

DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO
DO ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO E
DA LIGA Al-4,5%Cu

DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO DO
ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO E DA LIGA Al-4,5%Cu

Gilberto dos Santos Prado

Trabalho apresentado à Comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia de Campinas, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Prof. Dr. Antonio Celso Fonseca de Arruda
Orientador

Prof. Dr. Amauri Garcia

Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

SETEMBRO
1983

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

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

Ao Prof. Dr. ANTONIO CELSO FONSECA DE ARRUDA, expresso minha gratidão pela amizade e apoio na orientação deste trabalho. Ao Prof. Dr. AMAURI GARCIA, pela amizade e sugestão do assunto deste trabalho. A RITA HELENA B. JACON, pela paciência e ajuda na elaboração de amostras e fotografias. A Prof^a MARIA HELENA ROBERT pela amizade e apoio. Ao Sr. LAERTE STRUZIATO pela construção e montagem de dispositivos. Ao MARCOS ANTONIO PADULA e LUIZA MARIA DE CAMPOS, pelos desenhos. Ao ANTONIO ROBERTO DONADON pelas fotografias. Ao WANDERLEI APARECIDO SETTO pela ajuda na parte experimental. Ao EMILCIO CARDOSO e LAÉRCIO FREGATI pelo trabalho de oficina. A TAKA OTA PERRONI pelo serviço de datilografia. A ELIANE e SILVANA pelo serviço de cópias. Aos amigos PAULO CAIO STEDILE, MÁRIO SÉRGIO ANDRADE, DÉCIO CHIBA, PAULO DA SILVA PONTES, meus pais e irmãos, pela amizade e apoio.

Ao Prof. Dr. NIVALDO LEMOS CUPINI e a Prof^a ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN, pela utilização do laboratório de solidificação e fundição.

A toda Equipe do Projeto TELEBRÁS/MGE pelo prestimoso apoio a nível técnico e pessoal dispensado.

A CAPES, pela ajuda financeira.

A todos que direta ou indiretamente colaboraram para a execução deste trabalho.

R E S U M O

O presente trabalho relata experiências na área de reofundição do alumínio comercialmente puro e da liga Al-4,5%Cu. Inicialmente fez-se uma revisão teórica dos princípios básicos de solidificação e uma introdução teórica ao processo de reofundição. O procedimento experimental exigiu a construção de um equipamento para a utilização de alumínio e suas ligas, constituindo de dois tipos de sistemas alimentadores, adaptáveis a processos contínuos, com dois tipos diferentes de câmara de agitação, uma do tipo funil, outra do tipo cilíndrico. A técnica baseia-se na agitação vigorosa do metal, com refrigeração e atrito, no intervalo de temperatura entre o início e o fim do processo de solidificação. Na saída do sistema obtém-se o material em estado semi-sólido com alto volume de fração de sólido. A macroestrutura bruta de fusão dos lingotes obtidos apresentou granulação refinada. Quanto a microestrutura ocorreu mudança de uma forma dendrítica (convencional), para outra, de forma dendrítica dupla, com partículas grosseiras primárias de forma aproximadamente esférica, numa matriz dendrítica fina. Amostras de superfície de fratura de lingotes da liga Al-4,5%, obtidas por microscopia eletrônica, vieram a confirmar a viabilidade e eficiência do processo para obtenção de estruturas reofundidas.

A B S T R A C T

The present work is concerned with experiments in rheocasting of commercial aluminium and Al-4,5% copper alloys. Initially a critical review of basic principles of solidification and a theoretical introduction to the rheocasting process were made. For experimental procedures, an equipment to be used for Al and its alloys rheocasting process was constructed. The equipment is constituted by two different feed systems which can be applied for continuous processes, two different stirring chamber, one of them of funnel type, another one of cylindrical type. The method is based on vigorous stirring of the metal under refrigeration and shear during the solidification phenomenon. In this process a semi-solid material with high solid fraction is obtained. The macrostructures of as-cast ingots were analysed and showed to be composed by fine grains. Regarding the microstructures, it was changed from conventional dendritic ones to duplex dendritic formed by coarse primary particles of almost spherical shape in a fine dendritic matrix. Samples showing fracture surface of Al-4,5%Cu alloys, obtained in electronic microscope confirmed the process efficiency in promoting rheocasting structures.

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO

I.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS	1
I.2 - OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO	3

CAPÍTULO II - PRINCÍPIOS BÁSICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

II.1 - NUCLEAÇÃO	4
II.2 - NUCLEAÇÃO DINÂMICA	5
II.3 - CRESCIMENTO DO NÚCLEO SÓLIDO	8
II.4 - MORFOLOGIA DO CRESCIMENTO	9
II.5 - REDISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO NA SOLIDIFICAÇÃO	11
II.6 - SUPERESFRIAMENTO	13
II.7 - MECANISMOS DE MULTIPLICAÇÃO DE GRÃOS	14
II.8 - ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	16

CAPÍTULO III - PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO

III.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS	33
III.2 - COMPORTAMENTO REOLÓGICO DE METAIS PARCIALMENTE SOLIDIFICADO	33
III.3 - VISCOSÍMETRO DE COUETTE.....	35
III.4 - DESCRIÇÃO DO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO	37
III.5 - POSSÍVEIS MECANISMOS DE CRESCIMENTO DENDRÍTICO .	39
III.6 - RELAÇÃO DO NÚMERO DE REYNOLDS COM O DIÂMETRO DA PARTÍCULA	41
III.7 - MICROESTRUTURA DENDRÍTICA DUPLA E DISTRIBUIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA	43
III.8 - COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS LIGAS REOFUNDIDAS ...	45

	<u>Pág.</u>
III.9 - INCLUSÃO DE MATERIAIS EM LIGAS REOFUNDIDAS PARA OBTENÇÃO DE COMPOSTOS	46
III.10- PROCESSO DE TIXOFUNDIÇÃO USANDO MATERIAL REOFUN- DIDO	47
CAPÍTULO IV - MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E MÉTODOS	
IV.1 - MATERIAIS UTILIZADOS NAS EXPERIÊNCIAS	63
IV.2 - EQUIPAMENTOS	63
IV.3 - PROCEDIMENTO DA REOFUNDIÇÃO	65
IV.4 - METALOGRAFIAS	66
CAPÍTULO V - RESULTADOS E DISCUSSÕES	
V.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS	79
V.2 - MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA DOS LINGOTES	80
V.3 - INFLUÊNCIA DA TENSÃO DE CISALHAMENTO NO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO	81
V.4 - DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO MATERIAL REO- FUNDIDO	82
V.5 - OBSERVAÇÃO DE FRATURAS DE AMOSTRAS REOFUNDIDAS ..	83
CAPÍTULO VI - CONCLUSÕES	105
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	107
APÊNDICE 1 - CÁLCULO DO VOLUME DE FRAÇÃO DE SÓLIDO	
APÊNDICE 2 - EXPERIMENTOS COM REOFUNDIÇÃO CONTÍNUA	

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

I.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

As teorias e processos de solidificação atualmente vem recebendo grande atenção por parte de pesquisadores ligados a universidade e indústria. Com isso vem se tornando possível a compreensão e aplicação de novas técnicas na área industrial, o fortalecimento e desenvolvimento de pesquisas em instituições e universidades. O que induz a um maior conhecimento dos processos tecnológicos.

A teoria da solidificação tem avançado consideravelmente, no que diz respeito a fundição de metais, nos últimos cinquenta anos. O conjunto de conhecimentos criados desde 1930 teve sua aplicação direta em forma de técnicas de laboratório para crescimento de cristais, produção de metais de alta pureza e em alguns processos de fundição para encontrar melhores produtos fundidos.

Historicamente, porém, este progresso parece estar defasado dos demais ramos da ciência que foram ativados pela revolução industrial, pois a mesma qualidade de peças fundidas em bronze, a 4000 anos atrás, podia ser encontrada nas fundições do começo desse século. Esses conhecimentos se basearam em processos empíricos, através de métodos de tentativa e erro e para a fabricação de peças metálicas se trabalhava com a quantidade de calor a ser gerada e com o princípio de Arquimedes⁽¹⁾. Porém, com a exigência de projetos de novos elementos de máquina, com a necessidade de maior precisão e de formas mais complexas se fez e se faz necessário o aprimoramento dos princípios de solidificação e das variáveis que envolvem o processo.

Do ponto de vista industrial e tecnológico, uma peça fundida deve satisfazer determinados requisitos funcionais e o seu desempenho comparado com o de outros possíveis substitutos em razão das propriedades e utilização da peça. Pode-se obter o grau de utilidade industrial avaliando-se o desempenho industrial real e relacionando-o com os custos gerais de produção. Em algumas ocasiões, são de tal forma as propriedades especificadas e/ou fato-

res econômicos de projeto e produção, que é possível uma distinção clara e evidente entre as vantagens de produzir uma forma sólida por fundição ou por outro processo de manufatura. Em outros casos, uma decisão entre diversos processos alternativos para a produção de um componente metálico pode exigir uma análise preliminar detalhada e cuidadosa.

Os problemas da ciência da solidificação e engenharia variam do macroscópio ao microscópio. Do lado da ciência o cerne da questão é entender, quantificar e prever o fenômeno e do lado da engenharia é o do controle da solidificação para produzir materiais mais econômicos ou com determinadas propriedades e performance características.

O que concerne a escala macroscópica é com o lingote ou desenho do fundido ou ainda com problemas como o da macrossegregação. Do lado microscópico a preocupação é com o tamanho de grão e orientação. Numa escala mais fina a área de interesse é a estrutura dendrítica e a microssegregação entre os grãos ou as várias estruturas "não dendríticas" possíveis, quando dendritas não estão presentes⁽²⁾.

Todos os processos de formação de metais de significativa importância comercial (talvez com exceção dos produtos sinterizados) são normalmente feitos em completo estado líquido, como por exemplo: fundição em moldes de areia, fundição por pressão ou em completo estado sólido, como por exemplo: laminação, forjamento, extrusão. E assim tem sido feito por causa de:

i) a perda da fluidez que ocorre quando as dendritas começam a se formar no metal líquido solidificando, causa sérias dificuldades de se continuar com o processo de fundição e

ii) os sólidos não podem ser deformados homogeneamente sem quebra ou segregação quando o líquido está presente⁽³⁾.

Traçado esse panorama, diversos pesquisadores e tecnôlogos vêm tentando adequar novos sistemas e relacionar parâmetros de estrutura e propriedade de materiais para possibilitar a obtenção de novos resultados.

O trabalho com metais semi-sólidos, ou seja, com determinadas frações de sólido e suas posteriores aplicações, começou a ser mais sistematizadamente estudado e divulgado a partir de

1970 no Massachusetts Institute of Technology, nos E.E.U.U. com a apresentação de um novo processo chamado reofundição (Rheocasting) que vem a acrescentar algumas vantagens sobre os processos convencionais de fundição, principalmente as de cunho econômico, por dispensar algumas operações posteriores que geralmente dependem de alto consumo de energia, como por exemplo as de tratamento térmico e homogeneização de peças fundidas e lingotes⁽³⁾. Além da otimização de processos já existentes e a possibilidade de novas aplicações e novos processos como "thixocasting", "thixoforging", etc.

I.2 - OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO

Levando-se em consideração o que foi dito no item anterior e com a atenção voltada particularmente para o alumínio comercialmente puro e a liga Al-4,5%Cu, que foi desenvolvido o processo de reofundição.

Os estudos realizados atendem aos seguintes objetivos:

a) revisão dos princípios básicos da solidificação dos metais, necessários ao entendimento e dando um melhor poder de análise ao leitor, dos fenômenos ocorrentes durante a fase experimental do trabalho (Capítulo II).

b) O capítulo III trata do processo de reofundição, onde se faz uma revisão da literatura, com o fim de identificar o estado atual de desenvolvimento e pesquisa do estudo da reofundição, bem como precisar o contexto em que está inserido o presente trabalho.

c) O projeto e a construção de um equipamento para reofundição, composto de dois sistemas (um do tipo funil outro do tipo cilíndrico).

d) Verificação da funcionabilidade do equipamento projetado e construído, bem como a obtenção de dados e resultados que vêm confirmar e acrescentar elementos no que diz respeito a obtenção de uma outra forma de solidificação que não a dendrítica convencional (capítulo V).

CAPÍTULO II

PRINCÍPIOS BÁSICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

Neste capítulo pretende-se expor resumidamente alguns princípios básicos da solidificação, que são de importância para a compreensão da origem e desenvolvimento das estruturas brutas de fusão. Em seguida entrar-se-á no tópico dos metais semi-sólidos e no processo de reofundição.

Nossas considerações estão basicamente voltadas para a análise das estruturas do alumínio comercialmente puro com algumas incursões na liga binária alumínio-cobre.

II.1 - NUCLEAÇÃO

Por nucleação se entende a formação de uma nova fase com uma superfície de separação bem definida no seio de uma fase já existente. No caso de solidificação, por nucleação se entende a formação de um cristal pequeno rodeado de líquido do qual teve origem.

Do ponto de vista termodinâmico, a temperatura de fusão, T_f é a única em que o líquido puro e o sólido, coexistem em equilíbrio. Nesta temperatura, as energias livres de ambas as fases, são iguais. Acima de T_f a fase líquida é estável e abaixo de T_f , a fase sólida. Porém, uma parte líquida pode existir durante grande período de tempo a temperaturas inferiores a T_f (Fig. II.1).

A estrutura dos metais líquidos é a de um estado desordenado de átomos na qual esporádica e eventualmente surgem regiões ordenadas segundo a estrutura cristalina de um sólido. Essas regiões são denominadas embriões do sólido, que dependem das condições térmicas do líquido e de seu tamanho (raio crítico) para vir a se transformar em núcleos da fase sólida.

Duas são as condições sob a qual se pode explicar a nucleação de um metal:

a) Nucleação Homogênea:

Baseada na "Teoria Clássica da Nucleação", considera-se a formação da fase sólida pelo agrupamento ordenado de átomos da fase líquida sem alteração de composição e sem a participação de impurezas, ou seja, sem a interferência energética de elementos estranhos ao sistema.

Porém, o fenômeno da nucleação homogênea é pouco realista, pois na prática, para a grande maioria dos metais, a nucleação ocorre com superesfriamentos muito menores do que aqueles previstos pela teoria da nucleação homogênea, ou seja, superesfriamentos cerca de uma ordem de grandeza mais baixos. Tal fato é atribuído à presença de partículas de impurezas, paredes de molde de lingoteira, entre outros, que se comportam como substratos de nucleação. Esses substratos representam como será visto em seguida, verdadeiras barreiras à nucleação homogênea, pois facilitam a formação de núcleos (raio $R > R_c$ raio crítico) com menor energia livre em jogo (Fig. II.2).

b) Nucleação Heterogênea:

A teoria da nucleação heterogênea foi desenvolvida por Turnbull⁽⁴⁾ e em seguida por Volmer⁽⁵⁾ que se utilizaram de um caso simples no qual uma calota esférica de sólido se forma sobre a superfície plana de um substrato (Fig. II.3). Ou seja, a nucleação heterogênea considera a formação da fase sólida com o auxílio energético de agentes estranhos ao sistema. Esses agentes podem ser partículas de impurezas, paredes do molde ou lingoteiras, inoculantes propositadamente adicionados, inclusões, etc.

Na prática, a possibilidade de se estimular a nucleação pela presença de substratos é utilizada através de agentes refinadores de grãos estruturais em fundição de peças ou lingoteiras onde tal efeito é freqüentemente desejado. Existe ampla literatura no que concerne a este assunto^(6,7,8,9).

II.2 - NUCLEAÇÃO DINÂMICA

O estudo dos fenômenos de nucleação homogênea e heterogênea supõem implicitamente que o líquido não está em movimento,

ou seja, está em condições estáticas.

Porém, experimentalmente se evidencia que a nucleação pode ser dinamicamente estimulada e subdividida em dois tipos: a que se desenvolve em um líquido superesfriado em equilíbrio térmico metaestável e aquela onde o número de cristais que se solidificam aumenta consideravelmente como consequência de fatores dinâmicos⁽¹⁾.

O efeito do movimento do líquido foi estudado por Walker, que propôs um mecanismo baseado na equação de Clausius-Clapeyron, que relata a mudança do ponto de fusão devido a variação de pressão com as propriedades físicas do material. Ter-se-á esse efeito com a ocorrência de cavitação. O processo é visualizado da seguinte maneira: uma vibração imposta produz nucleação num líquido superesfriado por meio de um grande aumento de pressão associado com o colapso do redemoinho originário da cavitação. Essa pressão causa um largo decréscimo no ponto de fusão assim ativando nucleantes (ou substratos) inativos a altas temperaturas⁽¹⁰⁾.

Kajita⁽¹¹⁾ tratando dos mecanismos de refino de grão por vibração divide as várias teorias que tratam do assunto em dois grupos principais:

- (a) distribuição de cristais crescendo no metal líquido
- (b) influência direta no processo de nucleação.

Em respeito ao item (a), nas teorias desse grupo há uma concordância de que a vibração por ela mesma não influencia o refino de grão, mas o movimento do metal fundido induzido pela vibração é responsável pela formação de núcleos capazes de resultar em uma fina estrutura.

Apesar da concordância existente, diferentes explicações para a formação dos núcleos é apresentada por diferentes autores.

Alguns autores^(12,13,14,15) atribuem a origem da formação de núcleos pela fragmentação de dendritas protuberantes da frente de solidificação, que se move na direção dos gradientes de temperatura e esses fragmentos agem como núcleos para a formação de novos grãos. A tensão requerida para fraturar o sólido pode ser produzida pela agitação do líquido devido a vibração. As forças de fricção atuam nas dendritas como consequência da viscosida

de e essas forças são suficientes para quebrar as dendritas a um certo estágio do crescimento. Esses fragmentos são espalhados através do líquido e crescem na frente da interface sólido/líquido impedindo o crescimento dos grãos colunares.

Southin⁽¹⁴⁾ trabalhando com diferentes metais de alta pureza como Al, Bi, Pb, Sn e Zn, propôs dois mecanismos de formação de núcleo por vibração determinados pelo tipo de interface sólido-líquido, durante a solidificação. Nos metais que se solidificam de forma dendrítica como o estanho 99,9% de pureza e o alumínio 99,3%, os núcleos são formados pela fragmentação das finas dendritas que estão crescendo. Quando o tipo de interface de solidificação é celular ou plana como zinco, chumbo e alumínio 99,99% de pureza, núcleos são gerados pela erosão provocada pela cavitação do sólido crescendo.

Entretanto em 1967, Southin⁽¹⁶⁾ propôs outro mecanismo de refino de grão, baseado na sua teoria de nucleação copiosa na superfície para a formação de grãos equiaxiais no metal fundido.

Para os metais com interface de crescimento dendrítica ou celular, ele concluiu que o aumento da nucleação é produzido pelo incremento da taxa de desprendimento de partículas dendríticas que estão na superfície. Também para materiais dendríticos ele propõe um mecanismo adicional baseado no movimento relativo entre o metal líquido e as dendritas sólidas.

Ohno e Soda⁽¹⁷⁾ também fizeram experimentos para verificar em que estágio da solidificação se originaram os grãos equiaxiais. Trabalharam com alumínio comercial e ligas de alumínio-cobre em condições estáticas e com vibração. Também fizeram experiências com vibração aplicada somente em alguns estágios durante a solidificação. Pela série de experiências eles concluíram que a região equiaxial é composta de pequenos cristais formados durante o estágio inicial da solidificação na parte superior da interface em crescimento e sugeriram que provavelmente o mecanismo de formação desses pequenos cristais é dendrita refundida devido a flutuação de temperatura no metal.

II.3 - CRESCIMENTO DO NÚCLEO SÓLIDO

Estrutura da interface de crescimento

No processo de solidificação após a nucleação a etapa seguinte é o crescimento do núcleo sólido que depende da estrutura atômica da interface sólido/líquido. A estrutura, bem como a forma dessa interface influencia a morfologia estrutural, o número e a distribuição de imperfeições no sólido. Também pode se notar sua influência nas condições térmicas e constitucionais do líquido adjacente, as quais podem introduzir modificações no crescimento do sólido.

O crescimento da interface pode ser de dois tipos:

- i) interface difusa: que se caracteriza por uma faixa mista de regiões ordenadas e desordenadas (fig.II.4)
- ii) interface facetada que se caracteriza pela separação entre sólido e líquido por uma faixa abrupta e nítida, (fig. II.5)

Considerando-se que a deposição aleatória de átomos do líquido sobre a superfície do sólido forma-se em função da energia livre ΔG_i da interface, por conceitos termodinâmicos pode-se tirar a seguinte relação^(18,19):

$$\frac{\Delta G_i}{NKT_f} = \alpha x(1-x) + x \ln x + 1(-x) \ln(1-x) \quad (\text{eq.1})$$

onde:

- N: número de possíveis átomos na interface
- K: constante de Boltzmann
- T_f : temperatura de fusão
- x: proporção de átomos ordenados e

$$\alpha = \frac{L_f \epsilon}{KT_f} \quad (\text{eq.2})$$

onde:

- ϵ : fator cristalográfico sempre menor que a unidade.

Pela (figura II.6) observa-se que para $\alpha < 2$ a interface tem um mínimo de energia livre quando a fração de átomos ordenados é aproximadamente metade do total de átomos da interface, característica de interface difusa e geralmente ocorre na solidificação de metais. Para $\alpha > 4$ a energia livre é mínima para uma pequena fração de átomos ordenados ou desordenados, característica da interface facetada, comumente encontrada para cerâmicos e polímeros. Para $2 < \alpha < 4$ tem-se a interface com características intermediárias entre difusa e facetada, geralmente encontrada nos materiais semi-condutores.

II.4 - MORFOLOGIA DE CRESCIMENTO

Uma importância da cinética de crescimento da interface é sua relação com a morfologia de crescimento. A (figura II.7) nos mostra dois tipos fundamentais de crescimento. Os materiais com interface difusa ($\alpha < 2$) desenvolvem dendritas com ramificações "curvas" e os de interface facetada ($\alpha > 4$) dendritas com ângulos vivos.

As ligas de metais, normalmente solidificam com microestrutura dendrítica. A cinética do crescimento dendrítico tem atraído considerável atenção nas últimas décadas. O problema básico para a formulação matemática, está em determinar a formação de interface que satisfaça as equações de difusão para o soluto e fluxo de calor, e ao mesmo tempo compreenda as equações de contorno dadas pelo diagrama binário de fase e conservação de massa na interface.

A análise matemática não nos dá uma única solução. Há uma equação funcional que relata o máximo valor para a velocidade de crescimento V para um raio ρ no caso de um metal puro dada por (10):

$$\Delta\theta = P_L \exp(P_L) \text{ei}(P_L) (1 + V/V_a \Delta\theta L_1 + \rho_c/\rho \Delta\theta L_2) \quad (\text{eq.3})$$

onde:

P_L = número termal de Peclet

$P_L = V/2a$

$\Delta\theta$ = Líquido normalizado superesfriado

V_c = velocidade da interface crescendo sobre puro controle da interface.

ρ_c = raio crítico da nucleação homogênea

a = difusividade térmica

L_1 e L_2 = constantes

Cantor desenvolveu um modelo que permite movimentar o líquido e estabelecer condições de contorno na equação acima. Isso mostra como é importante o efeito do fluxo do fluido na cinética de crescimento. A conclusão é que dendritas crescem mais rapidamente e de forma mais fina, se o líquido é movimentado. Comentando a respeito da equação 3, Vogel⁽¹⁰⁾ diz que normalmente para as soluções dessa equação os valores utilizados são os de uma máxima V_{max} e um correspondente raio $\rho_{ótimo}$.

Porém, quando comparado com os resultados experimentais, há uma grande diferença entre os resultados. Vogel, no mesmo artigo acima citado diz ser esse um dos maiores e insolvidos problemas da solidificação, até o presente momento.

Mas para o tecnólogo de metal a sua preocupação maior é a de obtenção de uma estrutura dendrítica fina. Normalmente os métodos utilizados tem sido o de aumento da taxa de resfriamento ou adição de nucleantes.

O espaçamento dendrítico é uma característica muito importante da estrutura dos metais, dado que esse fator tem marcada influência na resistência mecânica. A resistência mecânica num material metálico é inversamente proporcional ao espaço dendrítico. Normalmente o espaçamento do braço dendrítico é utilizado ao invés de se correlatar a microestrutura com as propriedades mecânicas.

O espaçamento dendrítico também é de considerável importância nos processos de homogeneização, utilizado para diminuir o fenômeno de "coring" entre outras finalidades⁽²⁰⁾.

Em vista, principalmente do aumento das dimensões dendríticas que ocorrem no processo de resfriamento, o espaçamento dendrítico no metal solidificado é diferente daquele quando as dendritas são formadas, sendo portanto difícil calcular esse espaçamento a partir das condições de crescimento.

No entanto, pode se predizer a dependência do espaçamento dendrítico, a partir das condições de crescimento ou seja, com a velocidade média de solidificação (G.R.).

Por resultados experimentais temos a seguinte relação:

$$d = A(GR)^{-n} \quad (\text{eq.4})$$

onde:

d = espaçamento dendrítico

A = uma constante

n = varia normalmente entre $1/3$ e $1/2$

II.5 - REDISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO NA SOLIDIFICAÇÃO

Consideremos uma liga binária do tipo solução sólida monofásica. Durante sua solidificação, a composição de fase sólida (C_S) difere da composição da fase líquida (C_L), estando a composição (C_0) situada entre estes dois volumes. Esta diferença é definida pelo coeficiente de partição do soluto:

$$K_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (\text{eq.5})$$

A (figura II.8) nos facilita o entendimento da relação acima, e por facilidade as linhas "solidus" e "liquidus" são consideradas como retas. Dependendo do tipo de diagrama de fases da liga, o coeficiente de partição K_0 pode ser maior ou menor que a unidade.

Consideremos o caso mais freqüente, que é $K_0 < 1$.

O primeiro sólido formado, apresentará a composição $C_0 K_0$. Entretanto este sólido tomou lugar de líquido de composição C_0 , de forma que teremos uma rejeição de soluto da ordem de $(K_0 - 1)C_0$, que tende a se acumular diante da interface sólido/líquido, na seqüência da solidificação. Esse aumento da concentração de

soluto diante da interface sólido/líquido, pode ser considerado sob as seguintes condições:

- (i) Solidificação sob condições de equilíbrio;
- (ii) Solidificação com mistura total no líquido;
- (iii) Solidificação com mistura parcial no líquido.

No primeiro caso, o de solidificação sob condições de equilíbrio, se considera que a velocidade de crescimento da interface é suficientemente pequena de forma que todo soluto rejeitado seja homogeneamente redistribuído, tanto no líquido quanto no sólido, apenas por difusão. No final da solidificação teríamos uma distribuição homogênea com composição final da liga igual a sua composição nominal C_0 . Porém essa é uma condição ideal e raramente observada na prática.

A solidificação com mistura total no líquido, é efetivamente verificada, na fase líquida, por meio da difusão, convecção e agitação mecânica. Por outro lado a mistura no sólido somente ocorrerá por difusão, cuja cinética é extremamente lenta se comparada com a do processo de solidificação. Considere-se que o primeiro sólido formado tem composição $K_0 C_0$, e a do sólido subsequente será $K_0 C_0 + \Delta C$, onde ΔC é a variação da composição química de sólido devido a rejeição de soluto. À medida que a solidificação progride, a concentração do líquido aumenta, tendo equilíbrio somente na interface sólido/líquido. De forma que a concentração do sólido aumenta, mantendo um gradiente de composição, ou seja, segregando soluto.

Na prática, o caso mais comum de ocorrer é o de solidificação com mistura parcial no líquido, onde se considera que a mistura no líquido se dá apenas por difusão do soluto e convecção natural, que implicará num acúmulo de soluto diante da interface sólido/líquido no decorrer da solidificação. Esse caso é análogo ao anterior, com a diferença que tanto o sólido como o líquido terão gradientes de concentração de soluto, por ser a cinética de difusão no sólido e no líquido e a convecção natural no líquido, insuficientes para redistribuir homogeneamente o soluto rejeitado.

Pfan⁽²¹⁾ desenvolveu uma relação, onde se pode avaliar o perfil final do soluto em qualquer estágio da solidificação, para os casos acima mencionados.

$$C_S = K_e C_O (1 - x/L)^{K_e^{-1}} \quad (\text{eq.6})$$

onde K_e : coeficiente efetivo de partição, calculado por Burton, Prim e Slichter⁽²²⁾ e dado por:

$$K_e = \left\{ 1 + \frac{(1-K_O)}{K_O} \exp (Vd/D) \right\}^{-1} \quad (\text{eq.7})$$

onde d é a espessura da camada com distribuição do soluto rejeitado, V é a velocidade de crescimento e D é a difusão do soluto no líquido.

O parâmetro d é inversamente proporcional à velocidade do fluido. Para uma agitação perfeita $d=0$ e $K_e \rightarrow K_O$ enquanto que para não agitação $d \rightarrow \infty$ e $K_e \rightarrow 1$. No último caso, o sólido se aproxima da concentração do líquido, enquanto se tem mantido o equilíbrio na interface. Resultados similares são obtidos experimentalmente por agitação do metal⁽¹⁰⁾. E está fundamentado que K_e decresce linearmente com a velocidade de fluxo do fluido. Todos esses resultados mostram, como uma violenta agitação pode ajudar a reduzir a segregação numa fundição. Isso é de direta relevância na prática de fundição de lingotes e fundidos.

II.6 - SUPERESFRIAMENTO

Para um diagrama de fases do tipo $K < 1$, consideremos a solidificação em rejeição de soluto que se acumula diante da interface sólido/líquido, do tipo esquematizado na (figura II.9).

O eventual superesfriamento é devido a diferença do perfil real de temperatura do líquido e do perfil de temperatura "líquidus". O perfil real de temperatura depende do superaquecimento do líquido que se distribui diante da interface sólido/líquido em função das condições de extração de calor do sistema. Essa distribuição pode ser traduzida pelo gradiente térmico do líquido, junto a interface sólido/líquido. Para altos gradientes térmicos (G) temos elevados superaquecimentos e/ou alta capacidade de extração de calor do sistema metal/molde. O gradiente térmico diminui du-

rante a solidificação, o que eventualmente pode implicar num perfil real de temperatura abaixo do perfil "Liquidus", conforme ilustrado na (Fig. II.10), criando-se assim uma região superesfriada constitucionalmente, diante da interface sólido/líquido. Esta região superesfriada pode estender-se por todo o líquido devido a eliminação de superaquecimento pela convecção, apresentando condições termodinâmicas para a existência da mistura sólido/líquido avançar de forma não plana, lançando protuberâncias sólidas no seio da região líquida superesfriada. O superesfriamento constitucional (SC) depende inversamente da velocidade de solidificação, que como já foi visto, diminui durante a solidificação. Para maiores velocidades de solidificação, teremos um maior acúmulo do soluto diante da interface sólido/líquido. Porém o efeito da velocidade (v) é mais atenuado que o do gradiente térmico (G). A intensidade de superesfriamento constitucional pode ser expressa pela seguinte relação:

$$SC = \frac{C_0 \sqrt{V}}{G} \quad (\text{eq.8})$$

onde:

C_0 : composição nominal da liga.

Estas protuberâncias podem ser de primeira ordem, dando origem a uma interface "celular" para baixos valores de superesfriamentos constitucionais. E de segunda ordem, caracterizando uma interface dendrítica, para altos valores de superesfriamentos constitucionais. Tais interfaces caracterizam a microestruturas ou a subestrutura de crescimento da interface (fig. II.11).

II.7 - MECANISMOS DE MULTIPLICAÇÃO DE GRÃOS

Vamos considerar o mecanismo mais aceito, que é o da refusão localizada e fragmentação por ação mecânica de tensões cisalhantes, proposto por Jackson⁽²³⁾ e O'Hara e Tillier⁽²⁴⁾, que consideram o fenômeno em três condições:

a) refusão sobre condições adiabáticas

- b) refusão sobre condições não adiabáticas
- c) refusão devido à energia superficial

Vamos tratar dos itens a e b, por ser o item c considerado de menor importância.

A refusão ocorre devido a interação de fluxos de calor e soluto que deverão ter diferentes coeficientes de difusão, e da seguinte forma: O soluto tem efeito de curto alcance e conseqüentemente durante o crescimento a composição do líquido não será uniforme. Já o calor, produz variações térmicas em regiões distantes ao cristal que cresce.

O ramo primário da dendrita cresce rapidamente, com baixo teor de soluto, gerando calor que é rapidamente difundido aumentando a temperatura do sistema. Por outro lado, nesse crescimento vamos ter uma fina camada de soluto rejeitado diante da interface S/L. Como a difusão de soluto é lenta teremos o crescimento dos ramos secundários dendríticos num líquido de maior concentração de soluto, que conseqüentemente terá uma menor temperatura de fusão em relação à do ramo principal.

Ao vencer a camada do líquido com maior concentração de soluto o processo de solidificação dos ramos secundários é acelerado, e estes formados por um líquido com ponto de fusão mais compatível com o do ramo principal. O calor latente liberado durante o processo de convecção e/ou ação de correntes secundárias podem fundir a zona de maior concentração de soluto, liberando os ramos secundários. Vamos ter flutuações, que são decorrentes de flutuações no crescimento. Quanto mais rápido o crescimento, menor será a temperatura na qual crescem as dendritas e portanto se formam as ligações dos ramos de maior ordem.

Quando o crescimento diminui, a temperatura aumenta a recalescência o que pode levar à refusão localizada.

O'Hara e Tillier⁽²⁴⁾ nos mostram que além do efeito de recalescência temos também os efeitos do movimento do líquido como uma possível fonte de núcleos cristalinos pelo desprendimento de partículas dendríticas pela ação mecânica de tensões cisalhantes, e também a possibilidade de se obter um novo grão a partir do efeito de recalescência e do movimento do líquido.

II.8 - ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

II.8.1 - Macroestruturas

Do ponto de vista macroestrutural, num lingote ou fundido, pode se observar três tipos de zonas na estrutura granular (Fig. II.12):

- a) Zona coquilhada: uma zona periférica, adjacente as paredes do molde, formada de pequenos grãos equiaxiais.
- b) Zona colunar: uma zona intermediária, com grãos grandes, alongados, possuindo dimensões bem maiores no seu sentido longitudinal, que parte da zona coquilhada e cresce para o interior da peça, no sentido contrário ao do fluxo de calor.
- c) Zona equiaxial: situada no centro do lingote, constituída de grãos aleatoriamente orientados, e por isso denominada equiaxial. Os grãos dessa região, embora pequenos, em geral são maiores que os da zona coquilhada.

Nem sempre as três zonas estão presentes em uma estrutura solidificada. A presença e a magnitude dessas zonas vai depender das condições de solidificação e da composição química da liga.

A macroestrutura de fundidos e lingotes, é de importância, pois as propriedades mecânicas estão relacionadas com a forma dos grãos cristalinos e seu tamanho.

II.8.2 - Formação da Zona Coquilhada e Colunar

A mais aceitável explicação para a formação da zona coquilhada, baseia-se na alta capacidade de extração de calor do molde que provoca uma nucleação copiosa assim que temos o contato do metal líquido com as paredes frias do molde. Essa nucleação ocorre não só devido as paredes do molde, mas também devido a eventual presença de partículas estranhas ao líquido.

Os grãos colunares, se desenvolvem a partir de grãos coquilhados, apresentando orientação preferencial na direção do fluxo de calor, imposto pelo molde. A orientação favorável de crescimento dendrítico, é perpendicular as paredes do molde $\langle 100 \rangle$ para materiais cúbicos de face centrada⁽²⁵⁾. Todavia, nem todos os grãos coquilhados se transformam em colunares, devido a orientação inicial de crescimento do grão. De forma que os grãos com orientação favorável de crescimento se desenvolvam e bloqueiem o crescimento desfavoravelmente orientados.

II.8.3 - Formação da Zona Equiaxial

Dentre as três zonas, na macroestrutura de um metal solidificado, a de mais difícil explicação quanto a sua origem e desenvolvimento é a zona equiaxial. Várias teorias, até o momento, foram formuladas para explicar o surgimento dessa região:

1ª) Teoria do superesfriamento constitucional

Winegard e Chalmers⁽²⁶⁾ propuseram que os cristais equiaxiais se formam na frente da interface de crescimento sólido/líquido da zona colunar, devido a um superesfriamento suficientemente grande, nessa região. Dessa forma, a formação dos novos grãos equiaxiais impede a continuação do avanço dos grãos colunares.

Entretanto, muitas restrições tem sido feitas^(27,28) a essa teoria, sendo que o próprio Chalmers⁽²⁹⁾ num trabalho posterior, propos outra teoria:

2ª) Teoria do "Big-Bang"

Chalmers⁽²⁹⁾ reconhecendo as limitações da sua teoria, exposta anteriormente, propos uma outra, que se baseia em dados experimentais sobre as relações entre tamanho de grão equiaxial, proporção relativa do volume e formado pelas diversas zonas estruturais em função do superaquecimento do líquido no momento do vazamento. Admite, que nas paredes frias do molde, nos instantes iniciais do processo, existe uma nucleação copiosa. Parte desses núcleos formará a zona coquilhada e crescerá competitivamente em direção ao centro do lingote formando a zona colunar. Outra parcela desses núcleos iniciais se distribui pela massa líquida

da, devido a convecção, crescendo e formando uma rede de grãos equiaxiais que obstruem o avanço dos grãos colunares. Alguns autores^(30,31) se opõem a essa teoria dizendo do possível surgimento de grãos, cujos núcleos se originam após o fenômeno de "big-bang".

3^a) Teoria da Multiplicação Cristalina

Jackson e co-autores⁽²³⁾ e O'Hara e Tiller⁽²⁴⁾, propõem um mecanismo de formação da zona equiaxial baseado na refusão localizada e/ou destacamento por tensões cisalhantes dos ramos secundários e terciários de dendrita, do sólido formado que funcionam como "núcleos" para os grãos equiaxiais. Para materiais puros a refusão pode ocorrer devido a energia de superfície. Porém, para uma refusão mais efetiva, se requer a presença de suficiente quantidade de soluto para produzir alterações no ponto de fusão do metal.

Em condições estáticas, esse modelo preveria a refusão localizada e/ou arrancamento dos ramos das dendritas pela convecção natural introduzida durante o vazamento e/ou proveniente do gradiente de temperatura no líquido. Com introdução de agitação no sistema metal/molde, teríamos um acréscimo no fluxo de líquido, cujo movimento na interface sólido/líquido implicará num desprendimento das partículas dendríticas por ação das forças cisalhantes. Essa agitação garante uma distribuição uniforme no seio do líquido das partículas dendríticas, além de garantir sua sobrevivência pelo fato da diminuição do gradiente de temperatura no líquido devido a convecção forçada.

A figura II.13 ilustra esquematicamente o que ocorre durante o crescimento de uma interface sólido/líquido, com morfologia dendrítica.

Durante o processo de solidificação podemos ter:

(i) refusão de todo o ramo de dendrita, porém com a base se transformando em líquido antes que a ponta. Isto devido a flutuação térmica⁽³⁰⁾.

(ii) quebramento do ramo dendrítico em sua seção mais crítico. Isso devido ao movimento do metal líquido.

(iii) ambos efeitos ocorrendo simultaneamente.

Como na prática, na maioria das vezes, temos um crescimento dendrítico, o mecanismo de multiplicação cristalina, pelos itens acima mencionados, será muito importante para se obter uma estrutura de grão refinado.

4ª) Teoria da Quarta Zona

Southin⁽³⁰⁾ propõe a existência de uma região que constitui uma camada de grãos equiaxiais grandes, localizada na superfície superior aberta do lingote, sendo a perda de calor por radiação nessa região, responsável pela formação dessa zona. Parte desses cristais pode se desprender até o seio do metal líquido, formando assim uma rede que sobrevive no meio líquido superesfria do constitucionalmente e que crescendo impedem o crescimento da região colunar.

5ª) Teoria de Ohno e Motegi⁽³¹⁾

Baseando-se em observação direta do fenômeno de solidificação de ligas Sn-Bi, Ohno propõe que os cristais equiaxiais tem origem nas paredes do molde. Esses cristais crescem nas paredes do molde ligados a elas por um pescoço, (fig. II.14), antes da formação de uma camada estável de sólido. Ao se destacarem precipitam-se e acumulam-se no centro do volume líquido, formando a zona equiaxial. Isso se aplica a metais com impurezas e ligas, pois a formação desse pescoço é favorecida pelo fenômeno de segregação do soluto. Ohno define um coeficiente de segregação pelo módulo de $|1-K|$ onde K é o coeficiente de partição. Portanto, para maiores valores de $|1-K|$ maior a possibilidade de atuação do mecanismo acima proposto.

Reduzidas taxas de resfriamento, na região que deve ocorrer a separação dos cristais durante o vazamento e o início da solidificação, favorecem o mecanismo, pois evita a formação de uma camada estável de sólido durante esse período. Assim como movimentos convectivos pronunciados e baixos superaquecimentos do metal vazado.

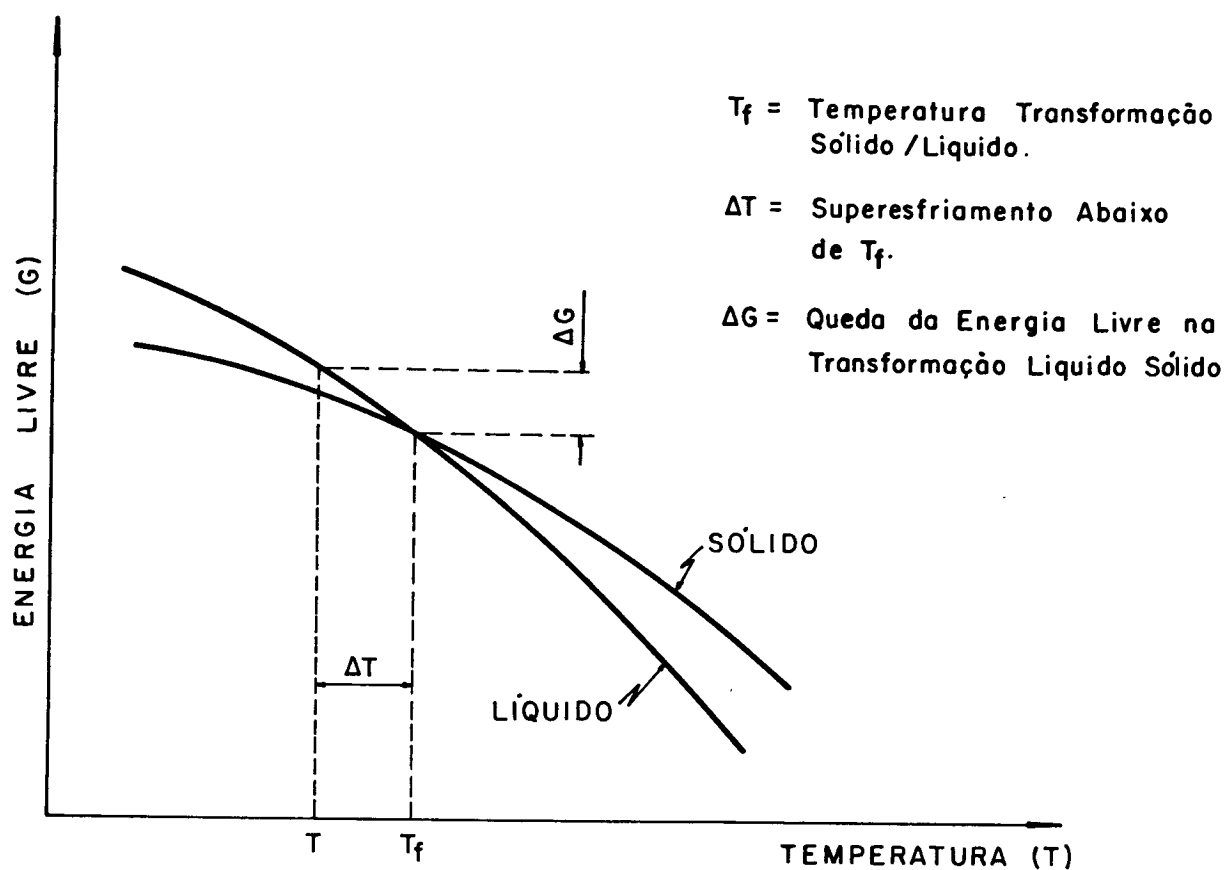


FIGURA II.1 - Apresentação esquemática da energia livre das fases para metais com a temperatura.

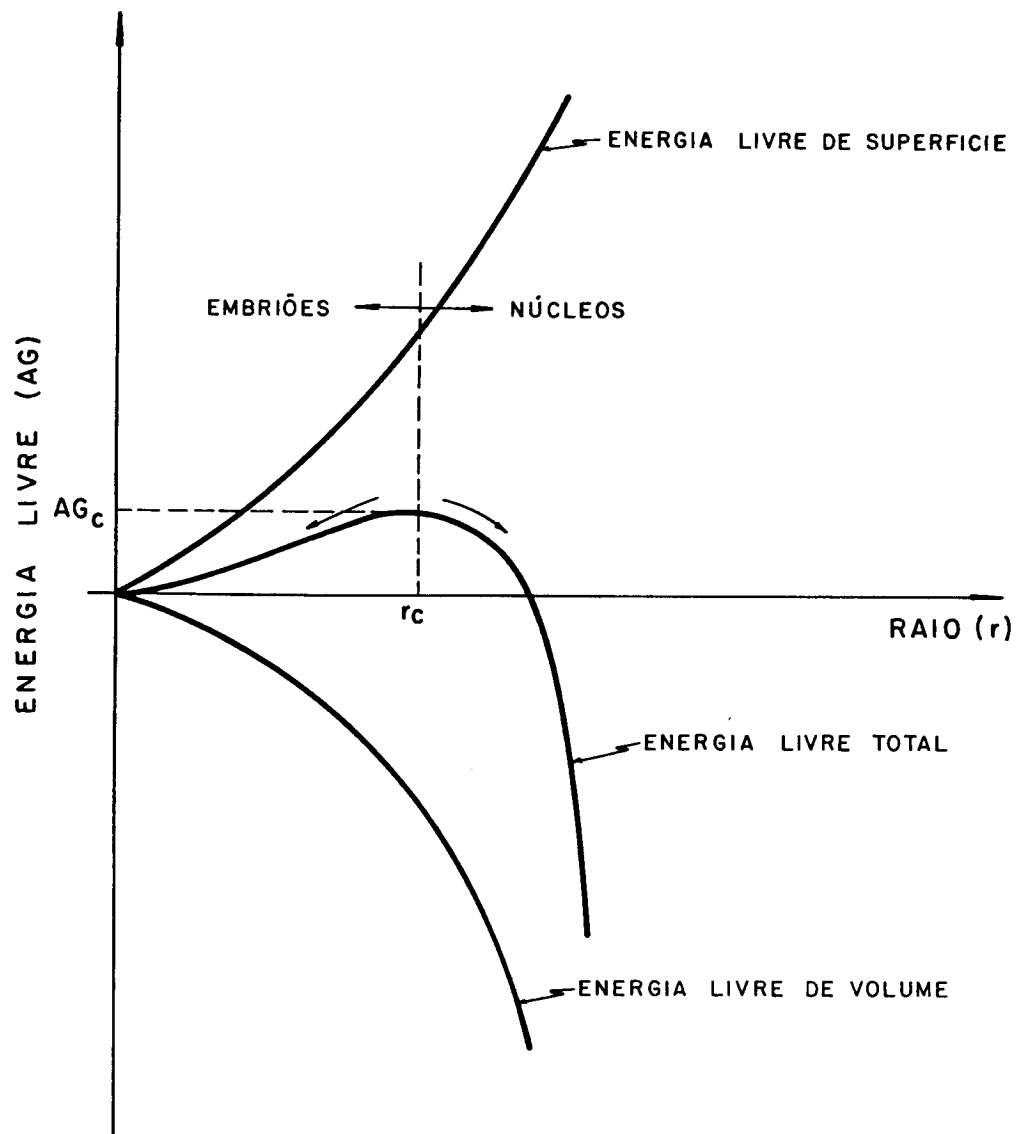


FIGURA II.2 - Variação da energia livre resultante da formação de um embrião esférico de sólido no interior do líquido para Temperatura $T < T_f$.

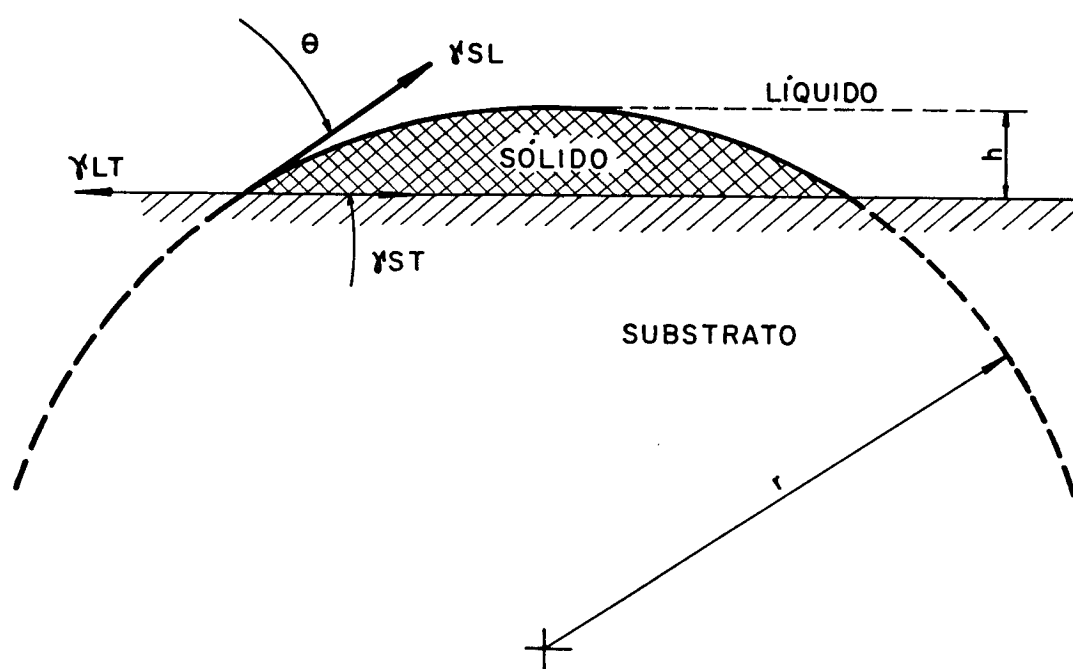


FIGURA II.3 - Formação de uma calota esférica do metal que se solidifica sobre um substrato de nucleação plano, mostrando as energias de superfície envolvidas.

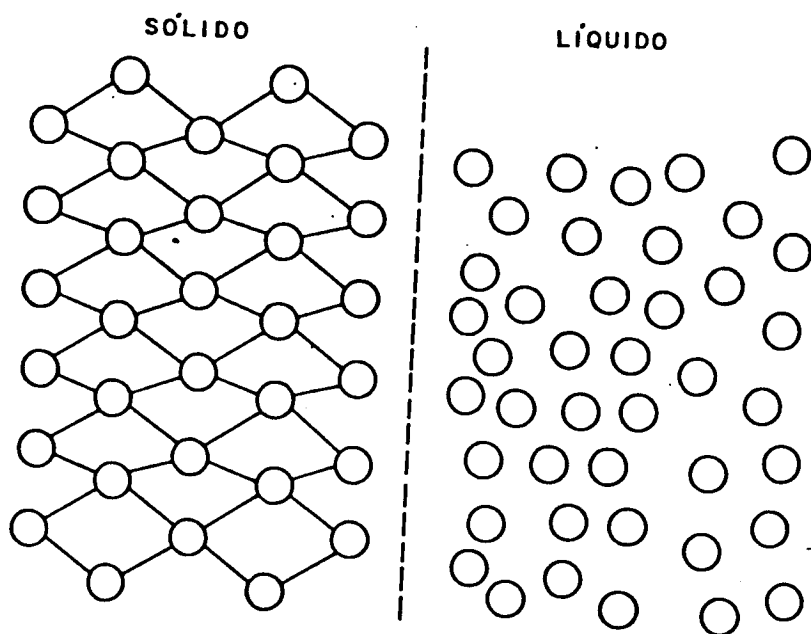


FIGURA II.4 - Representação esquemática da interface difusa.

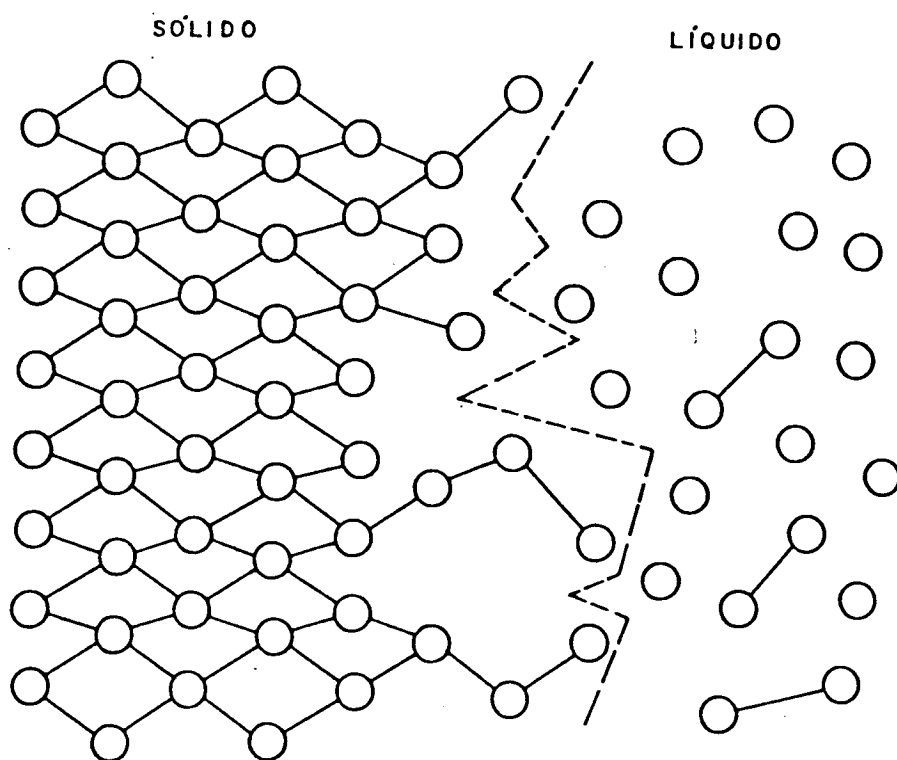


FIGURA II.5 - Representação esquemática da interface facetada.

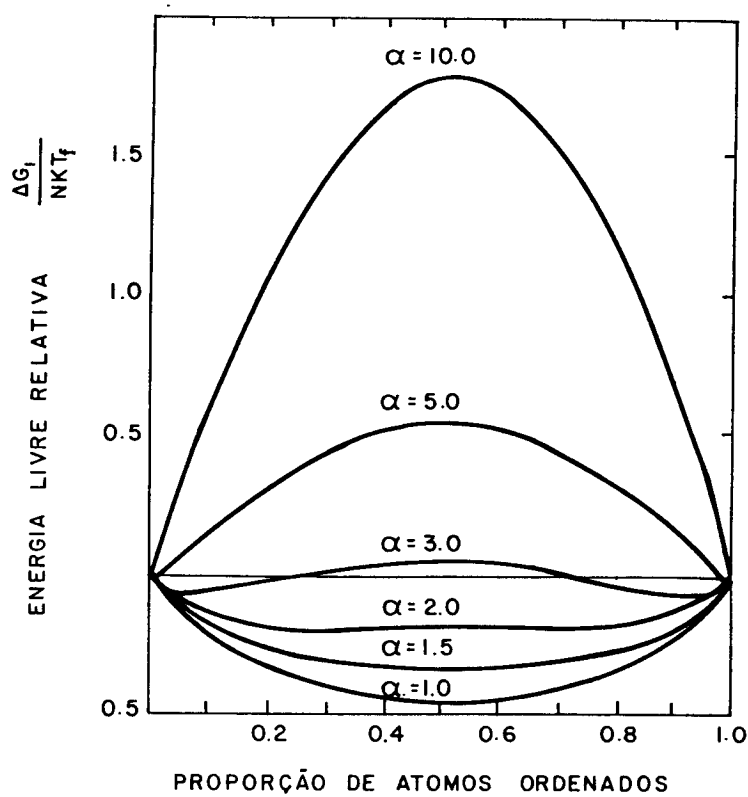


FIGURA II.6 - Variação da energia livre de interface em função da fração de átomos ordenados, para diferentes valores do parâmetro α

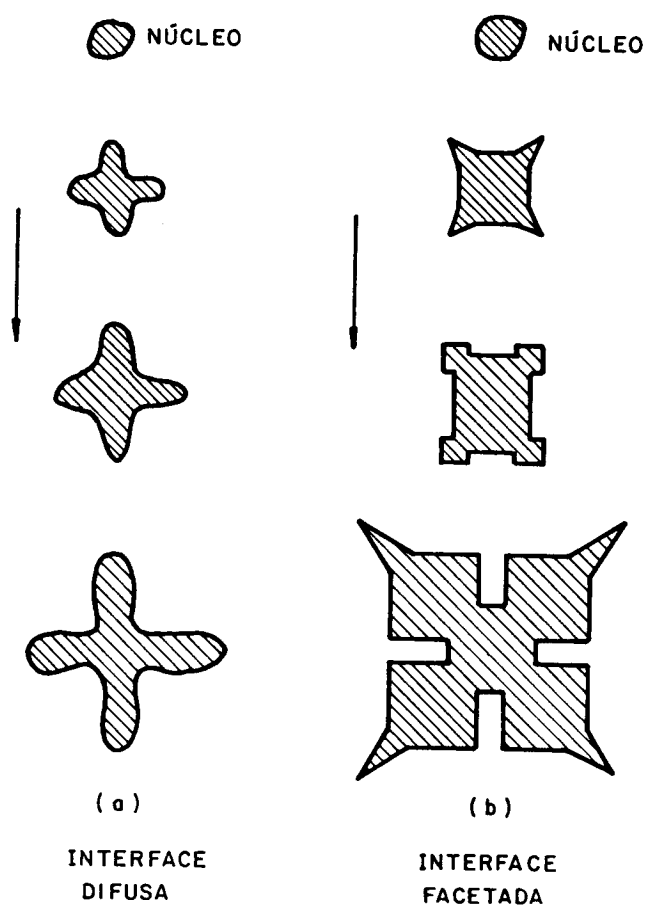
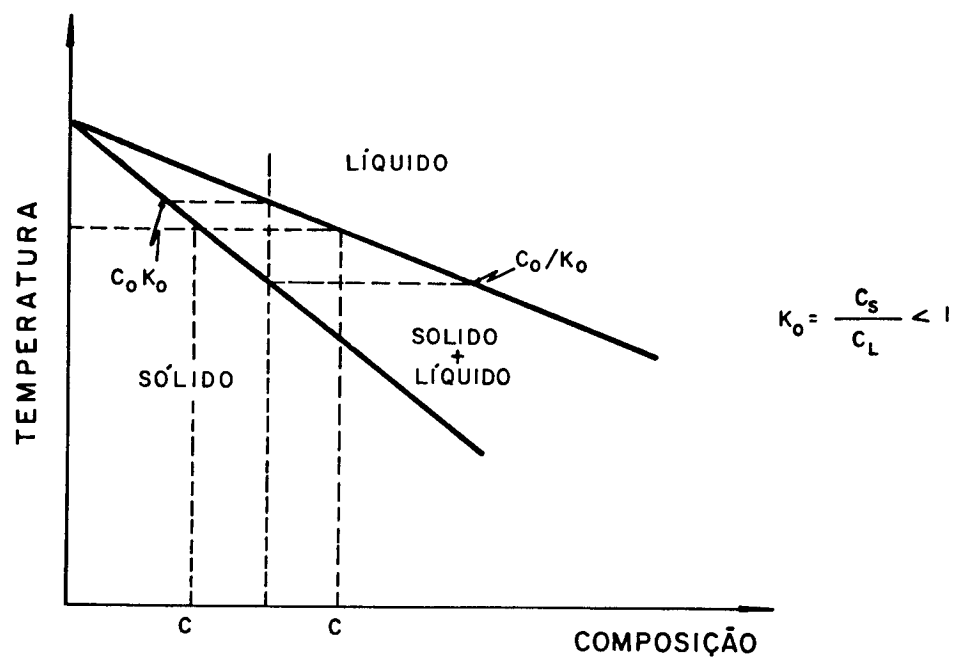
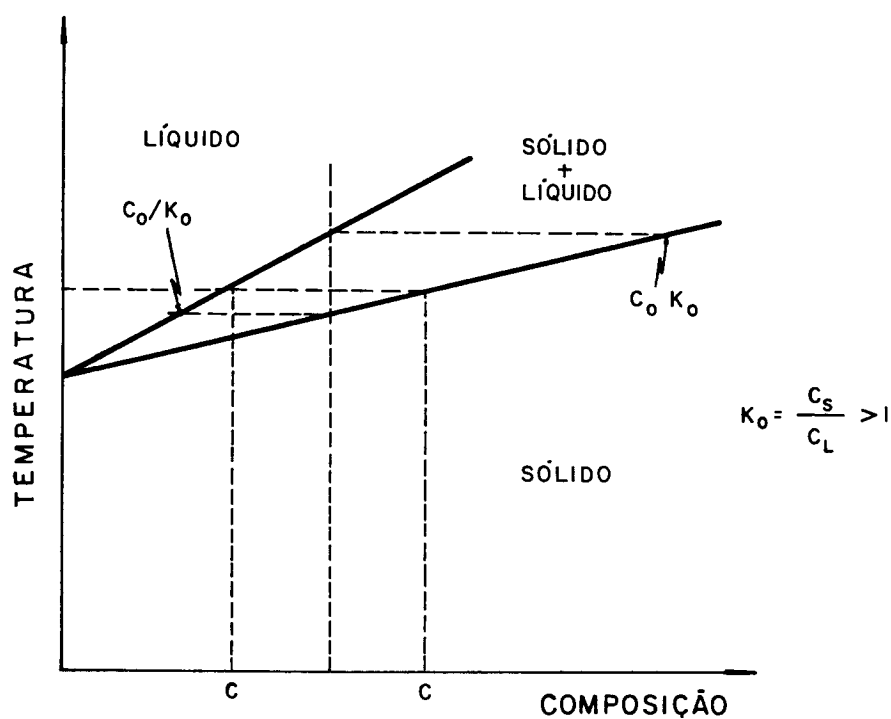


FIGURA II.7 - Esquema do tipo de crescimento de
(a) interface difusa
(b) interface facetada



(a)



(b)

FIGURA II.3 - Representações parciais de diagramas de fase com diferentes coeficientes de partição de soluto. (a) tipo eutético ($k_0 < 1$) e (b) tipo peritético ($k_0 > 1$).

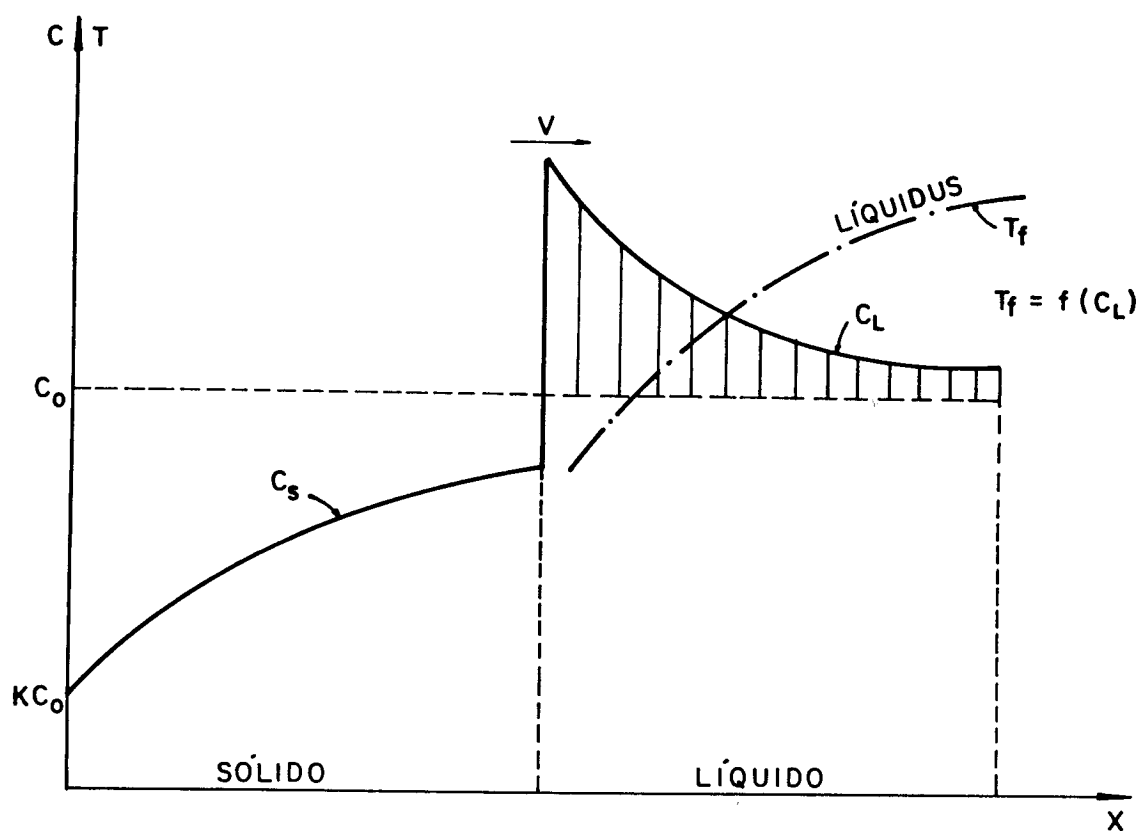


FIGURA II.9 - Esquema da correspondência entre o perfil de soluto acumulado no líquido e o perfil de temperatura de solidificação (liquidus).

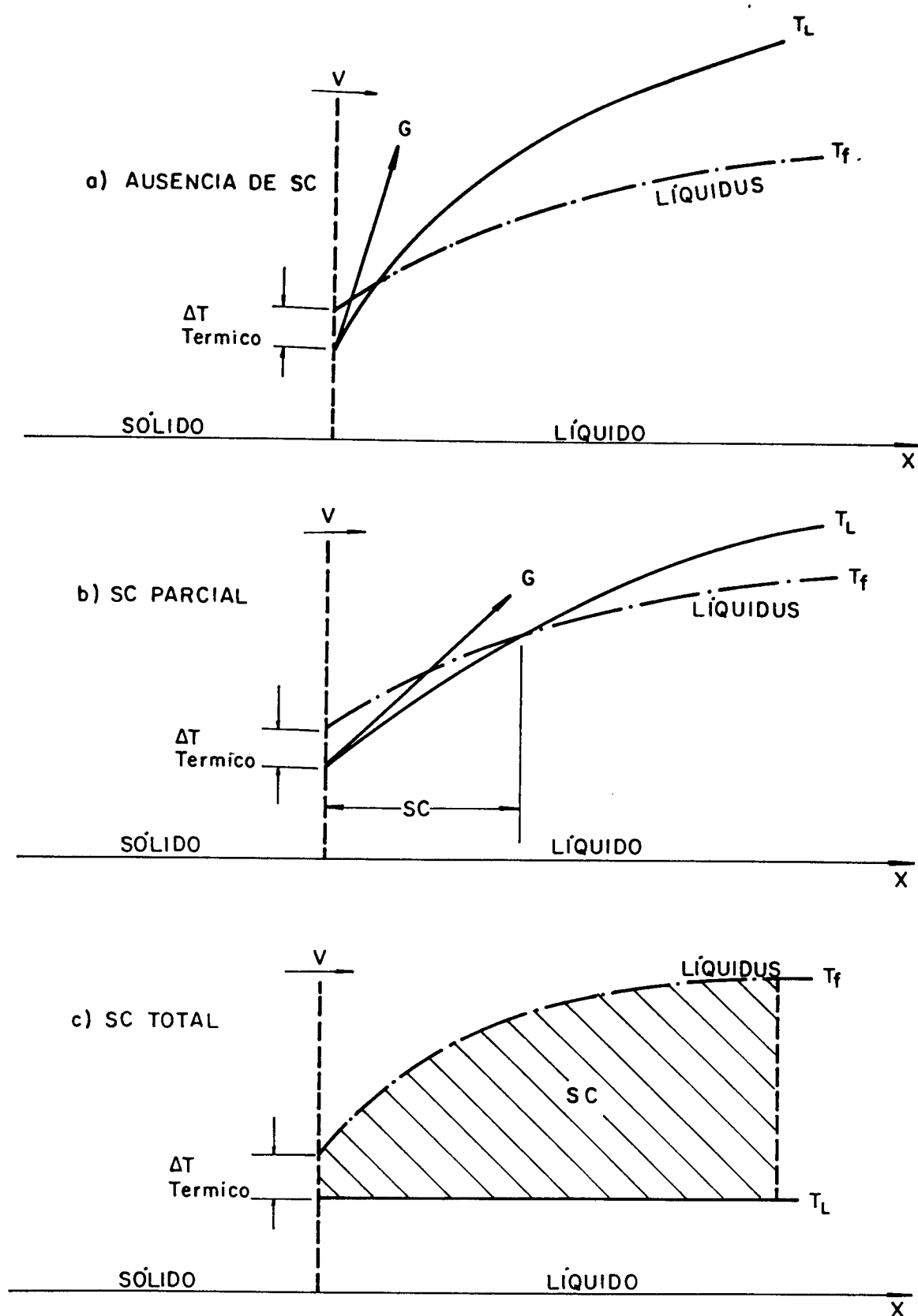


FIGURA 11.10 - Evolução do Superesfriamento Constitucional (SC) adiante da interface sólido/líquido durante o processo de solidificação em sistemas metal/molde.

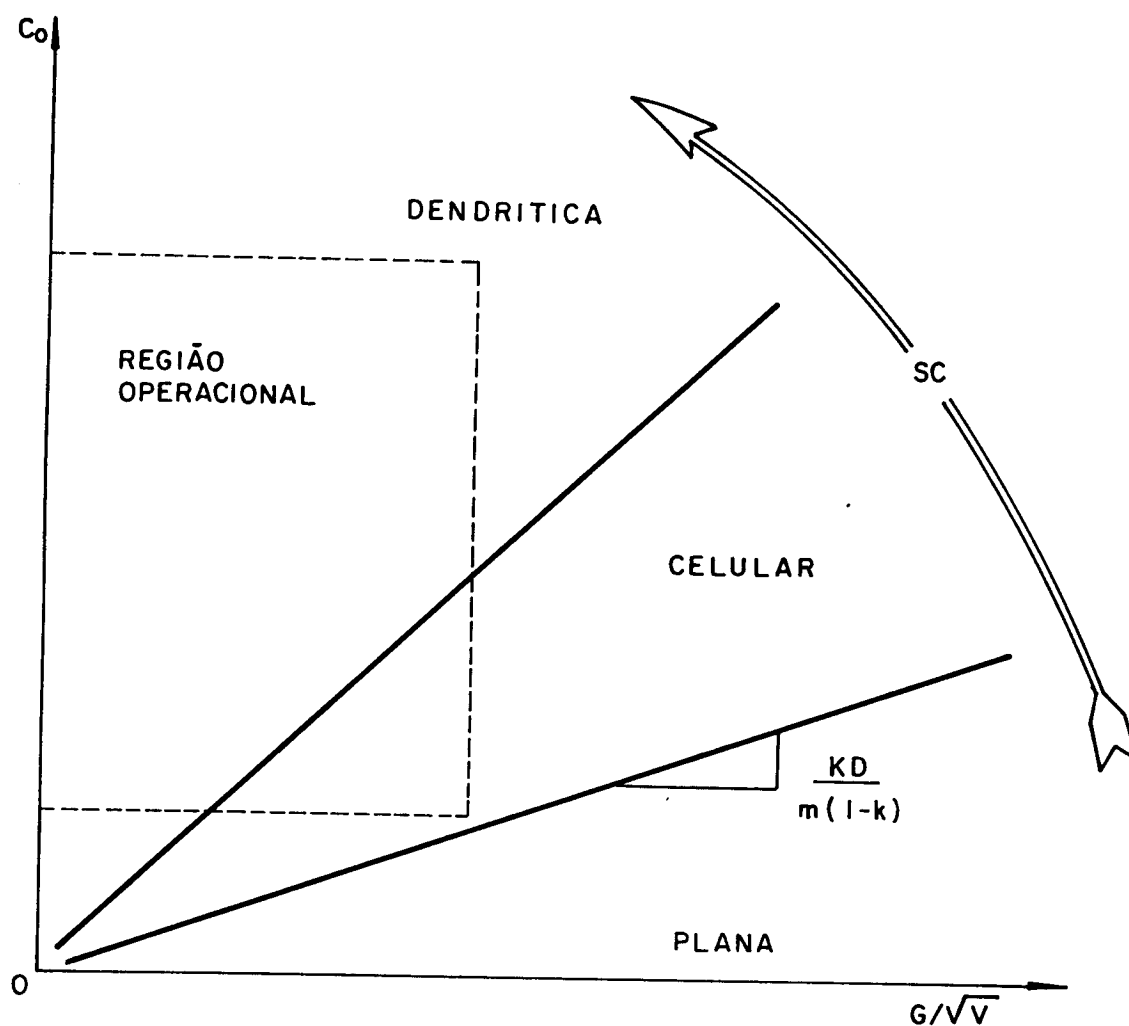


FIGURA II.11 - Tipos de microestrutura de crescimento de interface sólido/líquido, em função dos parâmetros de solidificação. No gráfico encontra-se indicada uma região que caracteriza as situações encontradas nas operações normais de fundição e lingotamento

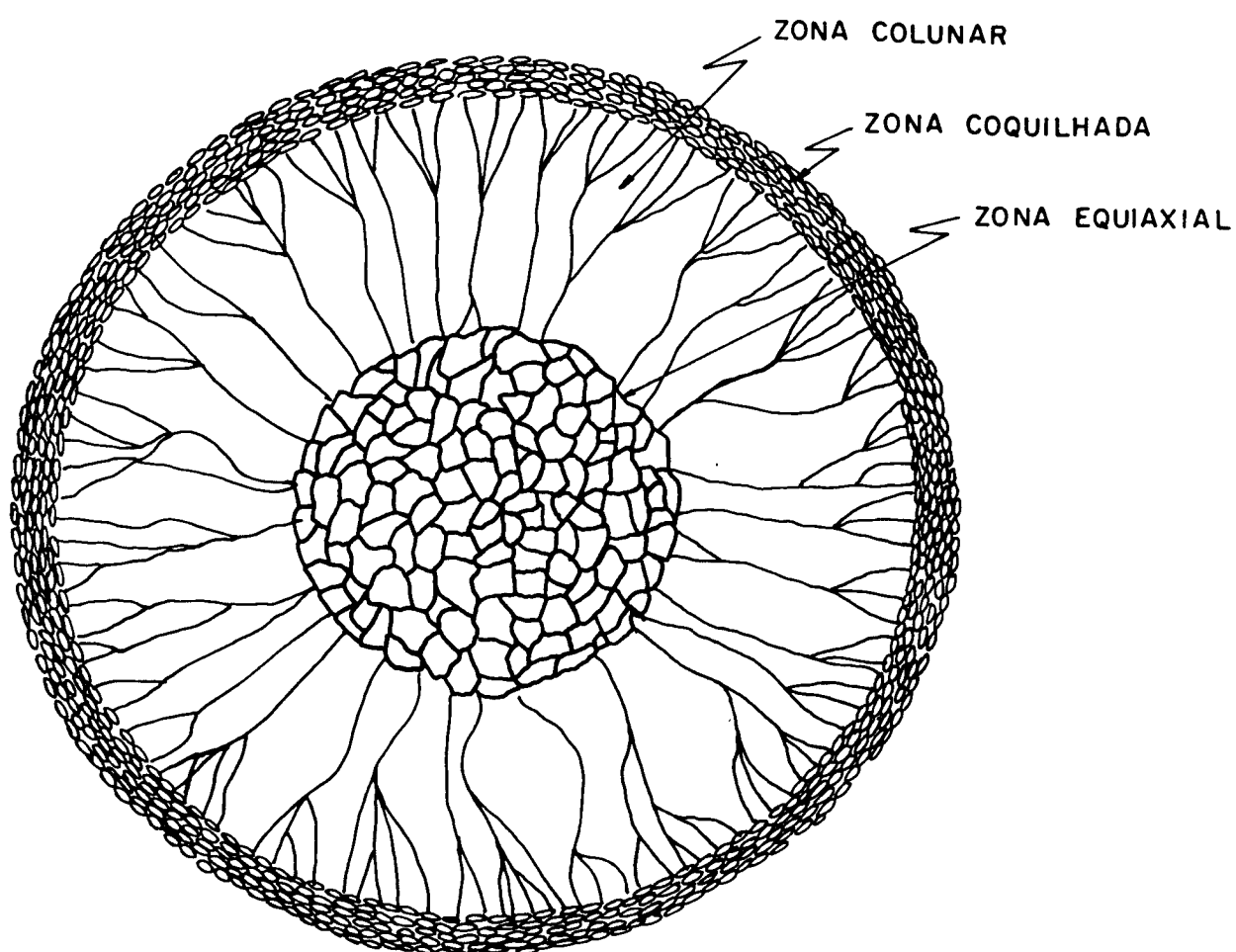
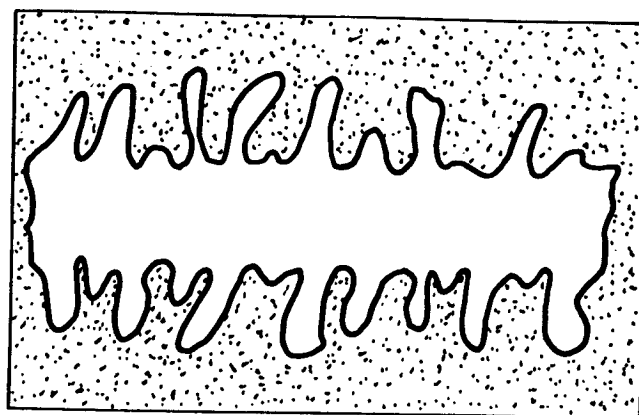
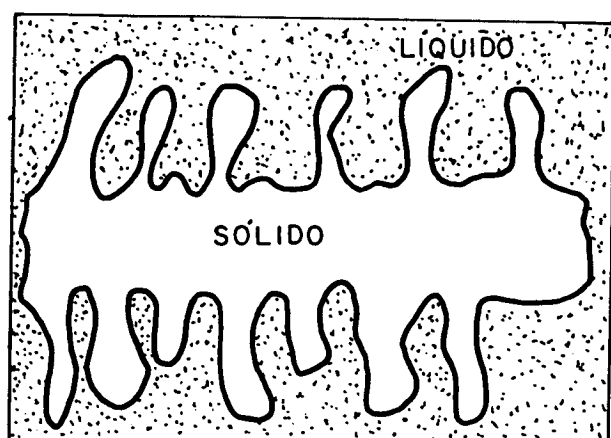


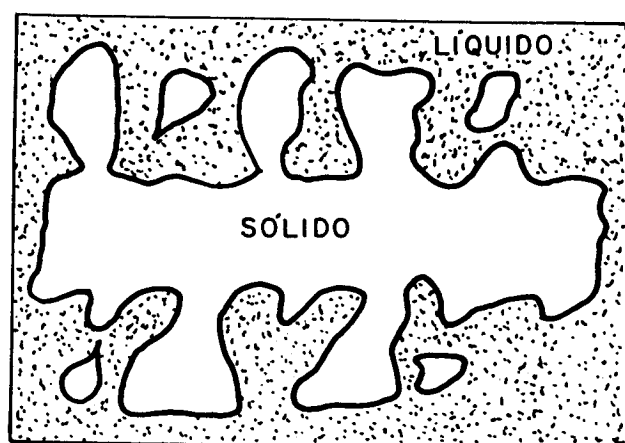
FIGURA II.12 - Secção transversal de estrutura típica de fundição, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial



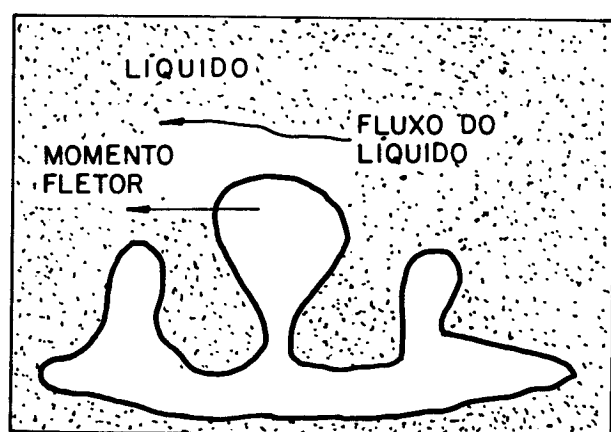
(a)



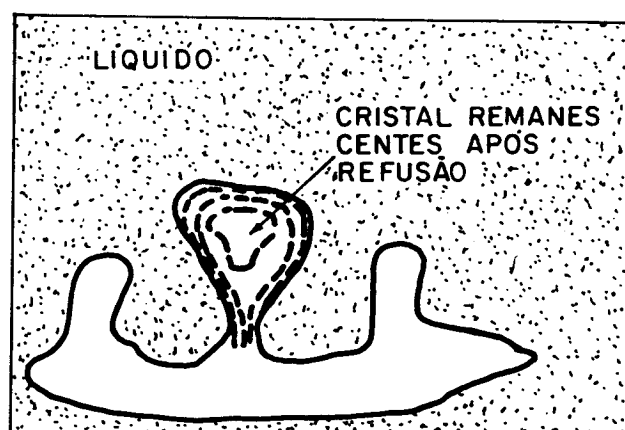
(b)



(c)



(d)



(e)

FIGURA II.13 - Diagrama esquemático do crescimento dendrítico da interface sólido/líquido de (a) a (c) para diversos estágios da solidificação. (d) Atuação do movimento de líquido. (e) Ação da flutuação térmica.

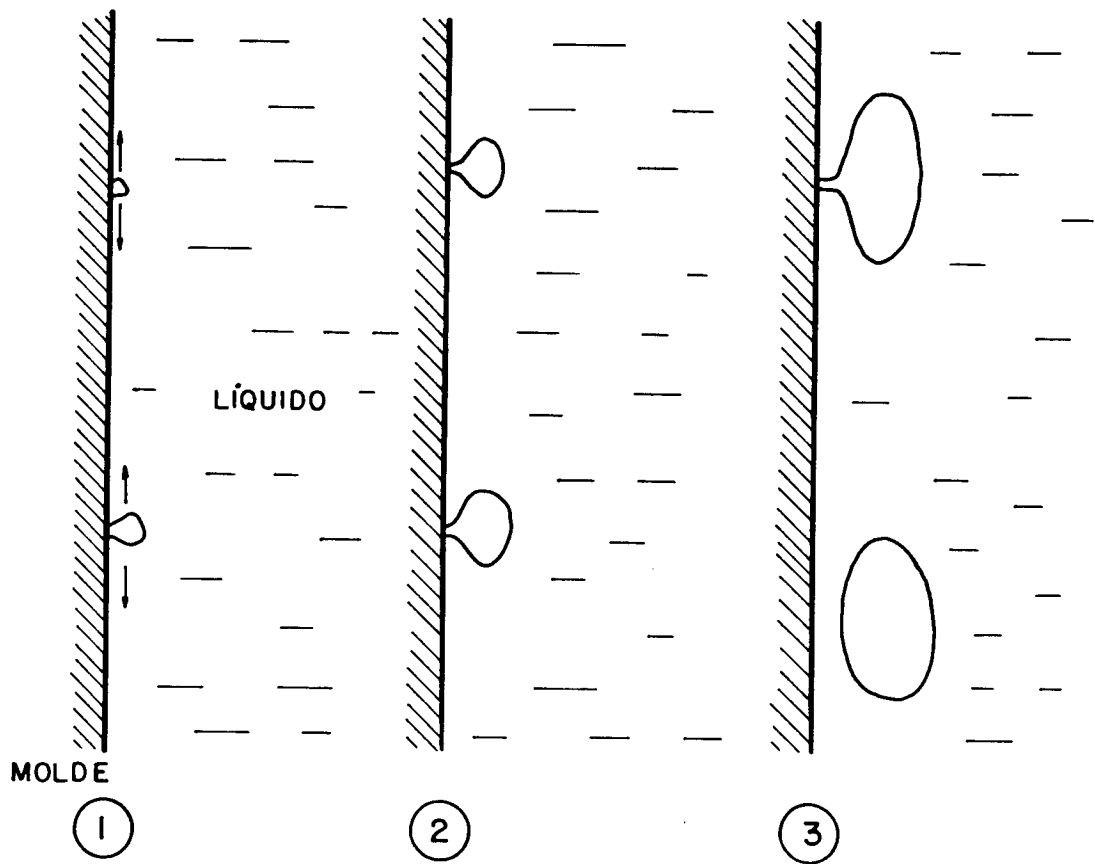


FIGURA II.14 - Ilustração esquemática do mecanismo de formação e separação de grãos equiaxiais da parede do molde.

CAPÍTULO III

PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO

III.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

No capítulo anterior, foi feita uma revisão dos princípios básicos de solidificação, para um melhor entendimento das estruturas normalmente obtidas em solidificação dos metais, ou seja, estruturas dendríticas simples. Vamos agora discorrer sobre reofundição e as descobertas que antecederam e possibilitaram esse processo com uma particular estrutura de solidificação.

Os processos de formação de metal, de corrente importância comercial, vêm empregando ou o metal completamente líquido (fundição por pressão, fundição com molde de areia, etc.) ou completamente sólido (forjamento, extrusão, etc). Normalmente nesses processos não se utiliza metais semi-sólidos, porque, na solidificação convencional de ligas, a estrutura dendrítica começa a se firmar quando se tem a ordem de 20% de sólido. E esse material parcialmente solidificado não permite deformações homogêneas sem trincas ou a formação de segregados^(32,33). Aparentemente as dendritas crescem o bastante que formam uma rede dendrítica que resiste a deformações. Em experiências com pó de metais sinterizados que suportam essa hipótese tem sido observado que essa cadeia se forma em sinterizados compactos, a aproximadamente a mesma fração de sólido⁽³⁴⁾.

Recentes descobertas, nos mostram que quando o metal é vigorosamente agitado durante a solidificação, o sólido que se forma tem uma estrutura especial "não-dendrítica"⁽³⁵⁾.

III.2 - COMPORTAMENTO REOLÓGICO DE METAIS PARCIALMENTE SOLIDIFICADOS

É sabido que em ligas de fina granulação, a contração, nos estágios iniciais da solidificação é compensado pelo movimento simultâneo de líquido e sólido. Isso é chamado de "alimentação de massa"⁽³⁶⁾. Nos seguintes estágios da solidificação o crescimento

to dendrítico forma um esqueleto contínuo com a zona sólido/líquido. Refrigerado continuamente, esse esqueleto está sujeito a deformações, devido a contrações térmicas. Essas deformações podem ser localizadas. Nos locais de regiões de altas deformações as ligações entre dendritas e/ou braços dendríticos são quebradas, as dendritas se separam e se não houver suficiente fluido para se preencher esse espaço vamos ter defeitos como "gotas quentes". Mesmo com esse espaço preenchido, algumas vezes, regiões segregadas são produzidas e chamamos de "gotas quentes preenchidas"⁽³⁷⁾. Dependendo de alguma forma do tamanho de grão esse esqueleto sólido se forma com frações de sólidos da ordem de poucas dezenas e as forças de tensão crescem rapidamente. Na liga de alumínio, por exemplo, se tem forças da ordem de 100 psi (7×10^6 dynes por cm^2) para uma fração de sólido de 0,5⁽³²⁾.

Flemings e seu grupo ⁽³⁵⁾ nos mostra que agitação vigorosa do metal atrasa a formação dessa rede de sólido contínuo para altas frações de sólido. Eles demonstram que uma liga de Sn-15% Pb pode se comportar como uma pasta tixotrópica^(*) para frações de sólido maiores que 0.5. Na faixa de aproximadamente 0 até 0.5 de fração de sólido, o comportamento reológico das ligas é similar a maioria das "pastas".

A viscosidade aparente para "pastas" Newtonianas aumenta com a quantidade de sólido presente. Essa viscosidade aparente aumenta rapidamente para valores entre 0.4 e 0.6 de fração de sólido. Para "pastas" Newtonianas a tensão de cisalhamento do fluxo é proporcional a taxa do fluxo de cisalhamento. Na figura III.1 foram plotados dados de uma variedade de dispersões de suspensões Newtonianas de partículas esféricas uniformes como poliestireno ,

* O que caracteriza o fluido como uma pasta tixotrópica, é a viscosidade que decresce rapidamente com o aumento da taxa de cisalhamento, mais o fator de que de alguma forma o efeito é dependente do tempo. Tixotropia é a propriedade de comumente possuída pelas pastas; isso geralmente resulta do surgimento de algum tipo de estrutura com essa pasta. No caso dos metais reofundidos, esse surgimento estrutural provavelmente ocorre pelo "soldamento" parcial das partículas sólidas primárias, que ocorre em maior extensão a baixas taxas de cisalhamento, que a altas taxas de cisalhamento⁽⁴¹⁾.

latex, vidro e metil-metacrilato⁽³⁸⁾. Quando relacionados a viscosidade relativa x fração de sólido, os dados se encontram entre a curva esperada, para os materiais. Esse experimento foi feito com partículas esféricas de diâmetro que variaram de 0.099 a 435 μ . Viscosidade de suspensão com partículas irregulares são maiores para um dado volume de fração de sólido.

No estado estacionário a viscosidade aparente de pastas não newtonianas depende da mesma maneira como as de pastas newtonianas. Entretanto, a viscosidade aparente depende da taxa de cisalhamento e pode exibir dependência com o tempo. Pode também aumentar ou diminuir com o aumento da taxa de cisalhamento. De particular importância são as pastas tixotrópicas, em que a viscosidade diminui com o aumento da taxa de cisalhamento e que a mudança de viscosidade é dependente do tempo e reversível. Exemplos disso, são pastas de dispersões aquosas de óxidos metálicos, dispersões de pigmentos e polímeros parcialmente cristalizados^(39,40).

A dependência da viscosidade com o tempo e a taxa de cisalhamento em pastas tixotrópicas, resulta da formação e quebra das ligações estruturais entre as partículas da pasta. Para baixas taxas de cisalhamento muitas ligações são feitas entre as partículas e a viscosidade é alta. Em muitas "pastas" como essas, parece que o fluxo básico com a baixa taxa de cisalhamento é um conglomerado de muitas partículas, com o fluido incluído. Para altas taxas de cisalhamento, as ligações estruturais entre as partículas são quebradas e a resistência ao fluxo conseqüentemente reduzida. No estado estacionário o equilíbrio existe entre a taxa de formação e destruição de ligação entre as partículas e a viscosidade é constante. O tempo necessário para se alcançar a viscosidade de estado estacionário, depois da mudança da taxa de cisalhamento, depende do mecanismo de formação de ligações. Esse tempo é chamado de "tempo de recuperação tixotrópica"^(35,39).

III.3 - VISCOSÍMETRO DE COUETTE

As descobertas que formam a base para o processo de Reofundição tiveram sua origem, na utilização de um viscosímetro de Couette para altas temperaturas, para trabalhar com ligas estanho-chumbo⁽³⁵⁾. Nesse aparato, o metal líquido foi colocado no

espaço anular entre dois cilindros. O cilindro externo foi rodado a velocidade superior a 100 rpm, com isso resultando em taxas de cisalhamento da ordem de 750 s^{-1} no espaço anular. A figura III.2 nos ilustra o sistema acima mencionado. A estrutura foi obtida com refrigeração constante, durante a rotação, até se obter uma fração de sólido de aproximadamente 60% e então resfriado rapidamente. As pequenas partículas, "não dendríticas", arredondadas, são as partículas sólidas primárias. O fundo escuro, é a matriz que se solidificou rapidamente com uma estrutura dendrítica fina.

Uma importante significação desse experimento é que o cisalhamento no fluido, ocorre uniformemente. Não existem planos preferenciais de cisalhamento ou surgimento de fissuras, como normalmente ocorre quando sólidos dendríticos são deformados em estado semi-sólido.

Na figura III.3, estão relacionadas viscosidade e diferentes taxas de cisalhamento $\dot{\gamma}_0$. A viscosidade é muito baixa para baixos volumes de fração de sólido e aumenta lentamente quando as frações de sólido aumentam. Para frações de sólido, acima de 50% a viscosidade é da ordem de 10 poise, que é aproximadamente a viscosidade de um óleo de máquina pesada. Ainda na figura III.3 podemos perceber que a viscosidade depende fortemente da taxa de cisalhamento, ou seja, quanto vigorosamente esta pasta é agitada.

Para valores intermediários de fração de sólido (ex. 0.45) e a baixa ou nula taxa de cisalhamento, a viscosidade dessas pastas pode atingir valores altos de forma que esse material possa ser tratado como um "sólido-mole". Subseqüentes aplicações de cisalhamento reduzem a viscosidade novamente ao baixo nível em que foi formado; ver figura III.4.

Flemings⁽⁴¹⁾ se referindo a trabalhos do seu grupo,^(42, 43, 44) onde estudaram os efeitos das variáveis do processo na estrutura e no comportamento do fluxo, apresenta alguns tópicos importantes como: que a viscosidade é dependente da esferoidicidade das partículas sólidas primárias. Partículas que são semi-dendríticas em sua forma, produzem pastas com maior viscosidade que as perfeitamente arredondadas. Outro fator de significância é o efeito da taxa de resfriamento no tamanho das partículas primárias. Taxas rápidas de resfriamento produzem partículas primárias pequenas, figura III.5. Partículas primárias muito finas, são conseguidas quando a taxa de resfriamento durante a fase de agitação da operação é alta. Entretanto, a taxa de cisalhamento também preci-

sa ser alta, a altas taxas de resfriamento se se pretender obter partículas esféricas no processo. Não se sabe ainda, entretanto, quão fina se pode obter as partículas, ou de que forma é importante a esferoidicidade na obtenção de viscosidades bem reduzidas.

III.4 - DESCRIÇÃO DO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO

Considere uma liga binária de composição média inicial C_0 , como mostrada no diagrama de fases, na figura III.6. Se solidificada normalmente, vamos obter uma estrutura dendrítica. O processo de solidificação se inicia a temperatura do líquido T_L , terminando em T_E . temperatura do eutético.

A poucos graus abaixo da temperatura "liquidus" quando a fração de sólido é da ordem de 20%, a rede dendrítica já se torna resistente a deformações homogêneas. Entretanto, se a liga começada a ser agitada um pouco acima da temperatura "liquidus", T_L , ou seja, a T_p e se refrigerarmos esse metal, durante vigorosa e contínua agitação, o sólido que se forma vai ter uma estrutura especial, "não dendrítica". Essa agitação vigorosa, como já foi dito, atrasa a formação de uma rede contínua de sólido, para frações de sólido acima de 60%⁽³⁵⁾.

Reofundidos podem ser obtidos isotermicamente ou por refrigeração contínua. No processo isotérmico, a liga é vigorosamente agitada a uma temperatura constante entre "liquidus" e "solidus" e seguida pelo vazamento. Devido a natureza tixotrópica da pasta, assim que a agitação é interrompida, a pasta gradualmente vai se tornando mais viscosa. Se se pretender empregar vantajosamente a fluidez da pasta, a etapa seguinte, o vazamento, deve ser feita imediatamente após o interrompimento da agitação. A quantidade de reofundição isotermicamente, nem sempre é atrativa para a indústria e uma vez que as técnicas de reofundição contínua, comecem a ser exploradas⁽⁴⁵⁾. Na técnica de reofundição contínua, o metal fundido entra no espaço anular a temperatura acima da "Liquidus" e sai a uma temperatura entre a "liquidus" e "solidus". Durante esse caminho percorrido pelo metal a liga é continuamente agitada e ao mesmo tempo refrigerada. Se o vazamento se seguir imediatamente a saída, o comportamento tixotrópico do material não complica o sistema e ao mesmo tempo uma quantidade grande desse

material reofundido pode ser produzido. No caso dos materiais reofundidos, as "pastas" de metal possuem viscosidades relativas que são 1 ou 2 vezes de maior ordem de grandeza que suspensão de esferas não interagidas de poliestireno, borracha, etc, de acordo com a figura III.1 e são da mesma ordem de grandeza de suspensão de partículas interagidas como Kaolin (areia) em água. Na Figura III.7 nos temos a comparação da viscosidade relativa do Sn-15% Pb com a de outras suspensões⁽⁴⁶⁾. A alta viscosidade desses tipos de suspensão, tem sido explicada com base no mecanismo de agregação⁽⁴⁷⁾. Um mecanismo similar tem sido proposto para partículas sólidas interagidas, na pasta metálica⁽⁴⁶⁾.

Algumas tendências gerais, relacionando as variáveis do processo (taxas médias de cisalhamento e resfriamento e volume de fração de sólido) com a estrutura e viscosidade de pastas metálicas, foram propostas por Mehrabian⁽⁴⁸⁾:

- a) Aumentando-se a taxa média de cisalhamento, geralmente se reduz a quantidade de líquido "retido" nas partículas sólidas, resultando num correspondente decréscimo na viscosidade. Taxa de cisalhamento também afeta o tamanho das partículas primárias, a baixas taxas de resfriamento $\sim 10^{-2}$ °C/seg, o tamanho das partículas sólidas primárias, diminui com o aumento da taxa média de cisalhamento.
- b) Aumentando-se a taxa média de refrigeração durante a solidificação primária, se reduz o tamanho das partículas sólidas primárias, mas se aumenta a quantidade de líquido retido, aumenta o volume efetivo de fração de sólido na pasta, portanto aumenta a viscosidade.
- c) Quando o volume de fração de sólido na pasta aumenta, o mesmo vamos ter com a viscosidade.
- d) Para dadas taxas médias de cisalhamento e refrigeração, a viscosidade relativa de metais parcialmente solidificados com volumes de fração de sólido, maiores que $\sim 0,2$ pode ser descrita por uma equação exponencial

$$\eta_r = A \exp (B.f_s) \quad (\text{eq.III.1})$$

onde

A e B são constantes dependendo da taxa média de cisalhamento e refrigeração e

f_s : volume de fração de sólido.

- e) pastas metálicas são tixotrópicas (sua viscosidade diminui com o aumento da taxa de cisalhamento, é dependente do tempo e reversível) e apresenta o fenômeno loop de histerese similar a outros sistemas tixotrópicos. Áreas medidas do loop de histerese (a medida quantitativa de tixotropia), aumenta com o volume de fração de sólido, viscosidade inicial e tempo de permanência.

A figura III.8, nos ilustra o esquema de funcionamento do equipamento projetado, e construído para realização da parte experimental desse trabalho.

III.5 - POSSÍVEIS MECANISMOS DE CRESCIMENTO DENDRÍTICO

O mecanismo de crescimento dendrítico nos metais semi-sólidos ainda não está completamente entendido. Existem algumas proposições e diferentes linhas de pensamento que se baseiam ou na fragmentação dendrítica ou num totalmente diferente mecanismo de crescimento.

O grupo de Tillier⁽²⁵⁾ tem mostrado que o efeito do movimento de convecção do fluido na interface de solidificação dendrítica é a fragmentação dendrítica. Esse movimento de fluido, pode originar uma múltipla quebra dos ramos primários e braços dendríticos. A dendrita que sob condições normais de solidificação resultaria num único grão, pode entretanto devido o vigoroso movimento convectivo se tornar em numerosos grãos microscópicos. Uma outra possibilidade envolve a refundição de dendritas pela vigorosa ação do movimento do fluido que poderia novamente resultar na segmentação dendrítica pela ação de pulsos de calor⁽²⁴⁾.

Vogel e seu grupo⁽⁴⁹⁾ mostraram teoricamente que a convecção presente durante a fundição aumenta a instabilidade da forma das partículas esféricas e promove um rápido crescimento dendrítico com finas dendritas radiais. Entretanto, contradizendo es

sa teoria, em suas próprias observações eles encontraram partículas esféricas depois da reofundição. Isso poderia significar que: (i) ter-se-ia uma alta taxa de nucleação primária ou (ii) teríamos fragmentação dendrítica durante a reofundição. Eles propõem a possibilidade de fragmentação dendrítica com a análise do dobramento do braço dendrítico com um ângulo de 20° ou mais graus. Eles sugerem que se o braço dendrítico é curvado de um ângulo θ em relação a sua posição original, os deslocamentos extras, requeridos para se realizar a rotação do braço dendrítico pode ser colapsada pelos processos de recuperação e recristalização num contorno de grão com estrutura desordenada. Isso eventualmente poderia induzir a um completo molhamento do contorno de grão por um filme líquido seguido pela separação de braços dendríticos fortemente curvados por um processo de fundição induzida de contorno de grão.

Essa proposição, no entanto, vem sendo questionada^(50,51) Kievits & Prabhakar⁽⁵¹⁾ comparando as estruturas reofundidas de Al-Cu e as de Al-Mg sugerem a possibilidade de diferente mecanismo de crescimento devido a agitação. No líquido remanescente, a nucleação pode ser predominante ou o crescimento de dendritas já existentes pode ser predominante. No primeiro caso a estrutura será do tipo da figura III.9 (Al-Cu) e no segundo caso, similar a estrutura obtida na figura III.10 (Al-Mg). Uma interessante comparação foi feita pelos autores acima mencionados⁽⁵¹⁾ em relação a fotografias de fratura, acima comentada, obtidas por microscopia eletrônica das duas diferentes ligas, onde especulam o comportamento do líquido remanescente durante a agitação. No caso da figura III.9 na liga Al-4% Cu o líquido remanescente pode se solidificar entre as partículas primárias, de forma dendrítica, ou pode ser "borrifado" entre as dendritas primárias como na liga Al-10% Mg (figura III.10) para produzir um posterior engrossamento dendrítico. Isso inclusive levanta a questão de se definir precisamente a estrutura reofundida: se seria uma estrutura dendrítica dupla ou uma estrutura completamente esferoidizada de forma não dendrítica.

A análise teórica⁽⁵²⁾ prediz que a agitação aumenta a instabilidade de forma das partículas esféricas que estão solidificando, sob determinadas condições de resfriamento. Os experimentos de Kievits & Prabhakar⁽⁵¹⁾ com Al-6% Mg, vagarosamente agitado a 100 rpm, mostram que estas partículas se iniciam na forma de pequenas rosetas esféricas (figura III.11). Vogel e seu grupo⁽⁴⁹⁾ também obtiveram os mesmos resultados com a liga Al-20% Cu.

III.6 - RELAÇÃO DO NÚMERO DE REYNOLDS COM O DIÂMETRO DA PARTÍCULA

Nenhum dos autores que vem trabalhando com ligas reofundidas, até o presente momento, conseguiu relacionar as formas e o tamanho das partículas primárias com as variáveis hidrodinâmicas no processo de solidificação. Isso porque é praticamente impossível calcular números dimensionais para metais reocastados, porque parâmetros como coeficiente de transferência de calor (h), tamanho de cristal (L) e a velocidade relativa de fluido (v) são muito difíceis de se determinar experimentalmente^(53,54). Para evitar essas dificuldades, Vogel⁽⁵⁵⁾ tenta explicar a variação do tamanho do cristal com a velocidade de agitação, relatando o tamanho do redemoinho turbulento e a microescala de turbulência perto da hélice agitadora.

Foram utilizadas ligas Al-20-24% Cu, num cadinho com uma hélice de 25mm. O metal foi agitado e resfriado até atingir a temperatura eutética, então a agitação foi interrompida e o metal resfriado rapidamente no cadinho. Medindo-se o diâmetro médio das partículas em diferentes partes do lingote se vê que o diâmetro médio das partículas diminui quando o número de Reynolds para agitação aumenta.

$$Re_R = \frac{wR^2}{\gamma_m} \quad (\text{eq. III.2})$$

onde: w = velocidade angular

R = raio de agitação

γ_m = viscosidade cinemática da mistura sólida fundida.

Estes resultados podem ser vistos na figura III.12. Para se explicar o decréscimo do tamanho da partícula com a taxa de agitação foi usado o modelo de Levich⁽⁵⁶⁾ para fluxo turbulento. Esse modelo visualiza o fluxo turbulento como uma série aleatória de perturbações instabilizadoras no local da velocidade instantânea do fluido (movimento caótico). São chamados redemoinhos e se superimpõem ao fluxo principal.

Uma forma de se trabalhar com o fluxo turbulento é associar a velocidade v com a largura l onde a velocidade é grosseira

ramente constante para uma região particular do fluido. Empregando-se a análise dimensional é possível mostrar que número de Reynolds de redemoinho é da seguinte forma⁽⁵⁰⁾:

$$Re_1 = (1/R)^{4/3} Re_R \quad (\text{Eq.III.3})$$

onde: $Re_R = wR^2/\gamma_m$, $Re_1 = vl/\gamma$

γ_m e γ são viscosidades cinemáticas da mistura e do líquido, respectivamente.

Quando as forças viscosas do fluido se igualam as forças inerciais, o número de Reynolds de redemoinho (equação III.3) é igual a unidade, e teremos:

$$l_o = R/R_e^{3/4} \quad (\text{Eq.III.4})$$

$$v_o = \gamma/l_o \quad (\text{Eq.III.5})$$

l_o : é conhecido como microescala de turbulência.

No caso presente l_o varia com Re_R de acordo com a figura III.12. A viscosidade γ_m de mistura sólido-líquido para a liga Al-20/24%Cu corresponde a uma fração de sólido de 0.4 a temperatura do eutético⁽⁵⁷⁾.

Aparentemente o tamanho da partícula é da ordem de magnitude de l_o somente para altos números de Reynolds. Apesar dos valores do número de Reynolds Re_R serem abaixo dos valores normalmente associados com o fluxo turbulento, Vogel⁽⁵⁵⁾ justifica assumir o movimento turbulento no presente caso, com os seguintes argumentos: A fase líquida tem viscosidade de aproximadamente $10^{-2} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$. Se o volume de fração de sólido está abaixo de 0.5-0.6, o sistema pode ser considerado como suspensão de sólido no líquido⁽⁵⁷⁾. Então, colocando $\gamma=10^{-2}$, o número de Reynolds usado na figura 24 aumenta em duas vezes em ordem de grandeza, ou seja 10^3 - 10^4 . Isso

corresponde a completa turbulência na região próxima da hélice. Ou seja, o efeito de bombeamento da agitação provavelmente fará o líquido passar nessa região, várias vezes durante o experimento.

Em função da análise acima feita, Vogel⁽⁵⁵⁾ propõe o seguinte modelo para a formação da microestrutura: A temperatura abaixo do ponto de fusão da liga, se desenvolve o fluxo turbulento. O primeiro sólido é formado por nucleação heterogênea^(58,59), crescendo rapidamente mantendo a forma esférica até que se torne instável⁽⁶⁰⁾. Se a velocidade de agitação é tal que a microescala l_0 é da ordem do diâmetro de partícula, as forças viscosas atuam no crescimento do cristal quebrando os braços dendríticos. Um mecanismo de multiplicação cristalina pode então operar nas partículas individuais⁽⁶¹⁾. Por outro lado se a microescala l_0 é muito maior que o máximo tamanho de partícula (baixa velocidade de agitação) não ocorre interação e as partículas são colocadas fora por segregação gravitacional⁽⁵⁵⁾.

III.7 - MICROESTRUTURA DENDRÍTICA DUPLA E DISTRIBUIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA

Por microestrutura dendrítica dupla, se entende uma região ocupada por grossas dendritas embebidas numa fina estrutura dendrítica⁽⁶²⁾. Essas estruturas são algumas vezes observadas em fundição contínua e fundição por pressão e indicam que um primeiro e lento estágio de solidificação foi seguido por um outro estágio mais rápido ou então que a liga foi resfriada rapidamente no estado semi-sólido. O sólido dendrítico que se forma durante esse primeiro estágio é grosseiro por causa da alta temperatura e longo tempo avaliável para o engrosseiramento. Uma agitação vigorosa aumenta substancialmente o engrosseiramento e esferoidização das partículas sólidas.

Kattamis⁽⁶³⁾ trabalhando com a liga Al-4,5%Cu expressa a taxa de engrosseiramento como dS_v/dt onde S_v é a área da interface sólido-líquido por unidade de volume do sólido e t é o tempo; diz que a taxa de engrosseiramento pode aumentar de uma ordem de magnitude com agitação.

Foi previamente estabelecido⁽⁶⁴⁾ que para um sistema bi

nário, a taxa de engrossamento num tempo t e temperatura T é proporcional a:

$$\epsilon \sim \left\{ \frac{\sigma D_L T}{C_L (1-K) m_L H} \right\} \quad (\text{Eq. III.6})$$

onde:

- σ : é a energia de interface sólido-líquido
- D_L : difusividade de soluto no líquido
- C_L : concentração de soluto no líquido, na interface
- K : raio de partição de equilíbrio
- m_L : inclinação da linha liquidus
- H : calor volumétrico de fusão

Se essa mistura sólido/líquido for agitada, D_L precisa ser repostado por um coeficiente total de transporte de massa, que inclui um termo convectivo e seria responsável pelo aumento da taxa de engrossamento. O efeito da vigorosa agitação no engrossamento é a base do processo de reofundição.

A distribuição de elementos de liga nas regiões dendríticas grosseiras de estrutura dupla é basicamente diferente do que nas regiões dendríticas finas. Essa distribuição foi estudada por Swartzbeck e Kattamis^(63,65) para o caso de uma liga binária simples, Al-4,5%Cu fundida 1.5°C abaixo da temperatura liquidus.

O perfil de concentração de cobre, é ilustrado na figura III.13. Dentro da estrutura grosseira a concentração média de cobre é da ordem de 1% ao passo que na estrutura dendrítica fina é de aproximadamente 5%. Uma distribuição típica de perfis é vista na figura III.14. O perfil XY no interior da partícula esférica de estrutura grosseira, exibe um patamar de aproximadamente 1% de cobre. A concentração atinge cerca de 53% de cobre nos pontos X e Y com uma queda nas regiões de Al₂Cu. A distribuição do perfil UV através do braço dendrítico de fina estrutura apresenta um mínimo valor da ordem de 2% de cobre. Na trajetória ZW o mínimo correspondente é da ordem de 3% de cobre, provavelmente porque o plano de polimento não passe através do eixo do braço dendrítico. A fração de volume de não equilíbrio eutético interdendrítico foi medida e da ordem de 0,065 na estrutura dendrítica fina e 0.025 na estrutura grosseira.

A explicação proposta⁽⁶⁵⁾ para a distribuição desses elementos de liga é de que o engrosseiramento tem um importante papel na redistribuição de soluto dentro da estrutura dendrítica grosseira. Por outro lado, o retorno de difusão do soluto no sólido durante e depois da solidificação é esperado ser de pequena importância, principalmente pelos largos espaços ou distâncias de difusão envolvidas. Finalmente, para cristais esféricos individuais crescidos no metal, pode-se postular um estado constante de crescimento. Devido a esse crescimento pode-se então explicar a observada plataforma de concentração⁽⁶⁶⁾. No caso da fina estrutura dendrítica a difusão de retorno do cobre no sólido parece desempenhar um importante papel no estabelecimento da distribuição de perfil.

III.8 - COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS LIGAS REOFUNDIDAS

As informações sobre o comportamento mecânico das ligas reofundidas até o presente momento são muito poucas na literatura. Kattamis⁽⁶⁵⁾ estudou o baixo ciclo de fadiga das ligas Al-Cu exibindo estrutura dupla e foi estabelecida em dobramento reverso. Para tal, as amostras foram solucionadas a 535°C por 6 horas, resfriadas rapidamente, envelhecidas a 375°C por uma hora e depois polidas. Foram feitos testes de fadiga a uma frequência de 30 ciclos/segundo. Foi então feita análise de Weibull sobre os dados da fadiga de forma a se comparar o comportamento das amostras fundidas normalmente e as reofundidas.

Após o tratamento térmico, se encontrou a existência de precipitação, regiões livres no centro do que era originalmente partículas ou células dendríticas de estrutura dendrítica grosseira. Essas regiões ocupam cerca de 5% do volume total do material⁽⁶³⁾. A dureza Vicker nessa região é mais baixa, da ordem de 90, ao passo que nas áreas vizinhas é da ordem de 120. Isso em função da maior ou menor concentração de soluto, como já foi discutido no item anterior.

Foram feitas com as amostras reofundidas e não, curvas S-N, cada ponto representando as características de vida determinada pela análise de Weibull. Pela figura III.15, vê-se que as amostras de estrutura dupla exibem menor vida a fadiga, a determinado nível de tensão. Uma vez que ambas amostras foram fundidas sobre

as mesmas condições e mostram a mesma quantidade de microporosidade (menos que 1% em volume), a menor vida a fadiga das amostras de dupla estrutura foi atribuída a presença de regiões livres de precipitados. Foi também observado que a deformação plástica ocorre preferencialmente em áreas vazias de precipitação. Bandas de escorregamento surgem no fim do contorno da zona de estrutura grosseira.

Ocasionalmente se pode ver nas amostras, trincas⁽⁶³⁾, na região de porosidade interdendrítica ou na superfície de partículas (θ - Al_2Cu) da fase secundária, que não são dissolvidas durante o tratamento de solubilização. As propagações de trincas, observadas pelo microscópio ótico são transangulares. Trincas se estendem em comprimento e profundidade se juntando com outras já existentes.

Nas ligas reofundidas o decréscimo relativo na força de fadiga pode ser balanceado em função das muitas outras vantagens do processo. E após um tratamento de aproximadamente 5 horas a 535°C a estrutura (Al-Cu) foi completamente homogeneizada e a força de fadiga completamente restabelecida.

No caso de ligas Al-Mg, a técnica de reofundição foi empregada na tentativa de se obter mais homogeneidade na estrutura do fundido e também examinada a possibilidade de se ter mais Mg na solução sólida. Resultados preliminares indicam que a quantidade de partículas intermetálicas quebradiças no contorno de grão são de alguma forma reduzida com reofundição⁽⁵¹⁾. O padrão de segregação foi irregular. A liga reofundida Al-10%Mg depois de homogeneizada pode ser laminada a 430°C com uma redução de 30%⁽⁵¹⁾.

Está também se desenvolvendo um processo para produção contínua de tiras de Sn-15%Pb com material reofundido, por Matsuyama e Flemings⁽⁶⁷⁾.

III.9 - INCLUSÃO DE MATERIAIS EM LIGAS REOFUNDIDAS PARA OBTENÇÃO DE COMPOSTOS

O processo de reofundição também pode ser utilizado para produzir materiais compostos. No caso específico de compostos

de matriz alumínio, pode-se produzir compostos contendo partículas e fibras não metálicas que podem melhorar as propriedades desses materiais⁽⁴⁶⁾. O esquema do processo está indicado na figura III.16. O processo básico para a preparação de materiais compostos, utiliza a especial estrutura "não-dendrítica" e as propriedades reológicas de uma matriz metálica, vigorosamente agitada e parcialmente solidificada. A adição de partículas ou fibras não metálicas é feita no material semi-sólido e rapidamente retida, como uma dispersão, pela pasta parcialmente solidificada independente do molhamento. Inicialmente a alta viscosidade efetiva da pasta e a presença de uma alta fração de volume de sólido primário na liga pastosa, previne as partículas não metálicas de flutuação, assentamento ou aglomeração. Com o aumento da taxa de agitação, depois da adição, interação entre as partículas e a matriz líquida metálica, promove ligações. O tipo de ligação formada é peculiar ao sistema composto, condições de tempo e temperatura de fabricação⁽⁴⁶⁾.

Compostos preparados dessa forma podem ser vazados quando a liga ainda se encontra em estado semi-sólido ou após serem reaquecidos acima da temperatura liquidus, pode-se produzir dessa forma materiais fundidos por pressão, ou fundidos em molde de areia⁽⁶⁸⁾. Esses compostos também podem ser utilizados numa série de operações como por exemplo extrusão a quente⁽⁶⁹⁾.

Partículas e fibras de uma variedade de material, incluindo SiC, Al_2O_3 , MnO, boro, mica, carbono (Anthracite), e vidro tem sido incorporado em ligas de alumínio reofundidas⁽³⁾.

Esse processo tem potencial de produzir uma variedade de compostos para melhorar a resistência a fadiga, resistência a força de tensão, ou para aplicações de baixa fricção. Isso também pode de uma forma prática diminuir o custo e/ou a carga de fundidos por pressão, que não precisam exibir alta resistência. A figura III.17 nos apresenta uma relação de diminuição de carga de algumas ligas metálicas de matriz alumínio com compostos incorporados, na fundição por pressão.

III.10 - PROCESSO DE TIXOFUNDIÇÃO USANDO MATERIAL REOFUNDIDO

A descoberta da reofundição com suas características e

qualidade, abriu campo para outros processos tendo como base material obtido pela reofundição. Além do item acima discorrido de produção de materiais compostos, outros processos também vem sendo desenvolvidos, tais como o tixoforjamento⁽⁷⁰⁾ e Tixofundição^(2,3,41,64) sendo este último um processo que vem sendo pesquisado com muita intensidade. O processo de tixofundição é baseado na observação, que a frações de sólido intermediárias (~ 0.50) e a baixa ou nula taxa de cisalhamento a viscosidade do material é tal de forma que ele possa ser tratado como um sólido pastoso. O processo consiste em dois estágios. Primeiro o metal é reocastado em pequenos lingotes e deixado resfriar. Depois é seccionado em "cargas" para a fundição por pressão. As cargas podem ser guardadas a temperatura ambiente, o quanto tempo se pretender e então reaquecidas para a fundição. A figura III.18 nos ilustra o processo. Na prática as cargas são rapidamente aquecidas até que atinjam a desejada maciez e então colocadas na câmara da máquina de fundição por pressão e processadas.

Um importante componente nesse processo é o "indicador de maciez" que é um instrumento que foi desenvolvido para eliminar a necessidade de termopares para controlar o processo de reaquecimento pela medida direta da maciez da carga reaquecida.

Quanto a microestrutura, as ligas reofundidas consistem no interior do lingote de uma estrutura dendrítica dupla com partículas sólidas primárias de forma irregular com uma distribuição razoavelmente uniforme no lingote, rodeadas por uma estrutura finamente dendrítica. O tamanho da partícula média primária nas ligas tixofundidas é usualmente 4 ou 5 vezes menor que no processo de reofundição devido a refundição que ocorre durante o rápido reaquecimento⁽⁷¹⁾ e que quebra as partículas primárias do material reofundido em pequenas partículas. A refundição é confirmada segundo Kattamis⁽⁷²⁾ pelo padrão de geometria típica, que consiste na dispersão de inclusões esferoidais ricas em soluto no meio de partículas sólidas primárias. Essas inclusões estão na forma líquida durante o período de reaquecimento. As finas partículas primárias nas ligas tixofundidas se espera ser benéfica para várias aplicações. O refino de partículas durante o reaquecimento diminui a necessidade de alto cisalhamento durante a reofundição para se obter finas partículas⁽⁶³⁾.

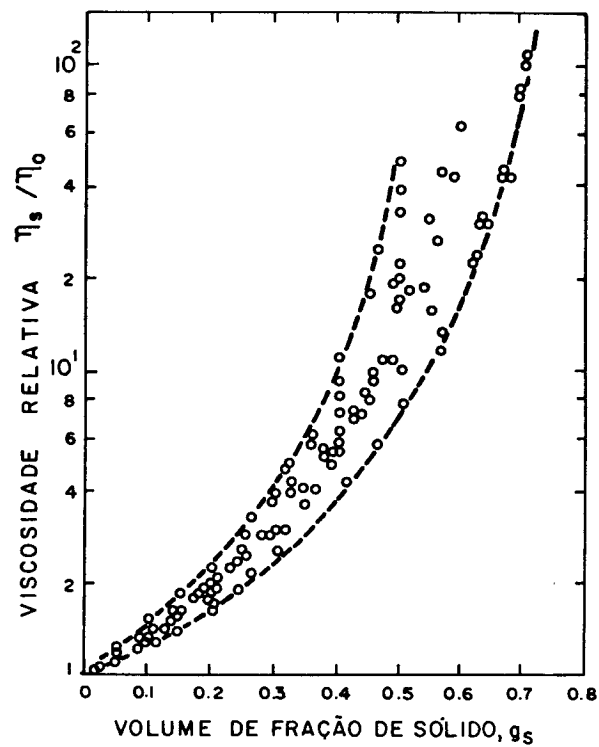


FIGURA III.1 - Viscosidade relativa de suspensão dispersa de partículas esféricas uniformes. O material das partículas inclui poliestireno, latex, vidro e metil-metacrilato. η_s é a viscosidade da pasta e η_0 é a viscosidade do meio de suspensão⁽³⁵⁾.

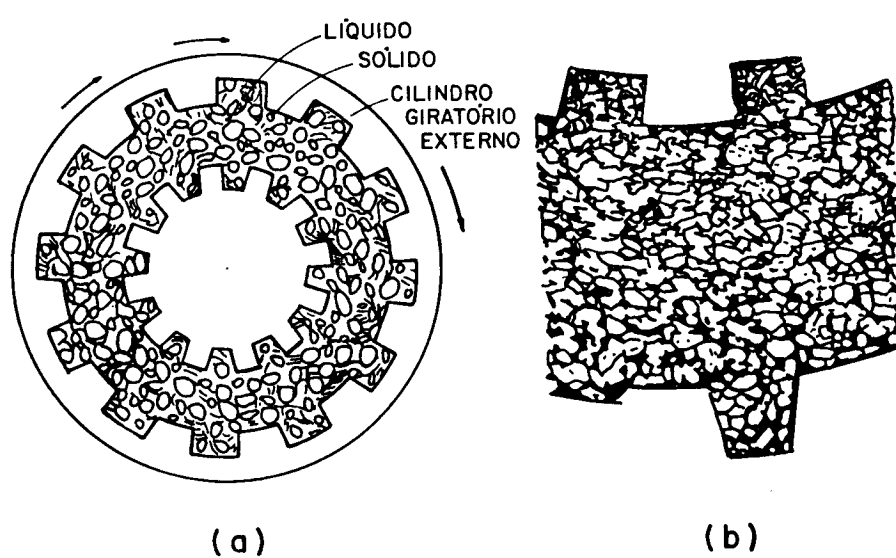


FIGURA III.2 - Estrutura do Sn-15%Pb parcialmente solidificado durante alta tensão entre os cilindros concêntricos do viscosímetro de Couette (a) ilustração esquemática, (b) estrutura da amostra.

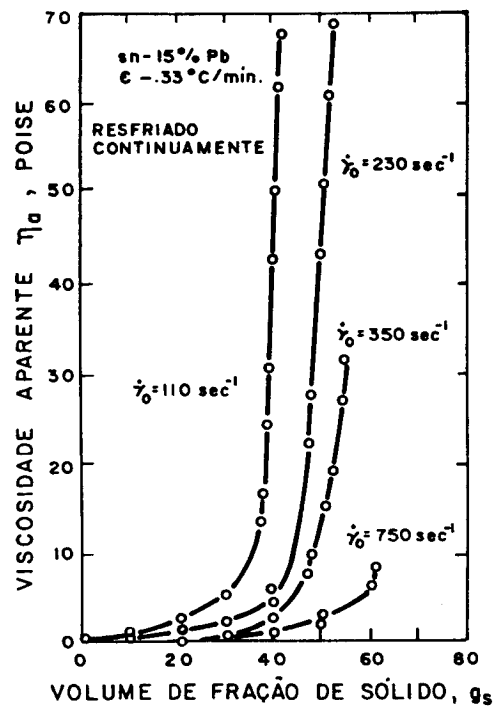


FIGURA III.3 - Viscosidade aparente versus volume de fração de sólido de 4 amostras de Sn-15%Pb agitada continuamente e resfriada desde temperatura pouco acima da temperatura liquidus a taxa de resfriamento constante $\epsilon = 0,33^\circ\text{C/min}$. Taxas de cisalhamento $\dot{\gamma}_0$ de 110, 230, 350 e 750 s^{-1} (41).

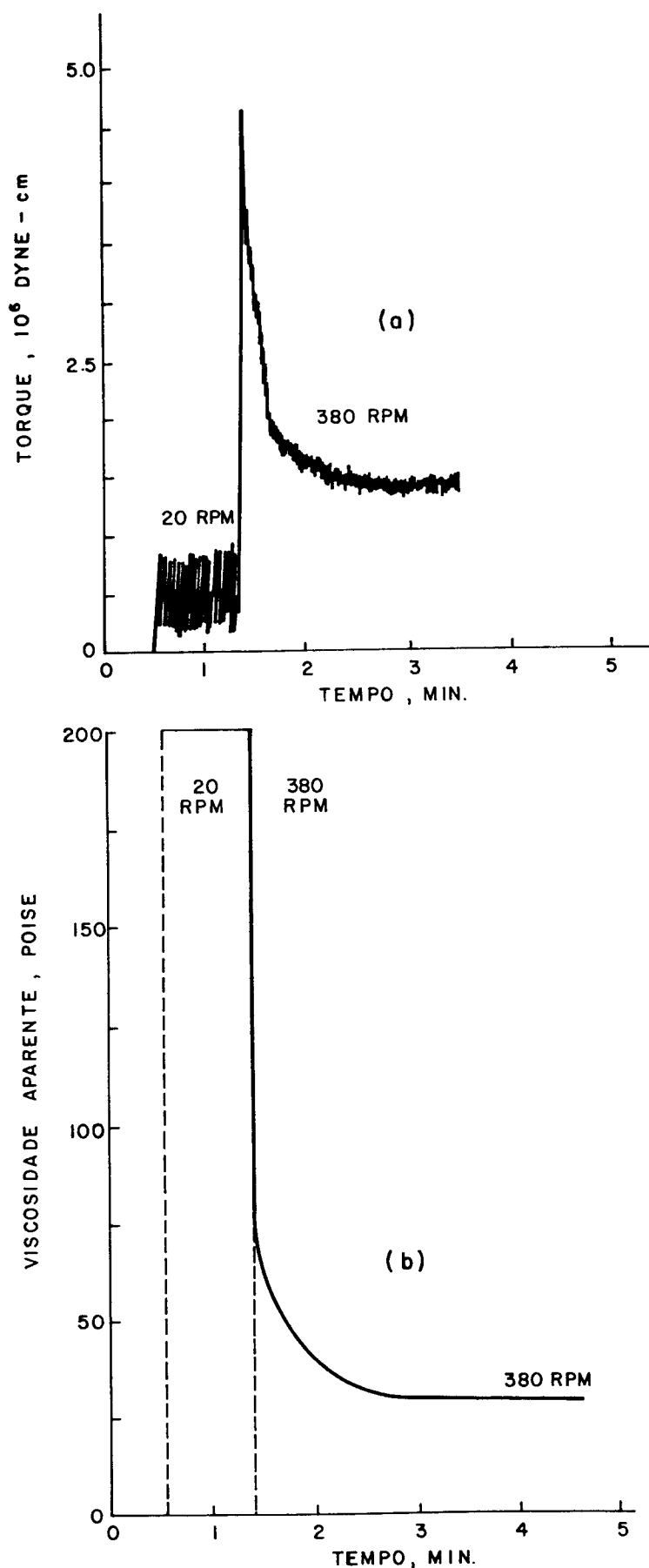


FIGURA III.4 - Torque e viscosidade aparente versus tempo para amostra agitada continuamente durante resfriamento. A aproximadamente 0,45 de fração de sólido, a velocidade de rotação foi aumentada de 20 rpm para 380 rpm⁽³⁵⁾.

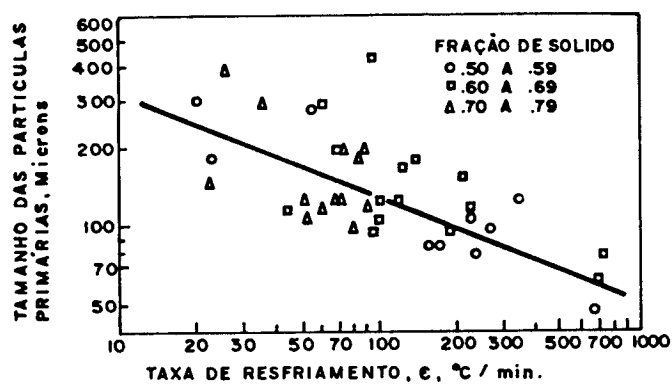


FIGURA III.5 - Variação do tamanho das partículas primárias com a taxa de resfriamento de reofundição contínua de Sn-15%Pb com volume de fração de sólido solidificado a 0,5-0,79⁽⁴¹⁾.

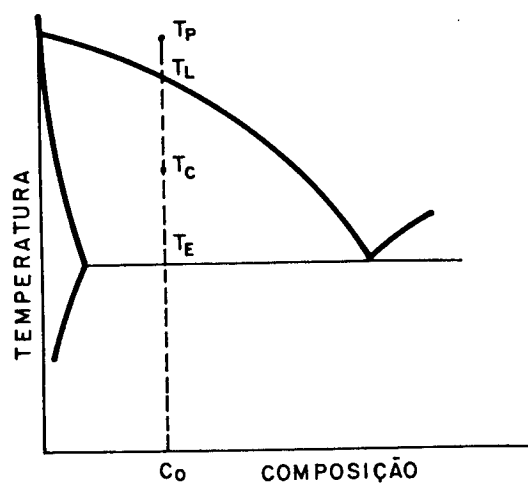


FIGURA III.6 - Diagrama de fase de um sistema binário simples.

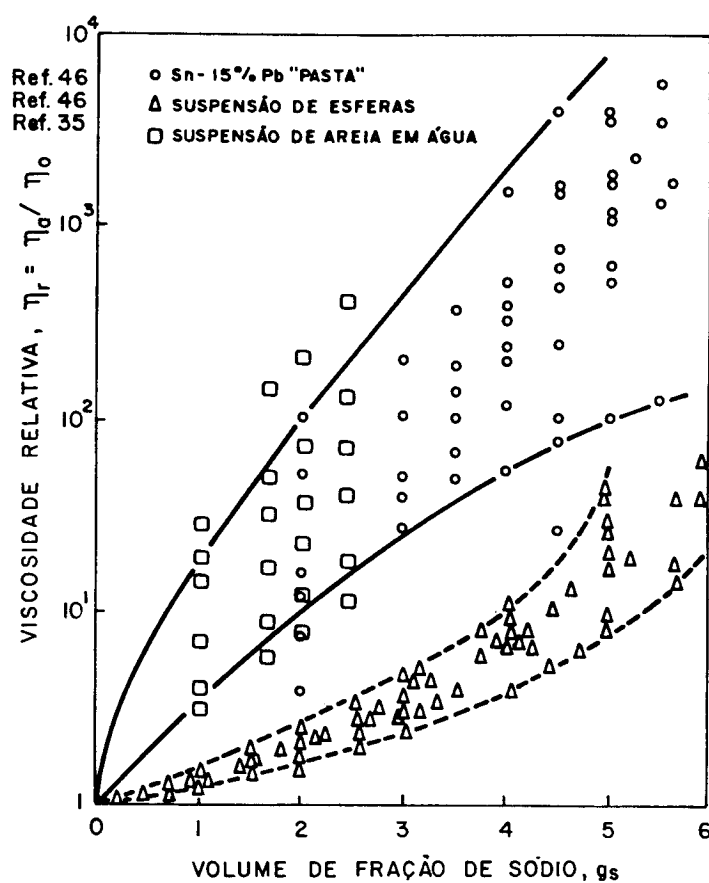


FIGURA III.7 - Comparação da viscosidade relativa do Sn-15%Pb com outras suspensões de partículas interagidas e não interagidas.

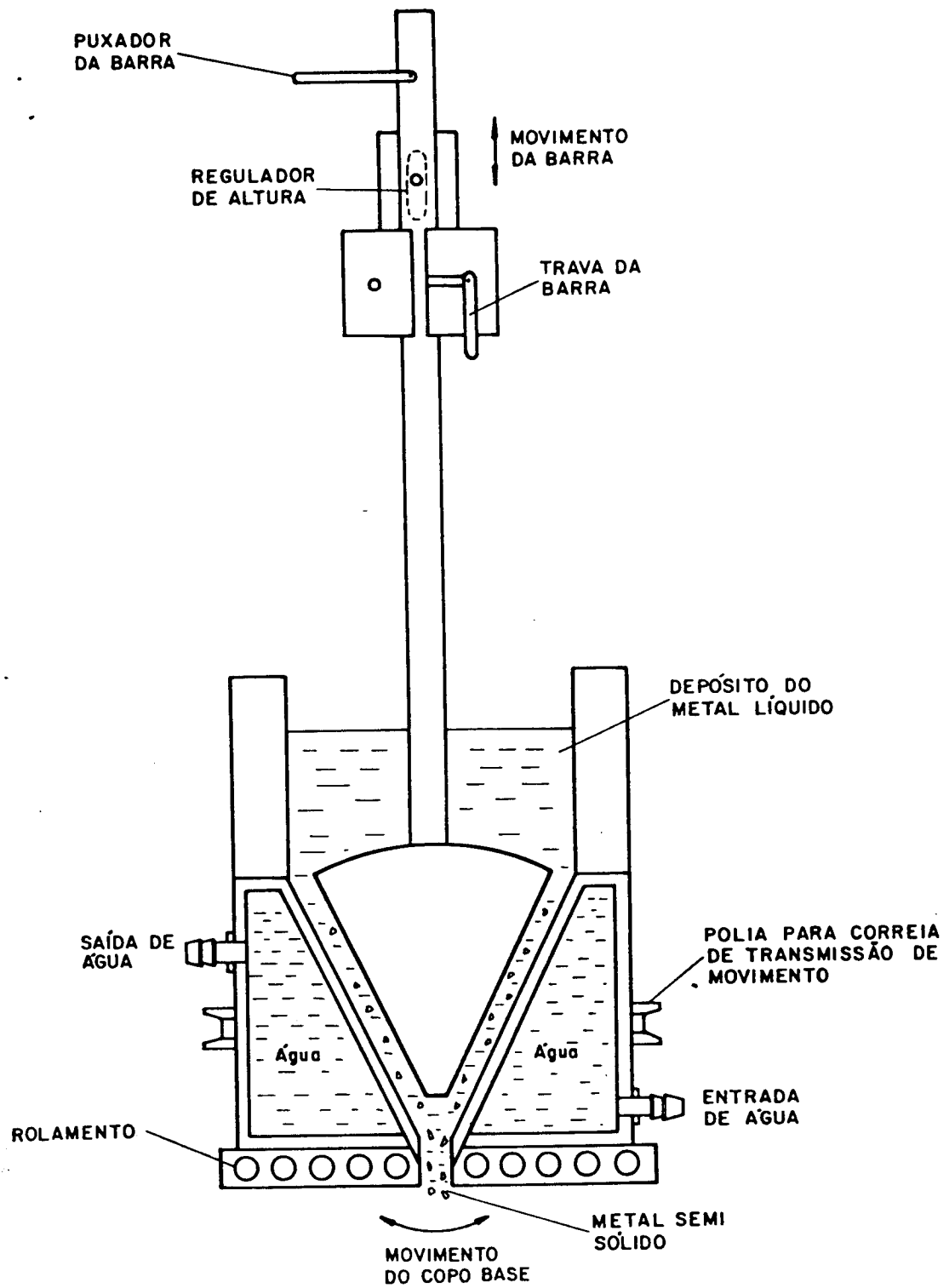


FIGURA III.8 - Esquema do processo de reofundição.



FIGURA III.9 - Superfície de fratura obtida por microscopia eletrônica da liga Al-10%Mg reocastada. Depois do vazamento, as dendritas primárias engrossaram. Perceba-se a ausência de dendritas finas⁽⁵¹⁾.



FIGURA III.10 - Superfície de fratura obtida por microscopia eletrônica da liga Al-4,5%Cu reocastada. Perceba as dendritas primárias e o líquido remanescente que solidificou dendriticamente em torno das mesmas⁽⁵¹⁾.

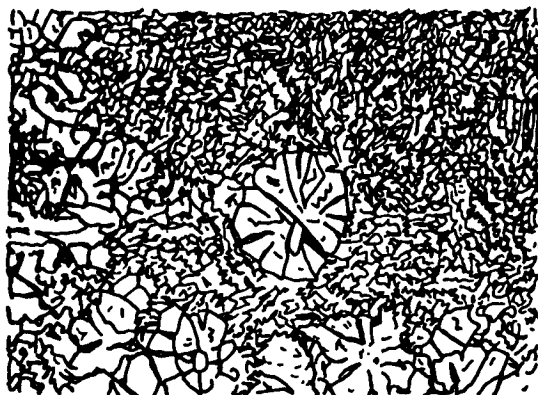


FIGURA III.11 - Al-6%Mg, liga reocastada e resfriada em água com uma fração se sólido, $f_s=28\%$. As dendritas começam suas vidas como pequenas rosetas esféricas, sob a influência da agitação⁽⁵¹⁾.

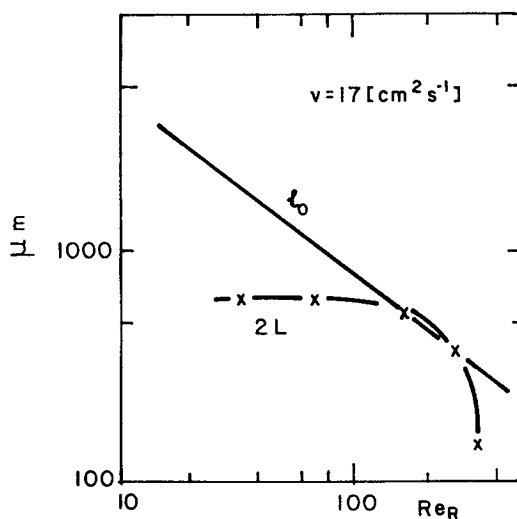


FIGURA III.12 - Microescala de turbulência ℓ_0 calculada da equação III.2 e valores experimentais para diâmetro das partículas plotadas versus o número de Reynolds para a agitação⁽⁵⁵⁾.

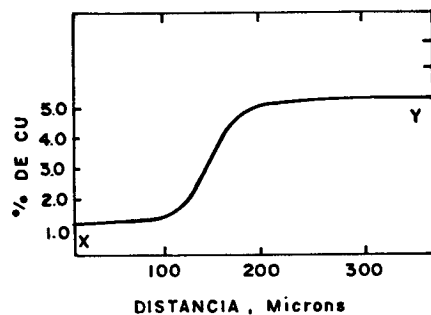


FIGURA III.13 - Distribuição de cobre ao longo da linha xy mostrado em fotomicrografia. Al-4,5%Cu fundido a 640°C ⁽⁶³⁾.

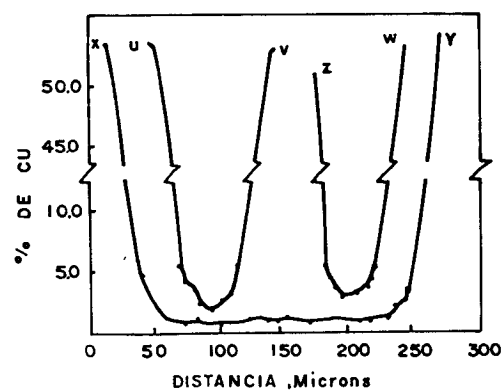
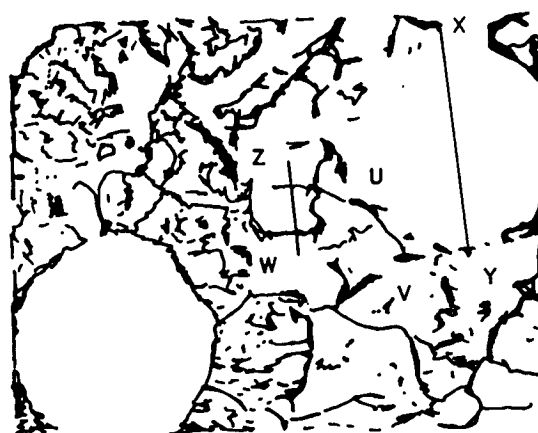


FIGURA III.14 - Distribuição de cobre ao longo de três linhas: xy, uv, zw mostrado em fotomicrografia Al-4,5%Cu fundido a 640°C ⁽⁶³⁾.

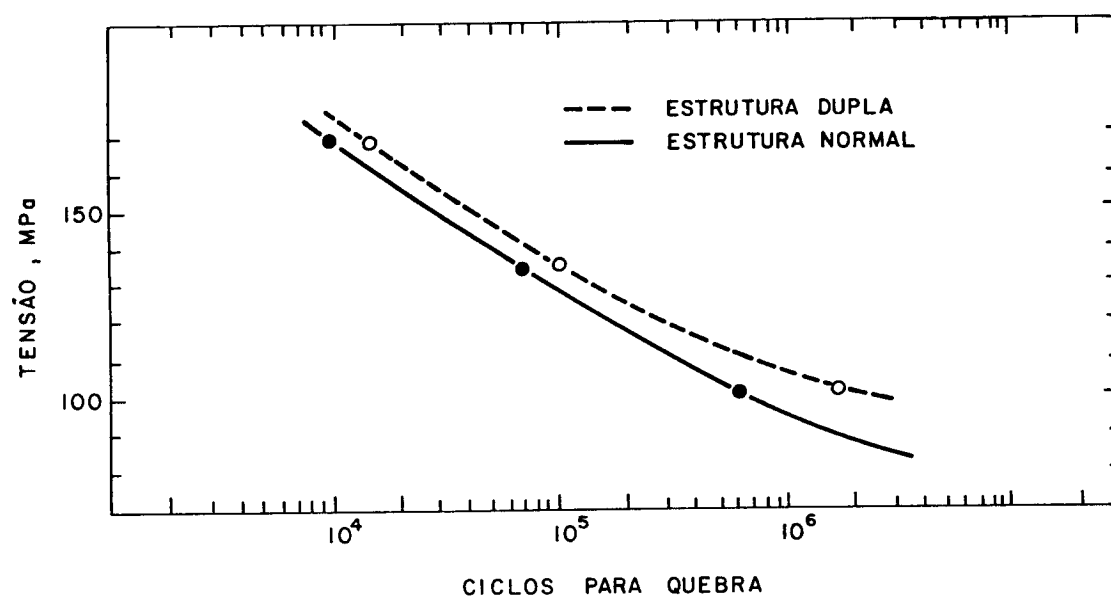


FIGURA III.15 - Tensão versus fadiga para amostras fundidas $1,5^{\circ}\text{C}$ abaixo da temperatura liquidus (estrutura dupla) e 44°C acima da temperatura liquidus (estrutura dendrítica normal)⁽⁶⁵⁾.

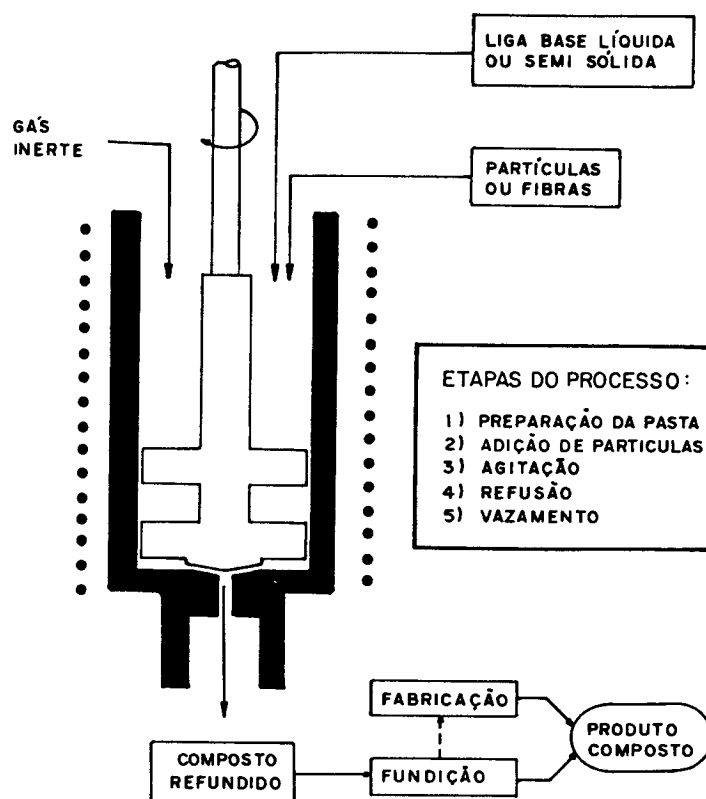


FIGURA III.16 - Esquema do sistema para a fabricação de compostos de matriz alumínio.

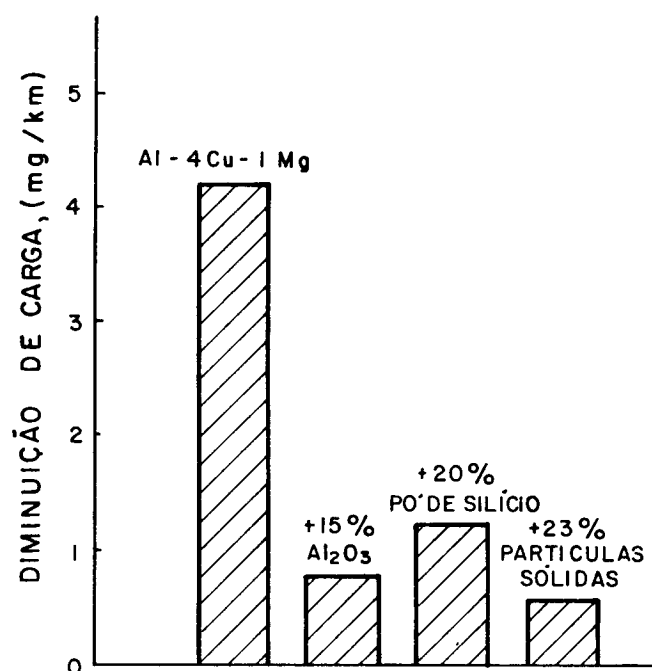


FIGURA III.17 - Diminuição de carga, em testes feitos com a liga Al-4%Cu-1%Mg, incorporando na matriz compostos (a) 15%Al₂O₃; (b) 20% pó de silício; (c) 23% partículas sólidas⁽⁴⁶⁾.

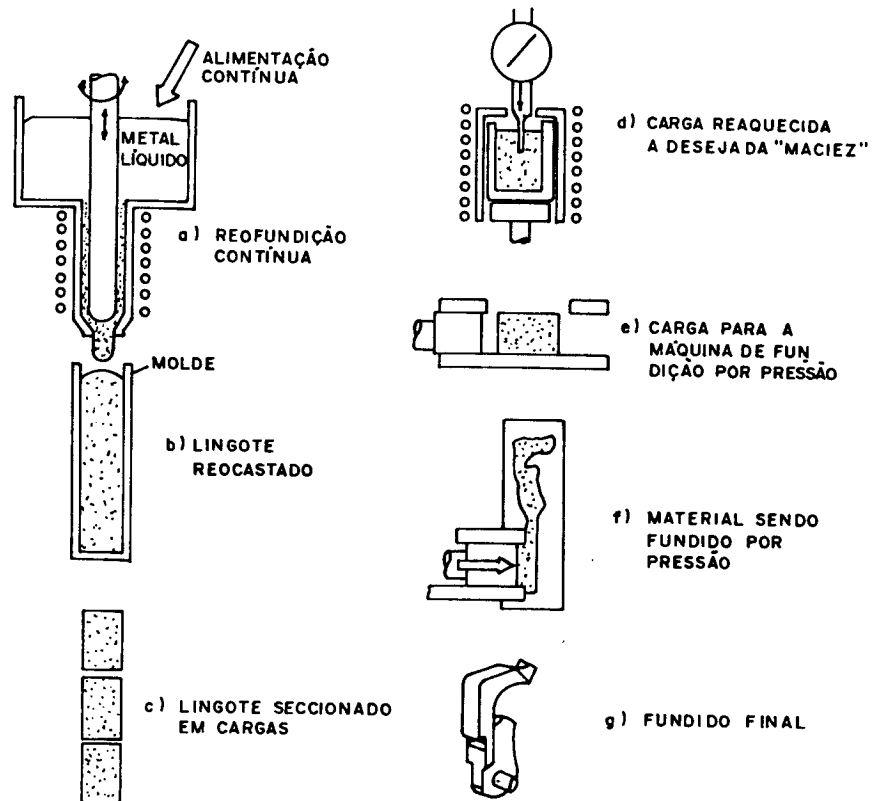


FIGURA III.13 - Esquema do processo de "thixocasting"

CAPÍTULO IV

MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E MÉTODOS

IV.1 - MATERIAIS UTILIZADOS NAS EXPERIÊNCIAS

Na maior parte das experiências, o metal utilizado foi o alumínio comercialmente puro. Foi também utilizado em algumas experiências a liga Al-4,5%Cu.

A utilização de metais com grau de pureza comercial teve como objetivo estabelecer uma maior proximidade com os processos na prática de fundição.

IV.2 - EQUIPAMENTOS

IV.2.a - Equipamentos de fusão, lingoteiras, instrumentos de operação, controle e medida

A fusão dos metais foi feita em cadinhos Salamander de carbeto de silício em fornos tipo poço, a gás. Procurou-se manter as mesmas condições operacionais de vazamento, utilizando-se lingoteiras recém-recobertas internamente com Dycote-39, para evitar uma eventual ação do meio ambiente sobre o recobrimento e facilitar a desmoldagem. Também procurou-se manter constante o tempo e a altura de vazamento.

Os vazamentos foram feitos em moldes cilíndricos de aço ABNT 1020 de 60 mm de diâmetro interno, 120 mm de altura útil e com espessura de parede de 5 mm (fig. IV.1) e 15 mm (fig. IV.2). Em algumas experiências, com um molde de 5 mm de espessura, a lingoteira foi depositada em uma caixa com gelo, para se obter um resfriamento mais rápido. Para tal, soldou-se uma placa de aço, numa lingoteira de 5 mm de espessura, na parte superior da mesma, para evitar um possível contato direto entre o metal saindo do sistema de reofundição e o gelo. Em todos os ensaios, os moldes foram revestidos com Dycote-39, isolante a base de alumina, dissolvido em água e aplicado na forma de "spray".

As temperaturas de entrada e saída do metal foram registradas com termopares tipo K Chrommel-Alumel da BICC de 1,5 de diâmetro de isolamento mineral e capa protetora inox 25/20. O registrador utilizado foi o Yokogawa, tipo 3047, com precisão de $\pm 10K$, sensibilidade 50mV e velocidade do papel de 6cm/min.

IV.2.b - Equipamento para reofundição

Para a obtenção de estruturas reofundidas, foi construído (e utilizado alternadamente) dois sistemas acoplados a uma mesa agitadora mecânica. Essa mesa agitadora mecânica (fig. IV.3) com movimento rotativo alternado, tem sua velocidade transmitida por correias e polias, podendo ter suas velocidades variada pela troca de relação de polias.

Aos dois sistemas acoplados para o fim de reofundição, será denominado ao primeiro como tipo funil e ao segundo, tipo cilíndrico.

A figura IV.4 nos mostra uma vista do sistema denominado tipo funil. Esse equipamento está montado sob um rolamento rígido de esferas, numa mesa que assenta o copo-base afunilado refrigerado a água. A figura IV.5 apresenta o copo-base afunilado, sendo que posteriormente as duas partes foram juntadas sob pressão e em seguida um copo reservatório de metal adicionado a esta peça. Na parte superior temos uma barra, que termina de forma cônica de acordo com a figura IV.6 e é acoplada ao sistema do copo afunilado. Essa barra tem um dispositivo que permite que quando totalmente abaixada impeça a vazão do metal líquido pelo canal de vazamento, bem como regular a espessura desse canal. Na parte inferior da mesa se encontra a lingoteira onde o metal é vazado. O movimento da mesa agitadora é transmitido por uma correia até o equipamento de reofundição. A figura IV.7 apresenta uma visão geral do sistema para a reofundição.

Quanto ao equipamento do tipo cilíndrico, as diferenças se fazem basicamente na forma da barra e no copo-base, que é cilíndrico e também refrigerado a água, de acordo com a figura IV.8. Na figura IV.9 se vê a barra do equipamento tipo cilíndrico e o copo em outra vista.

As diferenças fundamentais entre os processos do tipo funil e cilíndrico é quanto a quantidade de saída do metal. No tipo

po afunilado, temos um orifício, ao passo que no tipo cilíndrico se tem a saída de forma anelar. A outra diferença se faz também no volume de material atritado devido as diferenças de altura e conseqüente diferença de áreas de atrito do metal com o copo-base e a barra. As dimensões dos dois equipamentos es tão apresentados na figura IV.10 (tipo funil) e figura IV.11 (tipo cilíndrico).

IV.3 - PROCEDIMENTO DA REOFUNDIÇÃO

Inicialmente o metal (na maior parte das experiências alumínio comercialmente puro) foi fundido em cadinho, no forno a gás, até uma temperatura de aproximadamente 800°C . Em seguida o metal depositado no copo reservatório até se atingir a temperatura desejada (da ordem de 680°C a 660°C para o equipamento tipo cilíndrico e de 720°C a 680°C no equipamento tipo funil). Obtida a temperatura de vazamento, a água para o sistema de refrigeração (com uma vazão de 16,6 l/min) é ligada, e em seguida o sistema de agitação é acionado. Feito isso, a barra central é levantada a altura desejada, podendo assim o metal líquido, passar no intervalo das duas peças, ou seja entre o copo-base (afunilado ou cilíndrico) e sua respectiva barra central. A barra central é fixada pelo sistema de fixação da barra.

O metal líquido passando pelo pequeno intervalo é resfriado (mais ativamente pelas paredes do copo-base que tem o sistema de refrigeração a água) enquanto é agitado e atritado contra as paredes do copo-base e da barra central; pela ação da gravidade esse metal (agora em estado semi-sólido) é depositado em uma lingoteira. O metal vazado na lingoteira pode ser resfriado rapidamente ou terminar o processo de solidificação nas condições normais do ambiente. A temperatura de vazamento do metal líquido, bem como o recebimento do metal semi-sólido é controlada por termopares, pintados com grafite para facilitar a sua remoção. A figura IV.12 ilustra o esquema de funcionamento do processo.

IV.4 - METALOGRAFIAS

Depois de obtido o lingote, pelo método acima descrito, a parte seguinte foi a de macrografias e micrografias.

Para a realização das macrografias todos os lingotes foram seccionados longitudinalmente ao meio por operação de serramento e em seguida usinados por operação de torneamento de faceamento. As condições de usinagem foram as mais suaves possíveis, para se evitar aquecimentos excessivos que pudessem produzir alguma alteração estrutural, como por exemplo a recristalização.

Posteriormente os lingotes sofreram um lixamento com lixas de granulação 220, 320, 400, para depois serem atacados pelos reagentes apresentados na tabela IV.1.

TABELA IV.1 - Reagentes utilizados nos ataques macrográficos.

METAL OU LIGAS DO LINGOTE	REAGENTES PARA MACROGRAFIAS
Alumínio Comercial	Solução constituído de 64 ml de Ácido Clorídrico, 16 ml de Ácido Nítrico e 4 ml de Ácido Fluorídrico.
Liga Alumínio-Cobre 4,5%	Reagente de Keller para macrografia ou seja: 15 ml de Ácido Fluorídrico, 4,5 ml de Ácido Nítrico, 9,0 ml de Ácido Clorídrico, 271,5 de Água Destilada.

Esse procedimento acima descrito foi feito para uma das metades do lingote obtido. Da sua outra metade foram tiradas pequenas amostras para micrografia, as quais foram lixadas com lixa 220, 320, 400 e posteriormente atacadas pelo método eletrolítico num equipamento Polisecc-C20, marca Presi, nas seguintes condições de polimento e ataque:

eletrólito: 800 ml etanol; 140 ml de água destilada e 60 ml de ácido perclórico (60% de concentração).

condições: voltagem - 30 a 45V
tempo - 30s.

Em seguida essas amostras foram examinadas e fotografadas num microscópio metalúrgico invertido, modelo PME da Olympus.

Não foi feita uma contagem sistemática do grau de refino das estruturas, visto não ser esse o objetivo do presente trabalho, mas sim o seguinte sistema: refinado sim/não e muito/pouco, (quando refinado). As atenções nesse trabalho se dirigem principalmente para a obtenção ou não de uma estrutura não dendrítica simples. Não se tendo nenhum parâmetro até o momento para se normalizar essa diferente estrutura. O que foi feito, foi a comparação visual de amostras referências do metal fundido sob condições usuais, e os dos reofundido, assim como comparações e observações de estruturas, obtidas por outros pesquisadores, na literatura.

Com alguns lingotes de material reofundido foram também feitos corpos de prova cilíndricos e em seguida "tracionados" numa prensa para posterior observação da sua fratura por microscopia eletrônica de varredura num Stereoscan S4-10 - marca Cambridge.

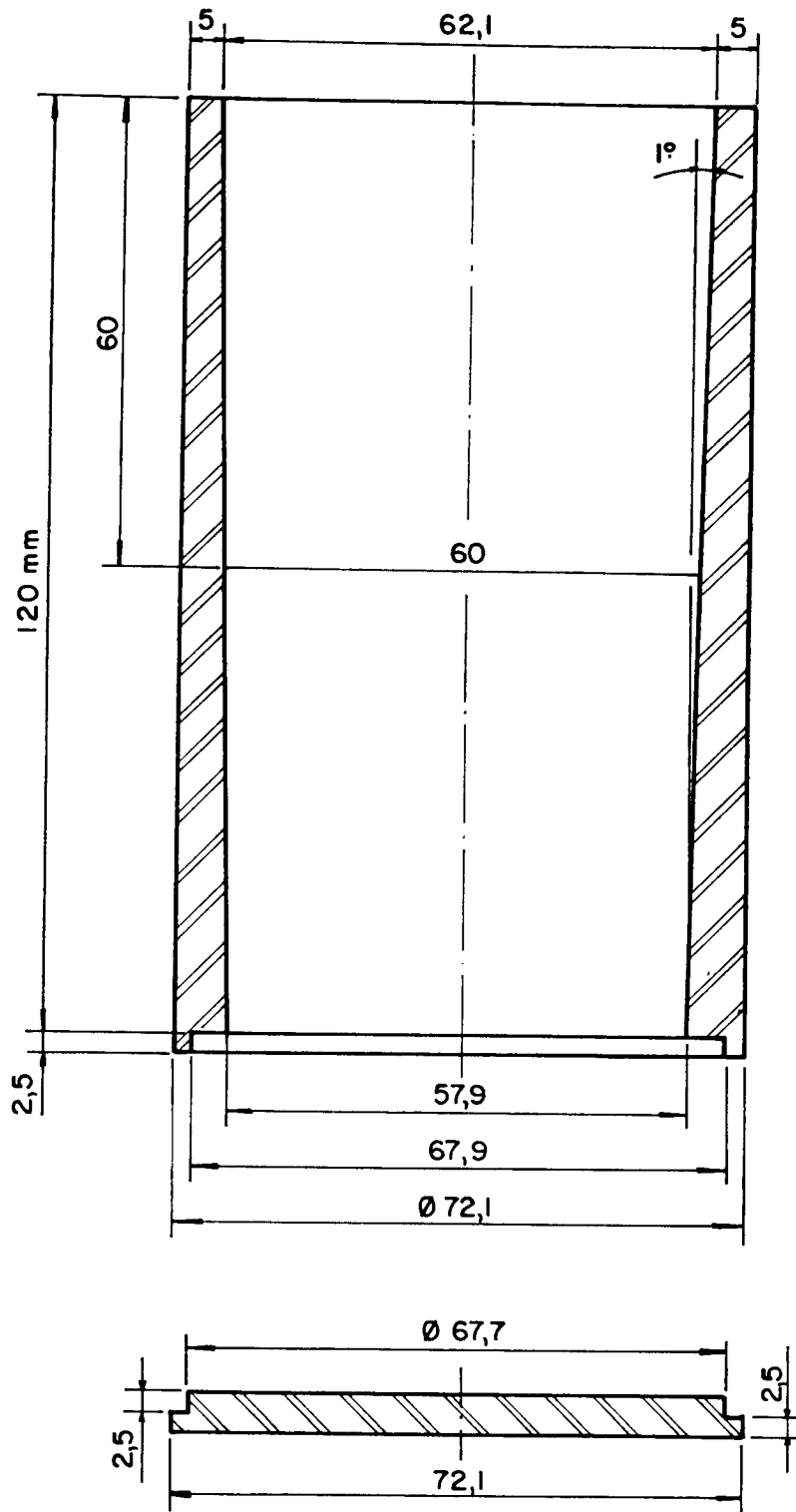


FIGURA IV.1 - Dimensões do molde utilizado.

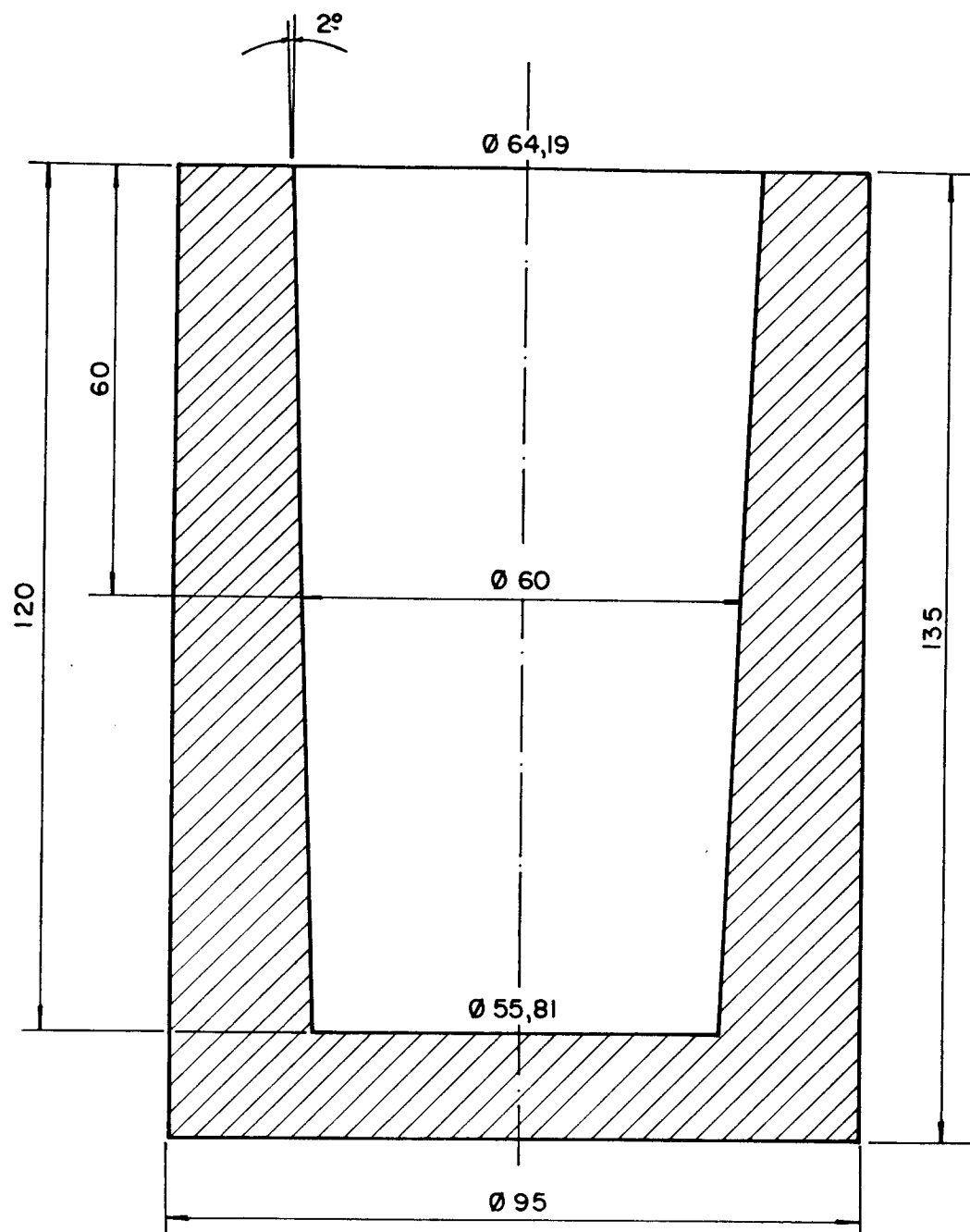


FIGURA IV.2 - Dimensões do molde utilizado,

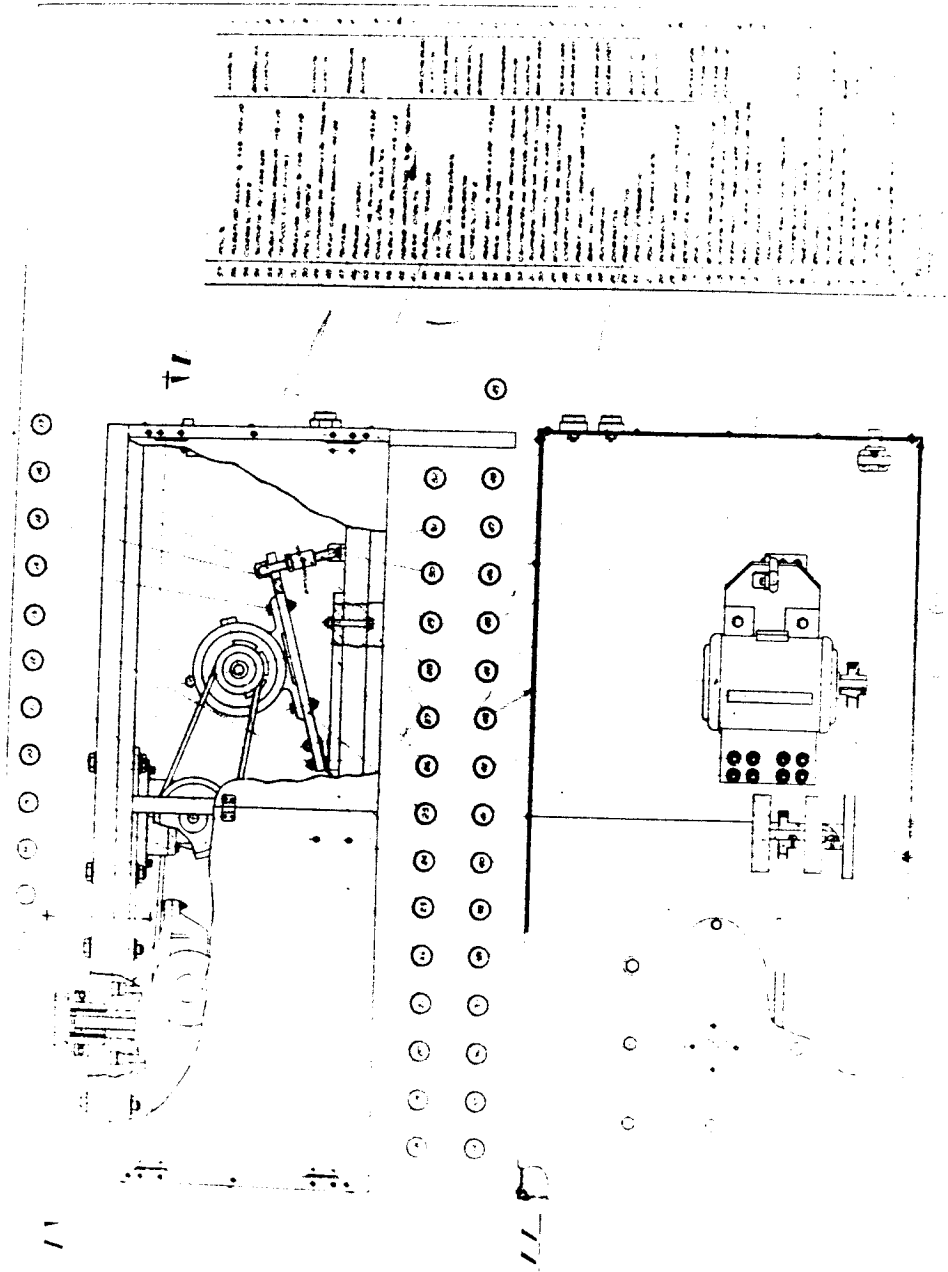


FIGURA IV.3 - Mesa agitadora mecânica de movimento rotativo alternado.

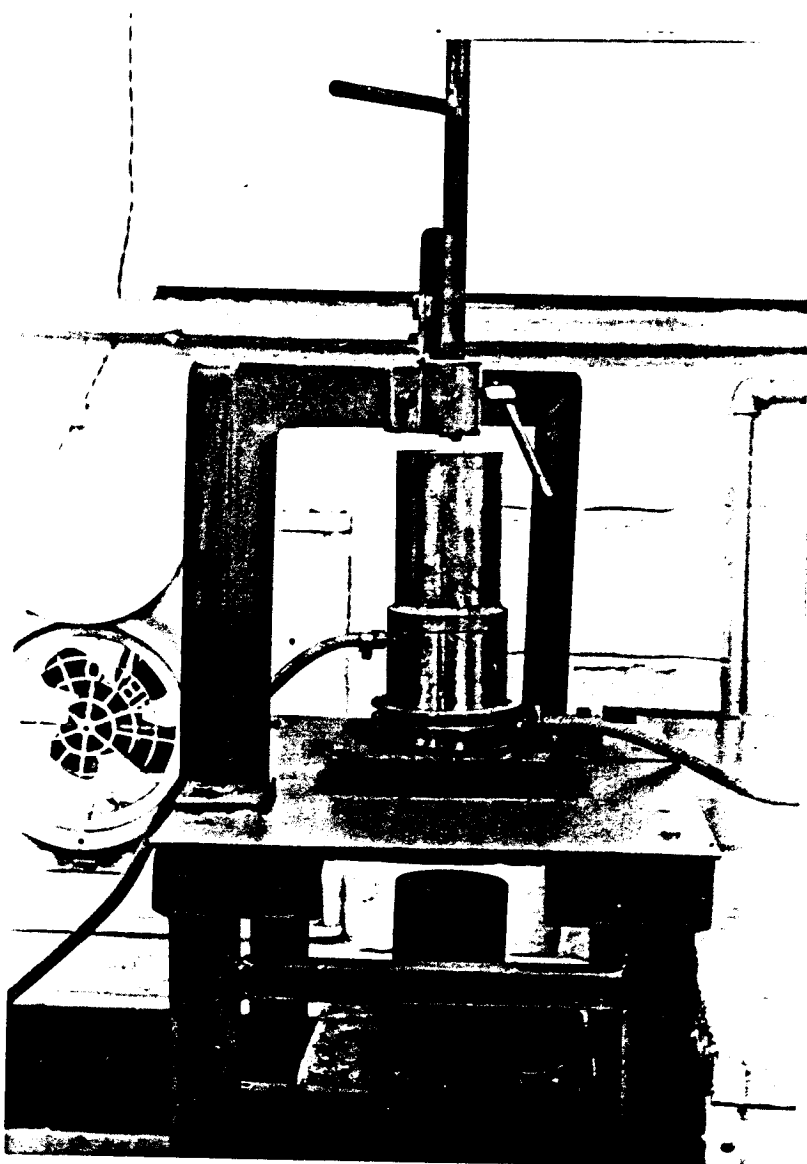


FIGURA IV.4 - Vista parcial do sistema tipo funil.



FIGURA IV.5 - Copo base afunilado, antes da montagem.

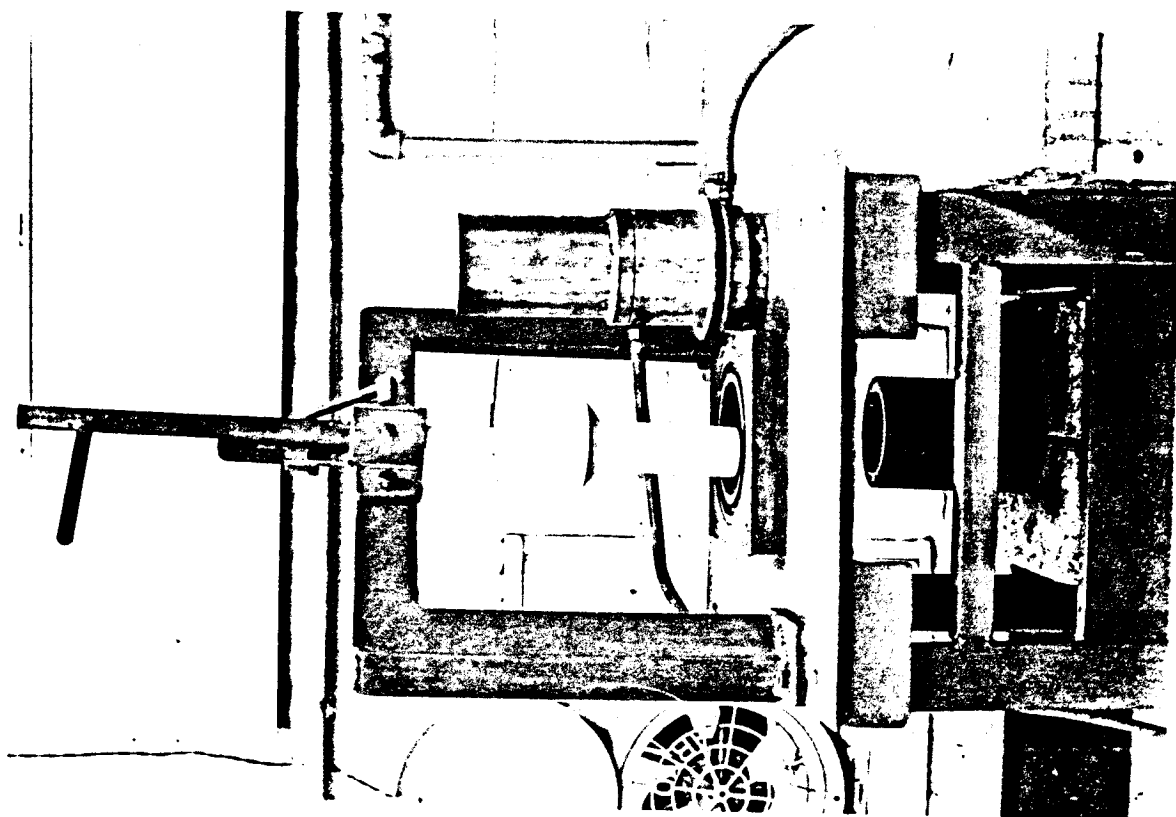


FIGURA IV.8 - Vista da barra central e do copo base do sistema cilíndrico.

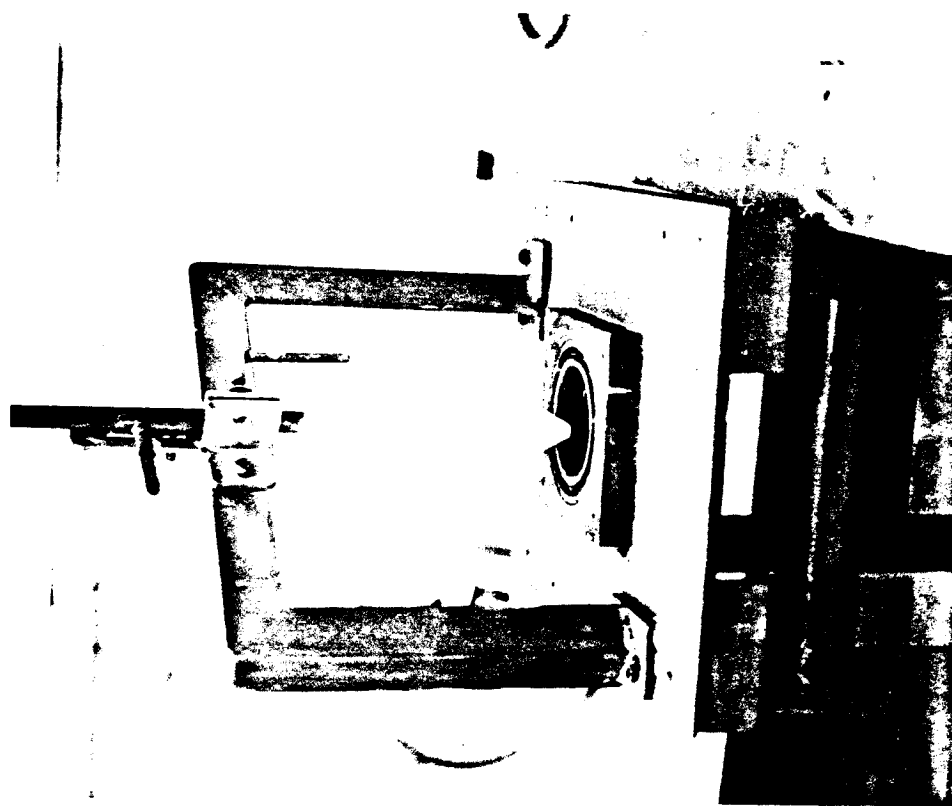


FIGURA IV.6 - Barra central do sistema tipo funil.

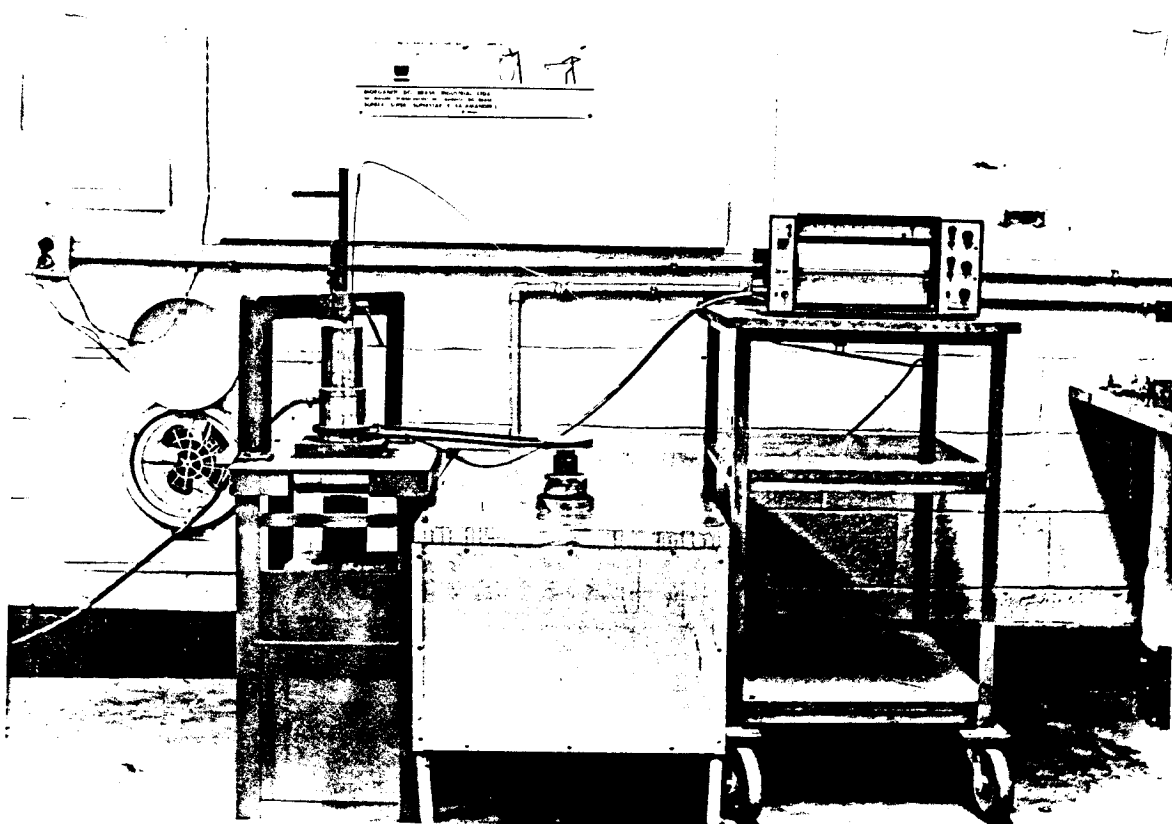


FIGURA IV.7 - Vista geral do sistema para reofusão.

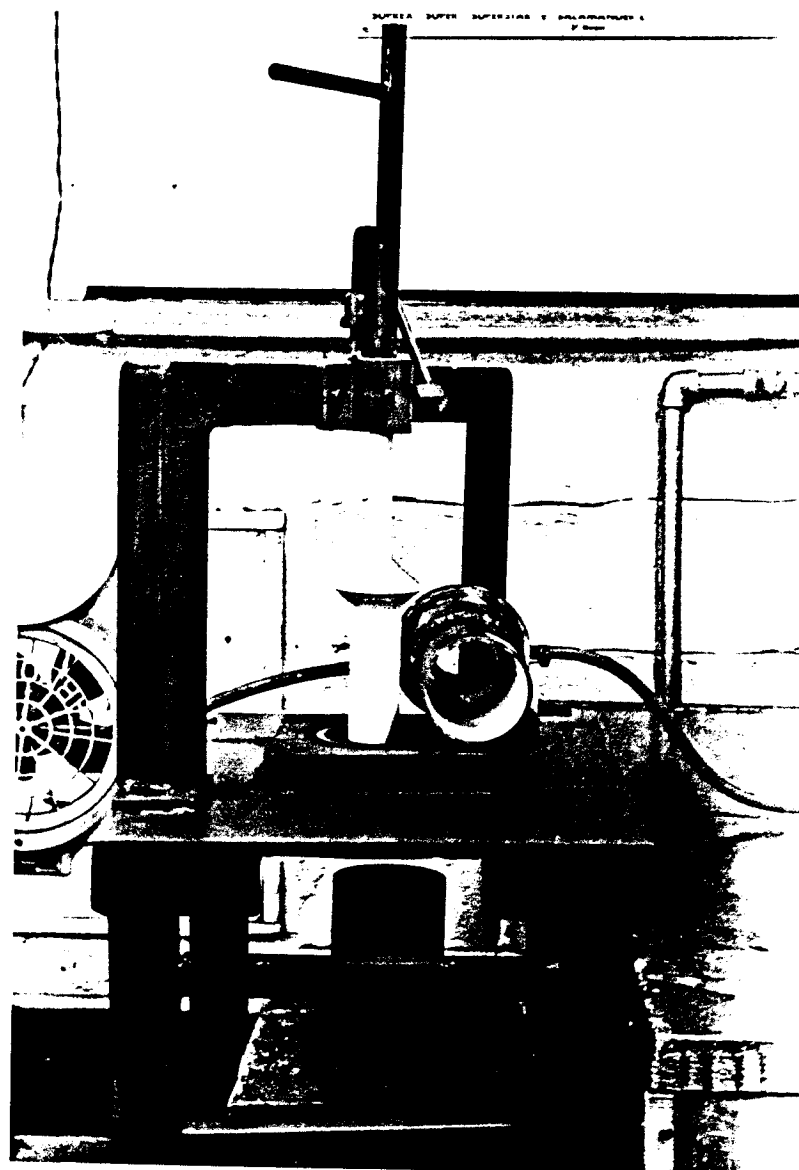


FIGURA IV.9 - Vista da barra central e do copo tipo cilíndrico.

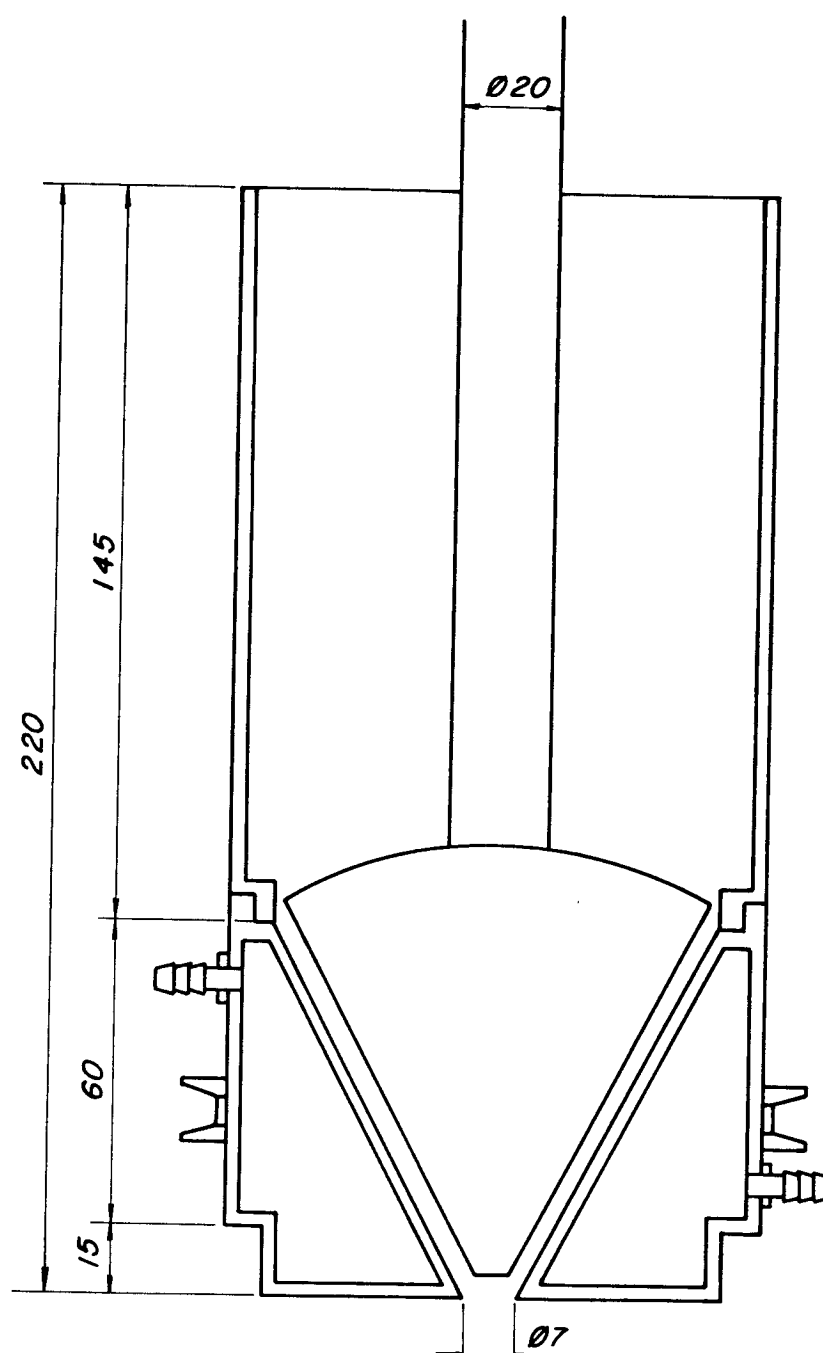


FIGURA IV.10 - Principais dimensões do sistema tipo funil.

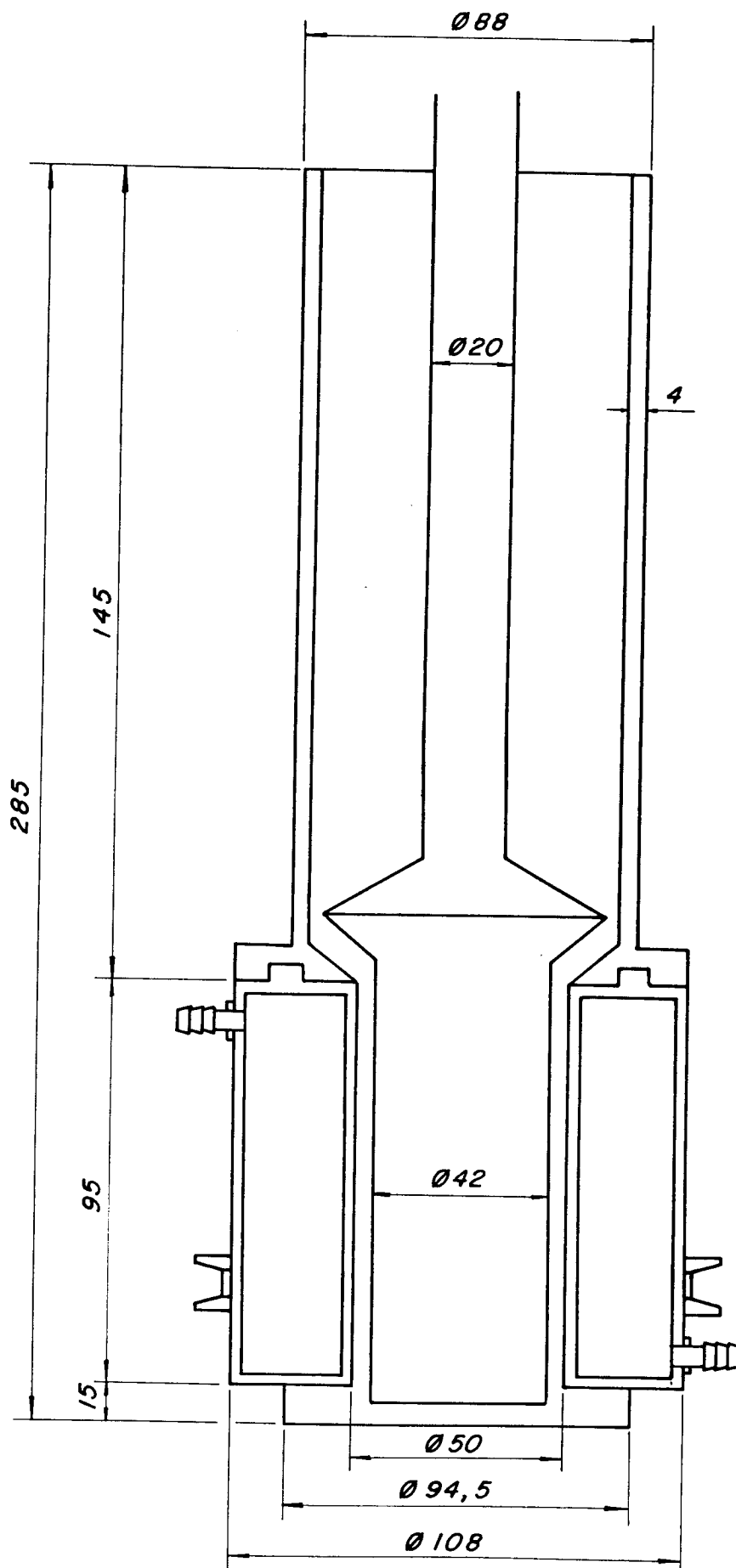


FIGURA IV.11 - Principais dimensões do sistema tipo cilíndrico.

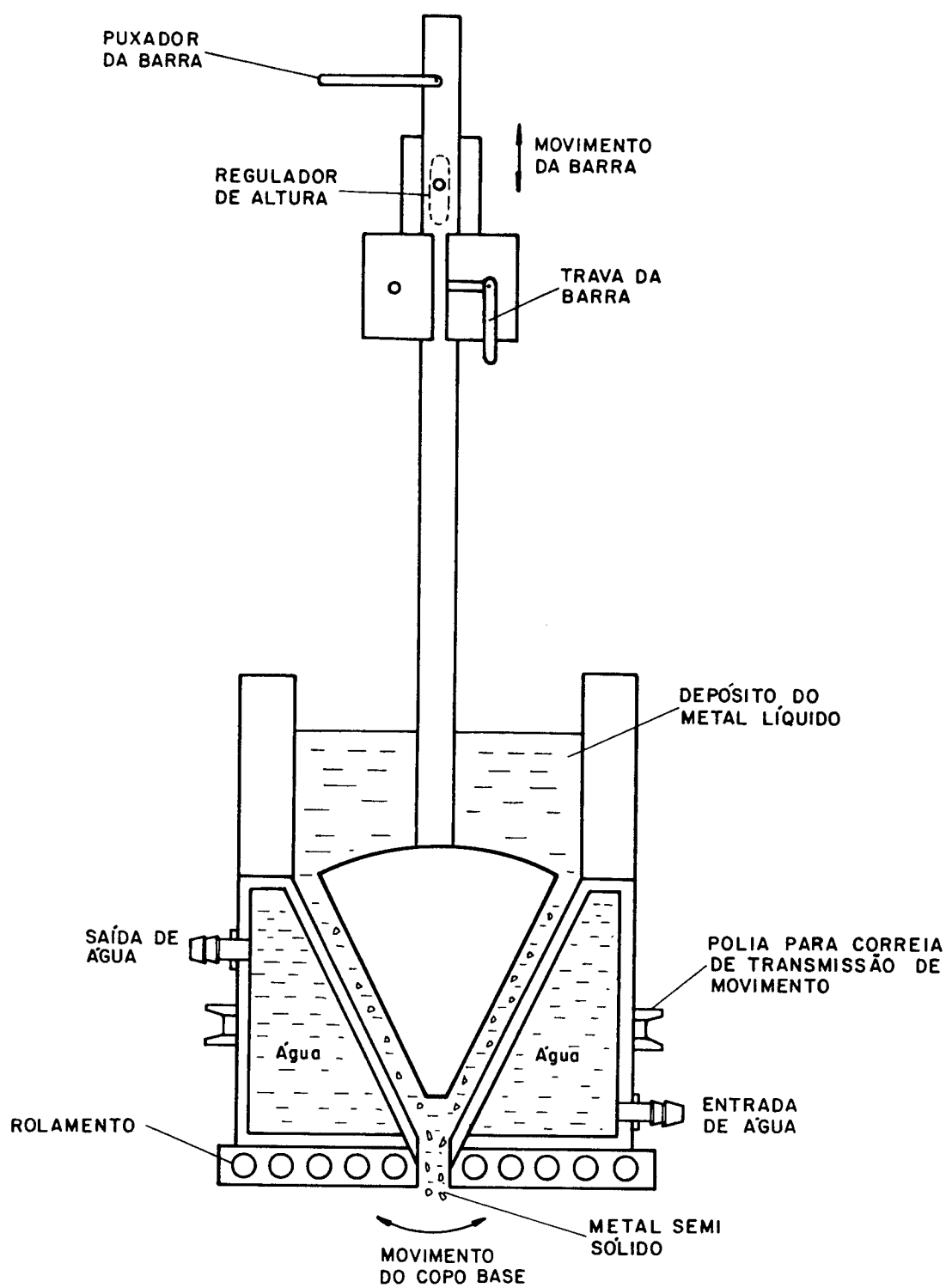


FIGURA IV.12 - Esquema do processo de reofundição.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS E DISCUSSÕES

V.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

Projetado o equipamento, ficaram alguns parâmetros para serem fixados e/ou variados, entre outros a temperatura de vazamento, a espessura do canal, a velocidade de agitação do movimento alternado e vazão de água no sistema de resfriamento. Para tal, fixou-se uma temperatura de vazamento e foi-se variando (no copo base do sistema tipo funil, sem a barra central) a velocidade de agitação e a vazão de água no sistema de refrigeração. Em função dos bons resultados obtidos em termos de refino de grão, fixou-se a vazão de água em 16,6 l/min e a velocidade de rotação de movimento alternado em 166 osc./min. em 180°. Fixados esses dois parâmetros e variando-se a temperatura de vazamento procurou-se obter a adequada espessura do canal, ou seja, uma espessura que possibilitasse a passagem do metal, sem que solidificasse no sistema alimentador e ao mesmo tempo se obtivesse uma estrutura reofundida, com uma razoável taxa de fluxo. No caso do sistema tipo funil inicialmente a ponta da barra central, foi feita em grafite e se começou variando a espessura do canal de 1mm, até 6mm, para temperaturas de 680°C, 700°C, 720°C e 750°C. Os melhores resultados conjugados foram verificados para a espessura de 5mm e a faixa de temperatura entre 720°C e 700°C de forma que se conseguisse um processamento contínuo, sem interrupção por solidificação de metal na câmara de agitação e estrutura com características reofundidas. Feito isso construiu-se a barra central com as dimensões fixadas e passou-se a variar outros elementos.

No caso do sistema tipo cilíndrico, o procedimento foi semelhante, somente que a barra inicial ao invés de grafite, foi feita em aço e a cada mudança de diâmetro reusinada, ao diâmetro desejado, até que se conseguisse um processo com boa operacionalidade. Para o caso do sistema do tipo cilíndrico a melhor espessura de canal encontrada foi a de 4mm, e a uma temperatura entre 660°C a 680°C.

V.2 - MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA DOS LINGOTES

No que diz respeito a macroestrutura e microestrutura , são apresentados os resultados que concorrem de forma significativa para a viabilização do processo de reofundição com o equipamento projetado e construído.

Da figura V.1 a V.14 tem-se fotografias das macroestruturas dos lingotes obtidos sob diferentes condições operacionais e nessa seqüência exposta vai-se tendo uma melhora das condições no processo de reofundição. As macrografias estão com suas variáveis assinaladas, nas respectivas figuras. Estão dispostos juntamente os lingotes obtidos pelos sistemas tipo funil e cilíndrico, por ambos terem se apresentado da forma desejada e com boa eficiência.

As macrografias relativas as figuras V.1 e V.2 se apresentam grosseiras, sem grau de refino. As figuras V.3 a V.5 apresentam um baixo grau de refino de grão. Da figura V.6 a V.9 tem-se as macroestruturas com um grau médio de refino de grão. Da figura V.10 a V.14 vamos ter estruturas apresentando um bom grau de refino de grão.

Em relação a microestrutura, também vão sendo apresentadas numa seqüência a partir da figura V.2, V.5, V.8, V.9, V.10, V.11, V.12 e V.13, uma série de micrografias dos lingotes obtidos que começam com uma microestrutura totalmente dendrítica, até uma altamente reofundida. A figura V.2 apresenta uma estrutura tipicamente dendrítica, para referência e comparação com as outras estruturas obtidas. Na figura V.5 já começa a se perceber na estrutura do lingote o surgimento das primeiras partículas grosseiras em forma de roseta, numa matriz de solidificação dendrítica. A medida que as condições no processo de reofundição vão se tornando mais eficazes, ou seja, vamos obtendo uma maior fração de sólido, essas partículas vão diminuindo de tamanho, se arredondando e aumentando em quantidade como se pode observar pelas figuras V.8, V.9, V.10 e V.11. As figuras V.12 e V.13 apresenta regiões de partículas grosseiras típicas para a reofundição do alumínio.

Quanto as mudanças nas variáveis do sistema de reofundição, como tipo de sistema (funil e cilíndrico), temperatura de vazamento, refrigeração, barra central e velocidade de agitação, pode-se dizer que, para os dois sistemas, que quanto menor o superaquecimento, maior refrigeração, maior velocidade de agitação, me

lhores os resultados obtidos. Assim como também a tensão de cisalhamento tem um papel muito importante na obtenção da estrutura reofundida, como é discutido no item V.3, a seguir.

V.3 - INFLUÊNCIA DA TENSÃO DE CISALHAMENTO NO PROCESSO DE REOFUNDIÇÃO

Foram feitas experiências com o sistema do tipo funil, com e sem a barra central, com o intuito de se verificar a influência da tensão de cisalhamento para a obtenção das estruturas reofundidas.

Primeiramente, com o sistema do tipo funil, com agitação e água, porém sem a barra central, deixou-se que o material (alumínio comercialmente puro) se solidificasse no copo base. Na figura V.15, vê-se as correspondentes macrografia e micrografia. Como resultado obteve-se uma estrutura com bom grau de refino de grão e uma microestrutura com características dendríticas.

Na segunda etapa desse experimento, usando o sistema do tipo funil, com agitação, sistema de refrigeração e a barra central, foi deixado que o metal se solidificasse, (utilizando a mesma temperatura de início de processo que o caso anterior: $T = 720^{\circ}\text{C}$), entre a barra central e o copo base afunilado.

Na figura de número V.16, vê-se as fotos do cone formado pelo material solidificado no canal de vazamento do sistema do tipo funil. Pode-se também perceber pela mesma foto que esse material é totalmente revolto nesse canal, de forma caótica. E a tensão de cisalhamento que vai surgindo entre a porção de material solidificada nas paredes do copo base e a porção de material que se solidifica nas paredes da barra central. Esse material assim que começa a se solidificar é atritado e a quebra dos braços e ramos dendríticos é favorecida. Sendo o espaço do canal de vazamento relativamente pequeno, o material que vai passando por esse vão, vai sendo constantemente atritado, umas partículas contra as outras e contra as paredes do sistema. A solidificação é favorecida pelo processo de troca de calor (resfriamento por água e a própria barra central) e a agitação de movimento alternado, além de favorecer a quebra das partículas, impede que as partículas à medida que forem solidificando se fixem nas paredes refrigeradas.

Por ação da gravidade, essas partículas sólidas primárias, misturadas com a porção de líquido que ainda não solidificou, descem em direção ao molde.

Na figura V.17, vê-se as micrografias relativas a segunda parte desse experimento, onde se pode ver as partículas primárias grosseiras em uma matriz dendrítica, que era o líquido remanescente entre as partículas primárias, que se solidificou de forma dendrítica fina.

Quanto ao "tempo de vida" e a forma desse material que chega ao molde em estado semi-sólido, pode-se dizer que é função da taxa de resfriamento do material no molde, o tempo avaliável para o engrossamento das partículas e da fração de sólido. Quanto maior a fração de sólido (partículas primárias já formadas), a quantidade de líquido remanescente entre essas partículas vai ser mais reduzida e como o tempo de solidificação nas condições ambientais é relativamente curto essa porção líquida vai se solidificar rapidamente, de forma dendrítica entre essas partículas.

V.4 - DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO MATERIAL REOFUNDIDO

Para lingotes da liga Al-4,5%Cu, reofundidos, foram feitas micrografias com o microscópio ótico, com a intenção de se ter uma idéia da distribuição dos elementos de liga, na estrutura reofundida. Kattamis⁽⁶³⁾, trabalhando também com a liga Al-4,5%Cu reofundida fez medidas dos diferentes perfis de concentração, utilizando a microsonda, como já foi anteriormente discutido no presente trabalho, no item III.7, figuras III.13 e III.14.

Utilizando-se microscopia ótica, fica também evidenciado, pelo ataque químico de superfície, utilizando-se o reagente da tabela IV.1, a distribuição dos elementos na estrutura.

Na figura V.18, para diferentes aumentos, nas partes mais claras, o material vai ser mais pobre em soluto, ou seja vai ter uma porcentagem menor de cobre. Já nas partes escuras vamos ter uma região mais rica em cobre e seus compostos segregados (Al_2Cu).

Nas figuras acima citadas, pode-se perceber o efeito da microsegregação e da distribuição de cobre dentro do grão.

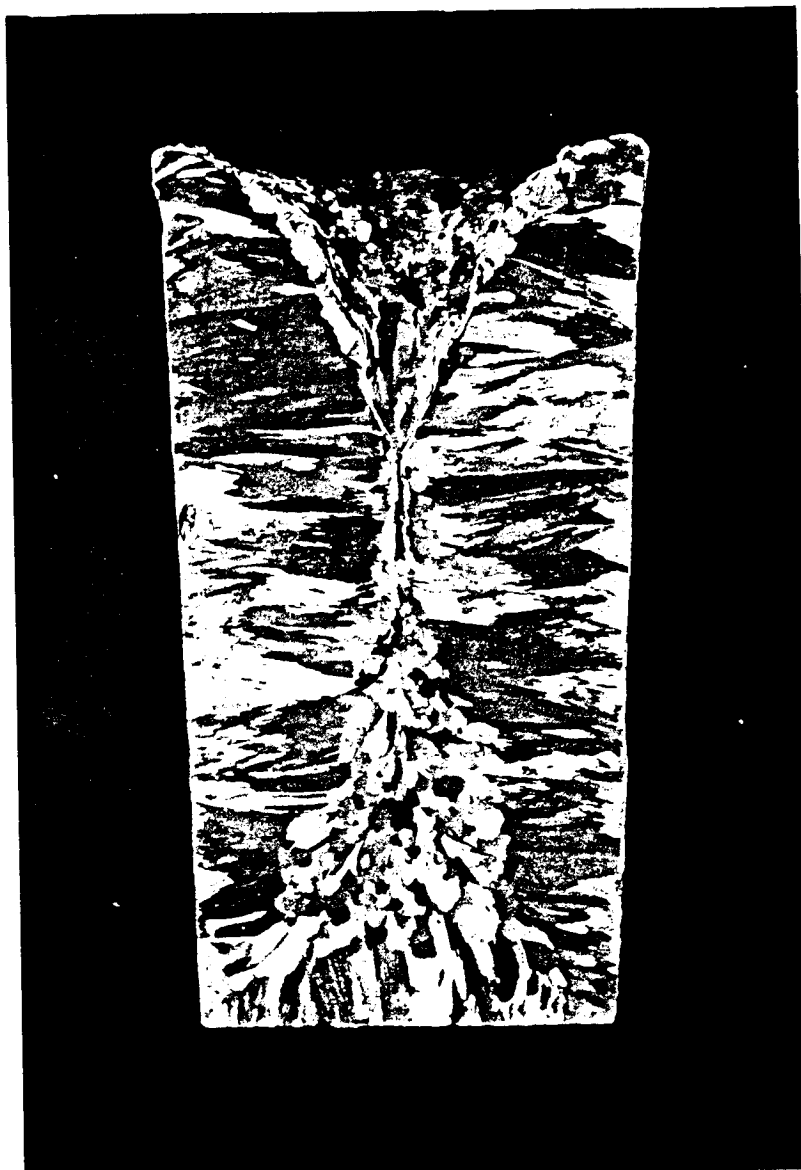
V.5 - OBSERVAÇÃO DE FRATURA DAS AMOSTRAS REOFUNDIDAS

De lingotes de alumínio comercialmente puro e da liga Al-4,5%Cu, foram feitos corpos de prova e em seguida tracionados numa prensa, para observação da superfície de fratura.

Nos primeiros lingotes de alumínio comercialmente puro, sem refino, em condições convencionais de solidificação, a superfície típica obtida, foi a do tipo da figura V.19, caracterizado um campo de deformação plástico bem definido, ou seja, fratura de um material dútil.

No caso dos lingotes de alumínio comercialmente puro, com estrutura refinada e microestrutura reofundida, a superfície de fratura obtida, foi a do tipo da figura V.20, onde a superfície com características também "plástica", apresenta muitas cavidades. No interior dessas cavidades, pode se ver uma série de pequenos grãos, de acordo com a foto na figura V.21. As diferenças entre as superfícies de fratura no caso do alumínio comercialmente puro reofundido ou não, apesar de ambas amostras se mostrarem "plásticas", são visíveis e supõe-se que esses pequenos grãos apresentados no caso do material reofundido, são as partículas primárias obtidas pelo processo de reofundição.

Para os lingotes da liga Al-4,5%Cu, a fratura, apesar de dútil, apresentou um aspecto frágil, porque rompeu nos contornos de grão com as partículas bem definidas, figura V.22. Em torno dos grãos, de acordo com as figuras V.23 e V.24, se vê metal com diferente aspecto de solidificação. Provavelmente a fase segregada Al_2-Cu e o líquido remanescente que ficou retido entre as partículas grosseiras primárias e se solidificou de forma dendrítica, o que era desejado para o material reofundido.



Material : Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: Funil

Condições de Vazamento:

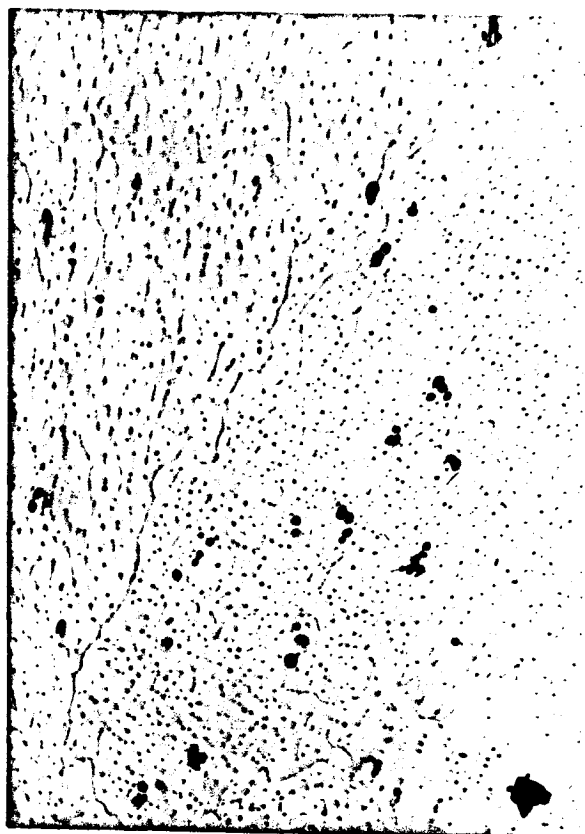
○Refrigeração:

○Agitação:

●Barra Central:

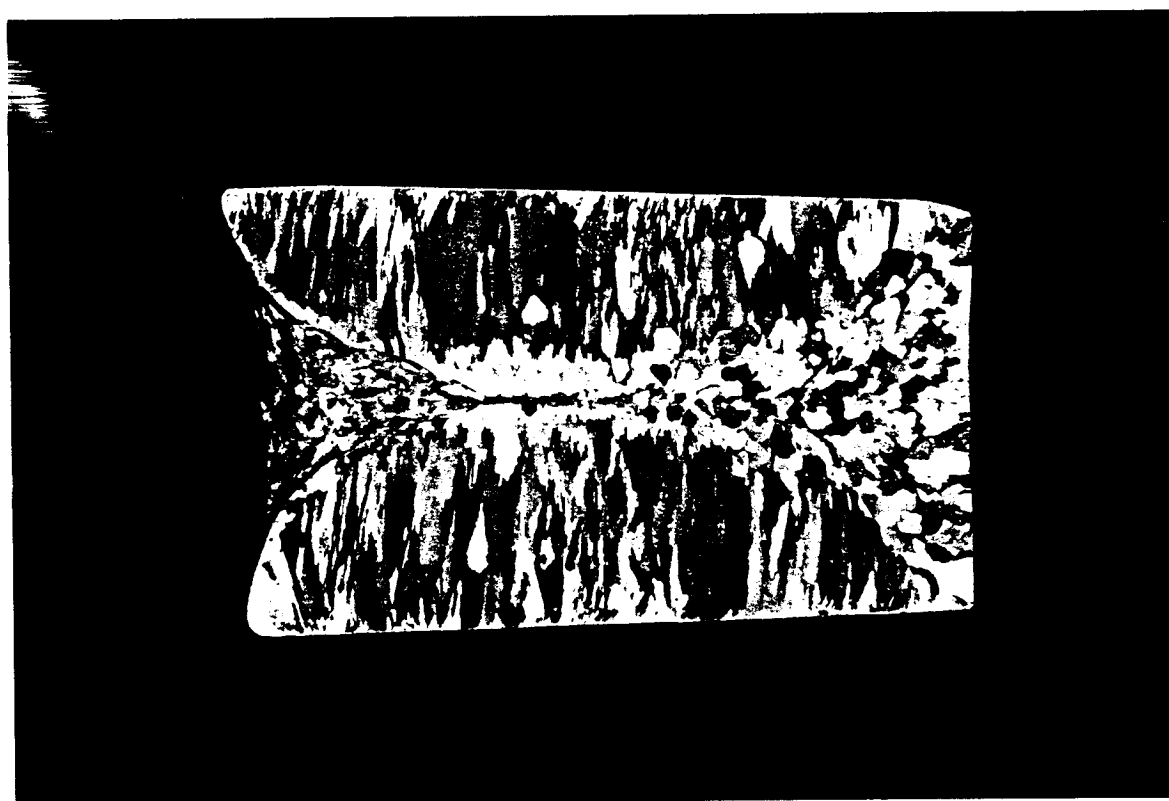
Temperatura de Vazamento: 750°C

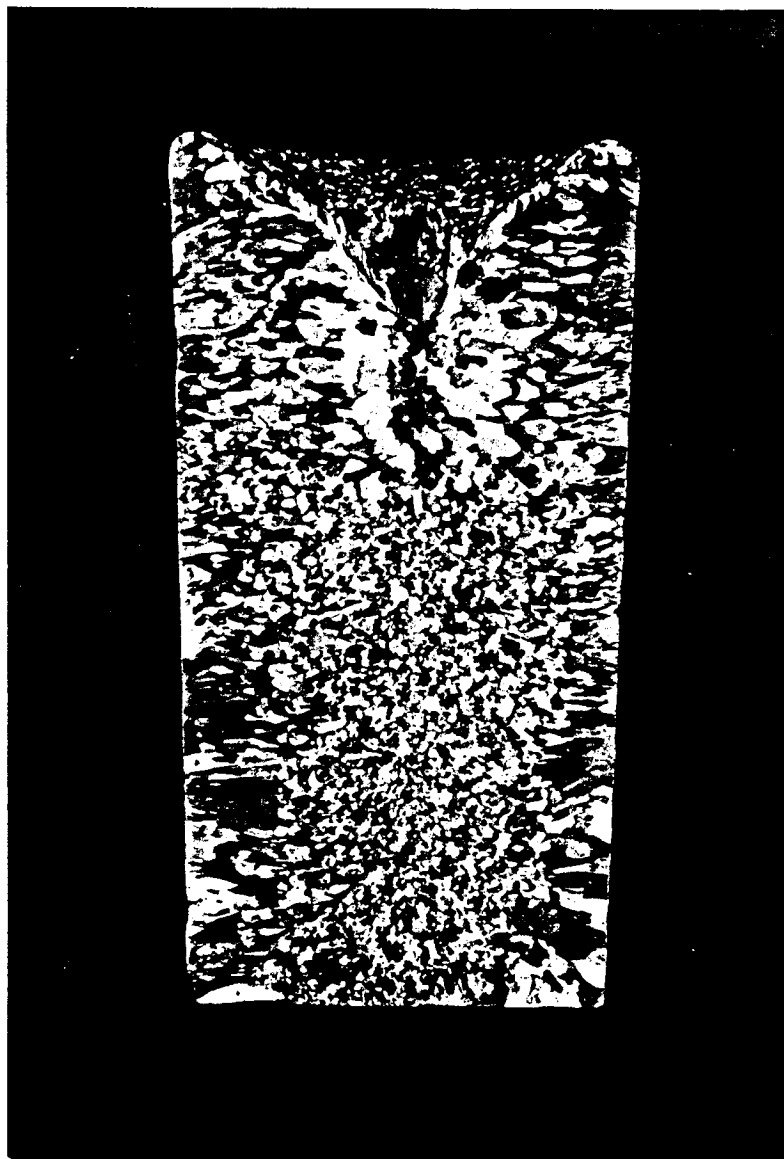
FIGURA V.1



Material: Alumínio Comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 15 mm
Tipo de Sistema: Funil
Condições de Vazamento:
 • Refrigeração: 16,6 l/min
 • Agitação: 166 osc/min
 O Barra Central:
Temperatura de Vazamento: 750°C
Microestrutura com Aumento de: SIX

FIGURA V.2





Material: Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15mm

Tipo de Sistema: Funil

Condições de Vazamento:

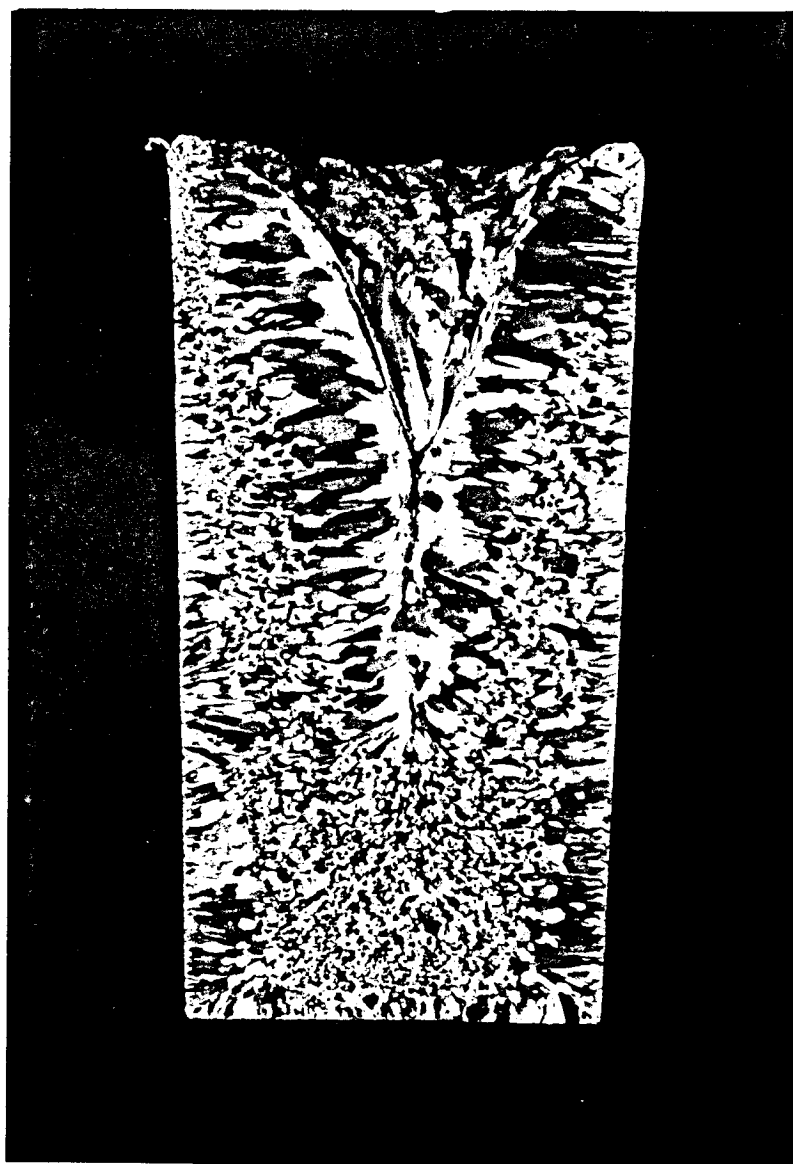
● **Refrigeração:** 16,6 l/min

○ **Agitação:**

● **Barra Central:**

Temperatura de Vazamento: 750°C

FIGURA V.3



Material: Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote 39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: cilíndrico

Condições de Vazamento:

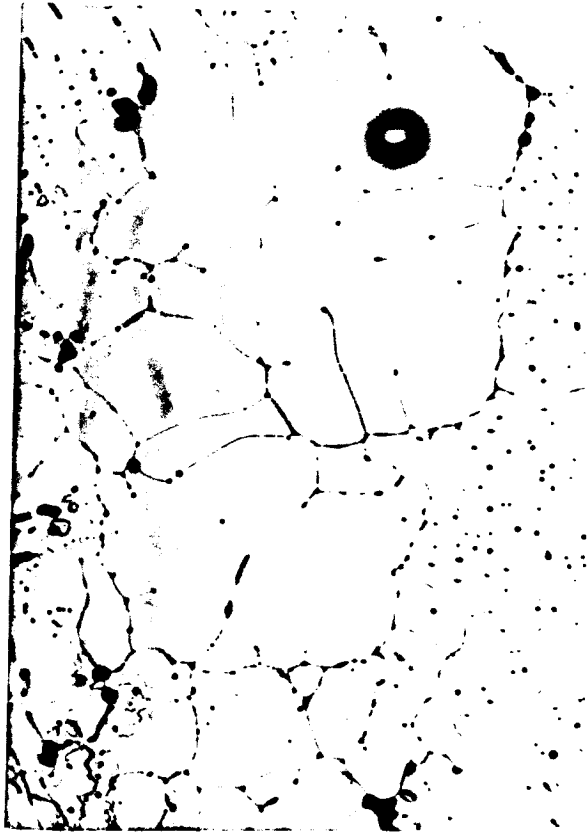
⑥Refrigeração: 16,6 l/min

⑥Agitação: 166 osc/min.

⑥Barra Central:

Temperatura de Vazamento: 710°C

FIGURA V.4



Material: Alumínio Comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: cilíndrico

Condições de Vazamento:

● Refrigeração: 16,6 l/min

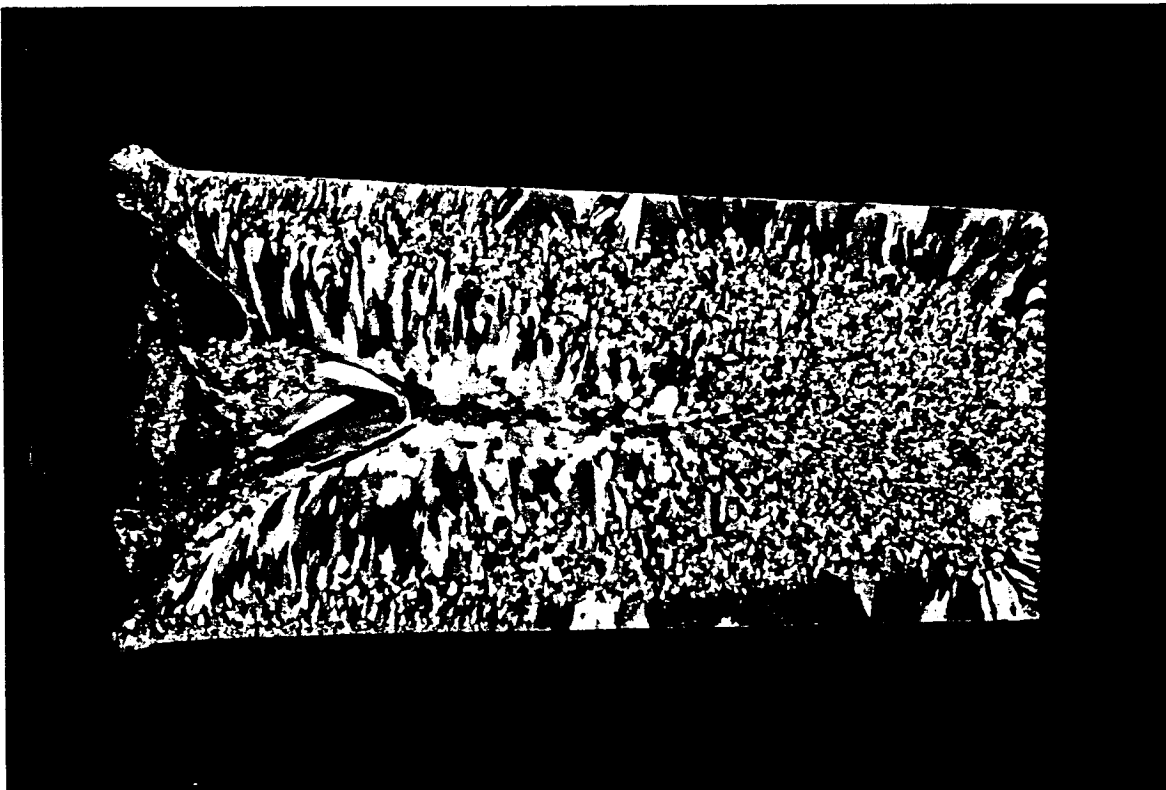
● Agitação: 166 osc./min

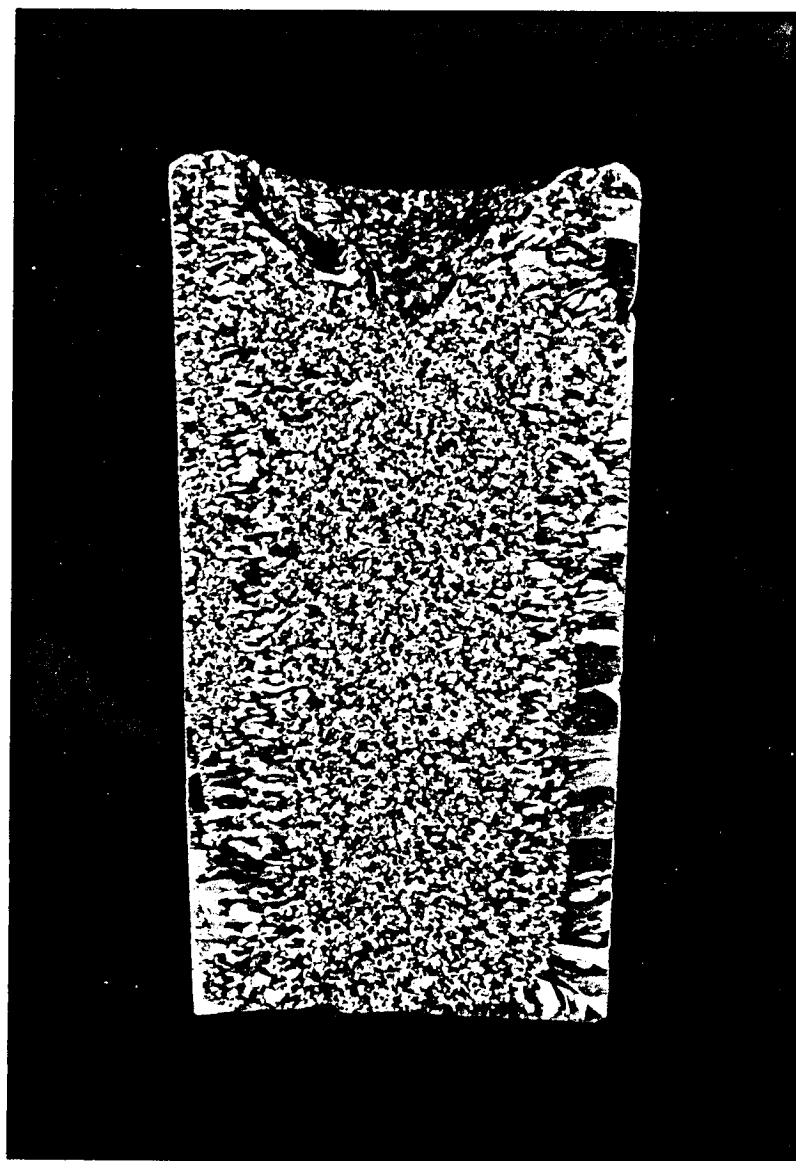
● Barra Central:

Temperatura de Vazamento: 700°C

Microestrutura com Aumento de: 81X

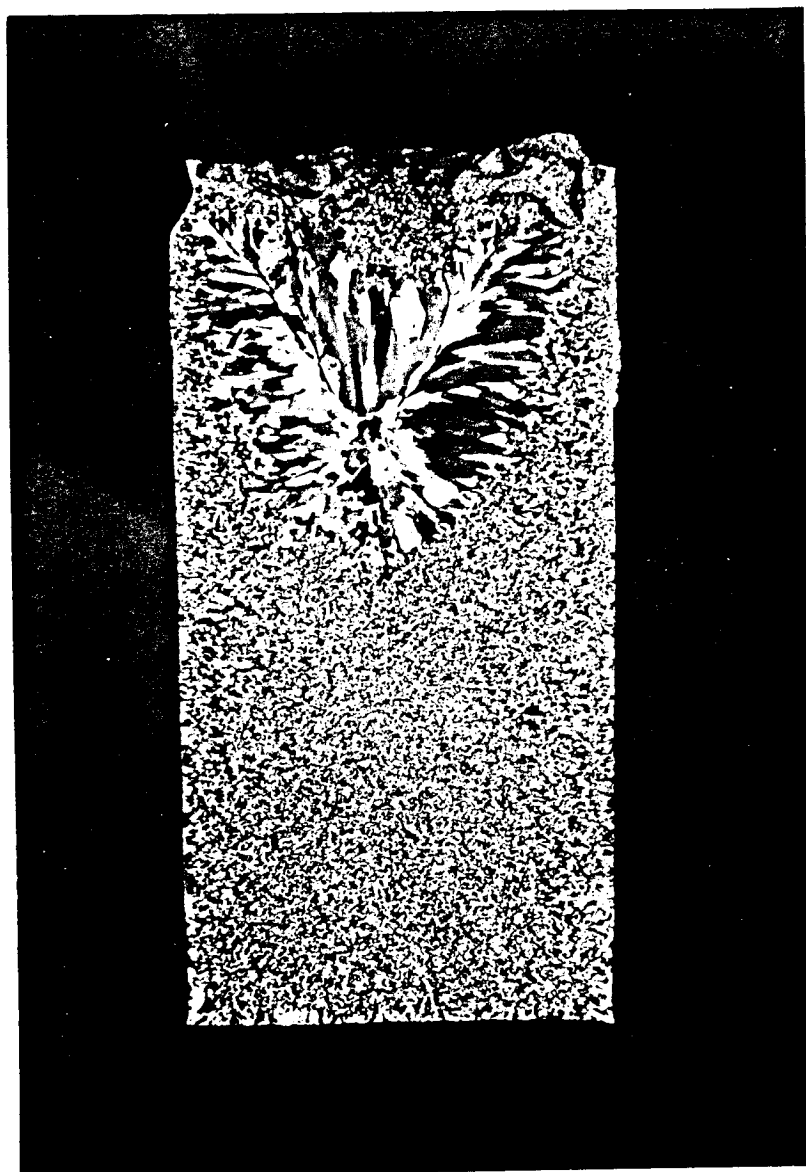
FIGURA V.5





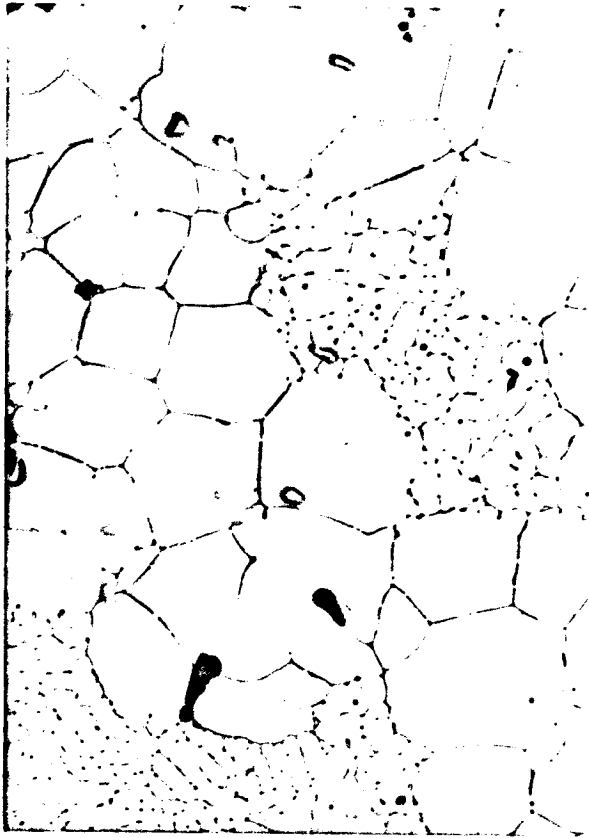
Material: Alumínio comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 15mm
Tipo de Sistema: Funil
Condições de Vazamento:
 ○ Refrigeração:
 ● Agitação: 166 osc./min
 ○ Barra Central:
Temperatura de Vazamento: 720°C

FIGURA V.6



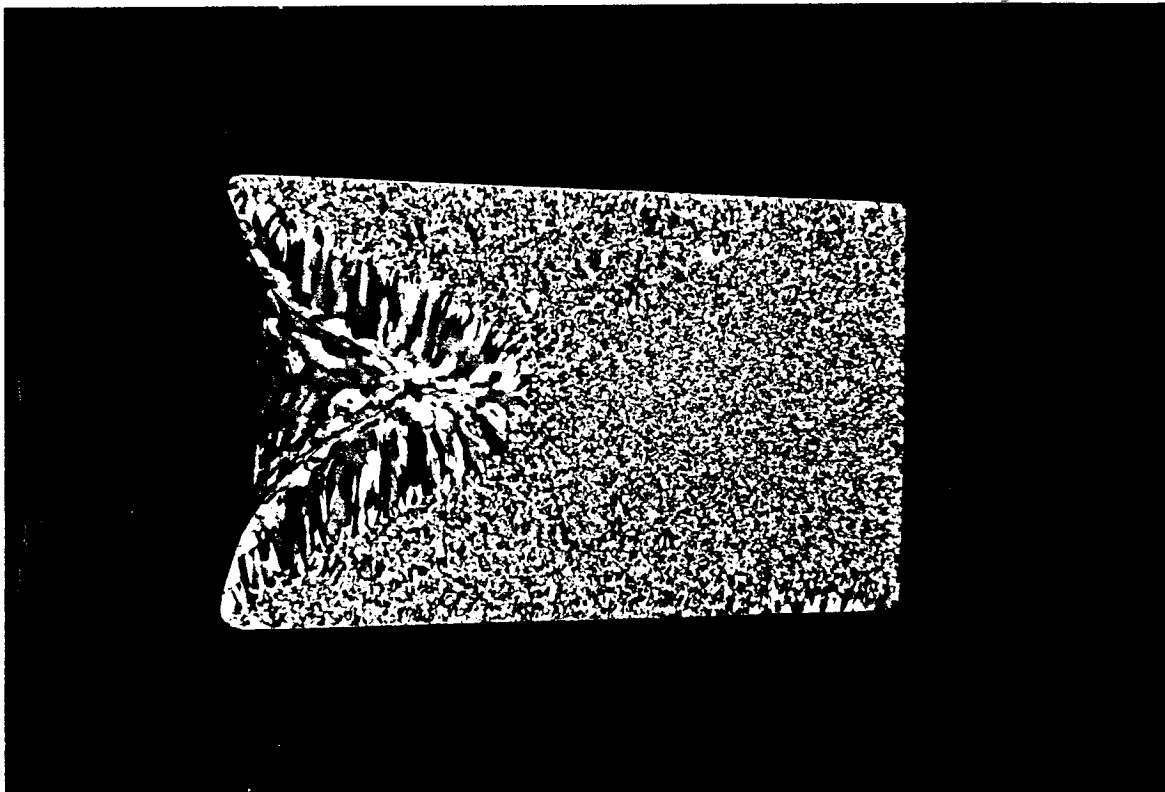
Material: Alumínio comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 5 mm, envolto em gelo
Tipo de Sistema: cilíndrico
Condições de Vazamento:
● **Refrigeração:** 16,6 l/min
● **Agitação:** 166 osc./min
● **Barra Central:**
Temperatura de Vazamento: 680°C

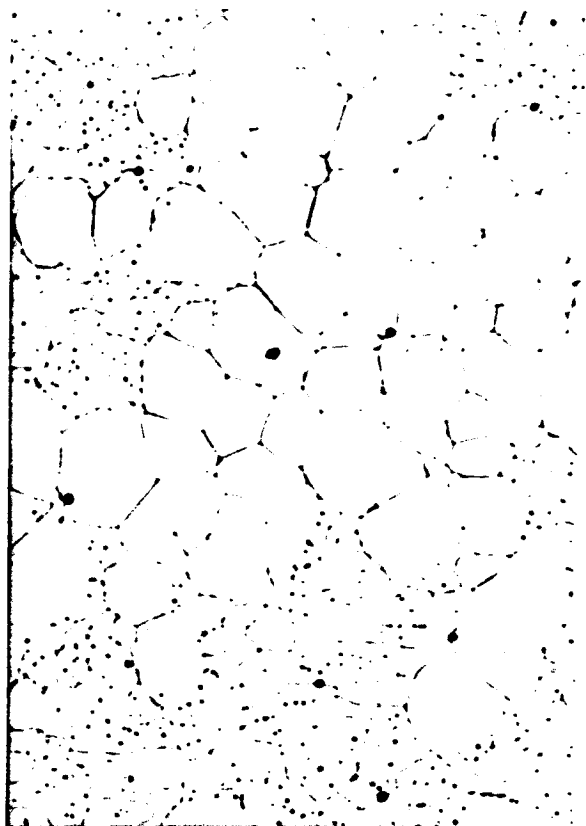
FIGURA V.7



Material: Alumínio comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 15 mm
Tipo de Sistema: Funil
Condições de Vazamento:
 ① Refrigeração : 16,6 l/min
 ② Agitação : 166 osc./min
 ③ Barra Central : levantada 5 cm
Temperatura de Vazamento: 720°C
Microestrutura com Aumento de : 162X

FIGURA V.8





Material: Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: cilíndrico

Condições de Vazamento:

● Refrigeração: 16,6 l/min

● Agitação: 166 osc./min

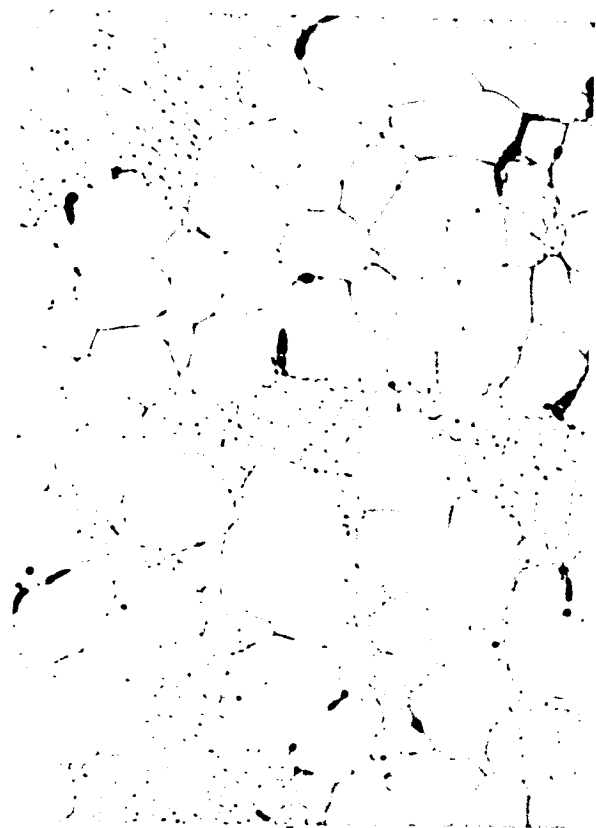
● Barra Central:

Temperatura de Vazamento: 680°C

Microestrutura com Aumento de: 81X

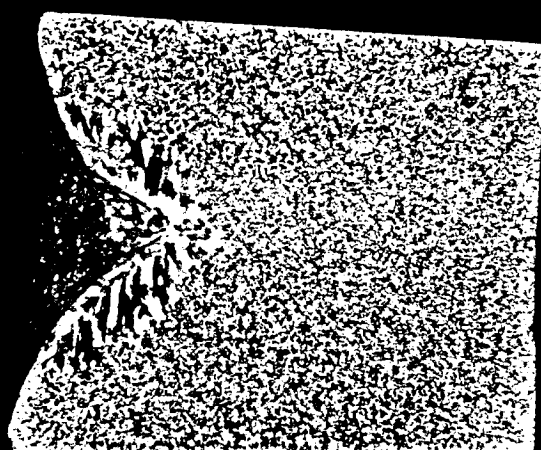
FIGURA V.9

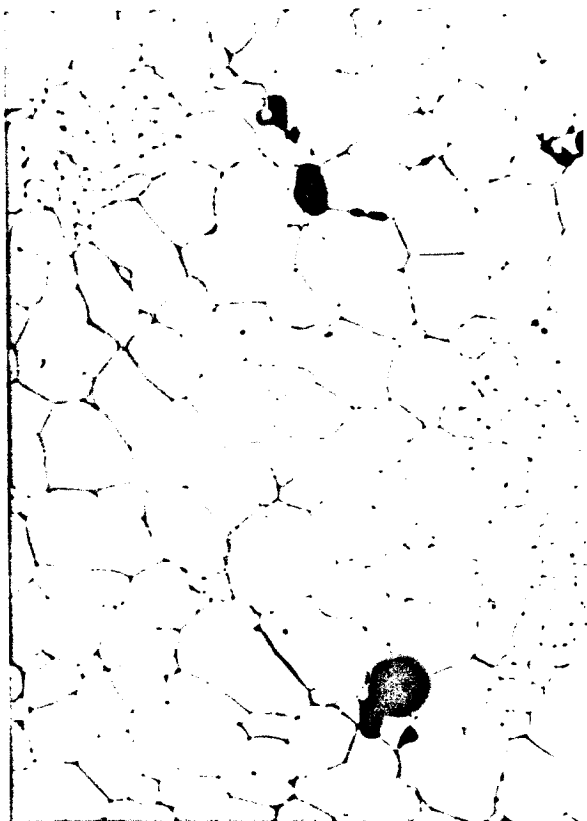




Material: Alumínio comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 5 mm, envolto em gelo
Tipo de Sistema: Funil
Condições de Vazamento:
 ● Refrigeração : 16,6 l/min
 ● Agitação : 166 osc./min
 ● Barra Central :
Temperatura de Vazamento: 720°C
Microestrutura com Aumento de : 81X

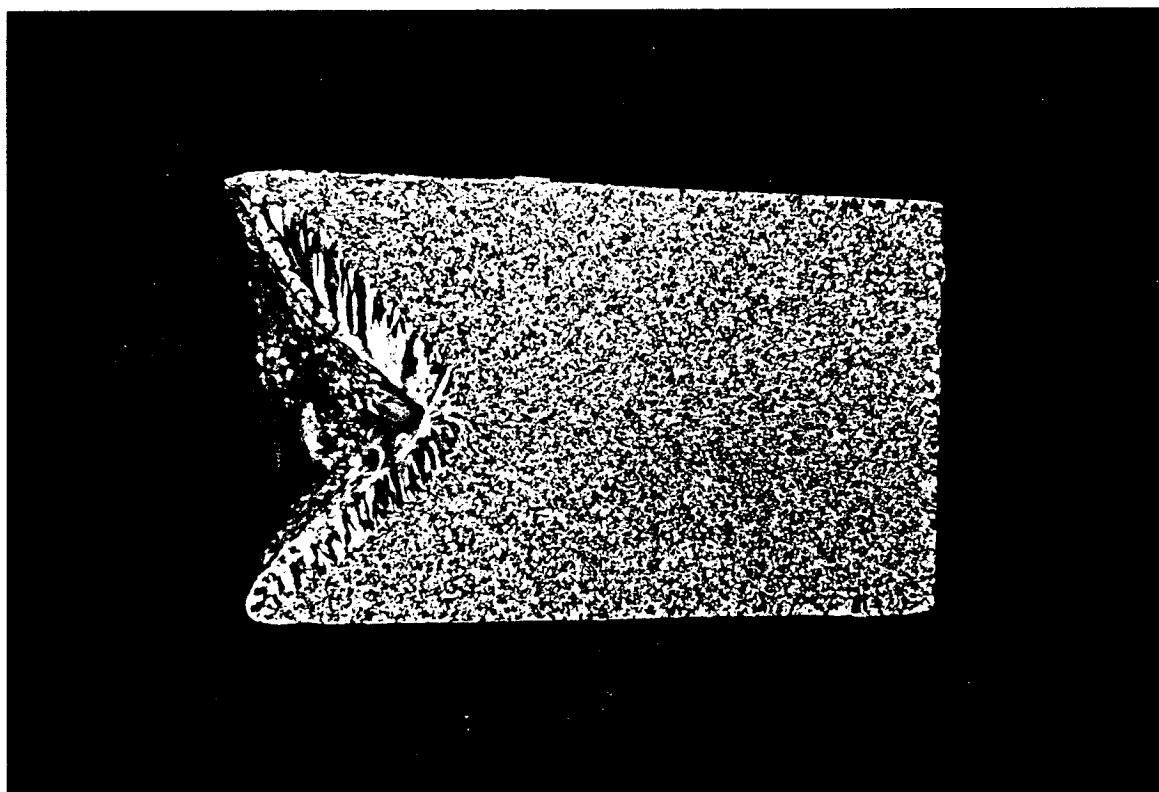
FIGURA V.10

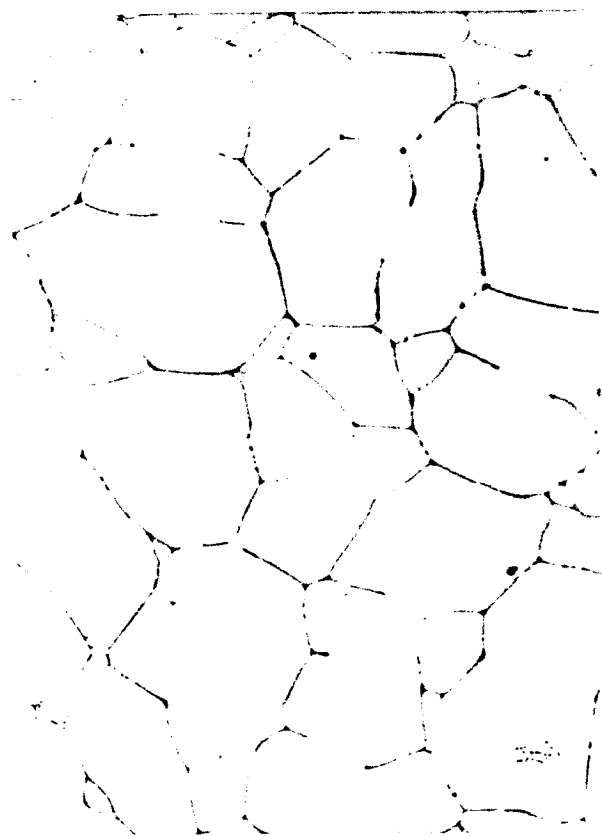
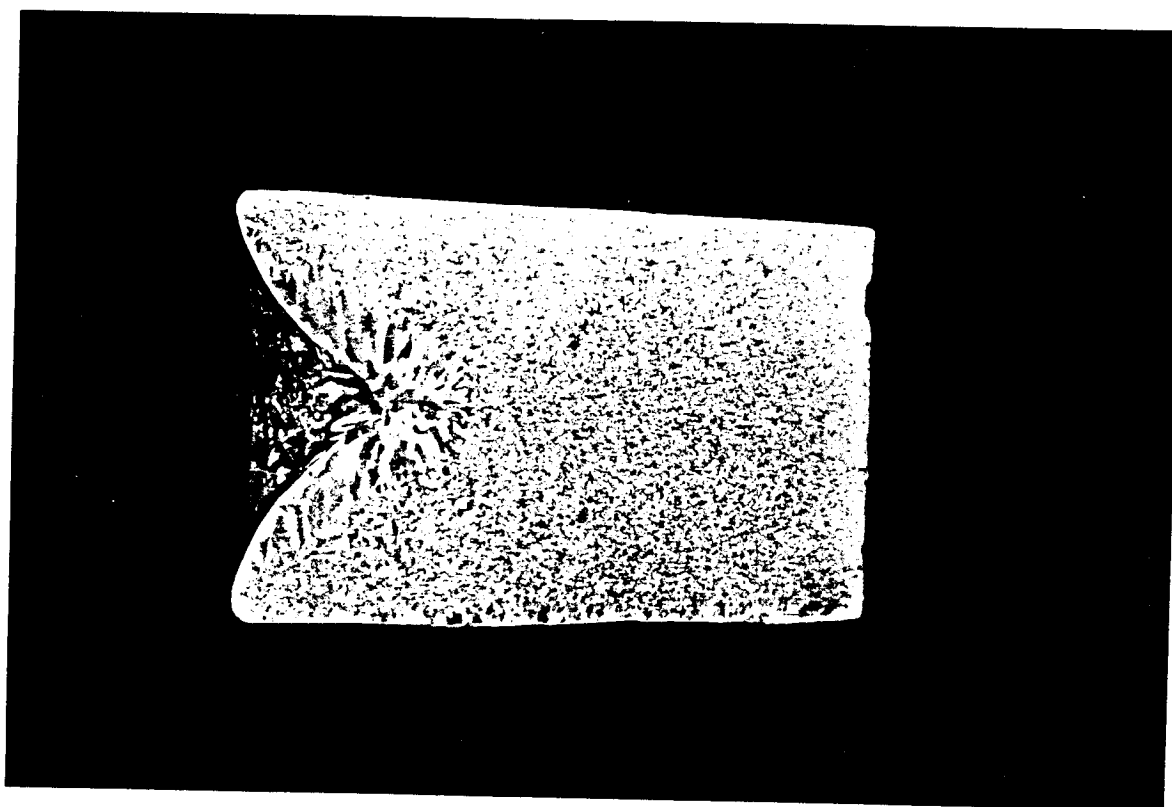




Material: Alumínio comercialmente puro
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde: 5mm, envolto em gelo
Tipo de Sistema: cilíndrico
Condições de Vazamento:
 • Refrigeração: 16,6 l/min
 • Agitação: 166 osc./min
 • Barra Central:
Temperatura de Vazamento: 665°C
Microestrutura com Aumento de: 81X

FIGURA V.11





Material: Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: Funil

Condições de Vazamento:

● Refrigeração: 16,6 l/min

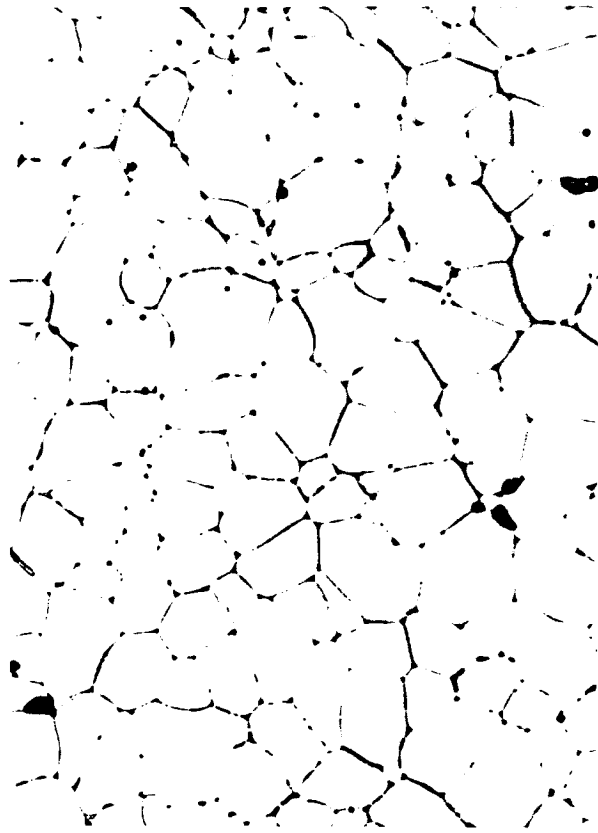
● Agitação: 166 osc./min

● Barra Central:

Temperatura de Vazamento: 720°C

Microestrutura com Aumento de: 162X

FIGURA V.12



Material: Alumínio comercialmente puro

Recobrimento do Molde: Dycote-39

Espessura do Molde: 15 mm

Tipo de Sistema: cilíndrico

Condições de Vazamento:

⊗ Refrigeração: 16,6 l/min

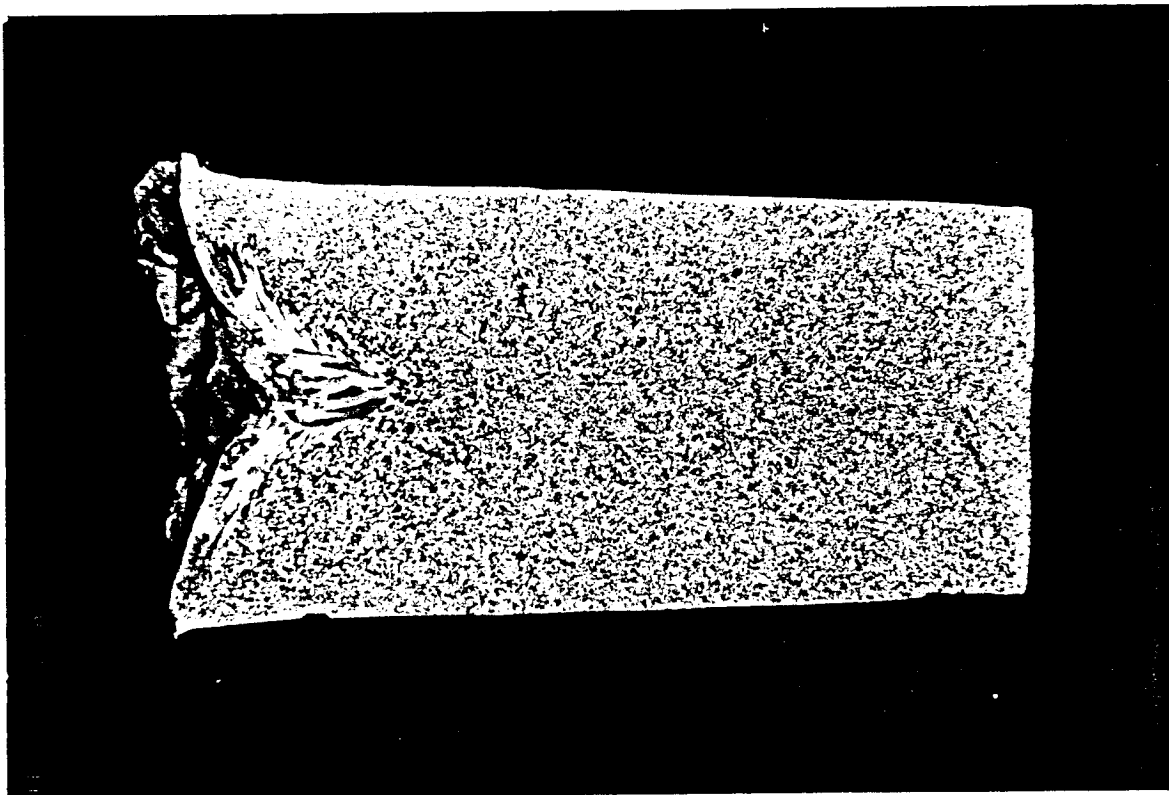
⊗ Agitação: 166 osc./min

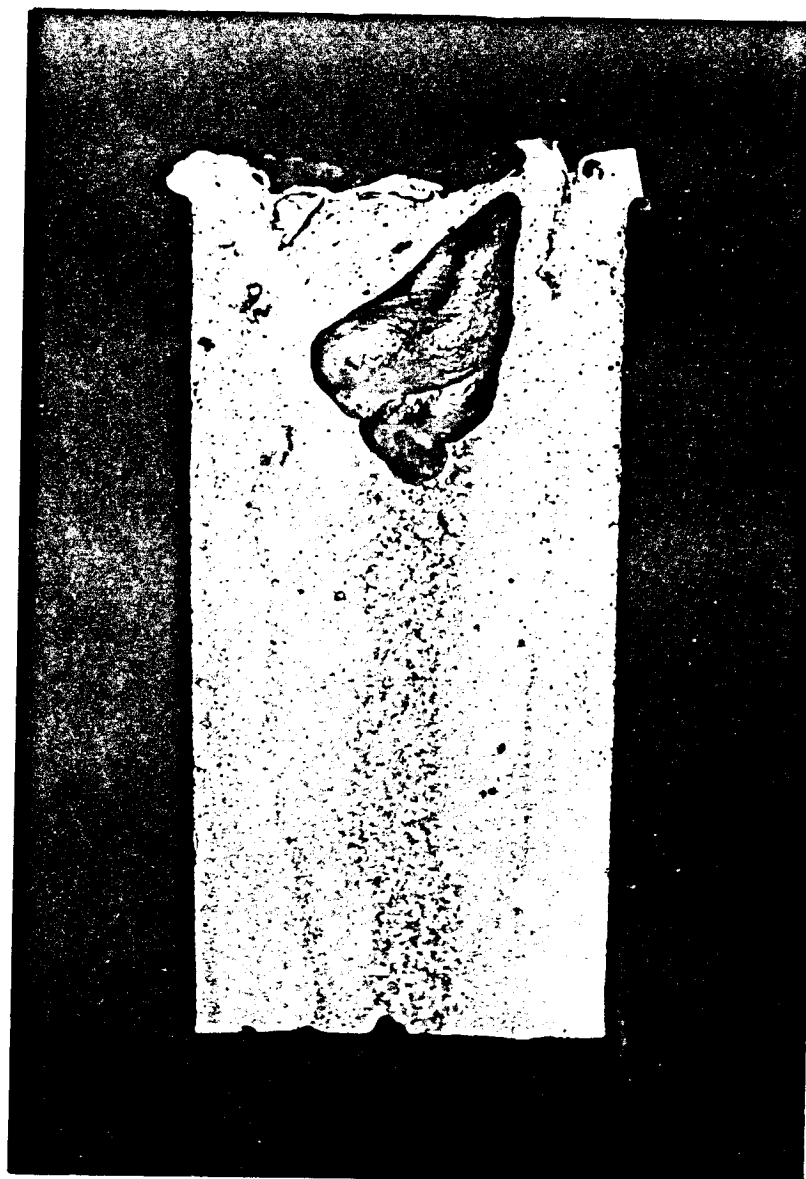
⊗ Barra Central:

Temperatura de Vazamento: 665°C

Microestrutura com Aumento de: 81X

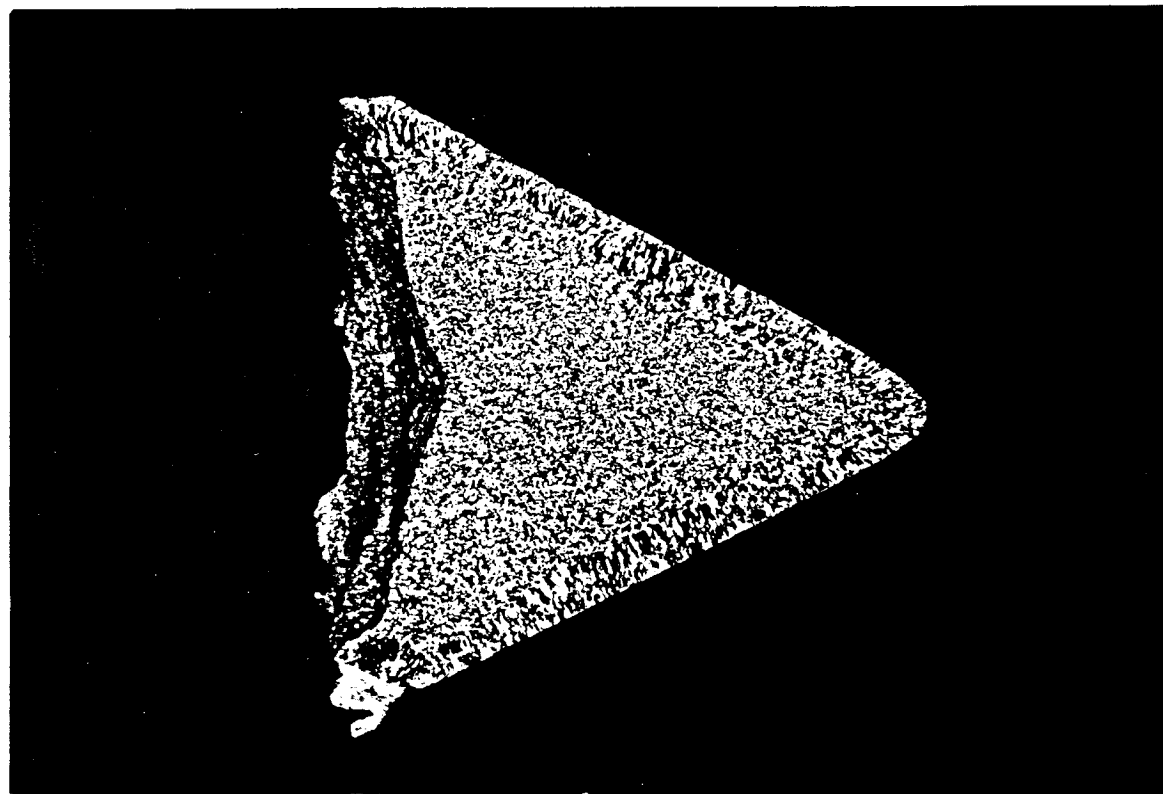
FIGURA V.13



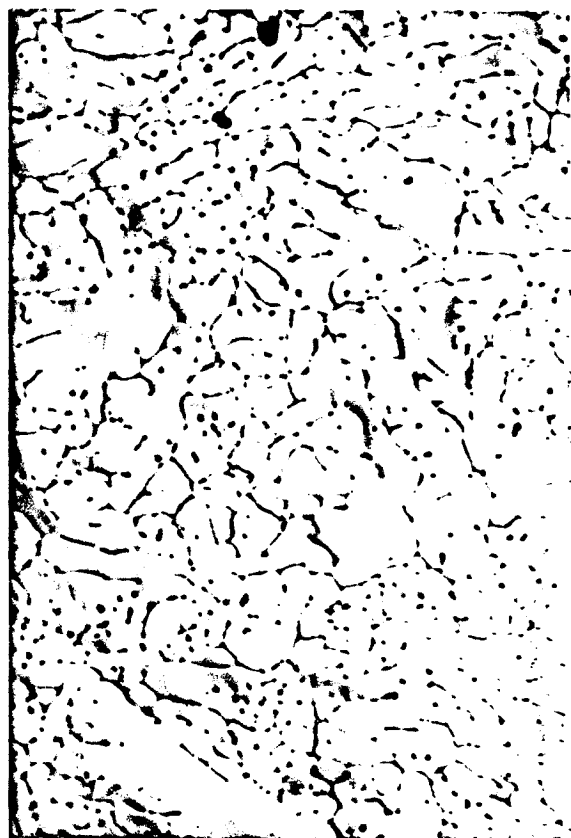


Material : Al-4,5%Cu
Recobrimento do Molde: Dycote-39
Espessura do Molde:
Tipo de Sistema: cilíndrico
Condições de Vazamento:
 ⊙ Refrigeração: 16,6 l/min
 ⊙ Agitação: 166 osc/min
 ⊙ Barra Central:
Temperatura de Vazamento: 665°C

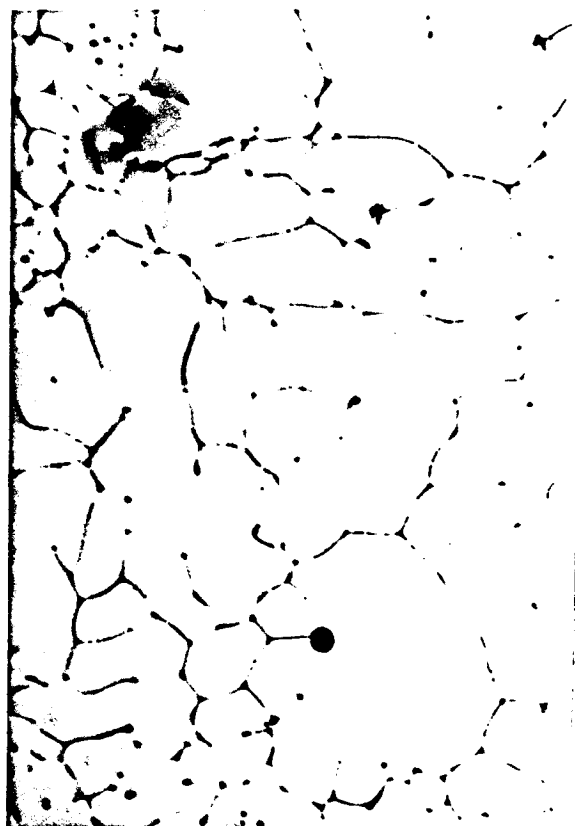
FIGURA V.14



(a)



(b)



(c)

FIGURA V.15 - Alumínio solidificado no copo base tipo funil. a) macrografia
b) micrografia aumento de 81X c) micrografia aumento de 166X

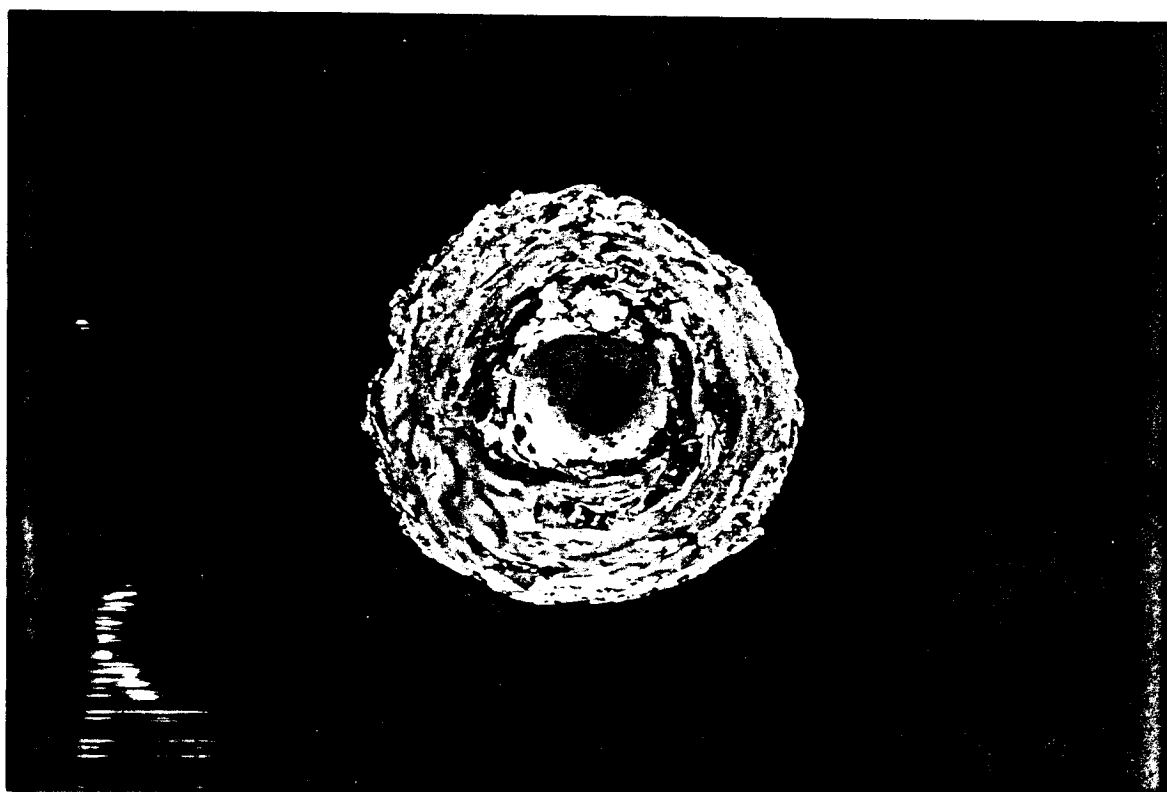
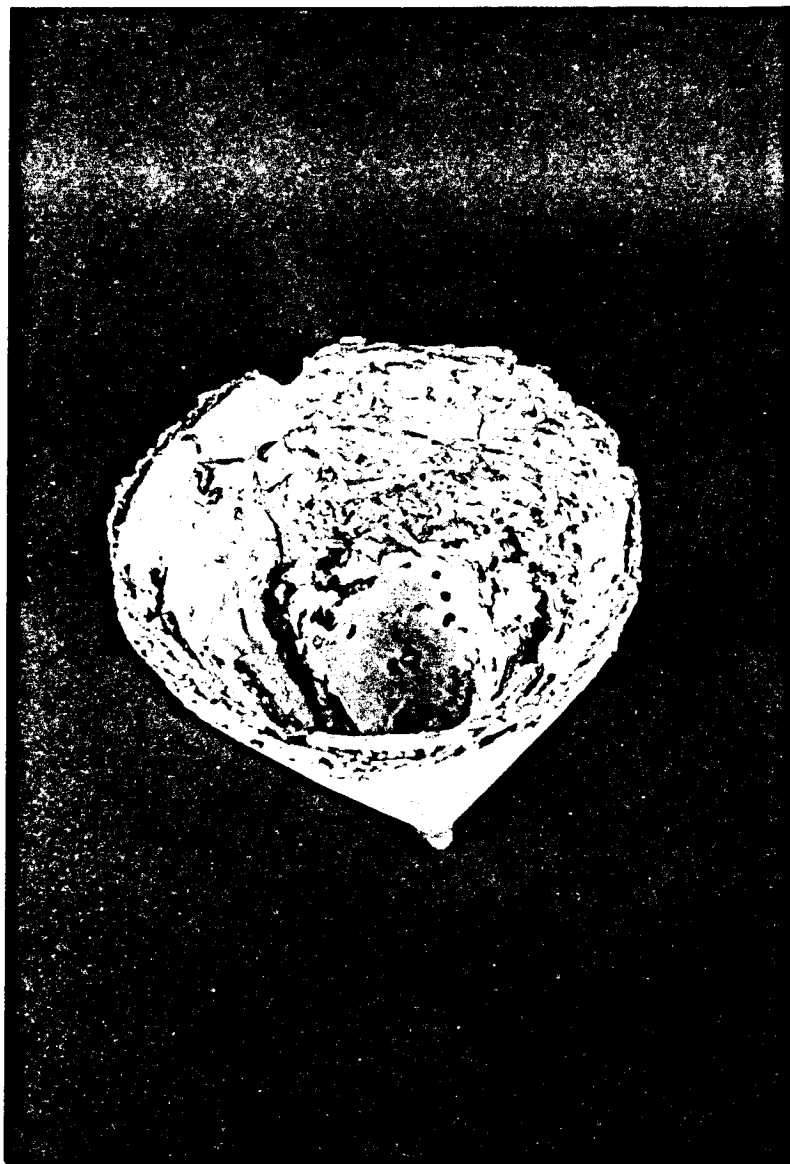
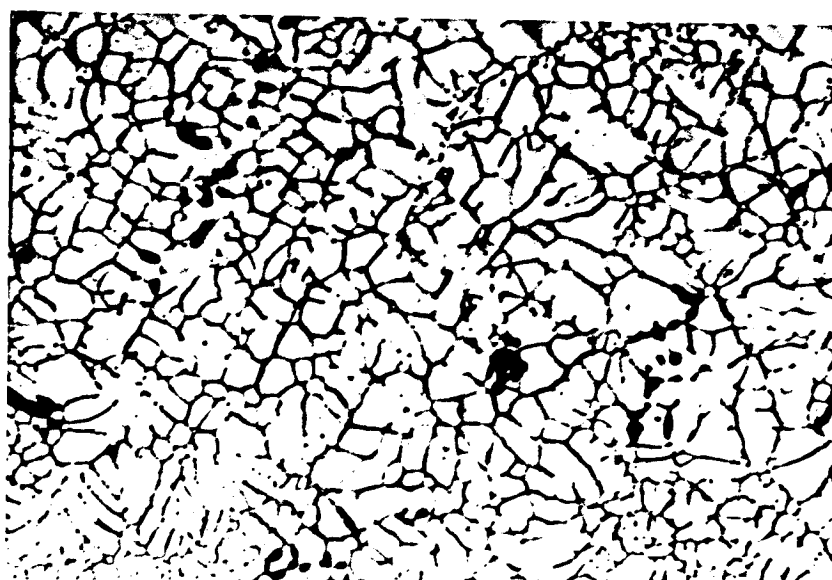


FIGURA V.16 - Cone solidificado no canal de vazamento do sistema do tipo funil.



(a)

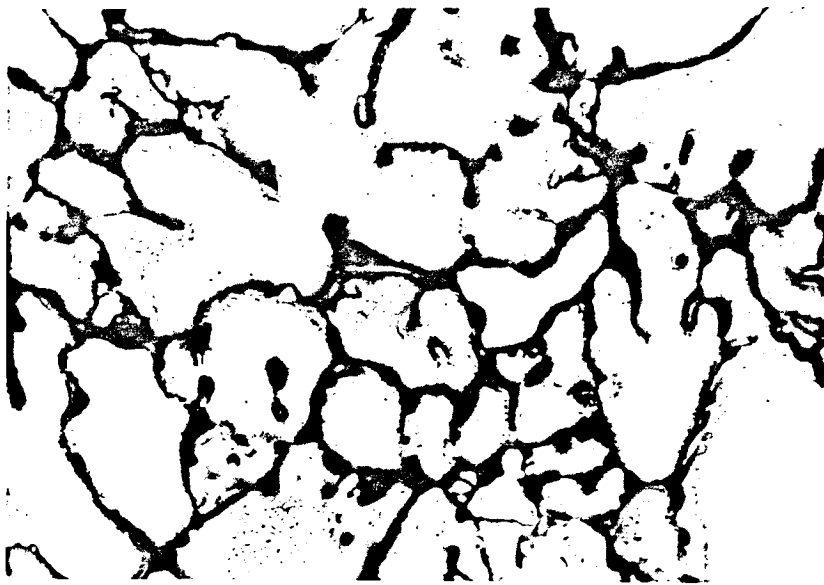


(b)

FIGURA V.17 - Microestruturas de alumínio comercialmente puro, so lidificado no canal de vazamento.

(a) aumento de 162X (b) aumento de 162X

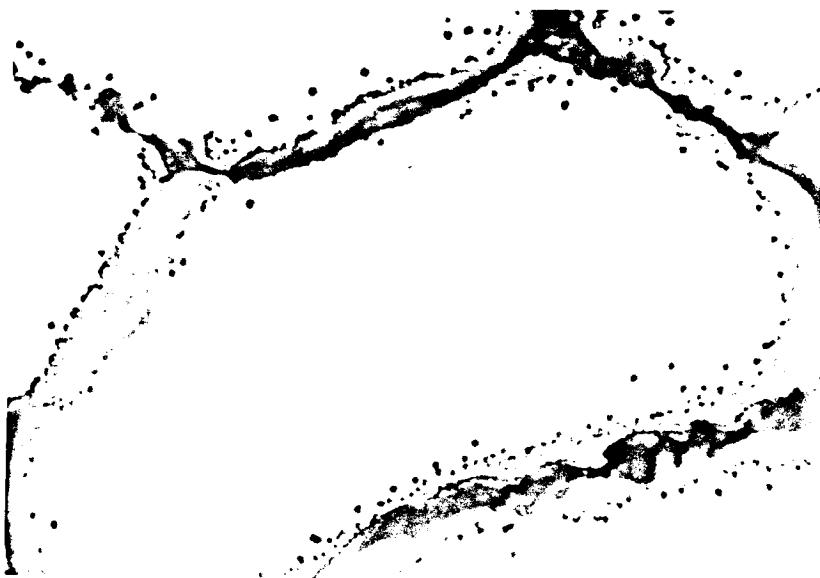
518613C



(a)



(b)



(c)

FIGURA V.18 - Microestruturas da liga Al-4,5%Cu com diferentes aumentos:

(a) 216X

(b) 864

(c) 864

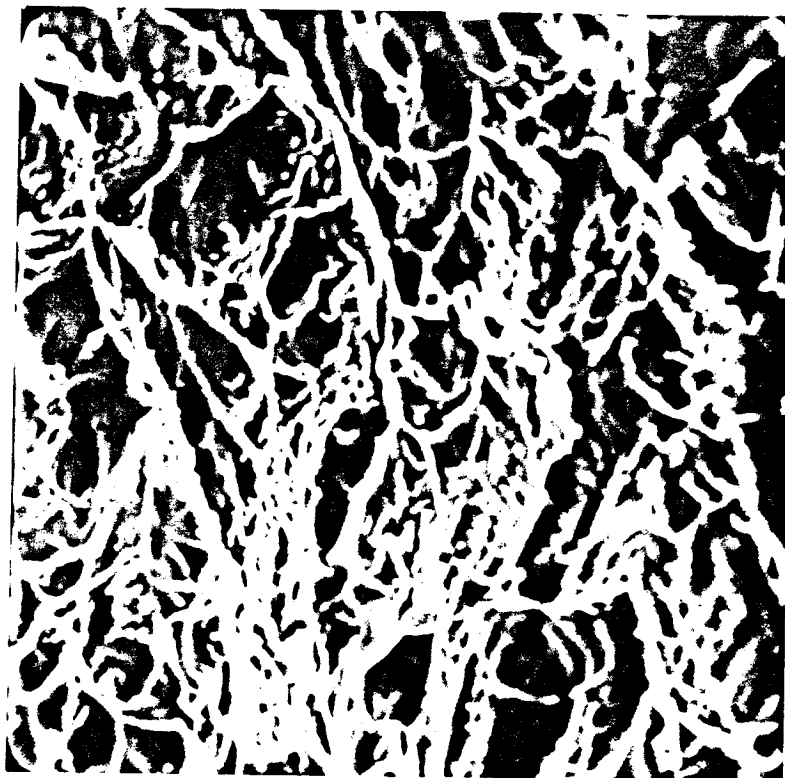


FIGURA V.19 - Vista geral da fratura do alumínio comercialmente puro, em condições normais de solidificação, obtida por microscopia eletrônica, aumento de 400X.



FIGURA V.20 - Vista geral da fratura do alumínio comercialmente puro, reocastado, obtida por microscopia eletrônica, aumento de 500X.



FIGURA V.21 - Aspecto do interior das "cavidades" do alumínio comercialmente puro, reocastado, obtido por microscopia eletrônica, aumento de 1000X.



FIGURA V.22 - Vista geral da fratura da liga Al-4,5%Cu, reocastada, obtida por microscopia eletrônica, aumento de 400X.



FIGURA V.23 - Partículas primárias da liga Al-4,5%Cu, reocastada e o "líquido remanescente", em torno dos grãos. Obtida por microscopia eletrônica, aumento de 800X.



FIGURA V.24 - Aspecto da liga Al-4,5%Cu, reocastada, obtida por microscopia eletrônica, aumento de 2400X.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

Dos resultados experimentais obtidos e com base na teoria de reofundição pode-se concluir que:

1 - O equipamento projetado e construído para obtenção de lingotes de alumínio e ligas de alumínio-cobre se mostrou eficiente, de fácil utilização e operacionabilidade, para os dois sistemas (tipo funil e tipo cilíndrico), podendo ser adaptável a um sistema de alimentação semi-contínua.

2 - As condições básicas para obtenção de uma estrutura reofundida são:

- a) um baixo superaquecimento
- b) alta velocidade de agitação
- c) tempo de retenção do material na câmara de agitação, suficiente para que as partículas que forem se solidificando possam ser quebradas e/ou curvadas (em seus ramos e braços dendríticos). E venham a se atritar uma com outras, o que implica em:
- d) alta tensão de cisalhamento
- e) alta extração de calor nas paredes da câmara de agitação, para incrementar o surgimento das primeiras partículas.

3 - O movimento de rotação alternado, uma nova opção nos processos de reofundição, se mostrou eficiente e interessante, no sentido de impedir que as partículas que forem se solidificando se fixem nas paredes refrigeradas do copo base e sejam destruídas de forma caótica, na câmara de agitação.

4 - Para obtenção de estruturas reofundidas se faz necessário não só a agitação e extração de calor, mas também o cisalhamento entre as partículas.

5 - A faixa de temperatura operacional ótima, para o Al, de vazamento para o sistema do tipo funil é de 700°C a 720°C , no equipamento projetado. No caso do sistema do tipo cilíndrico essa faixa de temperatura se situa entre 660°C a 680°C , em função do volume de fração de sólido de partículas sólidas primárias que se deseja obter. Foram obtidas estruturas semelhantes para os lingotes produzidos pelos dois sistemas (tipo funil e tipo cilíndrico) nas condições acima mencionadas.

6 - No caso do sistema do tipo funil como a saída do metal é menor ($\emptyset$ 5mm) o tempo de retenção do material na câmara de agitação é maior podendo a área de atrito ser reduzida, porém necessitando de uma maior temperatura de vazamento para que não haja entupimentos. Para o sistema do tipo cilíndrico o vazamento se faz numa área de coroa circular onde $(R-r) = 4\text{mm}$, o que facilita o processo, mais se precisa de uma câmara de agitação com maior área útil, de forma que o material possa ser devidamente processado. A temperatura de vazamento pode ser um pouco menor.

7 - A estrutura do material reofundido, em termos de macroestrutura se mostrou com bom grau de refino e a microestrutura se apresentou com partículas grosseiras primárias cercadas de material (líquido remanescente) que se solidificou dendriticamente, o que foi verificado por microscopia ótica e eletrônica.

8 - Na observação da fratura por microscopia eletrônica da liga Al-4,5%Cu pode-se constatar de forma clara o fato acima citado.

9 - Na observação da fratura do alumínio comercialmente puro reofundido e não, as microestruturas foram evidenciadamente diferentes, o que vem a constatar a eficiência do processo experimental e reafirmar a diferente estrutura obtida pelo processo de reofundição em comparação com os processos convencionais.

BIBLIOGRAFIA

- (1) ARRUDA, A.C. - Desenvolvimento de processos não convencionais de refino de grão na solidificação do alumínio-cobre sem adição de inoculantes ou agentes refinadores. Tese de Doutorado, UNICAMP, 1978.
- (2) FLEMINGS, M.C. - New Solidification Processes and Products - Metals Technology, Fev. 1979.
- (3) DAVIES, G.J. - Rheocasting and thixocasting - Apostila do curso tópicos especiais de tecnologia metalúrgica, FEC-UNICAMP, 1978.
- (4) TURNBULL, D. - J. Chem. Phys. Vol. 18 pg. 198 - 1950.
- (5) VOLMER, M. - Z. Electrochem. vol. 35 pg. 555 - 1929.
- (6) CLYNE, T.W. & ROBERT, M.H. - Metals technology, 177, maio de 1980.
- (7) GREBE, W.V. & GRIMM, H.P. - Aluminium, v. 43 pg. 673, 1967.
- (8) MARCANTONIO, J.A. & MANDOLFO, L.F. - Metall. Trans. v. 2, pg. 465, Fev. 1971.
- (9) DELANOVE, G.W. & SMITH, R.W. - Metall. Trans., v. 2, pg. 1773, julho 1971.
- (10) VOGEL, A. - Solidification Science helps develop new foundry technology - Metals and Materials, Fev. 1979.
- (11) KAGITA, T. - The effect of vibration of the structure and composition of electroslag remelted ingots - Tesis Master of Metallurgy - University of Sheffield, 1972.
- (12) FRAWLEY, J.J. & CHILDS, W.J. - Trans. Metal Soc. AIME, 242, 1968.

- (13) SOUTHGATE, P.D. - Trans. Metal Soc. AIME, 209, 1957.
- (14) SOUTHIN, R.T. - J. Institute of Metals, 94, 1966.
- (15) SANKARAN, R. & MURTY, K.S. - Trans. AFS, 78, 1970.
- (16) SOUTHIN, R.T. - The solidification of metals ISI Pub. 110, 1968, pg. 305.
- (17) OHNO E SODA - Trans. ISIJ, 10(1), 1970.
- (18) JACKSON, K.A. - Liquid Metals and Solidification - ASM, Cleveland, 1958, pg. 174.
- (19) BURTON, W.K. & CABRENA & FRANK - Phil. Trans. Roy. Soc. Vol. A243, 1951.
- (20) MELO, J.B. - Efeito da vibração mecânica na estrutura de peças fundidas - Tese de Mestrado, FEC-UNICAMP, 1978.
- (21) PFANN, W.G. - Zone Melting - John Wiley & Sons, N.Y., 1958.
- (22) BURTON, J.A. & PRIMIMM, R.C. & SLICHETER, W.P. - J. Chem. Phys, vol. 21, 1953.
- (23) JACKSON, K.A. et alli - On the origin of the equiaxed zone in castings. T.M.S. AIME, 236, 149, 1966.
- (24) O'HARA, S. & TILLER, W.A. - On the mechanisms of crystal multiplication during solidification in the presence of fluid motion - T.M.S. AIME, 239, 497, 1967.
- (25) WALTON & CHALMERS - The origin of the preferred orientation in the columnar zone of ingots - Trans. Met. Soc. AIME vol. 216 pg. 447, 1959.
- (26) WINEGARD & CHALMERS - Trans. ASM, vol. 46, pg. 1214, 1953.
- (27) HOGAN, L.M. & SOUTHIN, R.T. - Cast Metal Research - v.4, pg. 1, 1968.

- (28) WALKER, J.L. - Physical Chemistry of Process Metallurgy
Interscience, N.Y., v. II, pg. 845, 1961.
- (29) CHALMERS, B. - The Structure of Ingots - The Journal of the
Australian Institute of Metal - v. 8, n° 3, pg. 255, 1963.
- (30) SOUTHIN, R.T. - Nucleation of the equiaxed zone in cast
metals - Trans. Met. Soc. AIME - v. 239 pg. 220, 1967.
- (31) OHNO, A. & MOTEGI, T. - Formation Mechanism of Equiaxed Zones
in Cast Metals - AFS International Cast Metals Journal -
pg. 28, 1977.
- (32) METZ, S.A. & FLEMINGS, M.C. - Fundamental Study of Hot
Tearing - Trans. American Foundrymen's Soc., 78, 453, 1970.
- (33) FLEMINGS, M.C. - Solidification Processing, McGraw-Hill, N.Y.
1974.
- (34) McADAM, G.D. - Journal Iron and Steel Institute, v. 168, pg.
346, 1951.
- (35) SPENCER, D.B. & MEHRABIAN, R. & FLEMINGS, M.C. - Rheological
Behavior of Sn-15%Pb in the crystalization Range - Metall.
Trans. 3, 1925-1932, 1972.
- (36) RUDDLE, R.W. - Solidification of castings, Inst. of Metals
Monograph and report series n° 7 2^a ed., 1957.
- (37) NOVICK, J.J. & PORTNOC, V.K. - Russ. Cast. Prod. vol. 4, pg.
163, 1966.
- (38) THOMAS, D.G. - J. Colloid Sci., vol. 20, pg. 267, 1965.
- (39) BANER, W.H. & COLLINGS, E.A. - Rheology theory and Application;
F.R. Eirich ed. pg. 423 Academy Press, N.Y. 1960.
- (40) DINTENFENS, L. - Rheol. Acta, vol. 3, pg. 13, 1962.
- (41) FLEMINGS, M.C. & RIEK, R.G. & YOUNG, K.P. - Rheocasting -
Mat. Sci. and Engineering, 25, 103-117, 1976.

- (42) JOLY, P.A. - Rheological properties and structure of a semi-solid tin-lead alloy - Ph.D. thesis, Dept. Mater. Sc. Eng. - MIT. 1974.
- (43) SPENCER, D.B. - Rheology of liquid-solid mixtures of lead-tin - Sc. D. thesis, Dept. Mater. Sci. Eng. MIT, 1971.
- (44) SCHOTTMAN, F.J. - Continuous Rheocasting of a tin-lead alloy, Sc. D. thesis, em progresso, Dept. Sci. Eng. - MIT.
- (45) FEURER, U. & SCHRANER, U. & ZOLLER, H. - Stranggiessen Teilerstarrter Aluminiumlegierungen - Aluminium, 52, pg. 659-662, 1976.
- (46) MEHRABIAN et alli - Casting of partially solid metals and metal-nonmetal composites - SDCE International Die Casting Exposition & Congress, paper n° GT27-093, 1977.
- (47) MICHAELS, A.S. & BOGLER, J.C. - I.E.C. Fundamentals 1, v. 3, pg. 153, 1962.
- (48) JOLY, P.A. & MEHRABIAN, R. - Journal of Materials Science, V. 11, pg. 1393, 1976.
- (49) VOGEL, A. & DOHERTY, R.D. & CANTOR, B. - Stir Cast Microstructures and slow crack growth - Sheffield International Conference on solidification and casting-Sheffield, 1977.
- (50) WEINBERG, F. - Discussão sobre o trabalho de Vogel e seu grupo (ref. 49).
- (51) KIEVITS, F.J. & PRABHAKAR, K.V. - Rheocasting (Stir-casting) of Aluminium Alloys - Proceedings of Quality Control of Engineering Alloys and the Role of Metals Science, 1977.
- (52) VOGEL, A. & CANTOR, B. - Stability of a spherical particle growing from a stirred melt - J. of Crystal Growth, 37, pg. 309-316, 1977.
- (53) KEEY, R.B. & GLEN, D.B. J. Chem. Eng., 227, 1964.

- (54) NIEMOW, A.P. & BUDAC, P.D.B. & MULLIN, J.W. - J. Cryst. Growth, 13/14, 488, 1972.
- (55) VOGEL, A. - Turbulent flow and solidification: stir-cast microstructure - Metal Science, 576, 1978.
- (56) LEVICH, V.G. - Physicochemical hydrodynamics, 1962, N.Y. - Prentice Hall.
- (57) SPENCER, D.B. & MEHRABIAN, R. & FLEMINGS, M.C. - Metall. Trans., 3, 1925, 1972.
- (58) CHALMERS, B. - Principles of Solidification - 1964, N.Y. - Wiley.
- (59) WOODRUFF, D.P. - The solid-liquid interface, 1973, London, Cambridge University Press.
- (60) VOGEL, A. & CANTOR, B. - J. Cryst. Growth, 37, 309, 1977.
- (61) VOGEL, A. & DOTTERTY, R.D. & CANTOR, B. - Solidification and casting of Metals - 1979, London, Metal Society.
- (62) CHIEN, K.H. & KATTAMIS, T.Z., Z. Metallkunde, v. 61, pg. 475, 1970.
- (63) KATTAMIS, T.Z. - Casting of semi-solid Metals - durante o simpósio na École Nationale Supérieure des Mines de Paris, BP 87, Evry Cedex - França.
- (64) WHISLER, N.J. & KATTAMIS, T.Z. - J. Cryst. Growth - vol. 15, pg. 20, 1972.
- (65) SWARTZBECK, G.W. & KATTAMIS, T.Z. - J. Mat. Sci., vol. 9, pg. 635, 1974.
- (66) MELFORD, D.A. & GRANGER, D.A. - The solidification of Metals - Iron and Steel Institute, 110, pg. 289, 1967.

- (67) MATSUMIYA, T. & FLEMINGS, M.C. - Modeling of continuous strip production by Rheocasting - Metallurgical Transactions, 12B, pg. 17, 1981.
- (68) MEHRABIAN, R. & RIEK, R.G. & FLEMINGS, M.C. - Met. Trans., V. 5, pg. 1889, 1974.
- (69) SATO, A. & MEHRABIAN, R. - Met. Trans. B. v. 7 pg. 443, 1976.
- (70) MEHRABIAN, R. et alli - Thixoforging of Aluminium Alloys - a ser publicado.
- (71) KATTAMIS, T.Z. - J. Cryst. Growth - v. 34, pg. 215, 1976.
- (72) KATTAMIS, T.Z. - Z. Metallkde, v. 61, pg. 856, 1970.

APÊNDICE 1

CÁLCULO DO VOLUME DE FRAÇÃO DE SÓLIDO

O volume de fração de sólido das partículas sólidas primárias da "pasta", na saída, é dependente da taxa de extração de calor, na câmara misturadora, a quantidade de material que passa através dessa câmara e as propriedades físicas do metal. Uma vez que a temperatura do metal na saída da câmara de mistura tenha sido obtida (através de medida direta ou analiticamente pela análise do fluxo de calor), o volume de fração de sólido pode ser determinado por um dos seguintes métodos abaixo descritos:

i) Para uma liga binária, onde as densidades do líquido e do sólido não são muito diferentes, assumindo que a equação de Scheil⁽³⁵⁾ não inclui difusão de sólido e admitindo equilíbrio na interface sólido-líquido, composição uniforme do líquido nos espaços interdendríticos, raio K de partição constante e a linha líquidus constante, vamos ter:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_M - T_L}{T_M - T} \right)^{1/1-K}$$

onde:

f_s : volume de fração de sólido

T_M : temperatura de fusão do solvente puro

T_L : temperatura "liquidus" da liga

T : temperatura obtida na faixa sólido-líquido

ii) Para sistemas de ligas mais complexas, a relação entre volume de fração de sólido e temperatura é estabelecido experimentalmente. Inicialmente se produz a liga ao mais alto volume de fração de sólido possível (0.7 a 0.75), ref.(46), e vai-se resfriando vagarosamente numa lingoteira até que a solidificação se complete. Depois, reaquecendo a liga a diferentes temperaturas na faixa sólido-líquido seguido por um rápido resfriamento, delinea

-se as partículas sólidas esferoidais existentes a cada temperatura. Quantitativamente se faz então a leitura metalográfica para se estabelecer o volume de fração de sólido das partículas sólidas primárias em cada amostra. Feito isso, se estabelece uma curva relatando a fração de sólido versus temperatura.

APÊNDICE 2

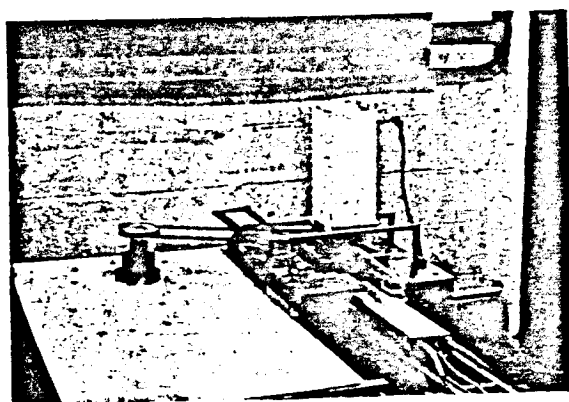
EXPERIMENTOS COM REOFUNDIÇÃO CONTÍNUA

Com o sistema do tipo funil, adaptado para o processo de reofundição contínua, foram feitas algumas experiências adicionais, com bons resultados operacionais.

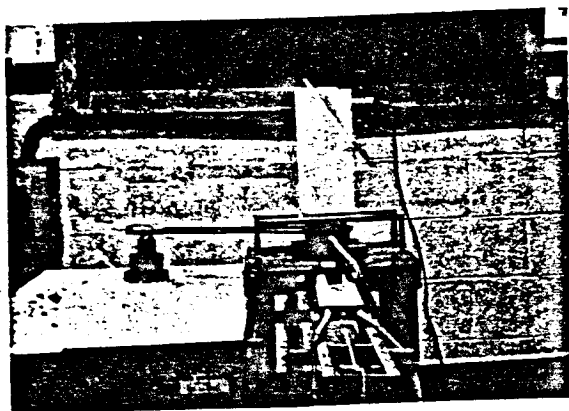
As modificações básicas foram feitas no sentido de se manter o material (no caso alumínio comercialmente puro) a temperatura fixa no copo reservatório. Para tal, construiu-se na volta do copo reservatório um forno elétrico de resistência, com sistema de isolamento térmico e controle de temperatura por intermédio de um variador de tensão. No caso da lingoteira, foi construído um carro-lingoteira de aço, refrigerada nas duas laterais, de 1 metro de altura por 4 cm de largura e 2,5 cm de altura e assentada em rolamentos que correm sobre trilhos. As fotos da figura Ap.2.1 mostram o sistema projetado.

O equipamento se mostrou funcional e efetivo para também ser utilizado como processo contínuo.

Quanto as macros e microestruturas obtidas, os resultados foram semelhantes aos obtidos anteriormente e expostos nesse trabalho. As fotografias da figura Ap.2.2 mostram para fins comparativos as microestruturas: (a) obtidas pelos processos convencionais de fundição e (b) a fotografia típica do alumínio comercialmente puro, reofundido, obtida nesse processo de reofundição contínua.

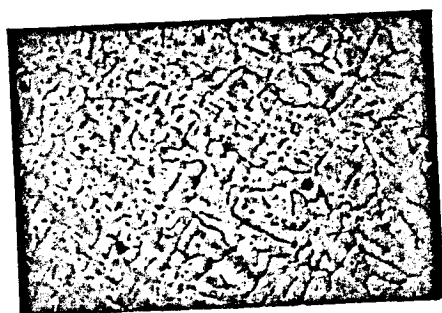


(a)

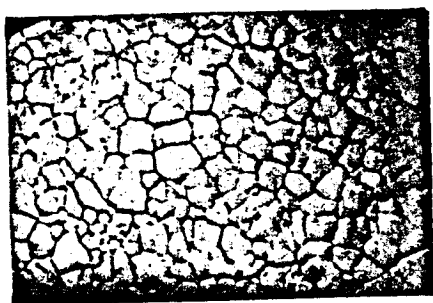


(b)

FIGURA AP. 2.1 - Equipamento utilizado para a reofundição contínua.



(a)



(b)

FIGURA AP.2.2 - Micrografias do alumínio comercialmente puro obtidas por (a) fundição convencional (b) reofundição (aumento de 50X).