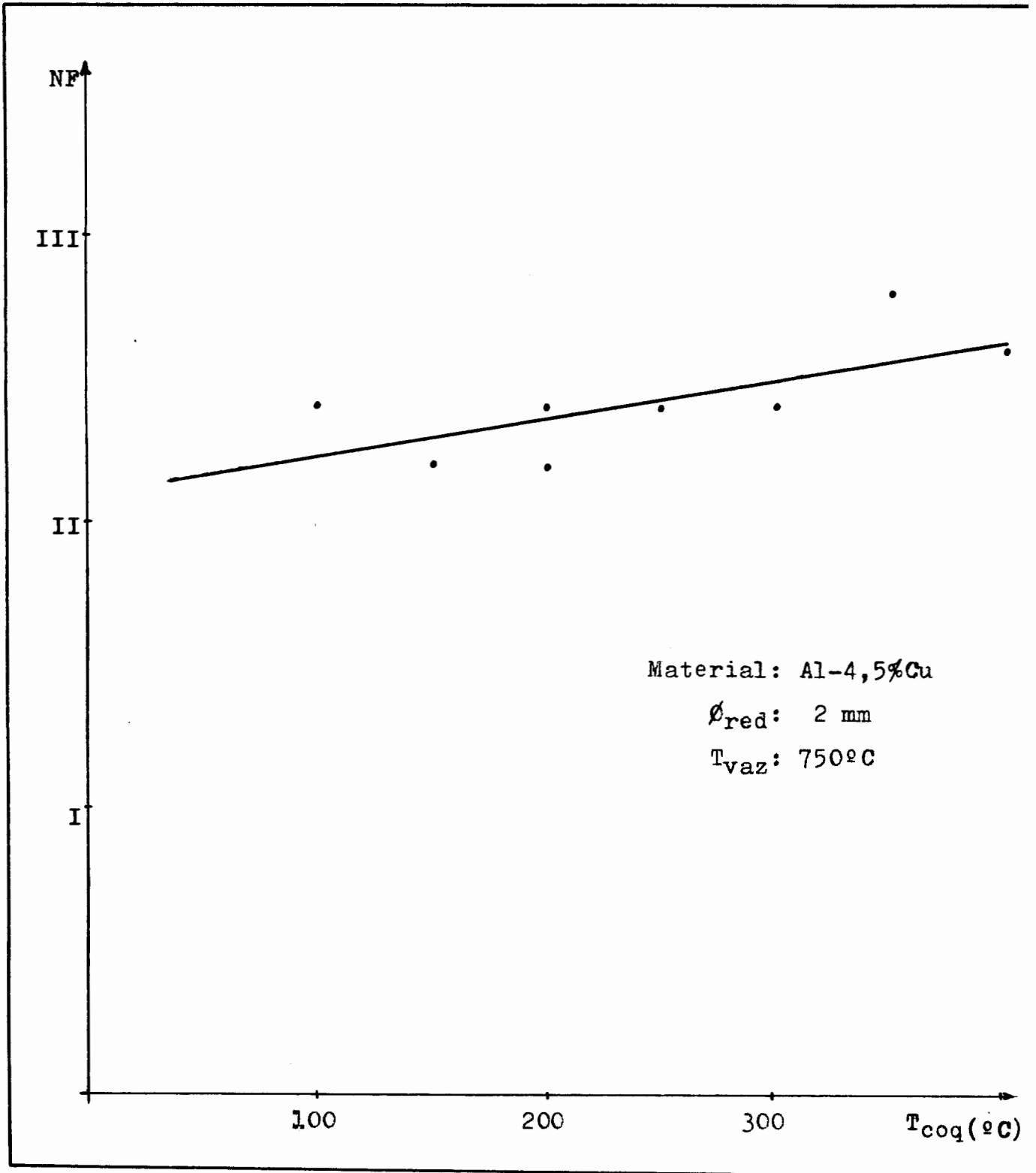


FIGURA 65: Comportamento da fluidez(NF) em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

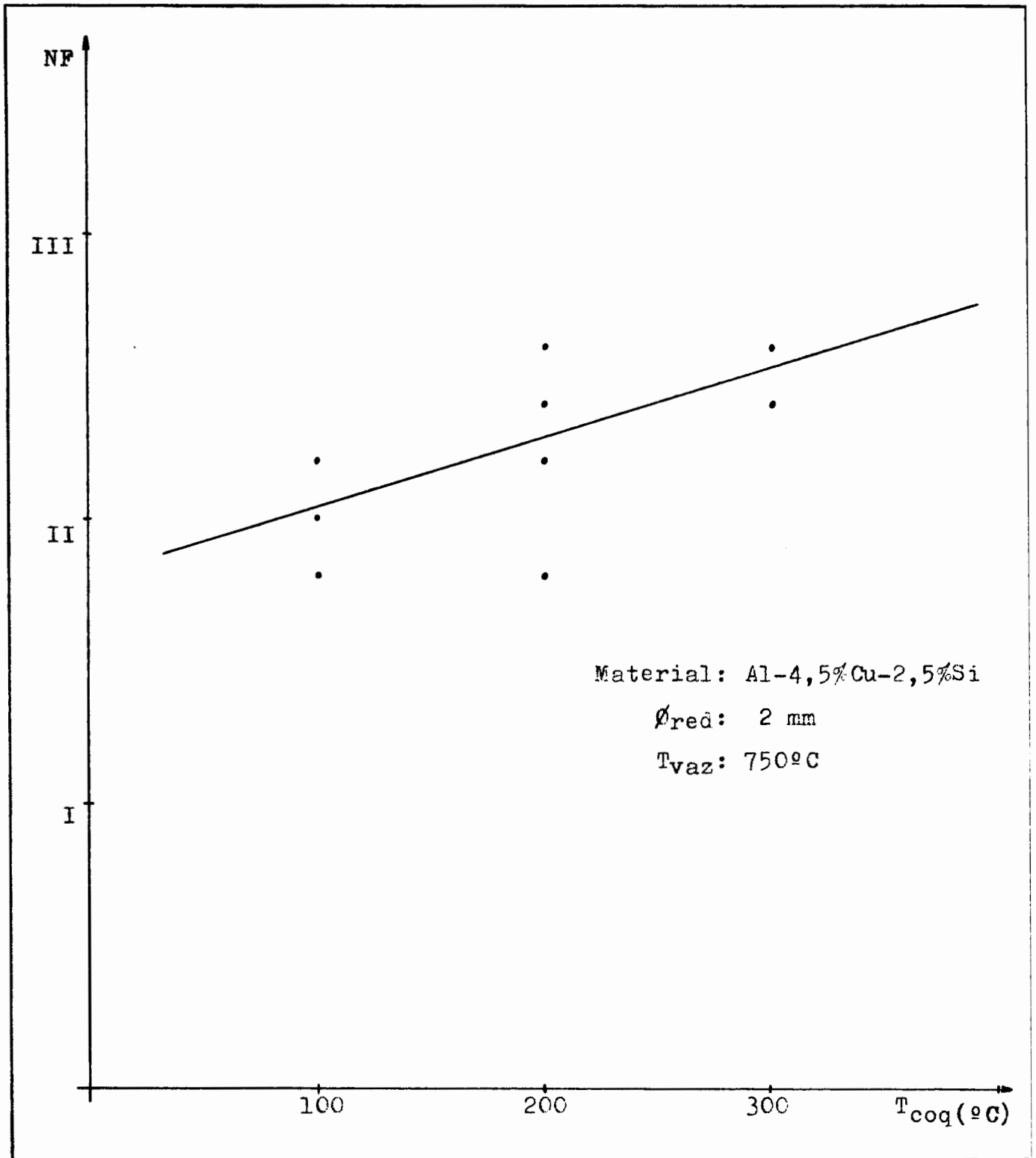


FIGURA 66: Comportamento da fluidez(NF) em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

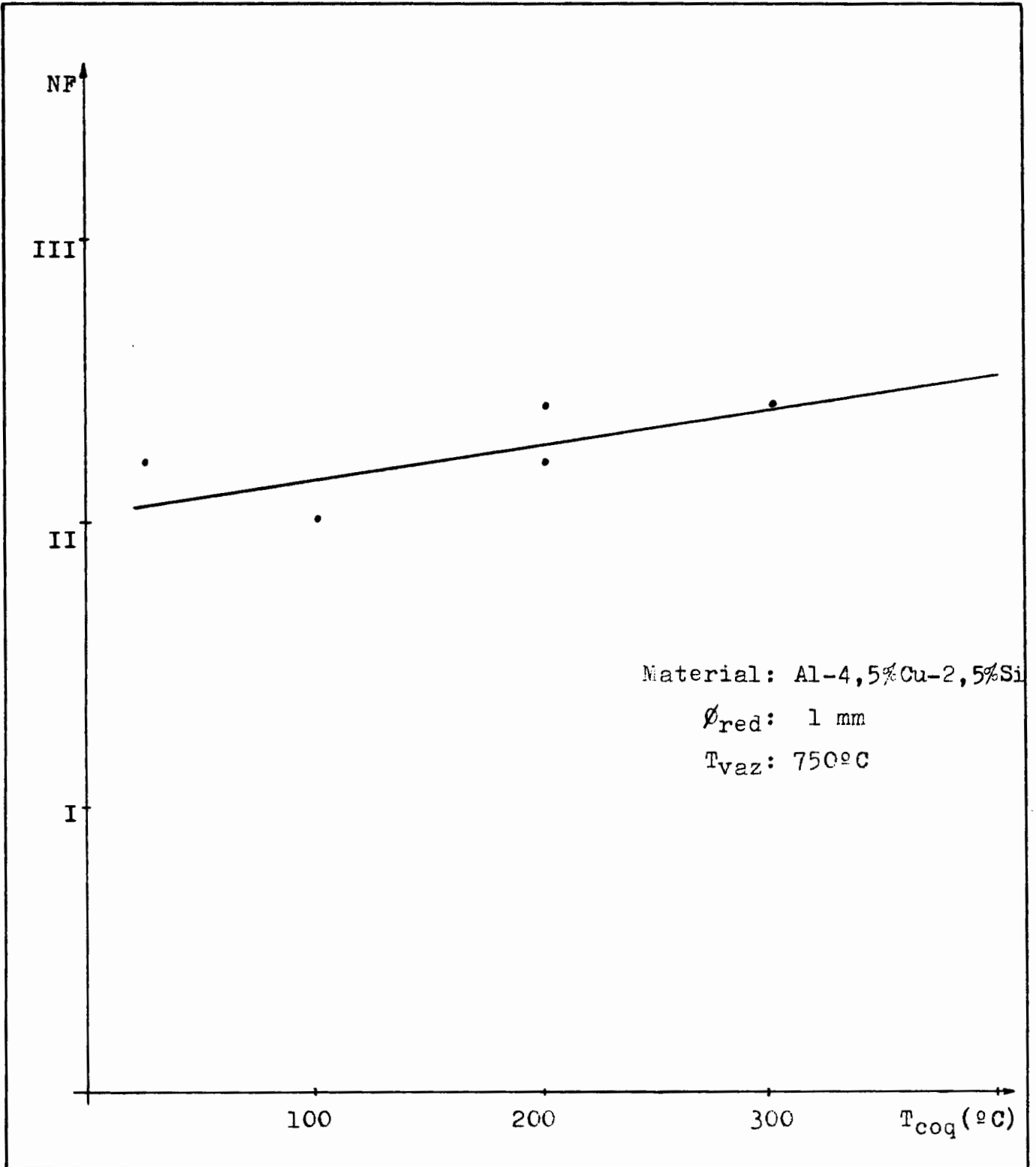


FIGURA 67: Comportamento da fluidez(NF) em função da temperatura inicial da coquilha(T_{coq})

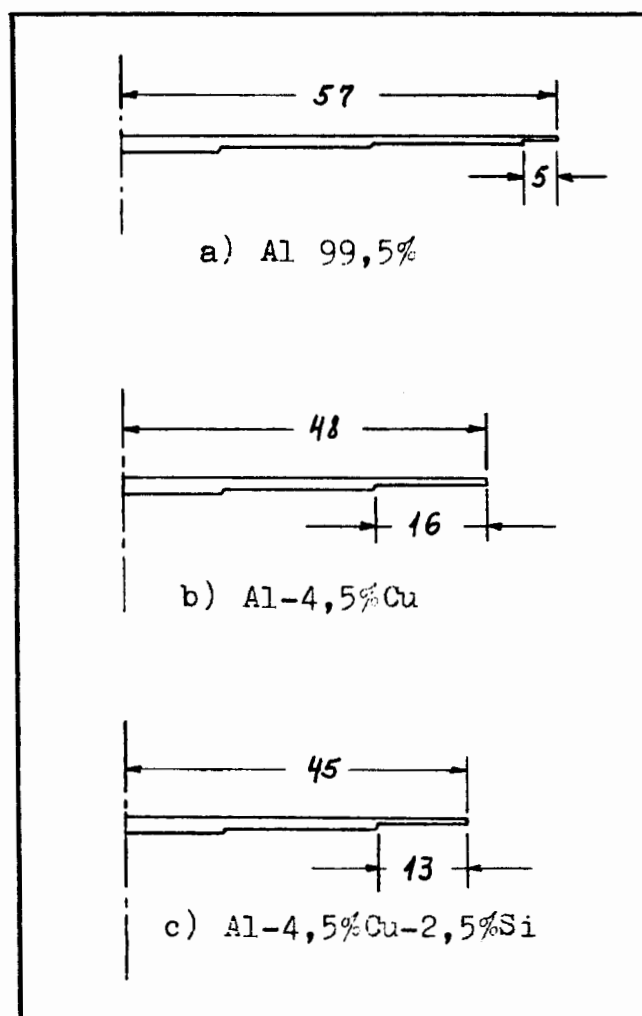


FIGURA 68: Diferentes dimensões de discos escalonados, de acordo com o metal ou liga utilizados (valores máximos conseguidos)

Observando-se as figuras 63 e 64, constata-se a influência exercida pelo diâmetro do orifício do redutor de vazão (estrangulador) sobre a taxa de aspiração de ar do sistema e, conseqüentemente, sobre a fluidez. Este resultado está de acordo com a literatura²³. Como exemplo, para uma temperatura inicial de coquilha de 400°C, o acréscimo de fluidez verificado ao se passar o diâmetro do redutor de 1 para 2 mm chega a atingir 35%, mantidas todas as outras variáveis inalteradas.

Com base nos gráficos das figuras de 62 a 67, pode-se elaborar uma tabela que fornece o percentual de aumento da fluidez quando se eleva a temperatura inicial da coquilha de 100 para 400°C (tabela 04).

TABELA 04: Acréscimos(%) de fluidez para uma variação de 300°C na temperatura inicial da coquilha

Material	ϕ_{red} (mm)	$T_{vaz} = 690^{\circ}C$	$T_{vaz} = 750^{\circ}C$
Al 99,5%	1	8%	17%
Al 99,5%	2	31%	-
Al - 4,5%Cu	2	-	22%
Al - 4,5%Cu - 2,5%Si	2	-	29%
Al - 4,5%Cu - 2,5%Si	1	-	19%

É possível verificar, analisando-se a tabela 04, que a taxa de retirada de ar do sistema, cujos valores dependem do diâmetro do estrangulador, influi decisivamente na elevação do percentual de acréscimo de fluidez, quando a temperatura inicial da coquilha aumenta. Um primeiro exemplo é o Al 99,5%, vazado a 690 °C: para $\phi_{red} = 1$ mm, o acréscimo de fluidez é de 8%, no entanto, quando o $\phi_{red} = 2$ mm, este acréscimo atinge 31%. O segundo exemplo é a liga Al - 4,5%Cu - 2,5%Si, vazada a 750°C: o acréscimo de fluidez passa de 19 para 29%, quando o ϕ_{red} é alterado de 1 para 2 mm.

Um outro fator que afeta o acréscimo percentual de fluidez, de acordo com a tabela 04, é o superaquecimento. Analisando-se o caso do Al 99,5%, com $\phi_{red} = 1$ mm, vê-se que o acréscimo de fluidez, que era de 8% a 690°C, passa a ser de 17% a 750°C. Isto confirma a importância do superaquecimento no incremento da fluidez (de acordo com a literatura^{13,21,28}), à medida que a temperatura inicial da coquilha aumenta, pois, para baixos valores de T_{coq} , a influência do superaquecimento tende a ser anulada pelo alto poder de resfriamento do molde de aço sem pintura.

4.2.3 Outras observações

Os discos vazados em Al - 4,5%Cu foram submetidos à observação visual de sua superfície e foi possível constatar a presença de núcleos pré-dendríticos como origem dos grãos, prevalecendo o mecanismo de nucleação copiosa, de acordo com o referido por Biloni e Morando³⁶.

Em todos os corpos-de-prova(discos), o canal de subida, que media 25 cm, deixou na peça apenas 3 cm(em média) de canal solidificado.

O método se prestou à obtenção de discos com um grau de sanidade satisfatória, permitindo concluir-se ser de boa aplicabilidade em peças de paredes finas e que exijam bom acabamento superficial.

5 CONCLUSÕES

5.1 PROCESSO DE SUCCÃO EM CAMARA DE VACUO

Peças de espessura aproximadamente igual a 1 mm, como a mostrada na figura 49, podem ser obtidas pelo processo CLA, apresentando sanidade interna e bom acabamento superficial.

A velocidade de enchimento tem grande importância de ordem mecânica na operação com moldes cerâmicos, podendo causar deslocamentos e rupturas dos cachos. Para evitar tais problemas, recomenda-se o uso de calços (apoios) que impeçam o movimento do molde no interior da câmara.

Parâmetros como pressão interna da câmara de vácuo, tempo de ação do vácuo, temperatura de vazamento e temperatura inicial do cacho devem ser objetos de controle rígido se se deseja evitar problemas operacionais sérios, como por exemplo, solidificação de metal no canal de subida, derramamento de metal no interior da câmara e preenchimento incompleto das peças.

5.2 TESTES DE ASPIRAÇÃO EM COQUILHA

A estrutura metalográfica apresentada pelos discos é colunar, tanto na região do canal de subida como na dos degraus (figuras de 54 a 57), sendo observada uma bi-partição da estrutura, conforme a figura 58.

Os valores de fluidez medidos comprovaram o aumento desta propriedade de fundição com a temperatura inicial do molde para todas as ligas estudadas (figuras de 62 a 67), independentemente do superaquecimento e do redutor de vazão (estrangulador) usado.

A adição de elementos de liga causa decréscimo nos níveis de fluidez, o que pode ser constatado comparando-se as figuras 62, 65 e 67.

A fluidez obtida foi suficiente para se fundir discos de Al 99,5% com 5 mm de aba, em espessura de 0,5 mm, cujo valor do raio total atingiu 57 mm. Quando o material usado foi a liga 195(Al - 4,5%Cu), esses valores mudaram para 16 mm, 1 mm e 48mm, respectivamente e, no caso da liga B 195(Al - 4,5%Cu - 2,5%Si), a seqüência observada foi 13 mm, 1 mm e 45 mm. Ver figura 68.

O acréscimo percentual que sofre a fluidez quando a temperatura inicial da coquilha aumenta é influenciado na razão direta pelo superaquecimento e pela taxa de aspiração, o que pode ser comprovado pela análise da tabela 04.

Concluindo, é oportuno acrescentar que as experiências realizadas permitiram a obtenção de discos escalonados com sanidade satisfatória, tanto interna como superficial.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

O processo de vazamento por aspiração é, sem dúvida, um método que permite avanços tecnológicos consideráveis na secular técnica de fundição. Com o propósito de aprofundar conhecimentos nesta área e, ao mesmo tempo, de dar continuidade a este trabalho e complementá-lo, os seguintes desenvolvimentos futuros são sugeridos:

1. Na máquina CLA, prever um reservatório para permitir maior suavidade na aplicação do vácuo, reduzindo os efeitos do "golpe de aríete" do metal líquido;

2. Confeccionar o molde cerâmico de tal modo que não haja acoplamento do molde no interior da câmara de vácuo (sistema contínuo);

3. Através do vazamento por aspiração, estudar a influência de recobrimentos diferentes da superfície do molde sobre a propriedade de fluidez e sobre o nível de qualidade interna e superficial dos corpos-de-prova (discos) obtidos.

APENDICE A

TABELA A1 Comparative Fluidity of Metals

Metal	Pure metal, %	Pouring temperature, °C	Mold temperature, °C	Fluidity (length of spiral), cm
Zinc	99.99	453	316	110
Aluminum	99.75	706	520	95
Tin	99.9	257	156	80
Lead	99.9	357	237	68
Cadmium	99.03	350	232	67
Bismuth	96.8	298	189	60
Antimony	99.0	670	510	50

TABELA A2 Fluidity and Heat of Crystallization of Metals

Metal	Fluidity (length of spiral), cm	Pouring temperature, °C	Weight of spiral, g	Specific heat in liquid state, cal/deg	Superheat Q_1 , cal	Heat of crystallization (specific) cal/g	Heat of crystallization Q_2 of spiral, cal	$Q_1 + Q_2$
Zinc	110	453	190	0.122	788	25.6	4864	86.1
Aluminum . . .	95	706	61	0.262	735	87	5307	86.6
Tin	80	257	144	0.056	201.5	13.45	1937	90.6
Lead	68	357	187	0.0323	181	5.6	1047	85.3

APÊNDICE B

Número de grãos encontrados nas contagens realizadas nos discos de fluidez (degrau II - comprimento = 4 mm), valor médio (Ma) e desvio percentual aproximado (Δ); Ver figs. 59, 60 e 61

TABELA B1: Al 99,5% e $T_V = 750^\circ\text{C}$

T_{coq} ($^\circ\text{C}$)	Nº de grãos				Δ (%)
	1	2	3	Ma	
100	24	28	32	28	± 14
150	48	42	60	50	± 20
200	38	43	30	37	± 16
250	18	14	8	13	± 38
300	14	18	15	15	± 13
350	15	18	20	18	± 11
400	17	22	29	22	± 27

TABELA B2: Al 99,5% e $T_V = 690^\circ\text{C}$

T_{coq} ($^\circ\text{C}$)	Nº de grãos				Δ (%)
	1	2	3	Ma	
100	23	26	24	24	± 6
150	29	23	25	25	± 12
200	43	56	62	54	± 18
250	41	38	29	36	± 17
300	20	24	23	22	± 9
350	-	-	-	-	-
400	16	10	14	13	± 23

TABELA B3: Al-4,5% Cu e $T_v = 750^\circ\text{C}$

T_{coq} ($^\circ\text{C}$)	Nº de grãos				Δ (%)
	1	2	3	Ma	
100	-	-	-	-	-
150	-	-	-	-	-
200	21	26	25	24	± 10
250	-	-	-	-	-
300	41	36	44	40	± 10
350	-	-	-	-	-
400	38	31	29	32	± 13

APENDICE C

TABELA C1

RELAÇÕES ENTRE NF E T_{coq}
(mét. dos mín. quadr.)

MATERIAL: Al puro
RED. DE VAZÃO: φ 1 mm
T_{VAZ} = 750°C

i	T _{coq} (°C)	NF (%)	x _i (%)	x _i ² (x10 ³)	x _i ³ (10 ³)
0	50	2,6	180	6,5	2,5
1	50	2,4	180	6,0	2,5
2	100	2,4	240	24,0	10,0
3	100	2,4	240	24,0	10,0
4	100	2,8	280	28,0	10,0
5	100	2,4	240	24,0	10,0
6	150	2,6	390	58,5	22,5
7	150	2,6	390	58,5	22,5
8	150	3,0	450	67,5	22,5
9	200	3,0	600	120,0	40,0
10	200	2,8	440	88,0	40,0
11	200	3,0	600	120,0	40,0
12	200	3,0	600	120,0	40,0
13	200	2,6	520	104,0	40,0
14	200	2,4	480	96,0	40,0
15	200	2,4	480	96,0	40,0
16	250	2,4	600	150,0	62,5
17	250	2,8	700	175,0	62,5
18	300	3,2	960	288,0	90,0

$$38 a_0 + 6200 a_1 = 45,2$$

$$6200 a_0 + 1660 \cdot 10^3 a_1 = 17,020$$

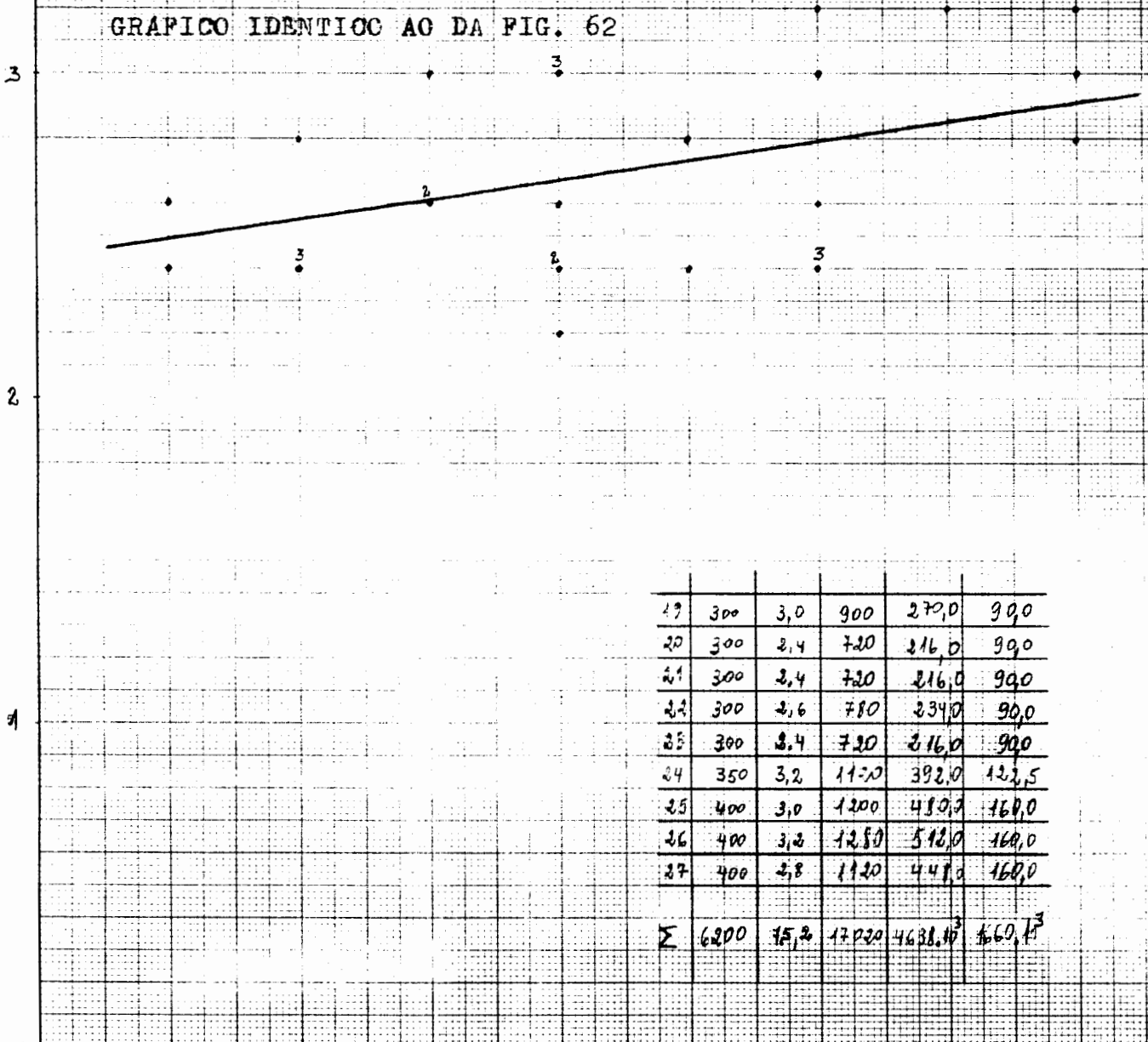
$$a_0 = 2,43$$

$$a_1 = 0,0012$$

$$y = 2,43 + 0,0012x$$

GRÁFICO IDENTICO AO DA FIG. 62

NF (fluides)



19	300	3,0	900	270,0	90,0
20	300	2,4	720	216,0	90,0
21	300	2,4	720	216,0	90,0
22	300	2,6	780	234,0	90,0
23	300	2,4	720	216,0	90,0
24	350	3,2	1120	392,0	122,5
25	400	3,0	1200	480,0	160,0
26	400	3,2	1280	512,0	160,0
27	400	2,8	1120	448,0	160,0
Σ	6200	15,2	17020	4638,0	1660,0

MATERIAL: Al fundido
 RES. DE VARIAÇÃO: \varnothing 1 mm
 TEMPERATURA: 690 °C

i	NF (Hz)	T _{coq} (s)	$\sum x_i y_i$	$\sum x_i^2 \cdot 10^{-3}$
0	50	2,6	130	2,5
1	50	2,6	130	2,5
2	100	2,8	280	10,0
3	100	2,8	280	10,0
4	100	2,6	260	10,0
5	100	2,2	220	10,0
6	150	2,6	390	22,5
7	150	2,8	420	22,5
8	150	2,8	420	22,5
9	200	3,0	600	40,0
10	250	3,2	800	62,5
11	250	2,8	700	62,5
12	300	2,2	660	90,0
Σ	1950	35	5290	367,5

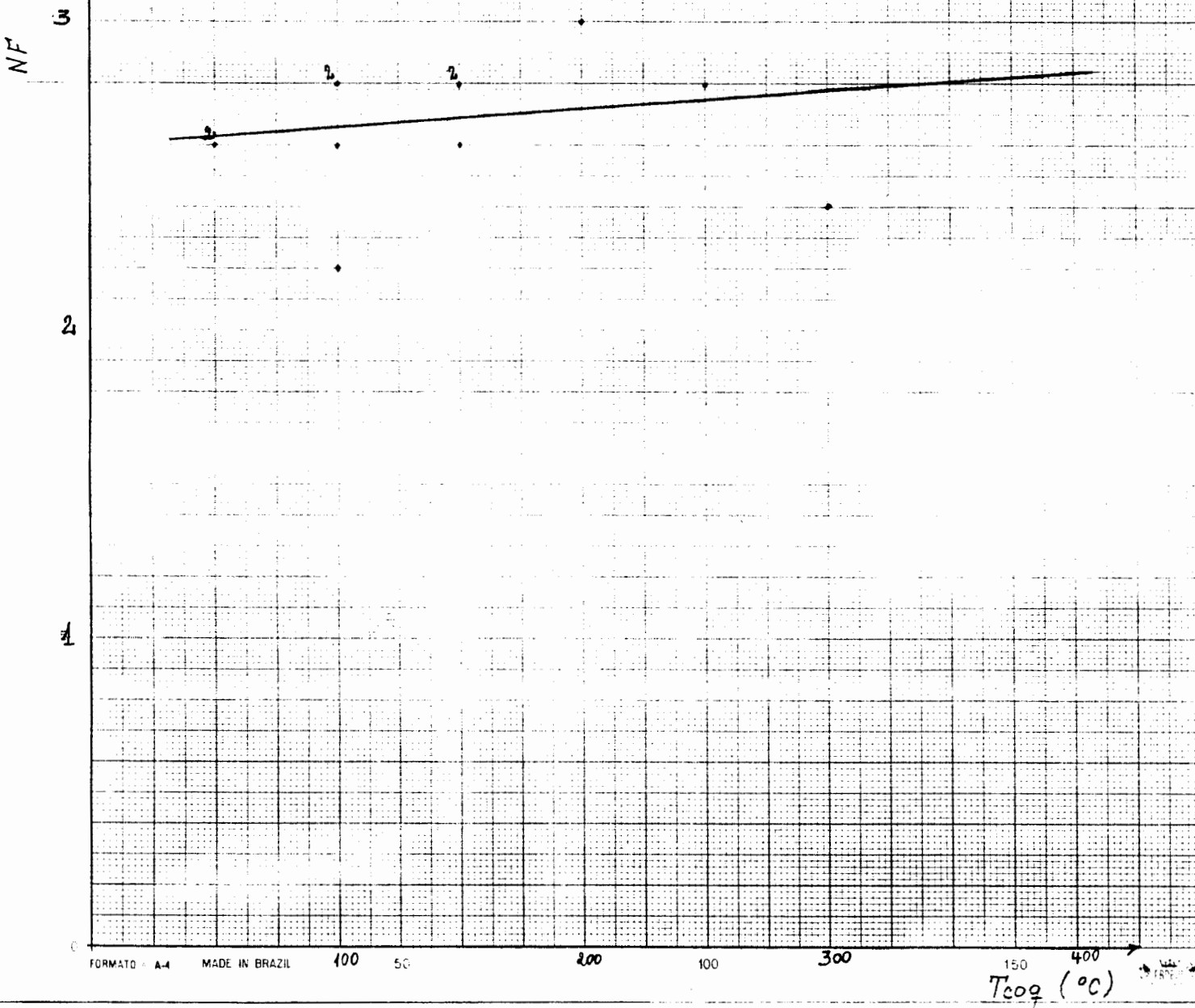
$$\begin{cases} 13 a_0 + 1950 a_1 = 35 \\ 1950 a_0 + 367,5 \cdot 10^3 a_1 = 5290 \end{cases}$$

$$a_0 = 2,60$$

$$a_1 = 0,00059$$

$$y = 2,60 + 0,00059 x$$

GRÁFICO IDENTICO AO DA FIG. 63



MATERIAL : Al puro
 RED. VAZÃO : ϕ 8 mm
 TVAL : 690 °C

I	Tcoq (°C)	NF (%)	$x_i \cdot y_i$	$x_i^2 \cdot 10^3$
0	50	2,4	120	2,5
1	50	2,4	120	2,5
2	100	2,8	280	10,0
3	100	2,6	260	10,0
4	100	2,6	260	10,0
5	150	2,8	420	22,5
6	150	2,6	390	22,5
7	150	2,8	420	22,5
8	150	2,6	390	22,5
9	200	3,2	640	40,0
10	200	3,0	600	40,0
11	200	2,8	560	40,0
12	200	2,8	560	40,0
13	250	3,2	800	62,5
14	250	3,0	750	62,5
15	250	2,8	700	62,5
16	300	3,0	900	90,0
17	300	3,0	900	90,0
18	400	3,2	1280	160,0
Σ	3550	53,6	10350	812,5

$$19 a_0 + 3550 a_1 = 53,6$$

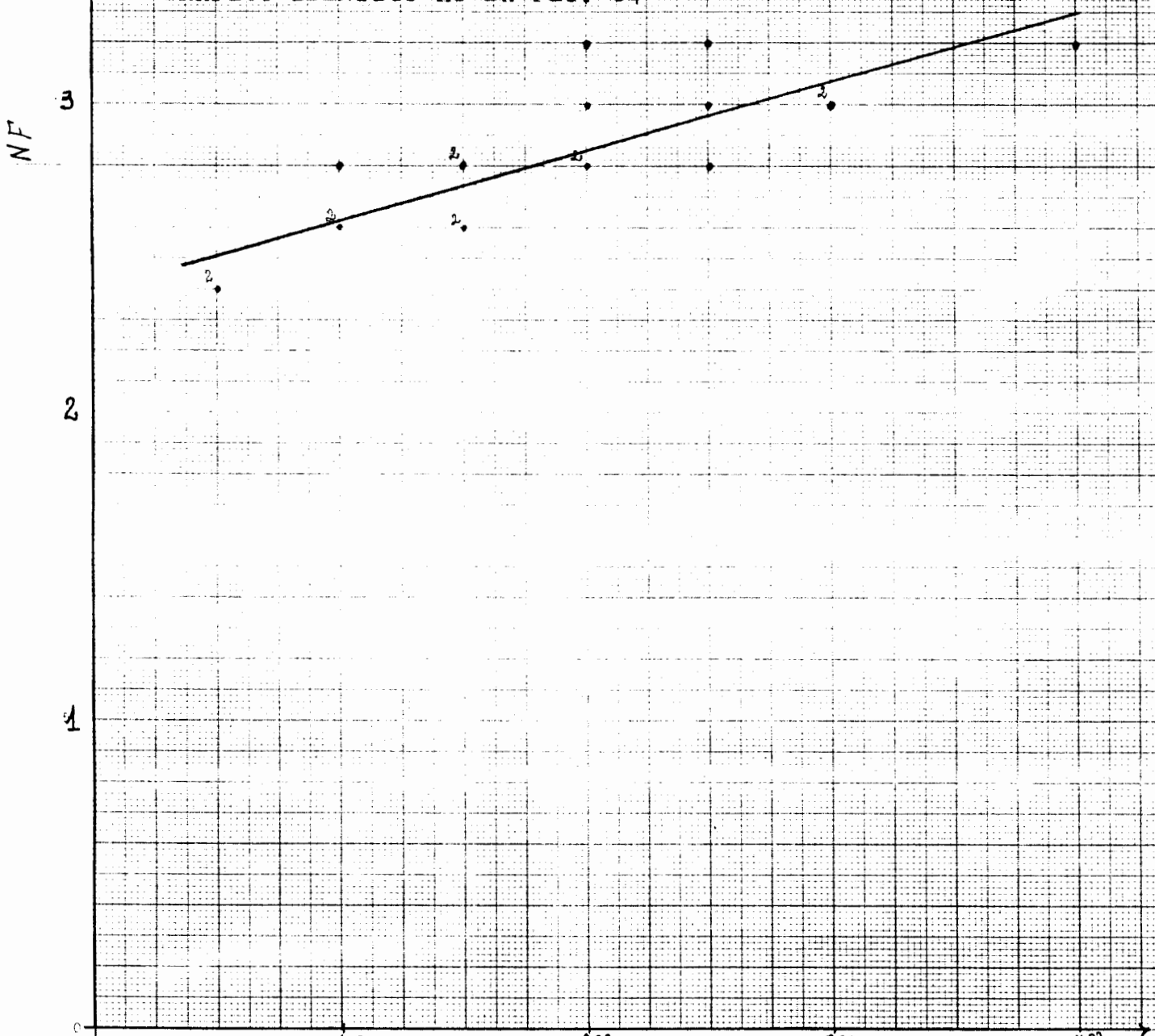
$$3550 a_0 + 812,5 \cdot 10^3 a_1 = 10.350$$

$$a_0 = 2,40$$

$$a_1 = 0,002248$$

$$y = 2,40 + 0,002248 x$$

GRÁFICO IDENTICO AO DA FIG. 64



MATERIAL: AL - 4,5% Cu

RED. DE LAZÃO: ϕ 2mm

TEMP: 750°C

$$\begin{cases} 9 a_0 + 2250 a_1 = 21,8 \\ 2250 a_0 + 637,5 \cdot 10^3 a_1 = 5550 \end{cases}$$

$$a_0 = 2,089$$

$$a_1 = 0,001333$$

$$y = 2,089 + 0,001333 x$$

i	Temp (°C)	NF (%)	$x \cdot y$	$x^2 \cdot 10^3$
0	100	2,4	240	10
1	150	2,2	330	22,5
2	200	2,2	440	40
3	200	2,4	480	40
4	250	2,4	600	62,5
5	300	2,4	720	90
6	300	2,4	720	90
7	350	2,8	980	122,5
8	400	2,6	1040	160,0
Σ	2250	21,8	5550	637,5

GRÁFICO IDENTICO AO DA FIG. 65

NF

3

2

1

MATERIAL: AL-4,5%Cu - 2,5%Si
 RES. VAZÃO: 2mm
 T_{VAZ} = 750 °C

$$\begin{cases} 13a_0 + 2500a_1 = 29,2 \\ 2500a_0 + 550 \cdot 10^3 a_1 = 5780 \end{cases}$$

$$a_0 = 1,79$$

$$a_1 = 0,0024$$

$$y = 1,79 + 0,0024x$$

L	T _{CO2} (°C)	NF (%)	K _{0,2%}	K _{1%} · 10 ³
0	100	1,8	180	10
1	100	2,2	220	10
2	100	2,0	200	10
3	100	2,0	200	10
4	200	2,4	480	40
5	200	2,4	480	40
6	200	2,2	440	40
7	200	1,8	360	40
8	200	2,6	520	40
9	200	2,4	480	40
10	300	2,6	780	90
11	300	2,4	720	90
12	300	2,4	720	90
Σ	2500	29,2	5780	550

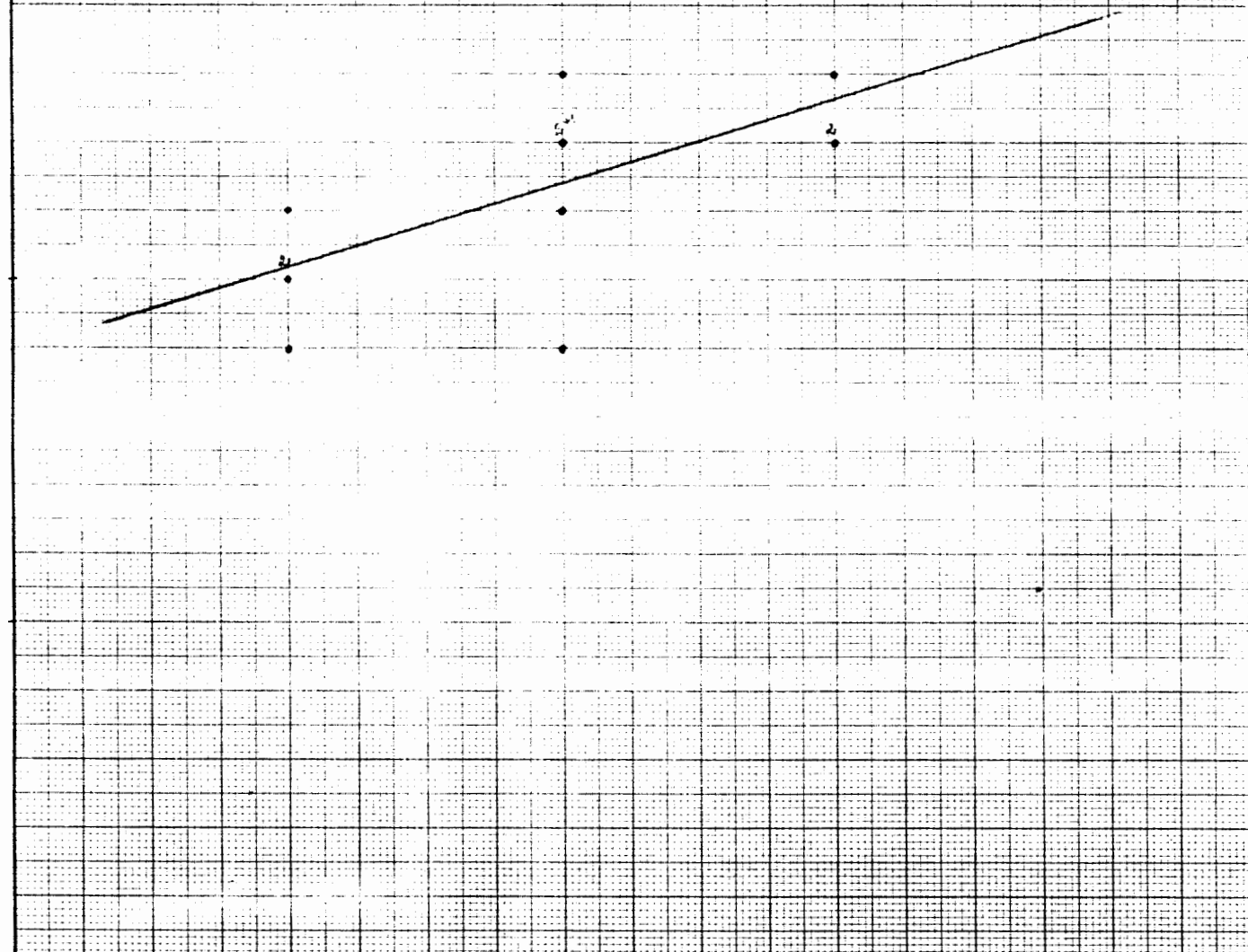
GRÁFICO IDENTICO AO DA FIG. 66

NF

3

2

1



MATERIAL: Al - 4,5% Cu - 2,5% Si

REQ. VAZÃO: ϕ 1 mm

$T_{VAZ} = 750^{\circ}\text{C}$

i	T_{000} ($^{\circ}\text{C}$)	NF (%)	$x_i y_i$	$x_i^2 \cdot 10^3$
0	25	3,2	55	0,625
1	100	2,0	200	10
2	100	2,0	200	10
3	200	2,4	480	40
4	200	2,2	440	40
5	300	2,4	720	90
Σ	925	13,2	2095	190,625

$$6 a_0 + 925 a_1 = 13,2$$

$$925 a_0 + 190625 a_1 = 2095$$

$$a_0 = 2,01$$

$$a_1 = 0,00125$$

$$y = 2,01 + 0,00125 x$$

GRAFICO IDENTICO AO DA FIG. 67

NF

3

2

1

BIBLIOGRAFIA

- 1- WAKEFIELD, B. D. - Investment castings find new place in the sun. Iron Age, p. 52, september, 1974.
- 2- CHANDLEY, G. D. - Stainless steel investment castings. Stainless Steel Castings, ASTM STP 756, p. 78, ASTM 1982.
- 3- GOUVEA, J. A. - Novos processos de vazamento por aspiração. Fundição, p. 15, setembro, 1982.
- 4- SHARKEY, R. L. & CHANDLEY, G. D. - La coulée CLA des alliages non ferreux. Fonderie-Fondeur D'Aujourd'hui, p. 29, junho, 1980.
- 5- VAN CLEAVE, D. A. - Investment casting in vacuum cuts cost and improves part quality. Iron Age Metalworking International, v. 16, p. 17, n. 7, 1977.
- 6- CHANDLEY, G. D. - Counter gravity casting of aluminum in investment and sand moulds. Transactions AFS, p. 209, 1986.
- 7- FLINN, R. A. - Fundamentals of Metals Casting. Reading, Mass., p. 87, 1963.
- 8- PRUSSIN, S. & FITTERER, G. E. - Some requirements for successful fluidity testing. Transactions AFS, p. 143, v. 66, 1958.
- 9- KONDIC, V. - Fluidity testing developments. Foundry Trade Journal, p. 31, janeiro, 1956.
- 10- CAMPOS FILHO, M. P. & DAVIES, G. J. - Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., p. 168, 1978.
- 11 - FISSOLO, J. J.; GINO, V. & BILONI, H. - Flujo de Aluminio A-traves de Canales Cerrados. PMM/C-135, julho, 1974.
- 12- SHESHADRI, M. R. & RAMACHANDRAN, A. - Casting fluidity and fluidity of aluminum and its alloys. Modern Castings, New Technology Section, v. 48, p. 110, 1965.

- 13- TORRES, A. M. - Efecto de la naturaleza de la superficie del molde en la transferencia calorica en el sistema metal/molde y las estructuras resultantes. *PMM/T-187*, 1975.
- 14- KOROL'KOV, A. M. - Casting Properties of Metals and Alloys. Consultants Bureau, N. Y., p. 68, 1963.
- 15- YAO, T. P. & KONDIC, V. - "What is fluidity?" *Met. Ind.*, v. 79, p. 435, 1951.
- 16- LIMA, S. J. - Viabilidade do estudo da fluidez a alta pressão com máquina centrífuga. *PPGEMM/UFRGS*, 1978.
- 17- GUILLEMOT, R. - Contribution a la mesure des propriétés de fonderie des metaux et alliages. *Fonderie*, v. 65, p. 2459, 1951.
- 18- YAO, T. P. - Fluidity test for quality control in the foundry. *Foundry Trade Journal*, p. 573, 1953.
- 19- FELIU, S.; LUIS, L.; SIGUIN, D. & ALVAREZ, J. - Graphs of flow. *Transactions AFS*, v. 70, p. 838, 1962.
- 20- FELIU, S. & SIGUIN, D. - Flowing possibilities of aluminum in permanent molds. *Transactions AFS*, v. 71, p. 145, 1963.
- 21- PRATES, M. C. F. - Influencia de la Capacidad de Extraccion Calorica del Sistema Metal/Molde sobre el Processo de Solidification. *PMM/T-78*, 1971.
- 22- PRATES, M. C. F. & BILONI, H. - Variables affecting the nature of the chill zone. *Met. Transactions*, v. 3, p. 1501, 1972.
- 23- FLEMINGS, M. C.; MOLLARD, F. R.; NIIYAMA, E. F. & TAYLOR, H. F. - Fluidity of aluminum. *Transactions AFS*, v. 70, p. 1029, 1962.
- 24- RAGONE, D. V.; ADAMS, C. M. & TAYLOR, H. F. - A new method for determining the effect of solidification range on fluidity. *Transaction AFS*, v. 64, p. 653, 1956.

- 25- KONDIC, V. - Experimenting with the measurement of fluidity in the casting of metals. *Metals and Materials*, p. 440, outubro, 1972.
- 26- FLEMINGS, M. C.; MOLLARD, F. R. & TAYLOR, H. F. - Mold variables influence on fluidity of aluminum. *Modern Castings*, p. 100, novembro, 1961.
- 27- COURTY, A. - Contribution to the study of castability. *Revue de Métallurgie, Memoires*, v. 28, p. 169, 1931.
- 28- PORTER, L. F. & ROSENTHAL, P. C. - Factors affecting fluidity of cast iron. *Transactions AFS*, v. 60, p. 725, 1952.
- 29- BASTIAN, P.; ARMBRUSTER, J. C. & AZOU, P. - Flowability and viscosity. *Transactions AFS*, v. 70, p. 400, 1962.
- 30- NIESSE, J. E.; FLEMINGS, M. C. & TAYLOR, H. F. - Application of theory in understanding fluidity of metals. *Mod. Casting*, p. 685, novembro, 1959.
- 31- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metallography, structures and phase diagrams. In *Metals Handbook*, ed. Metals Park, Ohio, 1973 - v. 8.
- 32- VEINICK, A. I. - Thermodynamics for the Foundryman. *Maclaren and Sons Ltd, London*, p. 138, 1968.
- 33- KISS, F. J. - Principios basicos de solidificación. In.: *Transformação de fases - PPGEMM/UFRGS*, 1978.
- 34- BOWER, T. F. & FLEMINGS, M. C. - Formation of the chill zone in ingot solidification. *Transactions Met. Soc. AIME*, v. 239, p. 216, 1967.
- 35- BILONI, H. & CHALMERS, B. - Predendritic solidification. *Trans. Met. Soc. AIME*, v. 233, p. 373, 1965.
- 36- BILONI, H. & MORANDO, R. - On the nature of the chill zone in ingot solidification. *Trans. Met. Soc. AIME*, v. 242, p. 1121, 1968.

- 37- WALTON, D. & CHALMERS, B. - The origin of the preferred orientation in the colunar zone of ingots. Trans. Met. Soc. AIME, v. 215, p. 447, 1959.
- 38- PIRES, O. S.; MORANDO, R. & PRATES, M. - Formação e controle da estrutura de lingotes de ligas Al-Cu. Metalurgia/ABM, v. 28, p. 779, 1972.
- 39- WINEGARD, W. C. & CHALMERS, B. - Transactions A.S.M., v. 46, p. 1214, 1954.
- 40- CHALMERS, B. - The structure of ingots. Journal Australian Institute Met., v.8, p. 255, 1963.
- 41- SOUTHIN, R. T. - Nucleation of the equiaxed zone in cast metals. Trans. Met. Soc. AIME, v. 239, p. 220, 1967.
- 42- JACKSON, K. A.; HUNT, J. D.; UHLMANN, D. R. & SEWARD, T. P. - On the origin of the equiaxed zone in castings. Trans. Met. Soc. AIME, v. 236, p. 149, 1966.