

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
SETOR FABRICAÇÃO

EFEITO DA VIBRAÇÃO MECÂNICA NA ESTRUTURA DE PEÇAS FUNDIDAS

José Daniel Biasoli de Mello

Orientador: Prof.Dr. TREVOR WILLIAM CLYNE

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Campinas - UNICAMP como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, modalidade MATERIAIS E PROCESSOS.

A meus pais

A Dinamar

AGRADECIMENTOS

Ao professor TREVOR WILLIAN CLYNE, orientador deste trabalho, pelo constante interesse e incentivo durante o desenvolvimento do mesmo.

Aos professores MAURICIO PRATES DE CAMPOS FILHO, ANTONINO MARTINS DA SILVA JUNIOR e JOSÉ EDUARDO TANNUS REIS, pelo incentivo, apoio e amizade.

Aos colegas: ANTONIO LAERTE STRUZIATO, - CARLOS A. SANTAROSA e RITA H. BUZO, que muito auxiliaram nos trabalhos experimentais. Ao desenhista MARCOS A. PADULA, ao fotógrafo MÁRIO W. ALBERTINI e a Srta. VIKTORIA DARABOS pelos trabalhos de datilografia, bem como a todas as pessoas que colaboraram direta ou indiretamente tornando possível a realização deste trabalho.

EFEITO DA VIBRAÇÃO MECÂNICA NA ESTRUTURA DE PEÇAS FUNDIDAS

RESUMO

Procurou-se analisar a eficiência de um tipo específico de agitação mecânica (vibração senoidal aplicada no sentido vertical do sistema metal-molde), como agente controlador da estrutura bruta de fusão de ligas de alumínio solidificado em escala de laboratório.

Pela variação das condições dinâmicas impostas ao sistema, determinou-se a existência de um campo de utilização efetiva do processo, atuando a agitação mecânica como efetivo agente de refino para o alumínio comercialmente puro.

A pesquisa mostra também a influência conjunta da adição de soluto (cobre) e inoculação (Nb) com a agitação mecânica sobre a estrutura de solidificação do alumínio.

A vibração mecânica demonstrou em todas as ocasiões - ser um excelente refinador da estrutura, provando sua viabilidade técnica agente refinador da estrutura bruta de fusão de alumínio comercialmente puro.

THE EFFECT OF MECHANICAL VIBRATION ON THE
STRUCTURE OF CASTINGS

ABSTRACT

This study concerns the effect of a specific form of mechanical vibration (sinusoidal in a vertical plane) on the solidification structure of aluminium alloys, with a view to refining the grain size and improving the mechanical properties of the casting.

It was found that, in terms of the variables of the process, an optimal field of operation could be defined, corresponding to conditions of effective grain refinement combined with good physical stability and reasonable energy expenditure.

The investigation encompassed commercially pure aluminium and Al-Cu alloys and also included the effect of simultaneous inoculation (with niobium). Observed results were correlated with mechanisms of refinement, and the viability of the process was considered in practical terms.

ÍNDICE

	PAG.	
CAP.I - INTRODUÇÃO GERAL		
I.1 - Importância do Processo de Solidificação na Tecnologia Metalúrgica	1	
I.2 - Importância do Controle da Estrutura de Solidificação	3	
I.3 - Objetivos do Trabalho	7	
CAP.II - PRINCÍPIOS DE SOLIDIFICAÇÃO		
II.1 - Fluxo de Calor na Solidificação		
II.1.1 - Efeito das propriedades térmicas do sistema	9	
II.1.2 - Efeito do superaquecimento	14	
II.2 - Distribuição do Solute Durante o Resfriamento		
II.2.1 - O coeficiente de partição	15	
II.2.2 - Rejeição do soluto	16	
II.3 - Instabilidade da Interface Plana		
II.3.1 - Superesfriamento térmico	20	
II.3.2 - Superesfriamento constitucional	22	
II.3.3 - Formação da estrutura celular-dendritica	24	
II.4 - Estrutura de Solidificação		
II.4.1 - Microestrutura	26	
II.4.2 - Macroestrutura	28	
II.5 - Controle da Estrutura de Solidificação em Lingo - tes		43
II.5.1 - Controle através da variação das condições de solidificação	43	
II.5.2 - Controle da estrutura através da adição de inoculantes	45	

II.5.3 - Controle da estrutura através de métodos Dinâmicos	47
CAP.III - TÉCNICAS EXPERIMENTAIS	
III.1 - Metais e Ligas Utilizadas	50
III.2 - Dispositivo de Vibração	50
III.3 - Lingoteiras	52
III.4 - Medidas de Temperatura	53
III.5 - Fusão e Vazamento	56
III.6 - Técnicas Metalográficas	57
III.7 - Metalografia Quantitativa	58
CAP.IV RESULTADOS E DISCUSSÕES	
IV.1 - Efeito das Variáveis de Vibração na Estrutura - de Solidificação de Alumínio Comercialmente Puro	61
IV.1.1 - Porcentagem relativa das diversas zonas estruturais	62
IV.1.2 - Tamanho médio do grão na região colunar	68
IV.1.3 - Tamanho médio do grão na região equiaxial	68
IV.2 - Efeito da Vibração na Micro-Estrutura de Alumínio Comercialmente Puro	
IV.2.1 - Efeito sobre o espaçamento dendrítico	73
IV.3 - Efeito da Vibração na Estabilidade Física do Sistema	76
IV.4 - Efeito do Superaquecimento na Estrutura e Estabilidade Física do Sistema	81

	PAG.
IV.5 - Efeito da Adição de Solute	83
IV.5.1 - Porcentagem relativa das diversas zo - nas estruturais	84
IV.5.2 - Tamanho médio do grão na região colunar	85
IV.5.3 - Tamanho médio do grão na região equia- xial	89
IV.5.4 - Discussão geral dos resultados	92
IV.5.5 - Efeito da adição de soluto na faixa - efetiva de utilização do processo	92
IV.6 - Efeito da Adição de Nióbio como Inoculante	94
IV.6.1 - Porcentagem relativa das diversas zo - nas estruturais	94
IV.6.2 - Tamanho médio do grão na região colu - nar	95
IV.6.3 - Tamanho médio do grão na região equia- xial	98
IV.6.4 - Discussão geral dos resultados	98
IV.6.5 - Efeito conjunto da inoculação e agita- ção sobre a faixa de utilização do pro- cesso	103
IV.7 - Considerações sobre a Energia Entregue ao Siste- ma Metal-Molde	106
CAP.V - CONCLUSÕES	109
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	 114
 APÊNDICE 1 - Desenvolvimento do Mecanismo de Vibração	
1.1 - Diagramas de Corpo Livre	119
1.2 - Determinação das Características Cinemáti- cas do Movimento	120
1.3 - Determinação das Condições Dinâmicas que Atuam no Camo	121

	PAG.
1.4 - Energia Entregue ao Sistema Metal-Molde..	124
1.5 - Bibliografia Específica	125

EFEITO DA VIBRAÇÃO MECÂNICA NA ESTRUTURA DAS PEÇAS FUNDIDAS

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO GERAL

I.1 - Importância do Processo de Solidificação na Tecnologia Metalúrgica.

As propriedades de um metal ou liga, não dependem apenas de sua composição química, mas também de sua estrutura, que por sua vez dependerá dos tratamentos térmicos e/ou mecânicos - sofridos por este metal.

O período mais importante da história térmica da maioria dos metais é o da solidificação, isto porque o comportamento em serviço ou posterior facilidade de elaboração dependerá - da obtenção de uma estrutura adequada durante a solidificação - [1].

Como todos os produtos metálicos, excessão feita aos obtidos por metalurgia do pó, passam pelo menos uma vez pelo - processo de solidificação [2,3], como ilustrado na figura I.1 - [4], pode-se concluir que a fundição e o lingotamento são processos de transformação metalúrgica de expressiva importância tecnológica.

Os processos de solidificação podem ser divididos em três categorias principais:

- a) Fundidos: neste processo o produto é utilizado no estado fundido, necessitando apenas de ligeiras operações de usinagem.
- b) Lingotes e Bilets: são aqueles fundidos em uma forma adequada para posterior conformação mecânica.
- c) Juntas soldadas: onde por um processo de solidificação localizada teremos o metal fundido participando de uma estrutura mais complexa.

Os fundidos apresentam propensão a existência de bolhas gasosas (gás holes) e fissuras de contração (shrinkage -

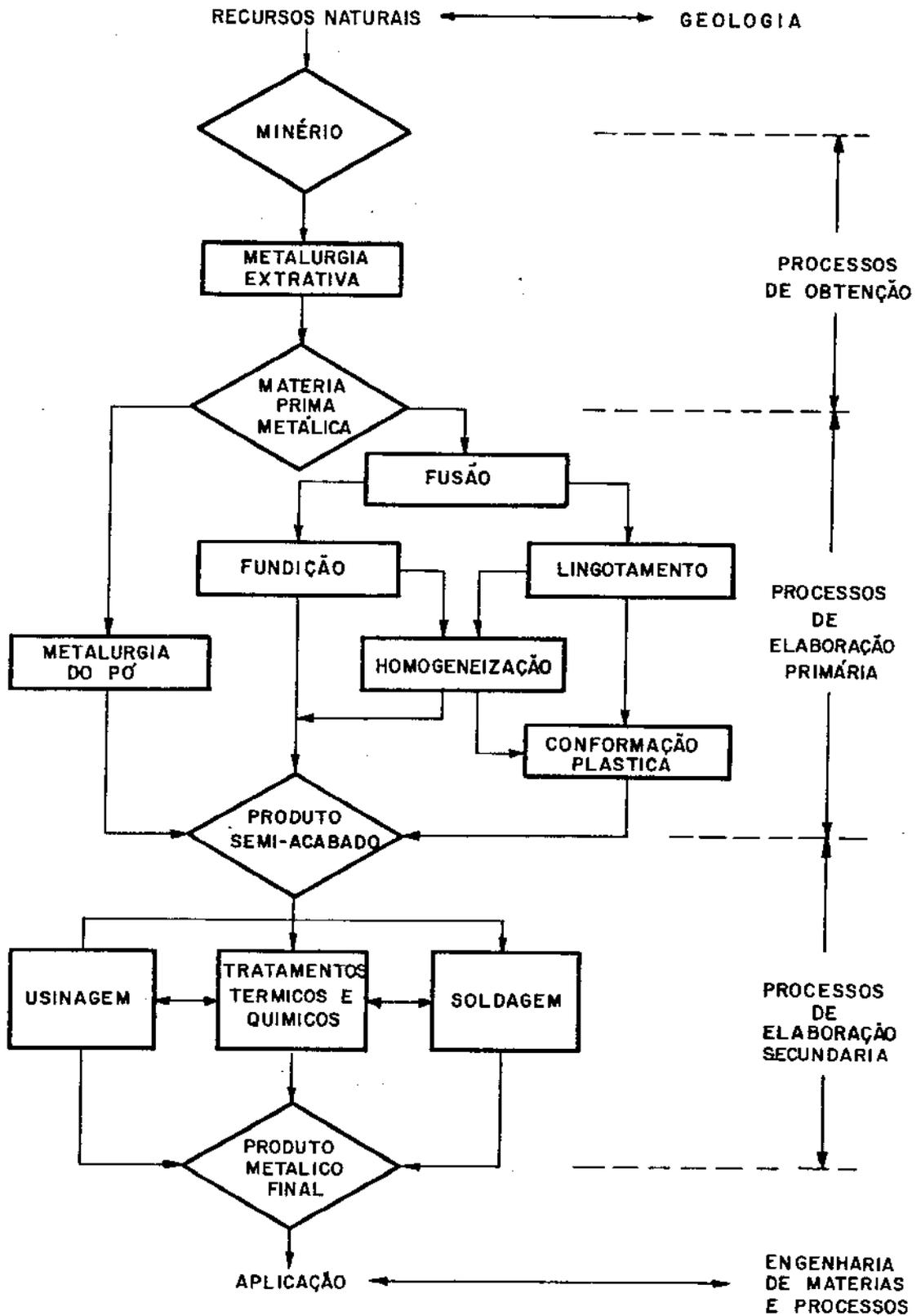


Figura I.1: Fluxograma geral da Tecnologia Metalúrgica, mostrando a incidência da Solidificação no processamento de metais. [4].

cracks), que não são eliminados por tratamentos térmicos [5].

Estes tipos de descontinuidades podem ser eliminados pelos tratamentos termo-mecânicos a que são submetidos os lingotes, porém a distribuição de fases, inclusões e porosidade - continuarão a exercer influência nas propriedades dos metais, mesmo após a execução destes tratamentos [1,6].

Na soldagem, as partes metálicas a serem unidas se comportam como extratores de calor, em um processo de solidificação localizado. Também neste caso, os efeitos da solidificação afetarão as propriedades físicas e mecânicas das partes soldadas [4].

Muito embora a solidificação dos metais venha sendo utilizada há mais de 40 séculos como processo tecnológico, apenas há cerca de 4 décadas iniciou-se a pesquisa sistemática nesta área.

Nos últimos anos, houve um acentuado progresso na pesquisa fundamental e aplicada nesta área, em virtude da preocupação dos pesquisadores em conseguir uma extrapolação efetiva dos conhecimentos básicos para o controle dos processos tecnológicos.

Presentemente, a tecnologia de fundição assume uma posição de importância na economia brasileira, pois as grandes reservas minerais existentes principalmente de ferro e alumínio, acrescida da industrialização crescente, não só tem aumentado a produção de fundidos no Brasil, como também permitido a introdução de tecnologia mais avançada no setor.

Em vista disso, existe um número crescente de pesquisadores trabalhando no setor, visando a obtenção de resultados que permitam melhor compreensão e controle dos complicados processos tecnológicos que interveem na solidificação.

I.2 - Importância do Controle da Estrutura de Solidificação

A estrutura dos grãos desenvolvida durante o processo de solidificação em geral determina o grau de heterogeneidade química, (macro e micro segregação), resistências mecânicas e isotropia do metal, além de afetar o tamanho e distribuição de bolhas e trincas; bem como altera as condições para os posteriores tratamentos térmicos de homogeneização [7,8].

Sob condições normais de obtenção de lingotes e fundi

dos, a estrutura dos metais e ligas no estado bruto de fusão - abrange vários estados morfológicos.

Normalmente a estrutura é composta de três regiões estruturais distintas: a zona coquilhada (chill), composta de pequenos cristais equiaxiais; uma zona composta de grãos maiores com forte orientação preferencial, chamada colunar e finalmente a zona equiaxial, composta de grãos relativamente pequenos aleatoriamente orientados.

A proporção relativa das diversas estruturas pode ser controlada pela alteração das variáveis de solidificação, sendo possível a obtenção de produtos cuja estrutura varia desde completamente colunar até completamente equiaxial, figura I.2

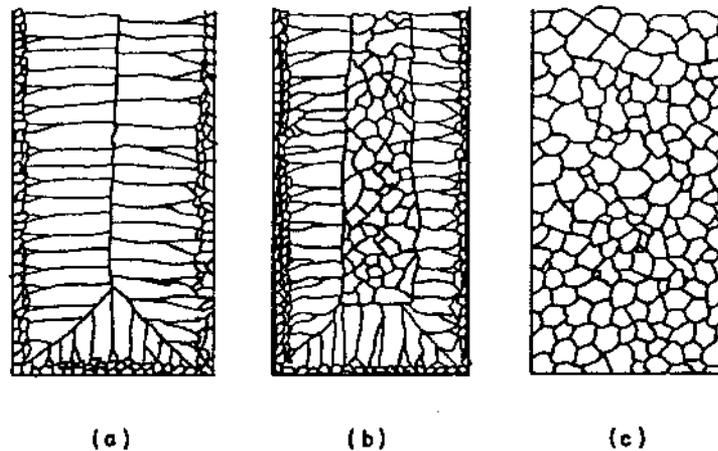


Figura I.2: Esquematisação de seções longitudinais de um lingote. (a) Totalmente colunar com excessão da zona coquilhada. (b) Parcialmente colunar, parcialmente equiaxial, (c) totalmente equiaxial [9].

Como em geral, os grãos equiaxiais são finos, isotrópicos e possuem melhores propriedades mecânicas, se procurará - através do refino de grão a obtenção desta estrutura.

O refino de grão melhora substancialmente as propriedades do fundido, razão pela qual na maioria das aplicações se procurará a obtenção da estrutura equiaxial, muito embora em - aplicações específicas a estrutura colunar se mostra vantajosa.

Um caso típico é o aumento da resistência à fluência dos metais com estrutura colunar ou monocristalinas em relação

aos equiaxiais [10].

Outra importante aplicação da estrutura colunar é na confecção de imãs permanentes, produzidas em Almico onde teremos uma melhora sensível das propriedades elétricas e magnéticas [11].

A tabela I.1 enumera algumas das aplicações do refino de grão que já foram confirmadas na prática ou demonstradas experimentalmente. Algumas destas aplicações relacionam-se com a melhoria das propriedades médias do material enquanto que outras estão relacionadas com o aumento da homogeneidade do produto final ou facilidade em se realizar as operações de conformação subsequente.

Material	Razões do refino de grão
Ligas de Magnésio Mg-5Zn-0,6Zr	Reduz a microporosidade e aumenta a resistência à fadiga
Ligas de Alumínio Al - 4,5 Cu	Reduz trincas de contração e aumenta a resistência e o alongamento
Ligas de Estanho Metal Branco	Melhora as propriedades mecânicas
Sn - 1Sb	Aumenta a resistência
Materiais Nucleares α - U	Reduz distorções térmicas do tipo "ratcheting"
Ligas de Cobre	Melhora a homogeneidade e a trabalhabilidade
Acos AISI 4340	Reduz a taxa de crescimento de fendas provenientes de corrosão sob tensão
Fundido	Melhora a resistência à fadiga térmica e ao fissuramento a quente
Alto Boro	Refina a fase borato melhorando a resistência e a ductilidade
Superalloys Ligas de Ni-Cr	Reduz a oxidação seletiva do cromo
Inconel 713C	Melhora o desempenho em fundição em cera perdida
Nimonic 90	Melhora o alongamento transversal em forjamento
Inconel 600	Melhora a soldabilidade

Tabela I.1: Exemplos de benefícios decorrentes do refino de grão de estruturas brutas de fusão [12].

Os efeitos do tamanho de grão nas propriedades parece resultar primariamente de mudanças na distribuição da porosidade, inclusões e microsegregação.

Como a fratura em estruturas grosseiras se dá prefe-

rencialmente nos contornos de grão , região onde as heterogeneidades são particularmente severas, teremos como consequência baixos valores para as propriedades mecânicas em estruturas grosseiras [3].

Na figura I.3 é mostrado a variação das principais propriedades mecânicas em uma liga alumínio-cobre em função do tamanho médio do grão.

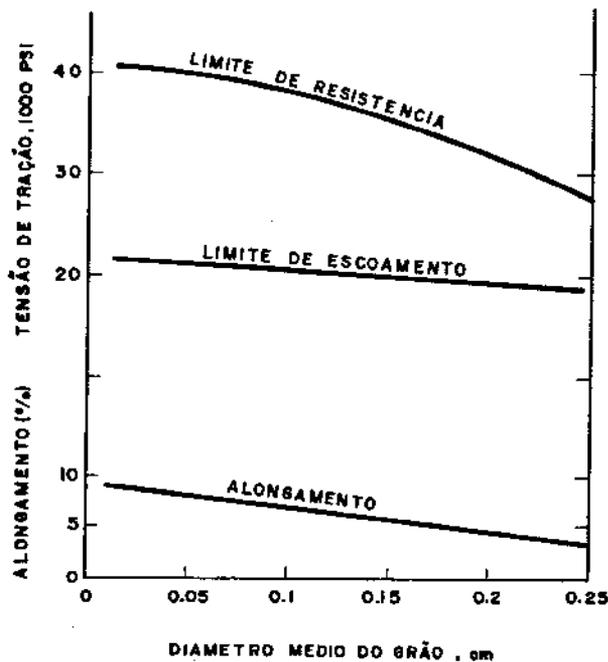


Figura I.3: Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas de uma liga fundida Al-5%Cu [13].

Outras propriedades como resistência à fadiga também são melhoradas.

Cibula e co-autores [8] mostram o efeito do tamanho de grão na resistência mecânica e deformação de ligas alumínio-cobre (DTD304) e alumínio-magnésio (DTD300A) como indica a figura I.4.

Estes mesmos autores [8] mostram que a porcentagem de vazio tende a crescer proporcionalmente ao acréscimo do tamanho de grão, que também afetará a forma e distribuição desta descontinuidade.

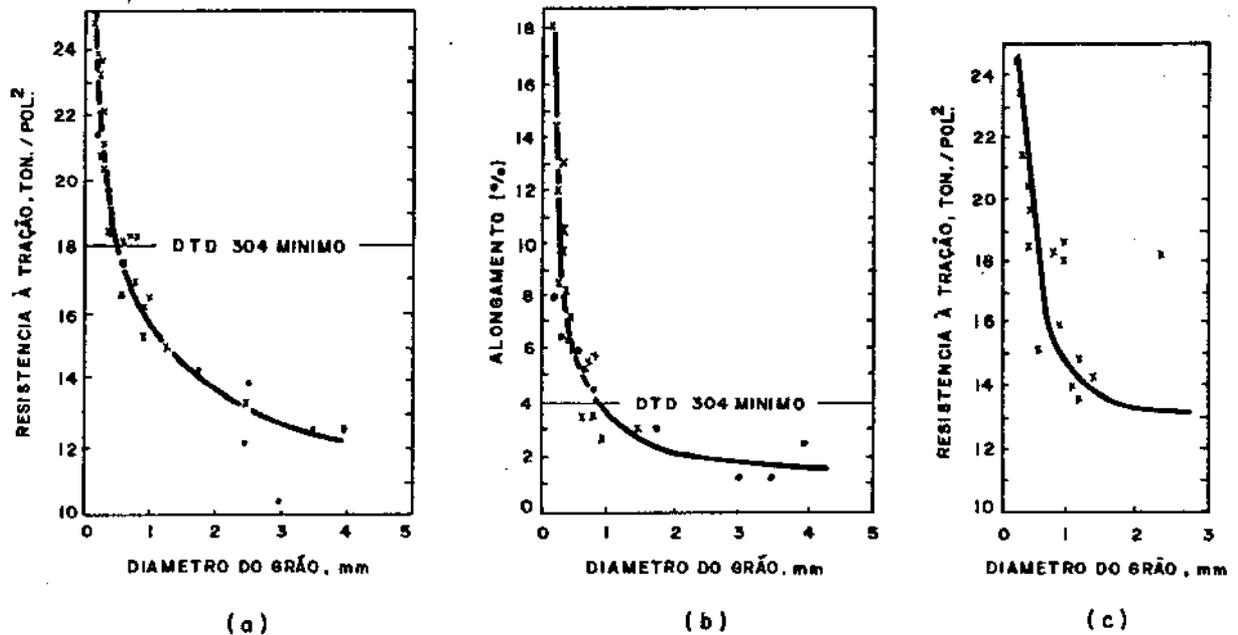


Figura I.4: Efeito do tamanho de grão nas propriedades de ligas de Alumínio. (a) Resistência à tração em ligas Alumínio cobre (DTD304). (b) Alongamento na mesma liga. (c) Resistência à tração em ligas Alumínio-magnésio (DTD300A) [8].

I.3 - Objetivos do Trabalho

Como visto, é vital o controle da estrutura na qualidade e facilidade de fabricação dos produtos obtidos por solidificação, propõe-se com este trabalho analisar a eficiência de um tipo específico de agitação mecânica como agente controlador da estrutura bruta de fusão de Alumínio comercialmente puro, solidificado em escala de laboratório.

Visando este estudo foi construído um dispositivo que introduz uma vibração senoidal vertical no sistema metal-molde.

Variando-se as frequências e amplitudes da vibração, bem como outros parâmetros da solidificação se procurou-se relacionar estas variações com a estrutura obtida.

Detalhando, poderíamos enumerar os objetivos deste trabalho, como a seguir:

- a) Relacionar a porcentagem das diversas zonas estruturais, tamanho do grão colunar e tamanho do grão equiaxial, com as

diversas condições de frequência e amplitude utilizadas na solidificação de alumínio comercialmente puro.

- b) Verificar o efeito do superaquecimento nas condições acima.
- c) Determinar o efeito da agitação mecânica na microestrutura do lingote, especialmente em relação ao espaçamento interden drítico.
- d) Procurar determinar o campo de estabilidade física do processo, nas diversas condições de agitação, composição e superaquecimento introduzidas no sistema.
- e) Determinar o efeito da adição de soluto (cobre) nas relações existentes entre a porcentagem relativa das diferentes zonas estruturais, bem como o tamanho do grão em cada zona e as - condições dinâmicas impostas ao sistema.
- f) Correlacionar o efeito conjunto da vibração mecânica e inocu lação (Nióbio) na estrutura bruta de fusão de alumínio comercialmente puro.

CAPÍTULO II

PRINCÍPIOS DE SOLIDIFICAÇÃO

II.1 - Efeito das propriedades térmicas do sistema.

O processo de solidificação ocorre porque certa quantidade de calor é extraída do metal líquido.

Não obstante ocorram outros fenômenos de transporte durante o processo, se procurará mostrar o fluxo de calor através do metal e do molde, que atuará como um sovedouro de calor.

Considerando-se que o fluxo de calor, $(\frac{\partial T}{\partial t})$, se processe apenas por condução, teremos o processo obedecendo a equação geral da condução:

$$\nabla \cdot K \nabla T = \rho \frac{\partial (c T)}{\partial t} \quad (\text{II.1})$$

Esta equação é comumente utilizada com a condutividade térmica (K) independente da posição e o calor específico (c) independente da temperatura, e toma a seguinte forma:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \nabla^2 T = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (\text{II.2})$$

onde α é a difusividade térmica, definida como:

$$\alpha = \frac{K}{\rho c} \quad (\text{II.3})$$

Nesta equação temos: K = condutividade térmica do sistema, ρ = densidade e c = calor específico.

Para a análise do processo, tomemos um elemento do sistema metal-molde como mostrado na figura II.1.

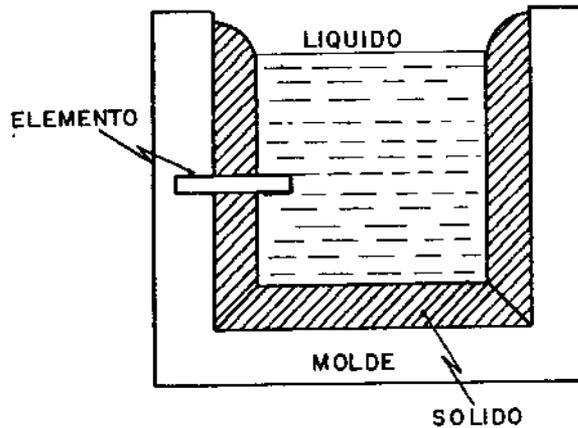


Figura II.1: Seção longitudinal do sistema metal-molde mostrando o elemento de volume.

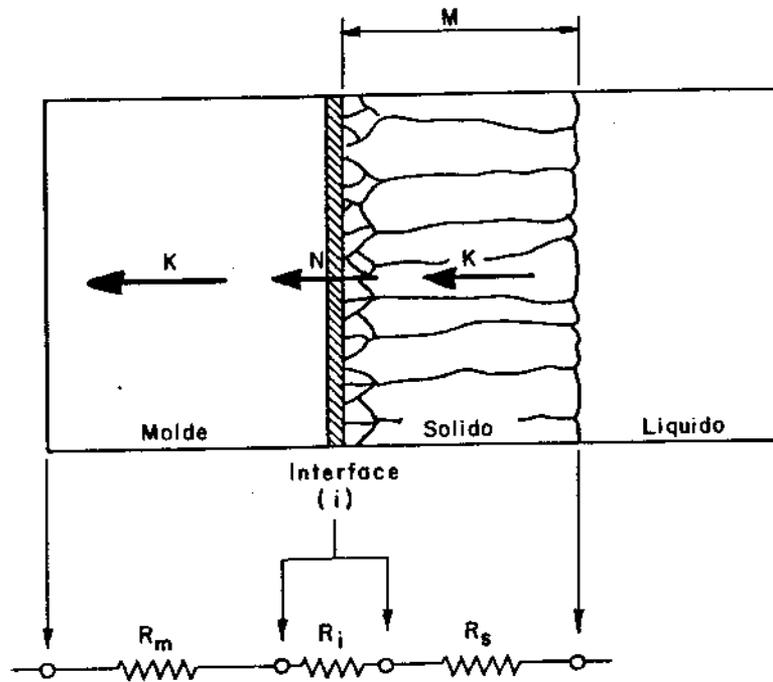
O molde será considerado semi infinito (o que na prática corresponde à variação negligenciável da temperatura ambiente ao redor do molde após completa solidificação).

Suporemos também que o metal será vazado na sua temperatura de fusão (T_f) e que o molde estará na temperatura ambiente (T_o).

A figura II.2 mostra os modos essenciais de transferência de calor para um dado instante do processo de solidificação do sistema metal-molde. A cada modo de transferência pode-se associar uma resistência térmica que se opõe ao fluxo de calor, determinando a intensidade de extração de calor do sistema [14].

O processo será controlado pelo tipo predominante de resistência, assim é que no caso de moldes de areia teremos o processo de solidificação controlado pela condução de calor no molde, em moldes metálicos em que haja uma ligação muito forte entre o metal e o molde (soldagem) novamente teremos a resistência térmica do molde controlando a solidificação.

No caso presente, como o molde foi recoberto com uma película isolante, visando principalmente a facilidade de desmoldagem, haverá um aumento da resistência térmica na interface metal-molde, sendo o processo controlado por transferência newtoniana.



K = CONDUÇÃO
 N = TRANSFERENCIA NEWTONIANA

Figura II.2: Esquema ilustrativo de um elemento de volume mostrando os modos essenciais de transferência de calor, e as correspondentes resistências térmicas do sistema metal-molde, para uma dada espessura solidificada M. [14].

Neste caso teremos o fluxo de calor na interface governado pela equação:

$$\frac{dQ}{dt} = h \Delta T_i \quad (II.4)$$

onde:

$$\frac{dQ}{dt} = q = \text{fluxo de calor}$$

h = coeficiente de transmissão de calor

ΔT_i = variação de temperatura na interface

Para o caso geral, a distribuição de temperatura será a mostrada na figura II.3.

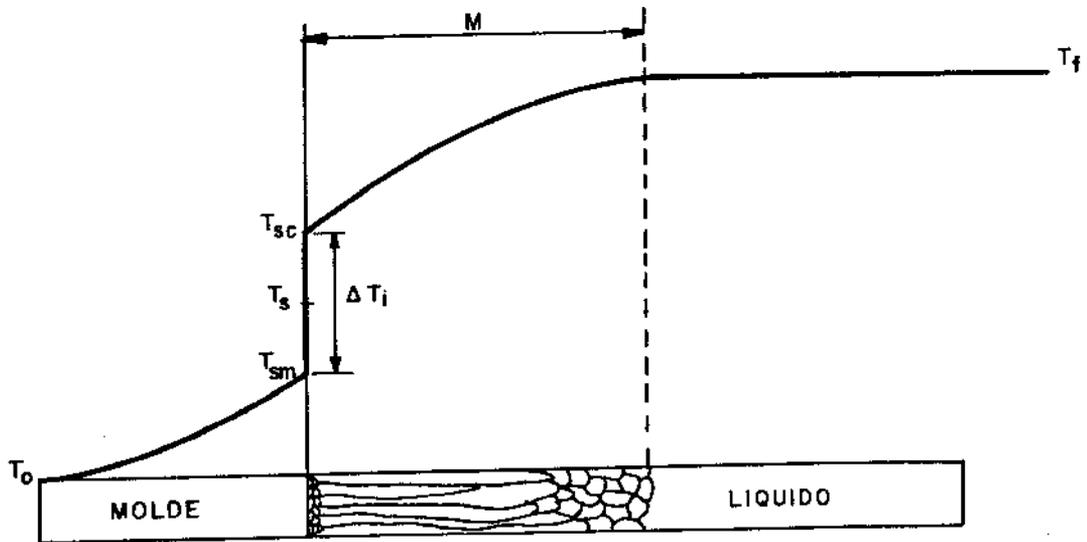


Figura II.3: Distribuição de temperatura durante a solidificação com predominância da resistência térmica da interface metal-molde.

No caso limite, quando a resistência da interface é completamente dominante, teremos $T_{sc} = T_p$ e $T_{sm} = T_o$ e apenas o calor latente de solidificação (H) será removido do sistema durante a solidificação.

Na solidificação total de um dado volume (V) de metal teremos o calor latente total (Q) dado por:

$$Q = \rho_s \times V \times H \quad (\text{II.4})$$

Combinando-se as equações (II.3) com (II.4), tem-se:

$$\frac{V}{A} = \frac{h (T_f - T_o)}{\rho_s \cdot H} \cdot t \text{ logo } t = \frac{\rho_s \cdot H}{h(T_f - T_o)} \cdot \frac{V}{A} \quad (\text{II.5})$$

onde ρ_s = densidade do sólido

Da equação (II.5) conclui-se que o tempo de solidificação será proporcional à razão volume por área e que existe uma completa independência da forma do fundido, sendo portanto, esta equação uma ferramenta bastante importante na predição do tempo de solidificação, tal qual a Regra de CHVORINOV [3] o é para solidificação em moldes de areia.

Como existe independência do formato, no caso da solidificação unidirecional teremos a espessura solidificada M

dada por:

$$M = \frac{h (T_f - T_o)}{\rho_s H} \quad (II.6)$$

As equações (II.5) e (II.6) são aplicadas na condição de predominância da resistência térmica da interface metal-molde o que é assegurado pela relação $\frac{M \cdot h}{K_s} \ll 1$ onde K_s = condutibilidade térmica do sólido.

Para o caso em que $T_{sm} \approx T_o$ mas $T_{sc} = T_s$ e $T_o < T_{sc} < T_m$ e assumindo o perfil de temperatura no metal solidificado da forma linear teremos:

Fluxo de calor na interface:

$$q_{x=0} = K_s \frac{(T_f - T_o)}{M} \quad \text{e} \quad q_{x=0} = L (T_s - T_o) \quad (II.7)$$

Combinando-se estas equações e com a simplificação adotada, o fluxo calórico na interface sólido líquido pode ser expresso como:

$$q_{x=0} = q_{x=M} = \frac{T_f - T_o}{1/h - M/K_s} \quad (II.8)$$

Simultaneamente, no ponto $x = M$, haverá também calor envolvido e então:

$$q_{x=M} = \rho_s H \frac{dM}{dt} \quad (II.9)$$

Combinando-se as equações (II.8) e (II.9), após integração entre os limites $M=0$, $t=0$ e $M=M$ e $t=t$ teremos:

$$M = \frac{h (T_f - T_o)}{\rho_s H} - \frac{h M^2}{2 K_s} \quad (II.10)$$

Geiger e Poirier [15] mostram que uma análise mais refinada leva a uma superestimação da espessura solidificada da ordem de 10 a 15 por cento.

A solução do caso em $T_{sm} > T_o$ levaria a uma análise mais complexa, onde teríamos uma divisão da resistência de contato em ambos os lados de um plano imaginário que permaneceria a uma temperatura constante.

Porém, nas condições operativas em um grande número de situações práticas, pode-se através da utilização de uma - das hipóteses simplificadoras adotadas, estimar-se com razoável aproximação o tempo de solidificação.

II.1.2 - Efeito do superaquecimento

Na maior parte das vezes, os metais são vazados em temperaturas maiores que a liquidus, ou seja, existe um superaquecimento do metal.

O efeito resfriador das paredes do molde dá lugar a uma forte convecção no líquido como mostrado na figura II.4.

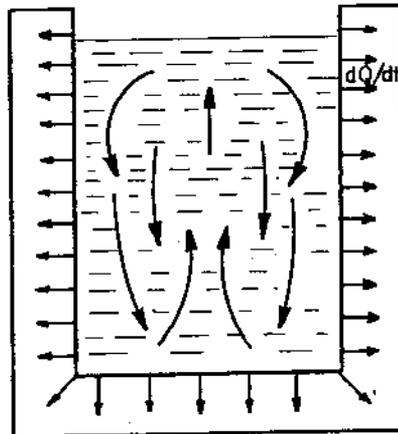


Figura II.4: Correntes de convecção que levam à dissipação do superaquecimento.

Estas correntes convectivas levam a uma rápida dissipação do superaquecimento, podendo ser assumido que o mesmo se já totalmente eliminado antes que apreciável solidificação tenha ocorrido.

O tratamento teórico será bastante complexo para os casos em que existam gradientes térmicos no metal e no molde.

Neste caso, pode-se obter uma razoável simplificação substituindo-se o calor latente nas equações anteriores pelo -

calor latente efetivo (H'):

$$H' = H + c_L \Delta T \quad (\text{II.11})$$

c_L = calor específico do líquido

ΔT = superaquecimento

Em geral, o superaquecimento tem pouco ou nenhum efeito na relação entre espessura solidificada e tempo de solidificação, porém, resulta em um atraso no início da solidificação.

II.2 - Distribuição do Solute Durante o Resfriamento.

II.2.1 - O coeficiente de partição

Quando os átomos do líquido fundido não são todos idênticos, uma descrição de sua distribuição no resfriamento é muito importante, pois pode levar à modificações na morfologia do crescimento e à segregação do soluto em macro e micro escala.

Como ponto de partida para a discussão de como o soluto é redistribuído será considerado o caso em que ambas as linhas liquidus e solidus são retas, como mostrado na porção apropriada do diagrama de equilíbrio esquematizado na figura - II.5, onde se mostra os dois casos possíveis.

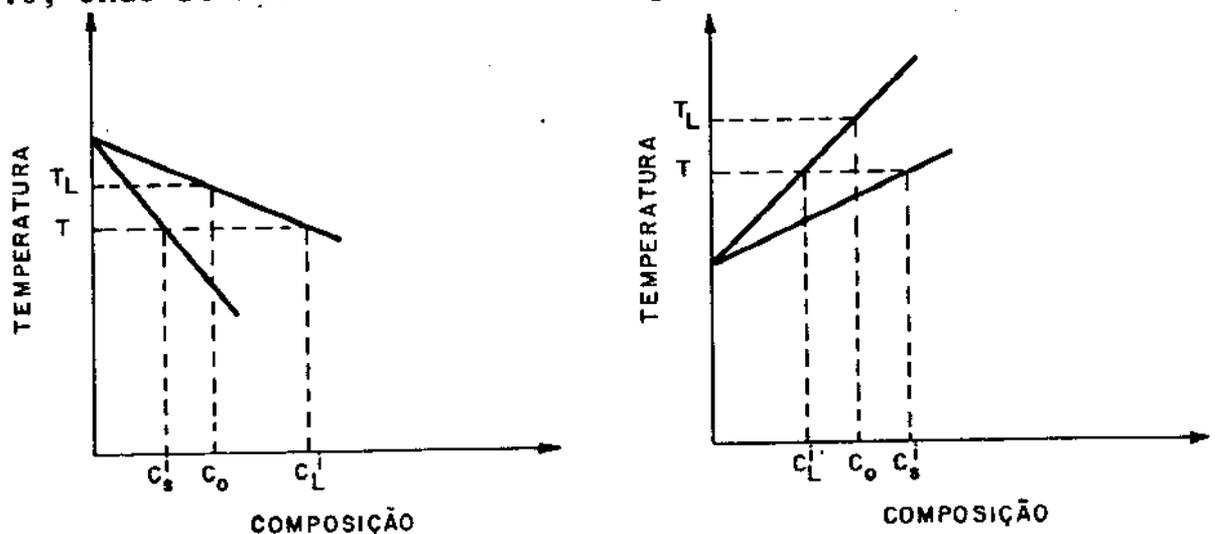


Figura II.5: (a) Porção do diagrama de fase no qual $k < 1$. (b) Porção do diagrama de fase no qual $k > 1$.

Consideremos um cristal da liga com posição C_0 , crescendo com interface plana.

Quando a temperatura na interface é T_i , as composições das fases em equilíbrio na interface serão respectivamente C_L^i e C_S^i . Nestas condições, o coeficiente de distribuição ou coeficiente de partição k é definido como a razão entre a concentração do soluto no sólido à temperatura T_i e a concentração do soluto no líquido na mesma temperatura:

$$k = \frac{C_S^i}{C_L^i} \quad (\text{II.12})$$

Assim, no caso apresentado na figura II.5 (a), teremos $k < 1$ e no caso (b) $k > 1$.

No tratamento seguinte assumiremos $k < 1$, mas os princípios serão os mesmos para os casos em que $k > 1$.

II.2.2 - Rejeição do soluto ($k < 1$)

É uma consequência necessária da relação entre sólido e líquido no equilíbrio, pois a composição do líquido muda quando se forma sólido a partir dele.

A natureza da distribuição do soluto é dependente das hipóteses feitas sobre a difusão (e convecção) no sólido e no líquido.

Vários casos poderiam ser estudados, porém limitaremos a dois casos. a) Completo equilíbrio; b) Difusão desprezível no sólido mas completa no líquido.

II.2.2.1 - Solidificação em condições de equilíbrio

Neste, como em todos os casos, a equação de difusão deverá ser satisfeita, para uma dimensão e para regime estacionário teremos:

$$D_L \frac{d^2 C_L}{d x'^2} + R \frac{d C_L}{d x'} = 0 \quad (\text{II.13})$$

onde D_L = coeficiente de difusão do soluto no líquido, R é a velocidade de solidificação e x' é a distância da interface. (uma equação similar é válida para a redistribuição do soluto no sólido).

A hipótese de completo equilíbrio equivale a $D_L \rightarrow \infty$ e $D_s \rightarrow \infty$ que evidentemente é impossível na prática.

Seja um cadinho de comprimento L e composição C_0 solidificando por uma extremidade.

O primeiro sólido se forma à temperatura T_L e terá composição $k C_0$. Logo, o excesso de soluto será rejeitado para o líquido e se difundirá no seio deste, figura II.6 (a).

Conforme o crescimento prossegue, a composição média do líquido aumentará e assim a composição do sólido formado - também aumenta. Na temperatura T_i , figura II.6 (b) todo sólido terá composição C_s^i bem como todo o líquido C_L^i .

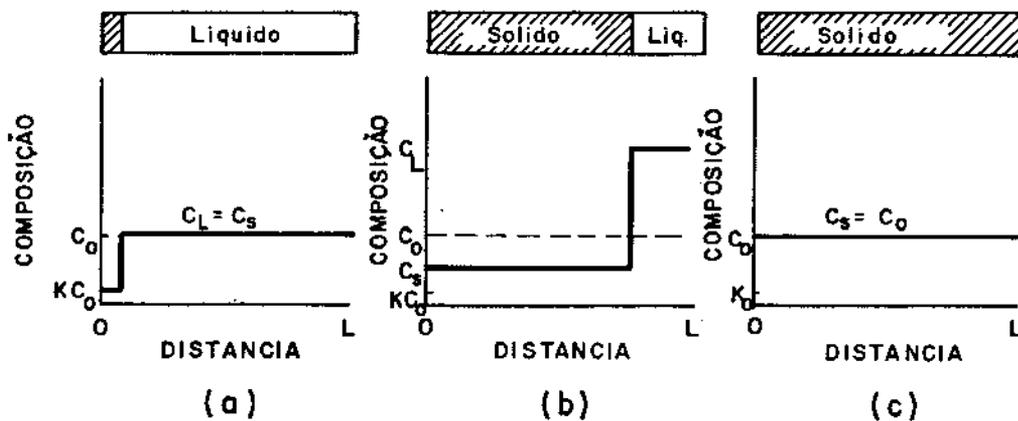


Figura II.6: Redistribuição do soluto em liga de composição C_0
a) Início da solidificação; b) à temperatura T_i ; c) após total solidificação.

Nesta temperatura, por um balanço de átomos, podemos escrever:

$$C_s^i f_s + C_L^i f_L = C_0 \quad (\text{II.14})$$

onde f_s e f_L são as frações em peso do sólido e líquido respectivamente.

Nota-se que muito embora exista substancial destribuição do soluto durante o resfriamento, o material será homogêneo após a solidificação.

II.2.2.2 - Difusão negligenciável no sólido e completa no líquido.

Se condições de completa mistura por convecção ou agitação existem no líquido, o soluto rejeitado na interface é distribuído homogeneamente em todo líquido. A composição do sólido formado não sofrerá posteriores modificações.

O primeiro sólido formado terá composição $k C_o$ à temperatura T_i , figura II.7 (a).

Com o conseqüente resfriamento e solidificação o líquido torna-se rico em soluto, com isso os últimos sólidos formados também serão ricos em soluto.

Na temperatura T_i , sólido de composição C_s^i é solidificado a partir do líquido com composição C_L^i e a redistribuição do soluto é mostrado na figura II.7 (b).

A temperatura da interface irá decrescendo até ser atingida uma temperatura invariante (temperatura eutética), neste ponto, o líquido remanescente terá composição eutética e solidificará isotermicamente.

A redistribuição de soluto pode ser quantificada considerando-se um incremento na fração de sólido (df_s), quando se tem:

$$(C_L - C_s^i) df_s = C_L (1 - f_s) \quad (II.15)$$

mas $C_s^i = kC_L$, que substituído na equação acima e integrando nos limites apropriados temos:

$$\int_1^{f_s} \frac{df_s}{(1 - f_s)} = \int_{C_o}^{C_L} \frac{dC_L}{C_L(1-k)} \quad (II.16)$$

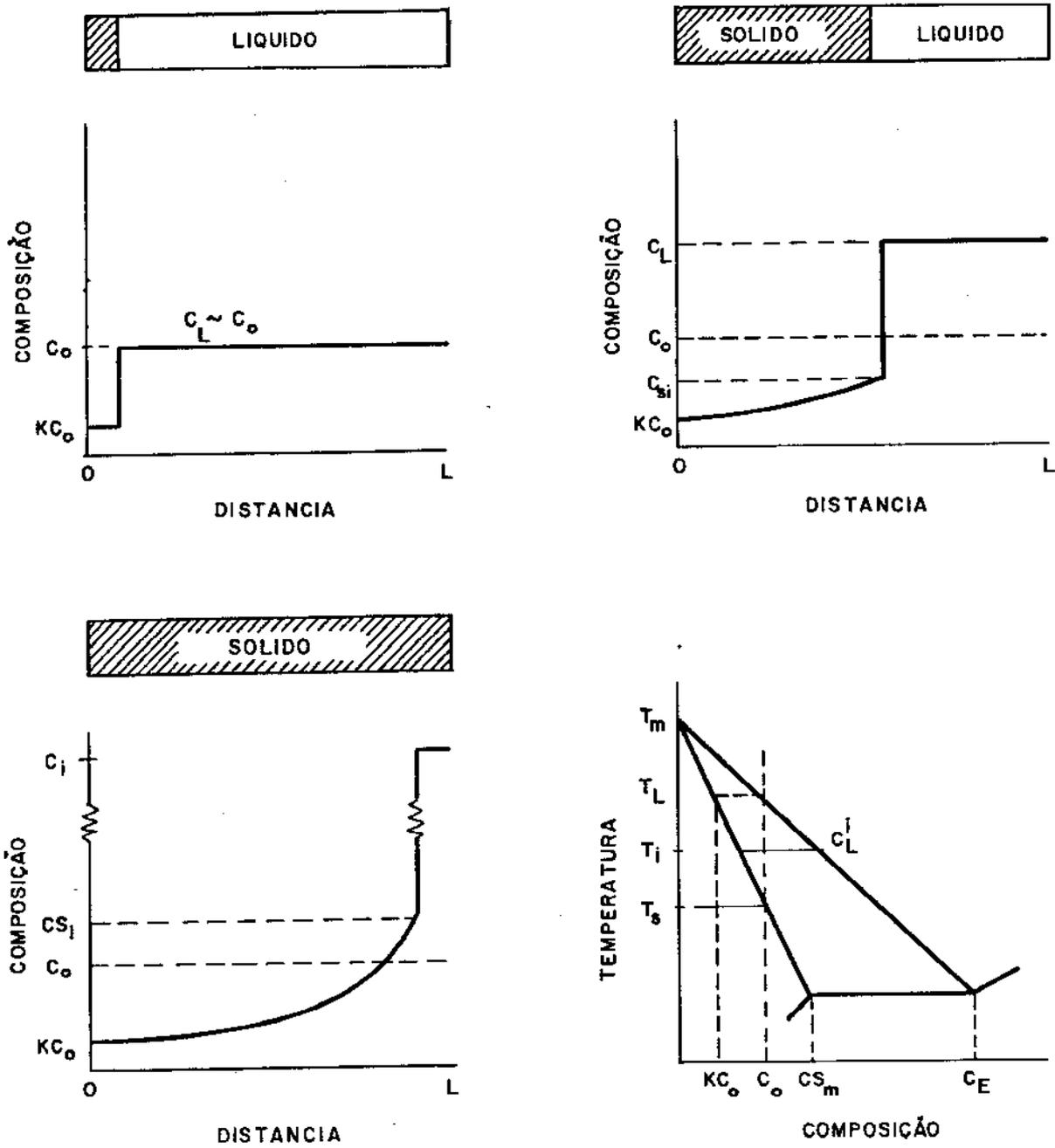


Figura II.7: Redistribuição do soluto em ausência de difusão no sólido e total no líquido (a) início da solidificação; (b) na temperatura T_i ; (c) após a solidificação; (d) diagrama de fase.

que se reduz a:

$$C_L = C_o f_L^{(k-1)} \quad \text{II.17(a)}$$

$$C_S = kC_o (1 - f_L)^{(k-1)} \quad \text{II.17(b)}$$

As equações (II.17) são chamadas equações de Scheil, às vezes também chamadas equações de Pfann.

II.3 - Instabilidade da Interface Plana

II.3.1 - Superesfriamento térmico

Nas seções precedentes, o crescimento do sólido foi tratado a partir da hipótese de que a interface sólido-líquido era plana.

Porém, sobre certas condições, pequenas perturbações podem ocorrer na interface o que pode levar ao crescimento desta perturbação inicial para o seio do líquido.

A interface geralmente se encontra a uma temperatura ligeiramente inferior àquela de equilíbrio, esta diferença é a necessária para fornecer a condição cinética de início de solidificação (superesfriamento térmico, estimado em aproximadamente $0,01^{\circ}\text{K}$).

Toda instabilidade localizada formada na interface, crescerá em direção ao líquido, que estará a uma temperatura maior que a de fusão, se o gradiente no líquido (G_L) for positivo e portanto, se refundirá restabelecendo a estabilidade da interface como mostrado na figura II.8.

No entanto, se ocorreu em gradiente negativo no líquido em virtude de um estado de instabilidade nas proximidades da interface, esta protuberância terá condições de sobrevi

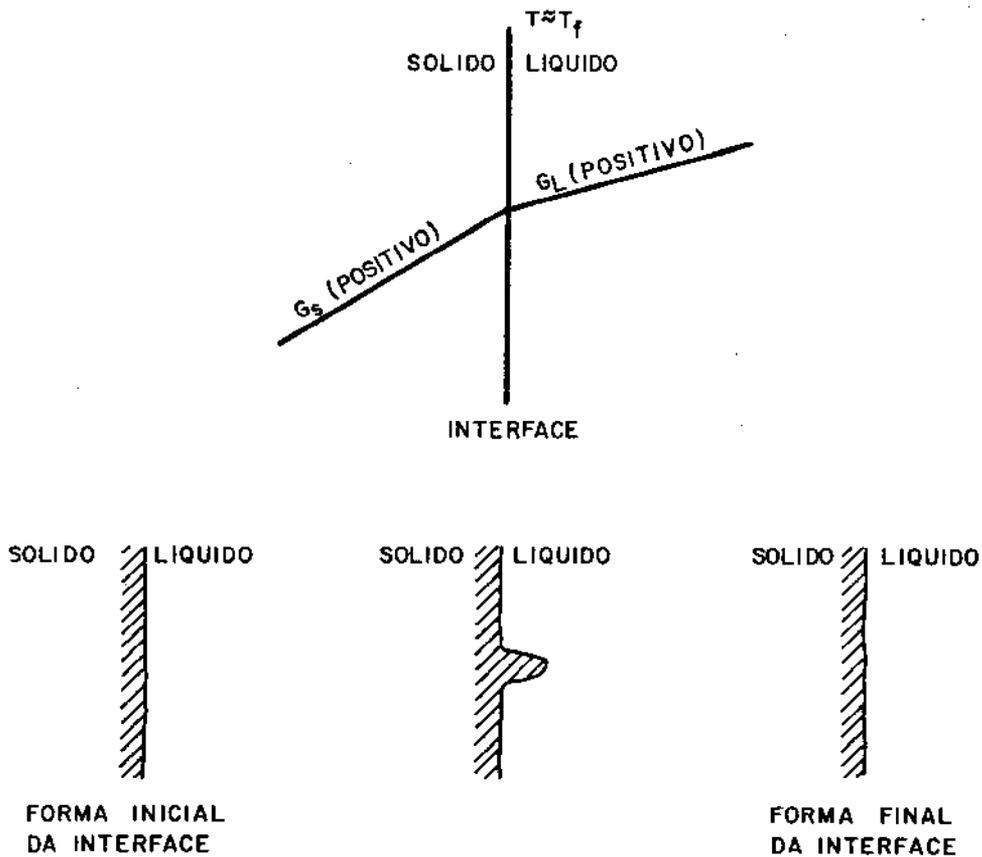


Figura II.8: (a) Região próxima à interface mostrando gradientes térmicos positivos no sólido e no líquido; (b) Sequência esquemática que mostra a formação e refusão da instabilidade na interface [9].

vência e crescerá desenvolvendo eixos laterais (crescimento dendrítico) como mostrado na figura II.9.

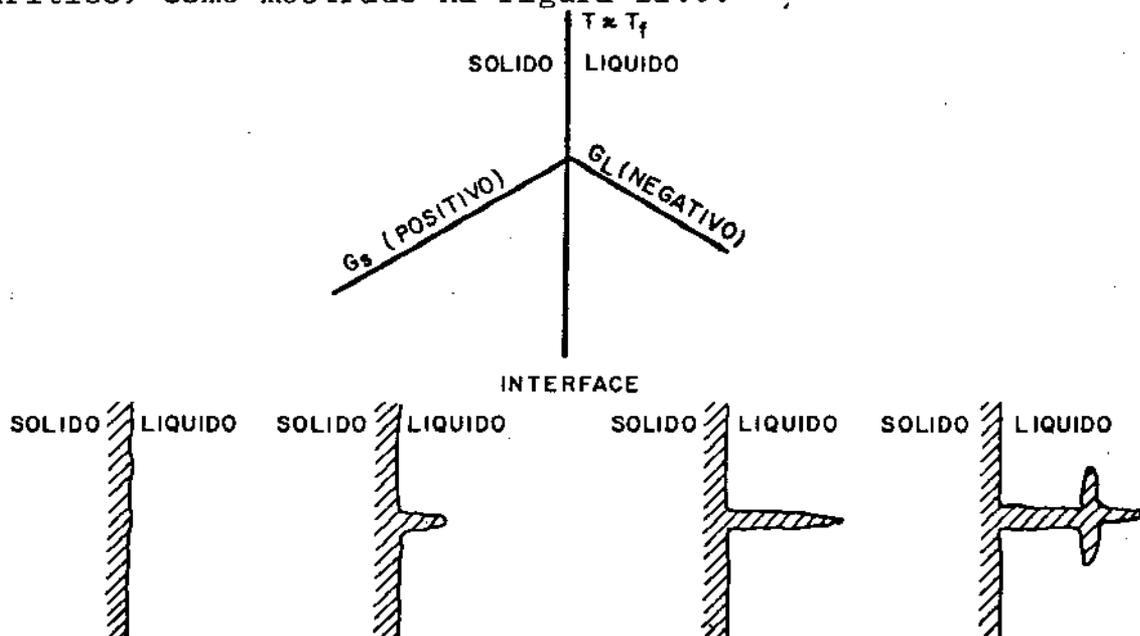


Figura II.9: (a) Região adjacente à interface mostrando gradientes térmicos positivo no sólido e negativo no líquido. (b) Sequência esquemática mostrando a formação e estabilização de uma protuberância na interface nestas condições. [9].

Na prática, esta condição só existe em todo o líquido durante o período entre a nucleação e a temperatura na qual os ramos laterais aumentam de espessura.

II.3.2 - Superesfriamento constitucional

No parágrafo anterior considerou-se apenas a formação de uma estrutura celular-dendrítica devida apenas a gradientes térmicos em metais puros.

No caso de ligas ou metais impuros, a situação é diferente pois o superesfriamento depende não apenas da temperatura do sistema, mas também da temperatura de "liquidus" a qual por sua vez é dependente da composição.

Seja uma camada rica em soluto à frente da interface na qual a composição varia de C_L^i na interface, decrescendo de acordo com que distancia dela.. Com o auxílio do diagrama de fases ($k < 1$) figura II.10(a), pode-se mostrar que a temperatura de "liquidus" será cada vez maior conforme se afasta da interface, figura II.10(c) e (d).

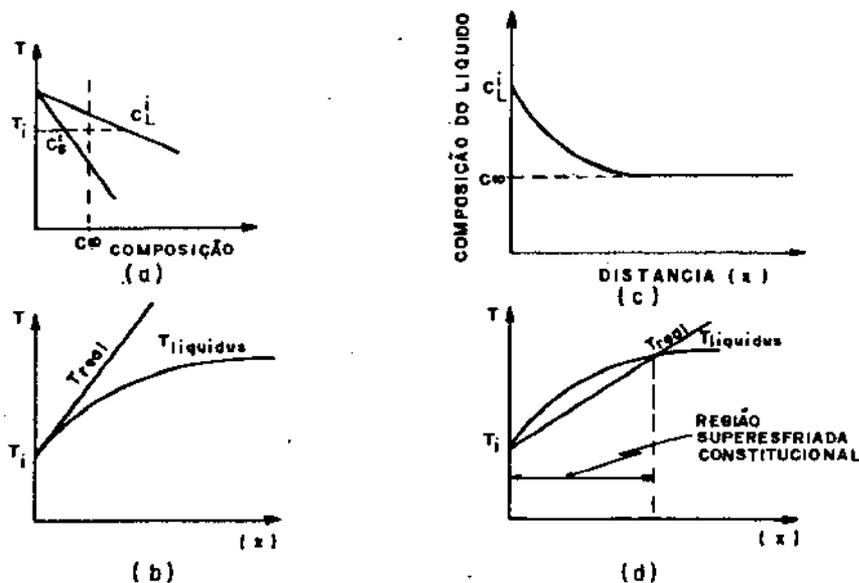


Figura II.10: Superesfriamento constitucional em ligas: (a) diagrama de fases; (b) camada rica em soluto à frente da interface; (c) Interface estável; (d) interface instável [3].

A temperatura de equilíbrio de "liquidus" aumenta com a distância a partir da interface porque a menor quantidade de soluto aumenta a temperatura de "liquidus".

Sobrepondo-se a temperatura real de liquidus no diagrama, e se for assumido equilíbrio na interface, a curva passará por T_i em $x = 0$ e portanto a estabilidade da mesma será ditada pelo fluxo de calor, figura II.9(c).

No caso de desequilíbrio na interface, o líquido imediatamente à frente da interface estará a uma temperatura real menor que a temperatura de liquidus e portanto superesfriado, superesfriamento este que recebe o nome de Superesfriamento Constitucional.

Considerando-se regime estacionário, teremos imposição de conservação de soluto na interface e o gradiente de composição na interface será:

$$\left(\frac{\partial C_L}{\partial x} \right)_{x=0} = - \frac{R}{D_L} C_L^i (1 - k) \quad (\text{II.18})$$

Assumindo-se equilíbrio na interface plana podemos notar pela figura II.10(c) que a inclinação da curva temperatura de líquido versus distância da interface é relacionada com a da composição do líquido pela inclinação da linha liquidus (m_L):

$$\frac{\partial T_L}{\partial x} \Big|_{x=0} = m_L \left(\frac{\partial C_L}{\partial x} \right)_{x=0} \quad (\text{II.19})$$

Para que não haja superesfriamento constitucional tem-se que cumprir a condição:

$$\left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right)_{x=0} < G_L \quad (\text{II.20})$$

Combinando-se as equações (II.18), (II.19) e (II.20) e fazendo $C_S^i = k C_L^i$ teremos o critério geral, e a interface plana será estável quando:

$$\frac{G_L}{R} > m_L \frac{C_S^i (1 - k)}{k D_L} \quad (\text{II.21})$$

A equação (II.21) é aplicada tanto na presença ou ausência de convecção; no caso em que a convecção é suficientemente forte, de forma que sobre o ângulo de distribuição de soluto ainda exista uma camada laminar e seu pequeno mas finito gradiente de concentração teremos:

$$\frac{G_L}{R} > - \frac{m C_\infty (1 - k)}{D_L} \quad (\text{II.22})$$

A composição do volume líquido C_∞ , será igual a C_0 para os casos em que exista uma pequena espessura solidificada a partir de uma grande porção de líquido.

II.3.3 - Formação das estruturas celular-dendriticas

Quando as condições são tais que a interface não é mais estável, as protuberâncias se alongam transformando-se em células.

Quando as condições de instabilidade são acentuadas, as células se degeneram em uma estrutura dendritica, que emitirá ramos em direções secundárias e, assim sucessivamente, como ilustrado na figura II.11. [16].

Na etapa de formação da estrutura celular, a interface inicialmente torna-se rugosa, e então transforma-se em células alongadas, seu formato regular.

Quando as células regulares se formam e crescem à baixas velocidades, seu crescimento se dá perpendicularmente à interface sólido-líquido independentemente da orientação cristalográfica.

No entanto, aumentada a velocidade de crescimento, nota-se a influência de efeitos cristalográficos e a direção de crescimento celular passa a ser a direção preferencial de crescimento ($\langle 100 \rangle$ para os metais de estrutura cúbica).

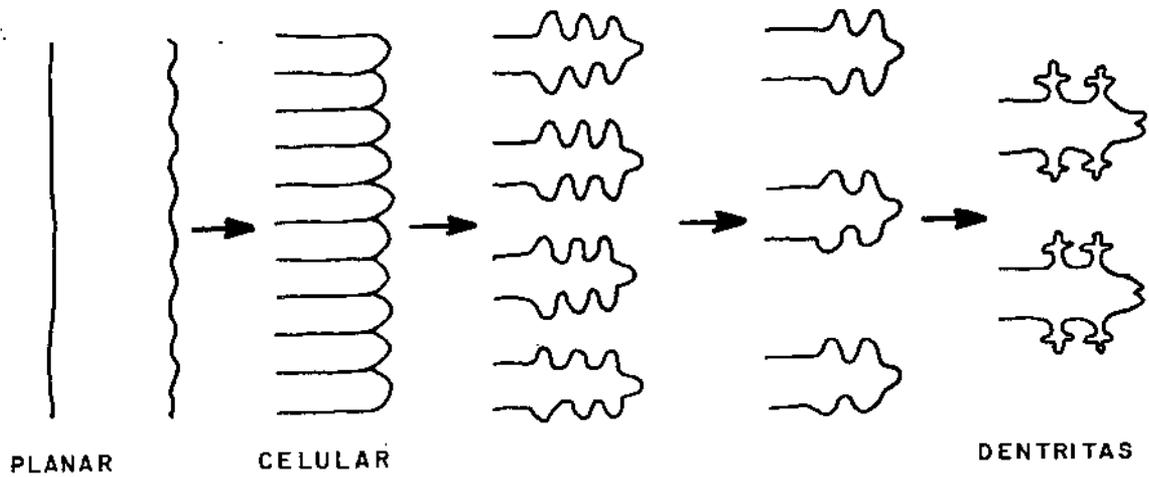


Figura II.11: Desarrançamento de uma interface plana sobre condições de superesfriamento constitucional. A morfologia do crescimento primeiro degenera em celular e depois em dendrítica [16]

Simultaneamente, a seção transversal da célula (ou ramos primários nas dendritas) deixa de ter formato circular e passa a possuir uma seção na qual começa-se a distinguir os ramos secundários das dendritas como esquematizado na figura II.12.

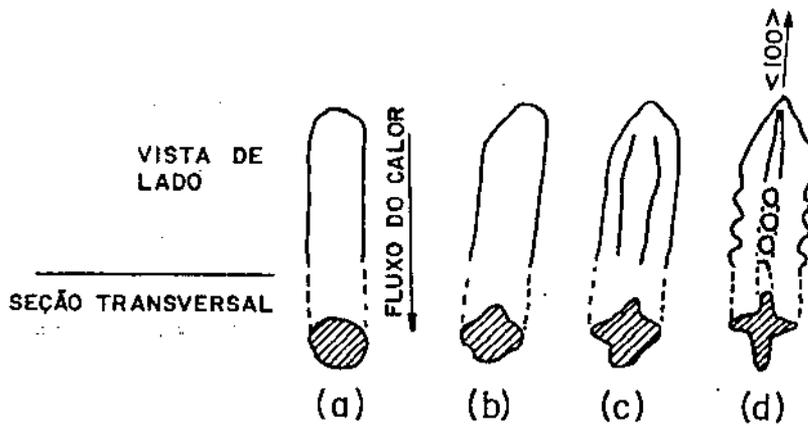


Figura II.12: Esquema da mudança de estrutura com o aumento da velocidade. (a) Celular regular, crescendo à baixa velocidade; (b) celular regular crescendo na direção $\langle 100 \rangle$; (c) variação da seção transversal; (d) dendritas mostrando o início de crescimento dos braços laterais. [11].

O ponto exato no qual ocorre a transição da estrutu-

ra celular para a dendrita, não é bem definido, sendo normalmente adotado o ponto no qual aparecem os ramos secundários como ponto de transição.

II.4 - Estrutura de Solidificação

II.4.1 - Micoestrutura

II.4.1.1 - Microsegregação

A segregação resulta das várias maneiras pelas quais os elementos dissolvidos são redistribuídos na estrutura solidificada.

No caso em que a variação de composição afeta regiões de dimensões iguais ou menores que o tamanho de grão, teremos a microsegregação; quando a distância for maior que alguns grãos, teremos a macrosegregação.

Segregação Celular: A subestrutura celular que se desenvolve durante os estágios iniciais de crescimento com baixos graus de superesfriamento constitucional traz como consequência de seu avanço a formação de uma fina camada rica em soluto à sua frente (para $k < 1$).

Quando a célula torna-se alongada, o soluto será rejeitado não só à sua frente, mas também nas suas laterais.

Assim, teremos um acúmulo de soluto nos contornos das células, sendo máxima a concentração nos pontos de união de várias células.

Esta variação de concentração do soluto do centro para a periferia das células é chamada segregação celular.

Segregação Dendrítica: A microsegregação na estrutura dendrítica leva ao fenômeno de "coring" ou seja a um gradiente de concentração entre o centro e o contorno da dendrita.

Muito embora existam diferenças, muitas das considerações feitas no tratamento da interface plana podem aqui ser aplicadas pois, podemos isolar um elemento para estudo na direção transversal de crescimento em tudo semelhante ao utili

zado na seção II.2.2.1.

A equação de Scheil (II.17) descreve a microsegregação dendrítica com bastante aproximação, e um perfil de soluto típico ao longo de um ramo dendrítico terá uma forma similar - ao da figura II.7(c).

A microsegregação é em geral quantificada em termos de um Índice de Microsegregação que corresponde à razão entre as composições máximas e mínimas encontradas na microestrutura.

$$I.S = \frac{C_{\max}}{C_{\min}} \quad (II.23)$$

Com medições corretas, em geral C_{\max} será igual à - composição eutética ou a composição da segunda fase presente , se a técnica de medida é muito sensível.

A composição mínima, dependerá do coeficiente de partição, das condições durante o crescimento, do efeito de tratamento térmicos posteriores (homogeneização) e da ordem do braço dendrítico.

II.4.1.2 - Morfologia celular-dendrítica

Outra característica muito importante da estrutura celular (dendrítica) é o espaçamento celular (dendrítico).

Este fator tem marcada influência na resistência mecânica e outras propriedades do metal solidificado e é também de considerável importância nos processos de homogeneização, - utilizado para diminuir o fenômeno de coring entre outras finalidades.

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 este espaçamento a partir das condições de crescimento .

No entanto, é possível prever a dependência do espaçamento celular (dendrítico) a partir das condições de crescimento.

Um tratamento simples, prediz uma relação entre o espaçamento e a velocidade média de solidificação (G.R.).

Um resultado experimental típico nos dá a seguinte - relação:

$$d = A(GR)^{-n} \quad (II.24)$$

onde d é o espaçamento, A é uma constante e n varia normalmente entre $1/3$ e $1/2$.

II.4.2 - Macroestrutura

II.4.2.1 - Introdução

As figuras I.2(b) e II.13 mostram esquematicamente o aspecto típico de fundidos ou lingotes.

Nestas figuras podemos distinguir tres zonas:

- (a) Zona Coquilhada: uma região adjacente às paredes do molde, formada de pequenos grãos equiaxiais.
- (b) Zona Colunar: uma região intermediária, com grãos grandes, alongados, possuindo dimensões bem maiores no seu sentido longitudinal, com forte orientação preferencial.
- (c) Zona Equiaxial: uma zona situada no interior do lingote, constituída de grãos aleatoriamente orientados e por isso denominada equiaxial. Os grãos desta região embora relativamente pequenos, são em geral maiores que os da zona coquilhada.

Nem sempre as três zonas estão presentes em uma estrutura solidificada e a estrutura pode ser completamente colunar, figura I.2(a); ou completamente equiaxial, figura I.2(c).

Como as propriedades mecânicas dependem da estrutura, é importante o conhecimento da formação da estrutura uma vez que com a adequação das condições de solidificação podemos alterar substancialmente a estrutura e conseqüentemente -

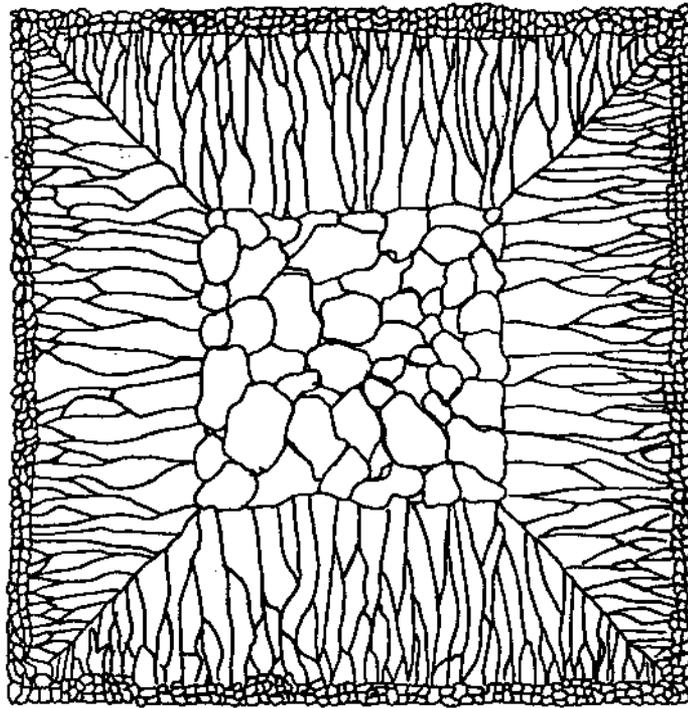


Figura II.13: Esquema da estrutura típica de um lingote mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial [18].

as propriedades como já mostrado no capítulo I.

Provavelmente, o fator mais importante na determinação das subseqüentes propriedades é a proporção relativa das regiões colunar e equiaxial. A zona coquilhada é normalmente composta de um pequeno número de grãos de dimensões reduzidas que exercem pequena influência [9].

Esta proporção relativa entre as diversas estruturas é função da nucleação e multiplicação cristalina e para perfeito entendimento e análise das diversas teorias propostas para explicar a formação destas zonas faz-se necessário a introdução de alguns conceitos fundamentais.

II.4.2.2 - Conceitos fundamentais

II.4.2.2.1 - Mecanismos de multiplicação

Se procurará tratar dos mecanismos capazes de aumentar o número de grãos na estrutura solidificada através de um processo de fragmentação dos cristais já existentes.

Será considerado o mecanismo mais aceito que é o da

refusão localizada e fragmentação por ação mecânica de tensões cizalhantes proposto paralelamente por Jackson e co-autores [19] e O'Hara e Tiller [20].

Jackson e seus colaboradores realizaram seu trabalho basicamente em cristais orgânicos cuja solidificação é similar à dos metais e ligas, possuindo a vantagem de sua transferência que possibilita a fácil observação e filmagem da solidificação.

Os autores consideraram o fenômeno em três condições:

- a) refusão sobre condições adiabáticas
- b) refusão sobre condições não adiabáticas
- c) refusão devida à energia superficial.

O processo c pode ser considerado de menor importância, e para os casos b e c concluem os autores que a refusão ocorre devido à interação de fluxos de calor e soluto que devem ter diferentes coeficientes de difusão, atuando o mecanismo da seguinte maneira:

O soluto tem um efeito de curto alcance e consequentemente a composição do líquido não será uniforme durante o crescimento cristalino.

O calor todavia, terá um efeito de longo alcance, produzindo variações térmicas em regiões distantes em relação ao cristal que cresce.

O ramo primário da dendrita cresce rapidamente com um teor de soluto relativamente baixo, gerando calor, que se difunde rapidamente produzindo um acréscimo na temperatura do sistema.

Por outro lado, este crescimento gera uma fina camada rica em soluto à frente da interface sólido-líquido, como a difusão do soluto é lenta, o crescimento dos ramos secundários se dará a partir de um líquido mais impuro, cuja temperatura de fusão consequentemente será mais baixa em relação à do ramo principal.

Ao vencer a camada de líquido mais impuro, o processo de solidificação dos ramos secundários é acelerado, sendo estes formados de líquido mais puro cujo ponto de fusão é mais

compatível com o do ramo principal.

A liberação do calor latente durante o processo de convecção e/ou ação de correntes secundárias podem fundir a zona mais impura, liberando portanto os ramos secundários.

Este modelo pode ser aplicado nos casos anteriores, pois as flutuações são devidas às 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.

A análise de O'Hara e Tiller [20] mostra além do efeito da recalescência, os efeitos do movimento do líquido como uma possível fonte de núcleos cristalinos pelo desprendimento de partículas dendríticas pela ação mecânica de tensões cizalhantes, analisando também a probabilidade de obtenção de um novo grão a partir do efeito da recalescência e do movimento de líquido.

II.4.2.2.2 - Fluxo de líquido

O fluxo de líquido no fundido dá origem às chamadas correntes de convecção, cuja origem fundamentalmente pode ter três causas:

- a) O movimento de convecção proveniente do vazamento do líquido no molde, que em geral é eliminado antes de um apreciável progresso da solidificação [3].
- b) Correntes de convecção resultantes de diferenças de temperatura existentes no líquido, o que produz diferenças de densidade e conseqüentemente fluxo de líquido. Estas correntes são fortemente associadas à correntes térmicas pois originam um tipo de turbulência que produz flutuações na temperatura [21].
- c) Correntes convectivas constitucionais que resultam de variações de densidade do soluto segregado durante a solidificação.

Dentre estas a mais importante é a convecção térmica,

sendo mais detalhada.

As correntes de convecção tem importância capital no que se refere à transmissão de calor, uma vez que as primeiras aceleram a última, cooperando ativamente na eliminação do eventual superaquecimento do líquido ao ser vazado.

A figura II.14 mostra esquematicamente a variação do fluxo de líquido a partir do vazamento.

Esta distribuição natural de fluxo de líquido pode ser aumentada ou diminuída por meio de artifícios mecânicos - ou magnéticos.

A aplicação de campos magnéticos transversais, ou a imposição de suave rotação ao líquido são métodos eficientes - para se diminuir a convecção [6].

Um acréscimo no fluxo de líquido produzirá importantes efeitos sobre a estrutura bruta de fusão.

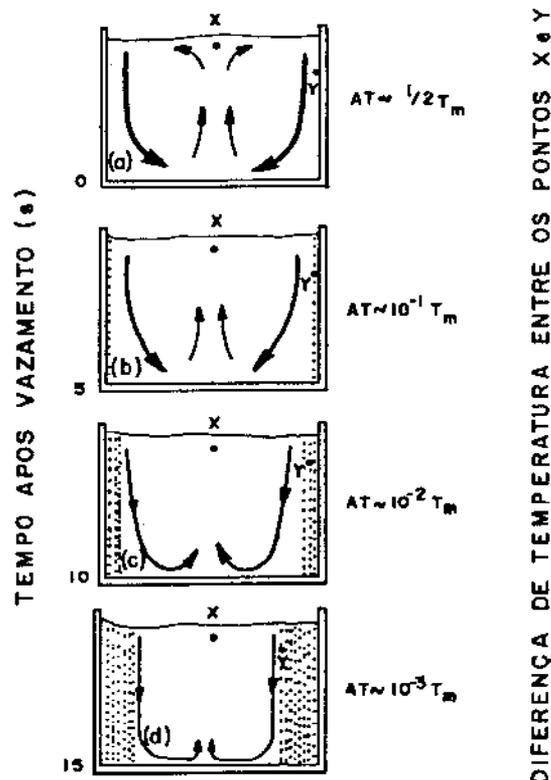


Figura II.14: Representação esquemática do fluxo de líquido no vazamento. A espessura das setas representa a magnitude da convecção. Em c, a turbulência foi eliminada e em d resta apenas um fluxo laminar [21].

Os métodos utilizados para aumentar a convecção são numerosos, destacando-se:

- Energia proveniente de ultra-som [22] , [23]
- Campos magnéticos rotativos [21] , [50]
- Interação de campos elétricos e magnéticos [24]
- Agitação mecânica (vibração, oscilação e rotação) [21], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [39], [43]

A verificação da existência de fluxo convectivo, a viabilidade do seu controle e sua influência sobre a estrutura de fundição permitiram através do controle desta variável - concluir a respeito dos mecanismos formadores da estrutura do lingote.

II.4.2.3 - Zona coquilhada

Segundo Chalmers [2] a formação da zona coquilhada é devida ao seguinte mecanismo:

A primeira porção de líquido que entra em contato com o molde, que se encontra a uma temperatura bem menor que o líquido, formará uma capa de líquido bruscamente superesfriado que leva a uma nucleação copiosa.

O número de núcleos formados nesta fase será função da potência das partículas nucleantes presentes, (isto é, a capacidade da partícula nuclear em um dado superesfriamento. Quanto menor for o superesfriamento mais potente será a partícula) da difusividade térmica do molde, volume do líquido, superaquecimento do líquido e composição da liga.

Em sua discussão basicamente Chalmers [2] afirma:

- 1 - Se as partículas nucleantes são muito potentes, os grãos nucleiam com baixo superesfriamento, logo a evolução calórica durante o crescimento é pequena devido ao lento avanço dos grãos.
Isto permite que núcleos de menor potência também nucleiam e portanto "Quanto maior for a velocidade de extração de calor, maior o número de cristais nucleados".
- 2 - O fluxo calórico e o volume de líquido sujeito a superesfriamento dependem da temperatura da superfície do molde -

no momento que a liga atinge sua temperatura de liquidus , bem como das propriedades térmicas do metal e do molde. Quanto maior o superaquecimento, maior o aquecimento do molde e menor a velocidade de extração de calor no tempo crítico em que se alcança as temperaturas de nucleação ou seja:

"Para baixos valores de superaquecimento , maior será o número de grãos nucleados".

Um molde de alta difusividade térmica ou um metal de baixa difusividade terão o mesmo efeito.

- 3 - A segregação do soluto decresce a velocidade de crescimento do sólido (para um dado superaquecimento) e portanto - "um aumento da composição produzirá um maior número de núcleos".

Este mecanismo, denominado nucleação copiosa, mostra que mantendo-se constante as outras variáveis, o problema da formação da zona coquilhada reside fundamentalmente na variação da extração calórica através das paredes do molde.

Por outro lado, Bowers e Flemings [18] afirmam que a convecção do líquido é a responsável pelo tamanho da zona coquilhada através da seguinte proposição: "A quantidade de movimento convectivo no líquido condiciona o número de grãos formados junto à superfície do lingote devido a um processo de multiplicação cristalina".

Utilizando um dispositivo especial, os autores [18], produziram placas da liga Al-5% Cu em condições de alta extração de calor (moldes de cobre cobertos com negro de fumo) e puderam constatar a influência da convecção na formação da estrutura coquilhada.

Para os autores, à medida que diminui a temperatura de vazamento, a passagem do líquido através do esqueleto dendrítico já solidificado faz operar um mecanismo de multiplicação que refina o grão.

Mais recentemente, Biloni e Morando [31] determinaram com experiências e observações complementares às de Bowers e Flemings, que ambas as variáveis atuam na formação da zona coquilhada.

Além disso, estendem os estudos para lingotes convencionais e determinam o efeito do recobrimento do molde sobre as estruturas obtidas.

Concluem estes autores [31]:

- a) Os materiais e recobrimentos da parede do molde tem uma influência decisiva sobre a estrutura da superfície do lingote. Quando o recobrimento reduz a capacidade de extração de calor, aparecem grãos superficiais cujo tamanho depende da convecção presente. "O fluxo de líquido é o responsável pela atuação dos mecanismos de multiplicação.
- b) Para condições de extração calórica comumente encontradas na prática, a formação da maioria dos grãos superficiais é devida a um mecanismo de nucleação copiosa. Sendo que na prática, todas as combinações possíveis entre os dois mecanismos podem ocorrer.

Posteriormente Prates e Biloni [32] confirmaram a dependência dos mecanismos operantes às condições de extração calórica e convecção além de determinar os efeitos do coeficiente de transmissão de calor (h_1), microgeometria superficial e do fluxo de líquido sobre a densidade superficial de núcleos em ligas.

II.4.2.4 - Zona Colunar

Deve-se a Walton e Chalmers [33] a teoria que explica a origem e desenvolvimento da zona colunar, de acordo com esta teoria, existe um processo de seleção pelo qual existe a formação de grãos avantajados, com forte orientação preferencial, orientação esta que corresponderá à coincidência da direção de crescimento com a de extração de calor.

Os grãos originados nas paredes do molde (ou próximo desta) crescerão de uma maneira competitiva dando origem a esta orientação preferencial em virtude de que os grãos favoravelmente orientados eliminarão aqueles cuja orientação é desfavorável.

A direção de crescimento será correspondente às de crescimento dendritico, perpendicular às paredes dos moldes is

to é, direções $\langle 100 \rangle$ para as ligas de estrutura cúbica.

O processo seletivo está esquematizado na figura II.15.

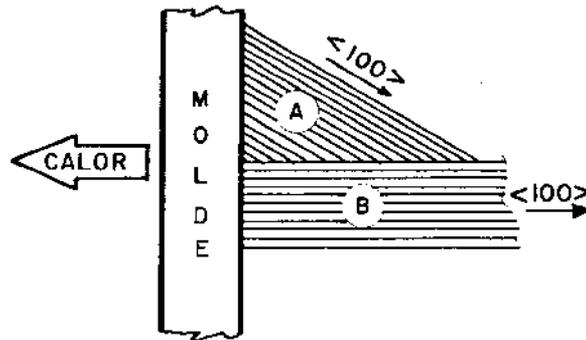


Figura II.15 - Esquema mostrando a formação da orientação preferencial no crescimento colunar. O cristal B favoravelmente orientado suplantará o cristal A no crescimento.

A figura II.16 [33] mostra a variação da orientação preferencial e tamanho do grão na região colunar em função da distância da parede do molde.

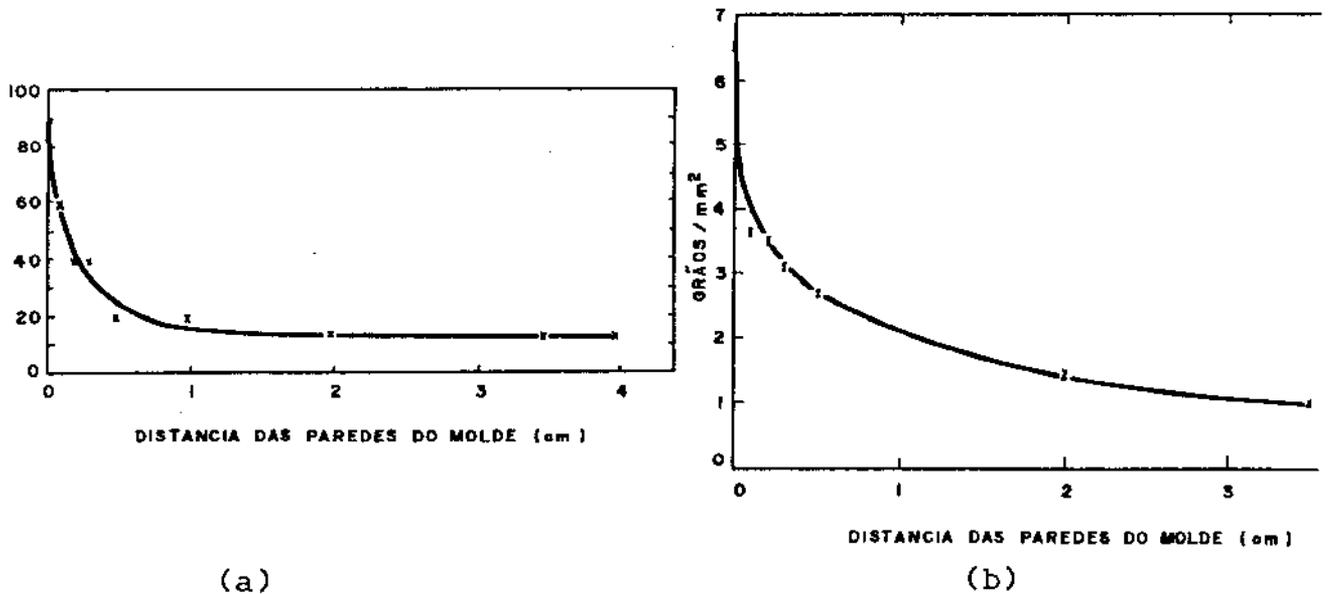


Figura II.16: Variação da orientação preferencial (a) e tamanho de grão (b) com a distância das paredes do molde para Al - 2% Ag com superaquecimento nulo [33].

Analizando esta figura observa-se que ambas as curvas tem o mesmo comportamento, fato que Chalmers [2] explica como a seguir:

Nos cristais favoravelmente orientados, pelo fato de existirem três direções de crescimento dendrítico mutuamente - perpendiculares, haverá um crescimento lateral (paralelo às paredes do molde) mais acentuado do que nos seus concorrentes, e portanto estes grãos terão maiores dimensões transversais além de um maior número de lados.

Chalmers [2] fazendo uma analogia com o mecanismo - proposto por C.S. Smith [34] para o crescimento de cristais no estado sólido conclui que os cristais com um maior número de - lados crescerão mais rapidamente e às custas dos de menor número de lados. A eliminação esta que é gradual como pode ser mostrado pelo aumento do tamanho médio do grão e da orientação - preferencial mostrados na figura II.16.

Aceitava-se que a zona colunar era constituída exclusivamente de grãos colunares que se estendiam desde a superfície do lingote até a estrutura equiaxial, porém, Biloni e Chalmers [35] mostraram através da análise metalográfica da sub-estrutura de segregação, que grãos colunares podem ter sua nucleação dentro da zona colunar longe das paredes do molde, e - que pode ser encontrado no interior da zona colunar um considerável número de cristais equiaxiais.

II.4.2.5 - Zona equiaxial

A transição colunar-equiaxial (T.C.E), sem dúvida, é o tema relativo à estrutura de solidificação, que despertou - maior controvérsia nos últimos anos, isto porque além de seu interesse acadêmico, tem esta transição inegável importância - tecnológica em virtude do interesse apresentado pelo controle da quantidade e tamanho dos grãos equiaxiais de um lingote.

Evidentemente este controle prende-se ao conhecimento dos mecanismos de formação desta zona, sendo que atualmente existe quatro principais teorias que tentam explicar a T.C.E:

a) Teoria do Superesfriamento Constitucional proposta por Winegard e Chalmers [36]

Afirmam, baseado no conceito de superesfriamento - constitucional, que na posição central do lingote, o líquido -

remanescente se superresfriará constitucionalmente em vista da rejeição do soluto em frente da interface. Atingindo o líquido um valor crítico de superesfriamento constitucional (que corresponde ao valor da partícula nucleante mais potente) iniciar-se-á a nucleação heterogênea de novos grãos equiaxiais que começarão a crescer detendo o desenvolvimento da zona colunar.

Esta teoria já foi muitas vezes criticada [2], [19], [37] e [38].

Pode-se concluir dos diversos trabalhos que a teoria não opera em lingotes de geometria convencional, onde existem condições naturais de convecção.

Importante é a crítica feita por Biloni e Chalmers [38] baseada em análise térmica da região ocupada pela estrutura equiaxial.

Nesta análise, se houvesse superesfriamento constitucional nesta região, o mesmo deveria ser detectado pelos termopares que mostrariam a recalescência típica da liga que acompanha a nucleação, o que não ocorreu.

Tais resultados parecem indicar que os grãos equiaxiais provêm de outros mecanismos.

Esta teoria também é suportada experimentalmente, porém em condições de crescimento unidirecional vertical, ou seja, em ausência de convecção [38].

Trabalho de Coling e Bole [39] mostra, em lingotes convencionais, de uma maneira indireta; a existência de uma capa de soluto com aproximadamente 2 mm de espessura na frente da interface sólido-líquido, o que como sabido é uma condição necessária para a existência de superesfriamento constitucional

b) Teoria de Chalmers ou "Big Bang".

Chalmers reconhecendo as limitações da teoria anterior, propôs uma outra teoria para explicar a T.C.E [37] que passou a ser conhecida como "Big Bang".

Baseado em dados experimentais sobre as relações existentes entre tamanho de grão equiaxial, proporção relativa do volume ocupado pelas diversas zonas em função do superaquecimento do líquido no momento do vazamento, sugere que todos -

os grãos presentes em um lingote aparecem durante o superesfriamento inicial do líquido em contato com as paredes do molde.

Parte destes núcleos formarão a zona coquilhada e crescerão competitivamente para o centro do lingote formando a zona colunar.

Outra parte destes núcleos iniciais serão distribuídos no seio do líquido pela ação da convecção. Dentre estes núcleos, alguns protegidos por superesfriamento constitucional gerado pelo seu crescimento conseguem sobreviver e crescem formando uma rede que detem o crescimento da zona colunar.

Chalmers [2] indica como suporte experimental de sua teoria o fato da zona equiaxial apresentar uma sub-estrutura de segregação característica: consiste em geral de uma região de forma irregular e tamanho relativamente grande seguida de uma sub-estrutura do tipo celular ou celular-dendrítica que tem sentido oposto ao fluxo de calor. Esta parte mais grossa de cada sub-estrutura e que aparece como origem de cada grão recebe nomes distintos na literatura: Biloni e Chalmers [38] a chamam de pré-dendrítica, Southin [26] a denomina cabeça de cometa e afirma que a mesma tem um caracter eminentemente dendrítico e finalmente Cole e Boling [21] referem a esta estrutura como não dendrítica.

Chalmers [2], conclui a validade do mecanismo pela constatação da existência de grãos com sub-estrutura característica de grãos equiaxiais no interior da zona colunar.

Observações mais detalhadas no entanto, mostram que esta conclusão não é definitiva pois os cristais equiaxiais presentes na zona colunar podem ter diversas origens quais sejam:

- 1) Cristais "pré-dendríticos" originados por nucleação copiosa que pode existir na zona coquilhada, de difícil confirmação experimental.
- 2) Cristais devidos aos mecanismos de multiplicação que como já visto pode ocorrer na zona coquilhada.
- 3) Cristais provenientes dos ramos secundários e/ou terciários das dendritas produzidos pelos mecanismos de refusão localizada e corte mecânico devido à Jackson e Co-autores [19] e O'Hara e Tillier [20].

4) Cristais desprendidos da superfície livre do lingote e que haviam sido nucleados nesta região. (Mecanismo de Southin - [25], [26]).

A morfologia e composição dos cristais originários dos grãos equiaxiais será similar para os casos em que eles tenham origem nas fontes 2,3 e 4.

Esta teoria está bem comprovada experimentalmente [38], [40] e [41], principalmente em lingotes vazados com baixos superesfriamentos.

c) Mecanismos de multiplicação cristalina

Jackson e co-autores [19] e O'Hara e Tiller [20] sugerem que o mecanismo de formação da zona equiaxial baseia-se na refusão localizada e/ou destacamento por tensões cizalhantes dos ramos secundários e terciários das dendritas como já discutido anteriormente.

Os autores sugerem que variações no crescimento ou correntes de convecção podem fundir a base destes ramos, e posteriormente estes cristalitos sendo distribuídos no seio do líquido cresceriam dando origem a uma rede de grãos equiaxiais - que deteriam o crescimento da zona colunar.

Em condições estáticas, teríamos a atuação deste modelo, sendo prevista a refusão localizada e/ou arrancamento dos ramos de maior ordem das dendritas pela convecção natural introduzida pelo vazamento.

Introduzindo-se agitação no sistema metal-molde, haverá um incremento no fluxo de líquido, cujo movimento na interface sólido-líquido levará a um desprendimento de partículas dendríticas pela ação de tensões cizalhantes.

A ação da agitação não se limita apenas à formação de novos núcleos, mas também garante a distribuição uniforme destes no seio do líquido, além de garantir a sobrevivência destes pelo fato de haver um aumento na velocidade de transferência de calor e diminuição do gradiente de temperatura.

d) Teoria de Southin:

Southin, [25] e [26] baseando-se em trabalhos anterio

res sugere que a zona equiaxial tem origem em uma nova zona estrutural do lingote.

Propõe o autor a existência de uma região constituída de uma camada de caráter dendrítico que acompanha a superfície aberta para a atmosfera, sendo a perda por radiação calorífica nesta região a responsável pela formação desta zona.

Estes cristais ou parte deles, podem desprender-se e decantar no líquido em virtude de sua maior densidade, formando assim uma rede que sobrevive no líquido superesfriado constitucionalmente e que ao crescer detém o crescimento da região colunar.

Tal como Cole e Boling [29] salientam, existe um grande número de trabalhos nos quais os resultados experimentais justificam uma ou mais das quatro teorias apresentadas.

No entanto, quase todos os experimentos foram realizados em lingotes de pequeno volume (menor que 500 cm^3) e os resultados obtidos nesta escala foram extrapolados para a escala industrial, sendo aceito que as diversas teorias de formação da estrutura de solidificação também atuam nestas condições.

Chalmers [2] já mostrou a dificuldade encontrada nesta extrapolação em virtude do tamanho do lingote afetar várias características da solidificação tais como: superesfriamento constitucional, importância da nucleação nas paredes do lingote e outras.

Morando e co-autores [41] realizando trabalhos em diversas condições conseguiram resultados que permitem diferenciar a atividade dos diversos mecanismos para as condições convencionais de fundição, permitindo formar um quadro mais claro dos mecanismos atuantes na formação da zona equiaxial, ao mesmo tempo que avaliam como o tamanho do lingote afeta a estrutura.

As experiências foram realizadas utilizando-se ligas Al-Cu solidificadas em lingoteiras cujo volume variou de 50 a 5000 cm^3 sendo usado para controle da convecção um campo magnético de 500 gauss, sendo utilizados sistemas rotativos com a mesma finalidade para se assegurar a reprodutividade deste con

trole.

Um sistema de massalote reduziu a ação do mecanismo de Southin quando necessário.

Resumidamente estes autores chegaram às seguintes conclusões:

1) Certas relações como a proporção da região colunar em função do superaquecimento [2], [37] somente são válidas para pequenos lingotes. Quando a escala de laboratório é ultrapassada, fenômenos como o decantamento de cristais terão efeito sobre a macroestrutura.

2) Com o vazamento em baixo e alto superaquecimentos, lingotes com massalotes e ausência de campo magnético se consegue a total supressão da zona equiaxial.

Se o vazamento é feito em condições análogas, mas sob a ação de campos magnéticos, mesmo em baixos superaquecimentos aparece a estrutura equiaxial.

Neste caso, o campo magnético inibe a ação do mecanismo de Chalmers [37] (redução da convecção) e da refusão localizada [19], [20] enquanto que o massalote elimina o de Southin [26].

A ausência de estrutura equiaxial indica a não operatividade da teoria do superesfriamento constitucional [36], embora se cumpram as condições de movimento unidirecional na ausência de convecção que caracterizam as experiências que pretendem dar suporte experimental à teoria [38].

3) Se os grãos provenientes dos mecanismos de Southin [26] ou de Chalmers [37] são impedidos de chegar à região central do lingote, mas permitindo-se que numa segunda etapa do processo de solidificação que haja convecção pode-se demonstrar que o mecanismo de refusão localizada não é operativo nas condições que imperam nas condições convencionais de fundição.

Chegam finalmente os autores [41] à conclusão que em condições de correntes convectivas naturais os dois mecanismos fundamentais para a formação da zona equiaxial são os Chalmers [36] e o de Southin [26].

Note-se porém, que os grãos da zona coquilhada, formadores da estrutura equiaxial segundo o mecanismo de Chalmers - [36] terão sua origem da maneira já discutida e portanto os mecanismos de multiplicação cristalina poderão ter um papel importante na T.C.E.

II.5 - Controle da Estrutura de Solidificação em Lingotes

Nos parágrafos anteriores foram analisados os diversos mecanismos de formação das diversas estruturas em um lingote, além de ficar estabelecido que na maioria das aplicações tecnológicas se busca a obtenção de materiais completamente equiaxiais, nas quais os grãos deveriam ter o menor tamanho possível em vista das superiores propriedades mecânicas apresentadas por este tipo de material.

Para desenvolver este tipo de estrutura existe a necessidade de supressão do crescimento colunar o que pode ser conseguido pelo aumento das condições favoráveis à formação de núcleos equiaxiais [9].

Para este controle, ou seja, o refino da estrutura são utilizados essencialmente três métodos:

- a) Controle através da variação das condições de solidificação
- b) Utilização de partículas nucleantes
- c) Utilização de métodos físicos ou dinâmicos.

II.5.1 - Controle através da variação das condições de solidificação

II.5.1.1 - Variações nas condições térmicas

A estrutura de solidificação pode ser controlada pela interação da nucleação e crescimento com o fluxo calórico no sistema [42].

Aumentando-se subitamente a extração de calor do sistema pela aplicação de uma fonte de capacidade infinita de extração calórica, o líquido será rapidamente superesfriado e o número de núcleos aumenta havendo portanto, um decréscimo no tamanho de grão.

Pode-se controlar facilmente a estrutura através da variação do superaquecimento, para temperaturas próximas do ponto de fusão do metal, haverá uma menor quantidade de zona colunar aliada a um menor tamanho de grão na zona equiaxial como mostrado por Chalmers [36] para ligas Al-Cu solidificados em lingotes de escala de laboratório, figura II.17.

Por outro lado, este recurso é limitado pois existe um valor mínimo limite, determinado pela temperatura na qual todo o fundido torna-se superesfriado, tornando difícil a alimentação [21].

No entanto, se um metal é superesfriado abaixo de sua temperatura de equilíbrio, e então nucleia, pode ocorrer um crescimento dendrítico rápido a partir do ponto de nucleação. Esta velocidade aumentará com o aumento do superesfriamento.

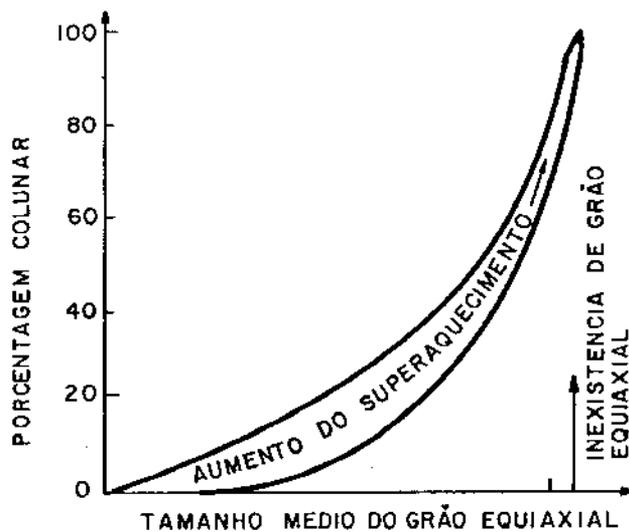


Figura II.17: Variação da porcentagem de zona colunar e tamanho do grão equiaxial com o superaquecimento.

O importante disto, é que o calor latente desenvolvido no processo é suficiente para causar refusão localizada; os ramos livres são então redistribuídos pelo fluxo de líquido - dando origem a uma estrutura refinada [42].

II.5.1.2 - Variações na concentração

Aumentando-se o teor de soluto em uma liga, haverá um decréscimo da porcentagem da zona colunar [21], [25], [26],

[29], [37], [43] e também uma diminuição do tamanho médio do grão equiaxial [29] e [37].

Pode-se também promover a nucleação através da adição de aditivos químicos não necessariamente como elementos de liga.

II.5.2 - Controle da estrutura através da adição de inoculantes.

A adição de inoculantes é um dos métodos mais antigos utilizados para se obter refino da estrutura de solidificação [42].

A utilização de inoculantes como processo para o controle estrutural está estreitamente relacionado com o conceito de nucleação heterogênea, cujos preceitos fundamentais encontram-se bem detalhados na bibliografia [2], [3], [9].

A adição do inoculante adequado, na forma adequada, produz em um dado metal ou liga nucleação em baixíssimos valores de superesfriamento constitucional ou térmico.

Pelo fato de não detectar recalescência em experiências desenvolvidas com inoculação, concluiu Cibula [44] que o superesfriamento necessário é tão baixo que não houve possibilidade de detecção pelos termopares bastante sensíveis utilizados.

Com a teoria da nucleação heterogênea ainda não se encontra totalmente desenvolvida, pode-se apenas estabelecer regras gerais para se prever a eficiência de um inoculante. Cole [45] desenvolveu certas normas que podem ser utilizadas como orientação na busca de um inoculante eficiente:

- 1) A partícula deve ser sólida no momento de solidificação da liga de modo a se evitar fenômenos de segregação.
- 2) A densidade do inoculante e do líquido deverão ter valores bem próximos de modo a se garantir uma dispersão homogênea.
- 3) O controle da temperatura deve ser rigoroso, pois alguns inoculantes tornam-se inativos em líquidos muito superaquecidos.

4) A superfície do nucleante deve ser limpa e reativa, o que é obtido através de uma reação química dentro do líquido, o que leva a formação de um tipo de composto que atua como nucleante.

A determinação fiel da partícula que produz o refino é bastante difícil, principalmente pela dificuldade em estabelecer uma relação unívoca entre a primeira parte solidificada de um grão e a partícula que o originou.

Neste campo, os trabalhos de maior relevância são contraditórios.

Cibuła [46] analisando o refino de alumínio por sais de boro e/ou titânio, conclui que a formação de CTi (que possui estrutura metalográfica muito semelhante à do alumínio) é o passo necessário para que haja nucleação heterogênea e portanto refino da estrutura.

No entanto, Crossley e Mondolfo [47], estudando o mesmo problema propõe que o refino se dá pelo seguinte mecanismo:

A adição de titânio se traduz em um composto $TiAl_3$ que a $665^{\circ}C$ sofrerá uma reação peritética.



Como esta reação inicia-se na superfície da partícula em contato com o líquido basta que se forme uma fina camada de alumínio para que inicie-se a nucleação.

Posteriormente, Kiss e Biloni [48] determinaram que a hipótese de Crossley e Mondolfo [47] era a responsável pela formação dos centros de nucleação que possibilitam a obtenção de uma estrutura refinada.

Não visa o presente trabalho, discutir os mecanismos de refino de grão que atua no alumínio e suas ligas, mas sim apenas comprovar a eficiência do nióbio como inoculante para estas ligas bem como relacionar esta eficácia com as condições dinâmicas impostas ao sistema metal-molde.

Deve-se ressaltar ainda que materiais que tiveram -

sua estrutura refinada através de um processo químico, em geral são mais propensos a fragilidade [42].

II.5.3 - Controle da estrutura através de métodos dinâmicos.

Sintetizando, os métodos dinâmicos tem por objetivo o aumento do fluxo de líquido em frente à interface sólido-líquido de maneira a fazer atuar um mecanismo de multiplicação cristalina [45]. Ainda que não exista nada de definitivo é bem provável que uma combinação dos mecanismos de refusão localizada [29], [43] com tensões cizalhantes provocadas pelas correntes convectivas seja a responsável pelo desprendimento dos ramos secundários e terciários das dendritas, que irão atuar como origem de novos grãos.

Ao mesmo tempo, as correntes líquidas produzidas melhoram as condições de transferência de calor diminuindo o gradiente de temperatura no líquido, possibilitando a sobrevivência dos cristais [9], [29], [43].

Simultaneamente, a extração calórica é melhorada pela absorção de calor latente desenvolvida pela fusão das partículas dendríticas que não tiveram condição de sobreviver [43].

Biloni e Chalmers [38] mostram que a refusão de um vigésimo de grama de alumínio ao fundir-se diminui a temperatura de uma grama de alumínio de 10°C.

Muitas técnicas foram utilizadas para a obtenção de refino de grão:

- Campos Magnéticos Rotativos e Interação de Campos Elétricos e Magnéticos: [21], [24], [50]

Estas técnicas atuam efetivamente na eliminação dos grandes grãos colunares que normalmente aparecem nos lingotes solidificados estaticamente, mas apresentam elevado custo energético e problemas na contenção do líquido [21], [42].

- Energia Proveniente de Ultra-som: [22], [23]

Este método provoca mudanças na frequência de nucleação e fragmentação das dendritas na interface sólido-líquido,

como resultado da cavitação, levando a um aumento da zona equiaxial. No entanto, o controle das variáveis, tais como o valor da força a ser aplicada de modo a se produzir refino eficiente sem que haja derramamento do líquido, limitam a utilização do método [21].

- Borbulhamento de Gases no Interior do Líquido no Instante da Solidificação: [25], [38]

Processo também efetivo para o refino da estrutura - mas que resulta em significativa porosidade podendo produzir baixas propriedades mecânicas [42]

- Agitação Mecânica [21], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [39], [43]

A agitação mecânica, bem como outros métodos dinâmicos tem como vantagem relevante o fato de poder ser aplicado a peças complexas, desde que seja garantida a integridade do molde [9].

A agitação mecânica é mais efetiva quando aplicada - no período inicial de recalescência em líquido superesfriado e assim, pela total desorientação das dendritas em formação leva à obtenção de uma estrutura refinada [42].

A agitação mecânica pode ser produzida de diversas - maneiras: rotação, oscilação e vibração.

Os processos de oscilação e vibração são similares, havendo o destacamento de partículas dendriticas pelos mecanismos de refusão localizada e cisalhamento. Posteriormente, estas partículas são redistribuídas no seio do líquido e se o gradiente de temperatura for reduzido pelo fluxo de líquido haverá grande probabilidade das partículas destacadas sobreviverem. [42].

Dentre os processos já citados, o da vibração mecânica apresenta certas vantagens:

- a) Consegue-se obter um número considerável de partículas destacadas do corpo principal das dendritas.
- b) Pode-se distribuir estas partículas no líquido de maneira a serem origem de novos grãos.

- c) Viável economicamente, pois o dispositivo é de fácil construção, operação e manutenção não consumindo grandes quantidades de energia.

Aliado a estas vantagens apresenta alguns inconvenientes, tais como:

- a) As condições para que se consiga um refino efetivo ainda não são conhecidas.
- b) Pode haver problemas de contenção do metal líquido em virtude das altas vibrações aplicadas ao sistema metal-molde.

CAPÍTULO III

TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

III.1 - Metais e Ligas Utilizados

Na parte experimental do trabalho, foram utilizados os seguintes metais: Alumínio, Cobre e uma liga Al-5%Nb onde todo nióbio se encontrava na forma $Nb Al_3$.

Os lingotes foram preparados a partir de alumínio - comercialmente puro, de pureza 99,60% (O alumínio foi analisado espectrograficamente* e dentre os elementos analisados-Si, Cu, Ni, Mg, Fe, Mn e Zn - as maiores porcentagens corresponderam - ao Si, Fe, Cu e Ni).

No caso das ligas Al-5%Cu, o cobre utilizado tinha - pureza 99,70% também analisado expectograficamente* sendo as principais impurezas detectadas Mg, Si e Ni.

A liga Al-5%Nb foi preparada a partir do alumínio base e de nióbio na forma de limalhas com pureza 99,9% segundo - técnica descrita em trabalho recente [51].

III.2 - Dispositivo de Vibração

Foram aplicadas ao sistema metal-molde vibrações senoidais no sentido vertical, sendo variadas as frequências e amplitudes desta vibração.

Levando em consideração a simplicidade, facilidade - de projeto e construção e o pequeno espaço ocupado [52] foi - projetado um mecanismo à base de camos.

O camos utilizado foi do tipo radial vinculado por mola ao seguidor de translação do tipo sapata.

* Análise espectrográfica feita nos laboratórios da firma Metal Leve S.A a quem externamos nossos agradecimentos.

Este dispositivo, bem como o porta lingoteiras utilizado para acopla-la ao mesmo pode ser vista na figura III.1.

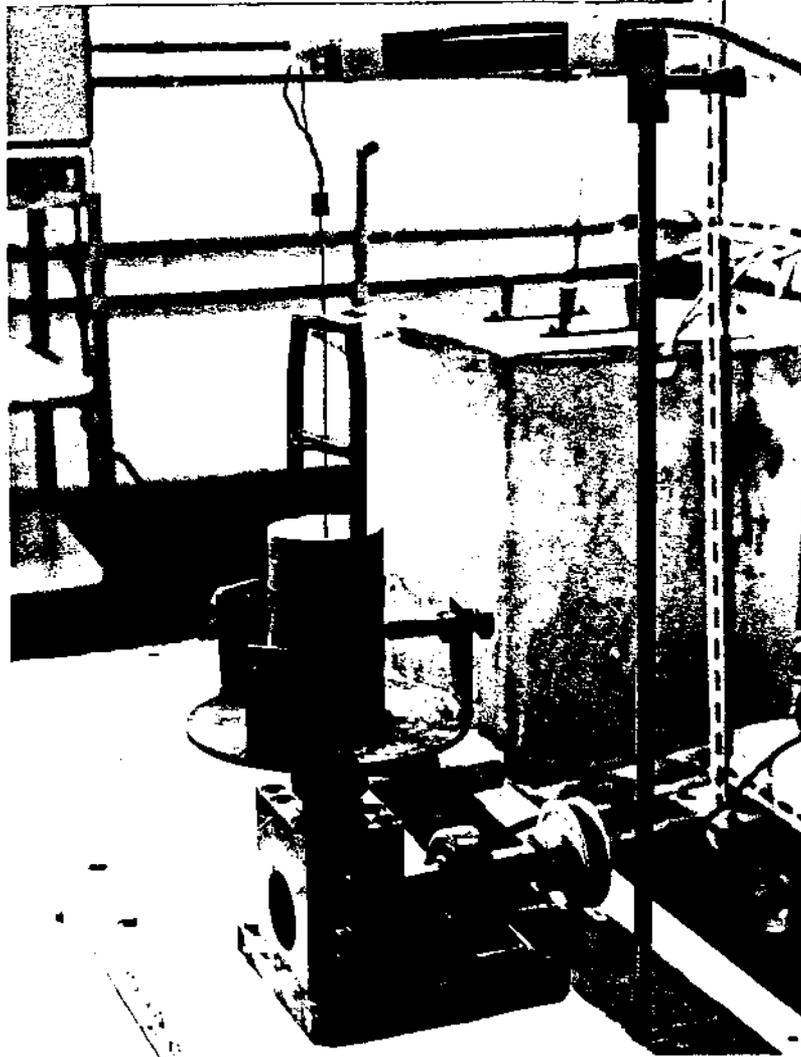


Figura III.1: Dispositivo de vibração utilizado, mostrando a lingoteira acoplada ao mesmo.

No apêndice 1, é detalhado o procedimento utilizado para o projeto e construção do dispositivo vibratório.

As diversas frequências e amplitudes foram obtidas pela troca de polias e camos respectivamente.

As frequências utilizadas foram 7,25; 9,67 e 19,33 Hz e as amplitudes variaram de 1 a 5 mm sendo obtidos deslocamentos totais de 2 a 10 mm.

A cada condição de vibração estão relacionados vários parâmetros dinâmicos sendo que para o caso de frequência 7,25 Hz e 5 mm amplitude os diagramas de deslocamento, velocidade e aceleração do seguidor estão mostrados na figura III.2.

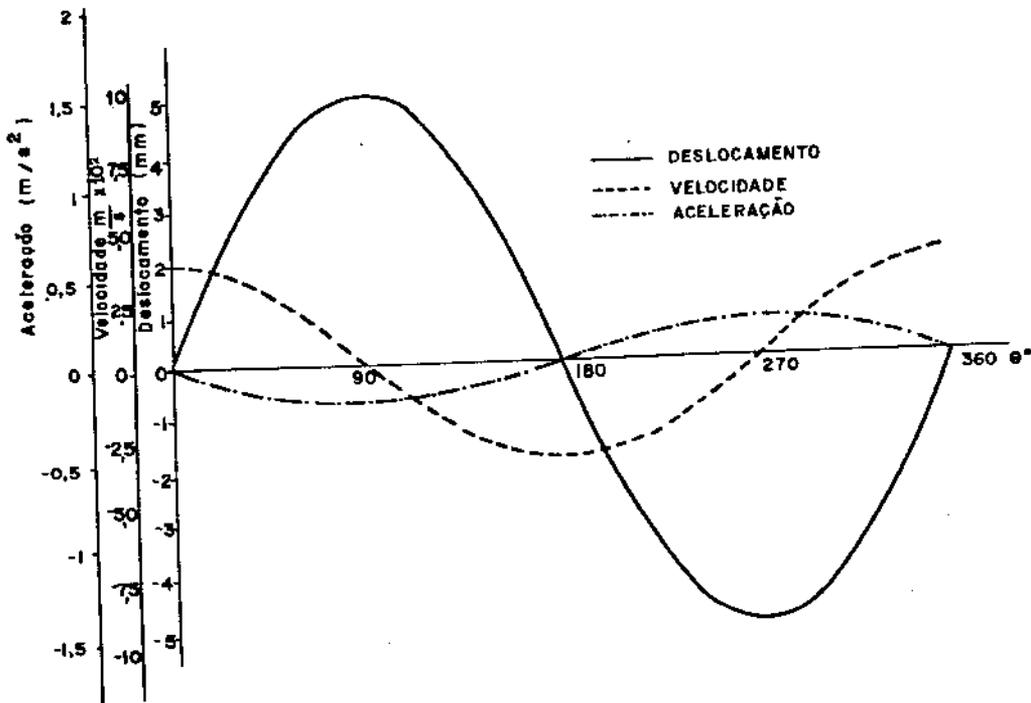


Figura III.2: Diagrama do deslocamento, velocidade e aceleração para um ciclo completo à velocidade angular de 7,25 Hz e 5 mm de amplitude.

Nesta condição, como pode ser calculado das equações encontradas no apêndice 1, a energia entregue ao sistema metal-molde é de 0,4 joules

III.3 - Lingoteiras

Na figura III.3, mostra-se as características geométricas das lingoteiras utilizadas no trabalho, sendo o volume útil de 340 cm³.

As lingoteiras foram produzidas por usinagem a partir de tubos sem costura produzidos com aço ABNT 1020.

Para se evitar a microsoldagem e facilitar a retirada do lingote, a superfície interna da lingoteira foi recoberta com uma película protetora de DYCOTE 39 (Produto Fosseco - S.A.).

Além destes efeitos, a camada protetora de Dycote provoca um decréscimo na taxa de transferência de calor do sistema [53].

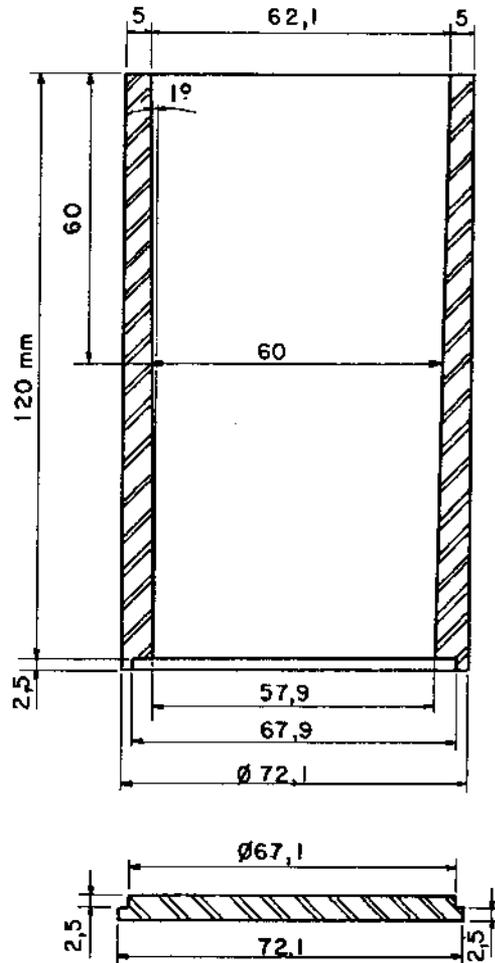


Figura III.3: Características geométricas da lingoteira utilizada no trabalho.

Inicialmente a lingoteira era polida, sendo a seguir pré-aquecida a 200°C quando então era aplicada na sua face interna uma película de Dycote por meio de uma pistola de ar comprimido.

Após a pintura, visando uma completa secagem e eliminação da água de composição do Dycote, era a lingoteira aquecida a 300°C pelo período de uma hora sendo resfriada ao forno.

III.4 - Medidas de Temperatura

As temperaturas foram medidas através de pares termelétricos cromel-alumel protegidos por uma bainha de aço inoxidável 18.8, com isolamento mineral cujo diâmetro externo era de 1,57 mm, o qual era inserido na parte central do molde até

sua meia altura (60 cm).

Foi construído um dispositivo especial para tornar o termopar solidário ao sistema metal-molde como mostrado na figura III.4.

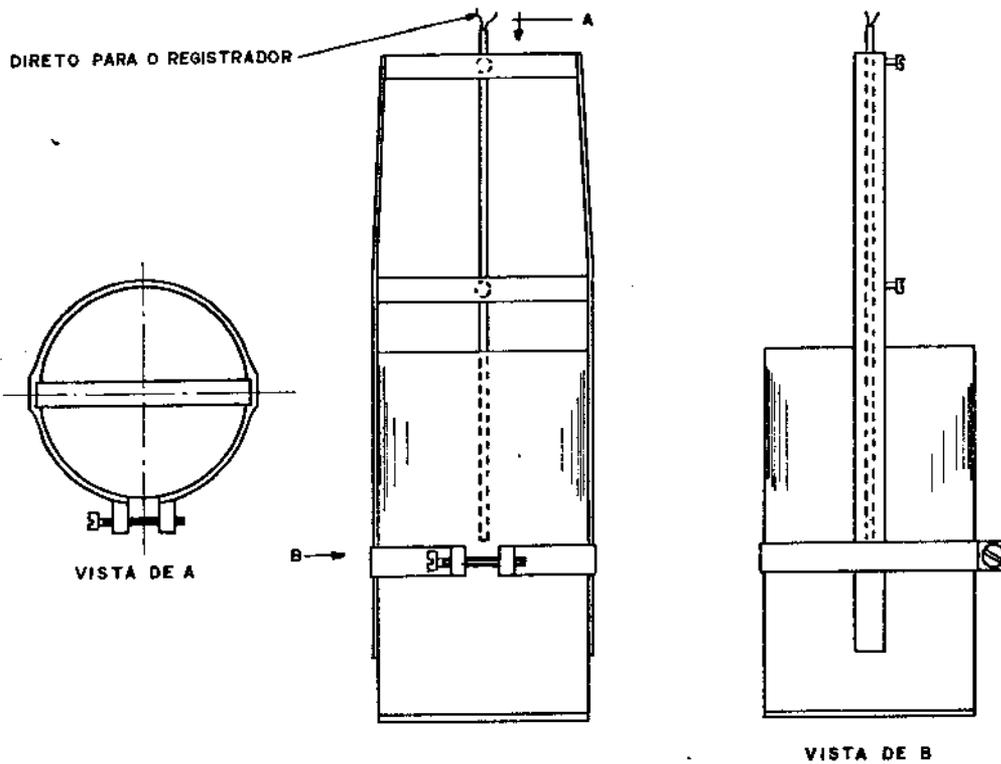


Figura III.4: Dispositivo acoplador do termopar à lingoteira.

O termopar era acoplado a um registrador potenciométrico de temperatura marca YOKO GAWA tipo 3047, com precisão $\pm 10^{\circ}\text{C}$ com sensibilidade 50 mV e velocidade do papel 20 cm/min.

Na figura III.5 é mostrado um aspecto típico do registro de temperatura obtido na solidificação de alumínio comercialmente puro (frequência 7,25 Hz, amplitude 4 mm, superaquecimento 100°C).

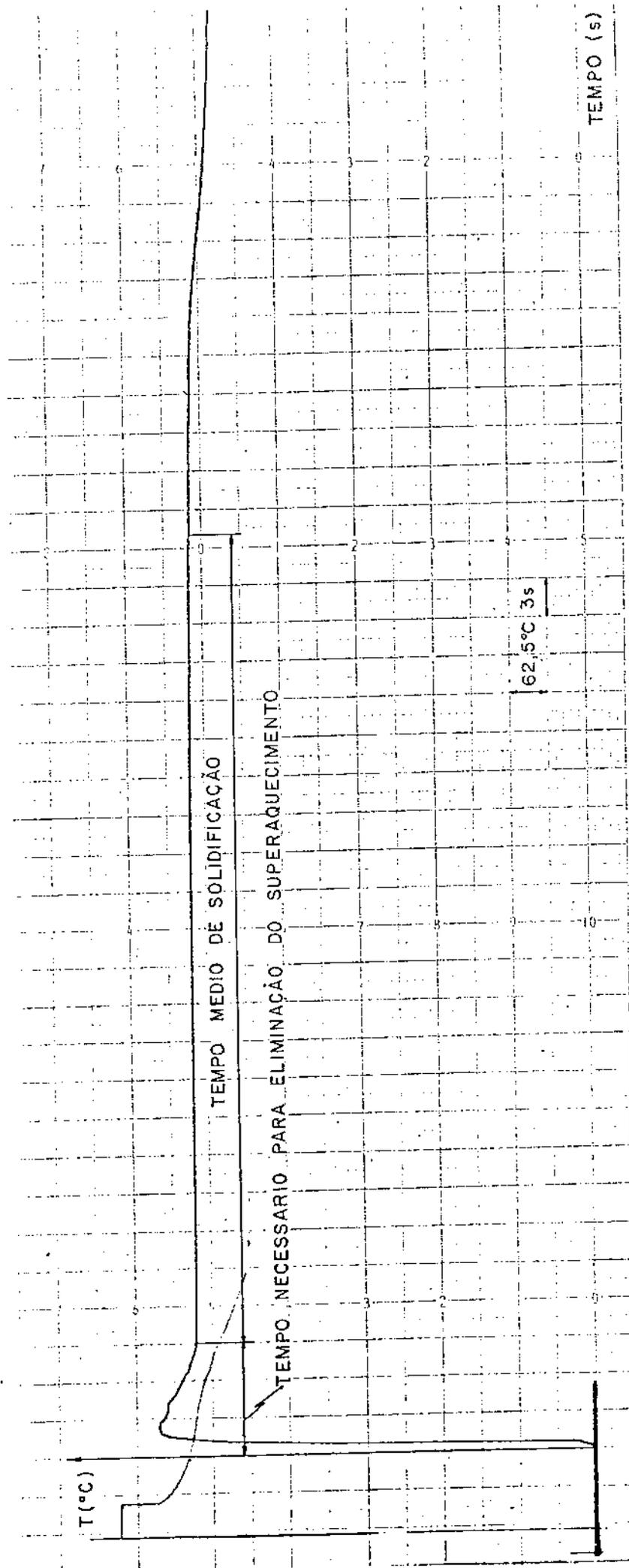


Figura III.5: Exemplo da variação de temperatura durante a solidificação de alumínio comercialmente puro. (7,25 Hz, 4 mm, superaquecimento 100°C)

III.5 - Fusão e Vazamento

Na figura III.6 é mostrada a montagem dos diversos equipamentos utilizados neste trabalho.

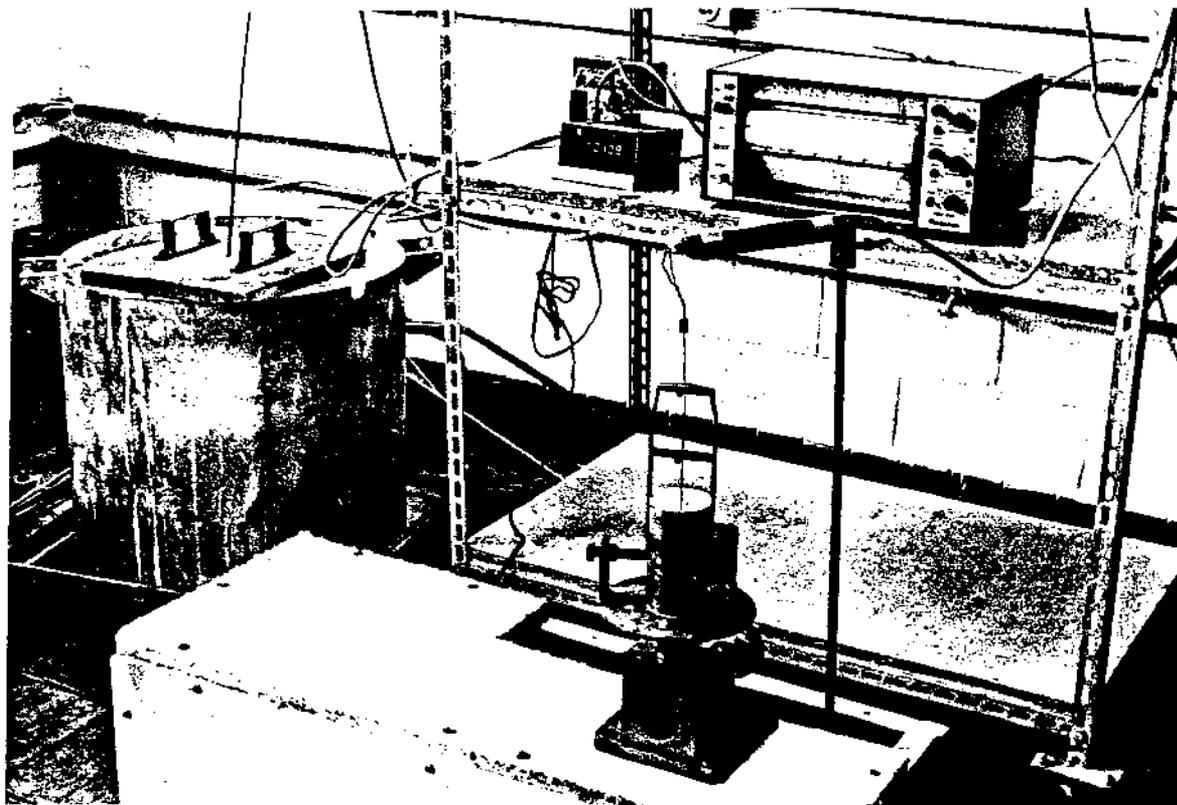


Figura III.6: Fotografia mostrada os vários equipamentos utilizados nas fusões do trabalho.

O forno para fusão dos metais era do tipo elétrico - com aquecimento por resistência, potência 28 KW, sendo a potência controlada por um reostato.

Para controle da temperatura do metal fundido foi utilizado um termo-par comel-alumel com isolamento mineral revestido por uma bainha protetora de aço inoxidável 18.8, diâmetro 3,18 mm acoplado a um registrador digital marca Leeds & Northrup modelo Numatron 923.

O alumínio era colocado no forno em um cadinho de Carbetto de Silício, marca Salamander.

Após a fusão do alumínio era o mesmo homogeneizado mecanicamente através de um bastão de aço ABNT 1020 recoberto com uma película de Dycote 39.

Após a homogeneização, controlava-se o superaqueci-

mento, atingindo-se a temperatura desejada o metal era vazado.

Imediatamente após se completar o vazamento, era ligado o dispositivo de vibração que permanecia ligado durante todo o processo de solidificação.

No caso das ligas Al-5%Cu, eram os dois metais pesados em uma balança tríplice escala marca Marte e após a fusão do alumínio adicionava-se o cobre, sendo o procedimento posterior idêntico.

A fusão e vazamento dos lingotes inoculados com nióbio foram realizados de maneira análoga sendo a inoculação feita no cadinho à temperatura de 775°C e vazamento com 100°C de superaquecimento.

III.6 - Técnicas Metalográficas

Os lingotes foram seccionados ao meio no seu sentido longitudinal e então usinados, sendo esta etapa realizada com bastante cuidado para se evitar aquecimentos e encruamentos excessivos.

Para a observação macrográfica se utilizou superfície preparada manualmente em etapas progressivas com lixas de granulação 180, 220, 400 e 600 sendo então atacadas.

Os reativos para o ataque macrográfico foram os seguintes:

1- Para alumínio e alumínio inoculado com nióbio.

ácido clorídrico	64 ml
ácido nítrico	32 ml
ácido fluorídrico(40%)	4 ml
tempo de ataque aproximadamente	30 segundos
temperatura:	ambiente

2- Para ligas Al-5%Cu

ácido fluorídrico	15 ml
ácido nítrico	4,5ml
ácido clorídrico	9,0ml
água destilada	271,5ml
tempo de ataque:	3 a 4 minutos

temperatura: ambiente

3- Nos lingotes que apresentaram granulação fina houve uma certa dificuldade em se distinguir os contornos de grão, sendo os lingotes repolidos e atacados com o reativo de Tucker [54], conseguindo-se então a necessária nitidez.

A análise micrográfica foi realizada em superfície - polida eletroliticamente em aparelho Struers tipo Disa Electro-pol Mark 5 com as seguintes condições:

Eletrólito	ácido perclórico	78 ml
(A6 Struers)	ácido tartárico	50 g
	butilglicol	100 ml
	álcool etílico	700 ml
	água destilada	100 ml

voltagem: 40 V
máscara: 2,2 mm²
vazão do eletrólito: 5,5
tempo de polimento: 90 s.

III.7 - Metalografia Quantitativa

A porcentagem relativa das diversas regiões estruturais foi medida em macrofotografia em tamanho natural sobre a qual se sobrepos um papel milimetrado transparente.

Neste papel se reproduziu o contorno do lingote e da transição colunar-equiaxial sendo feita a contagem das áreas - pertencentes a cada zona.

O tamanho médio do grão colunar representa a média - de 15 medidas realizadas diretamente no lingote, em um comparador óptico marca Mitutoyo tipo PJ300 nas posições indicadas na figura III.7.

Na posição indicada na figura III.7 foram realizadas fotografias com ampliações compatível com o tamanho de grão - apresentado, e nestas fotografias através do método planimétrico de Jefferies [55], foi medido o tamanho do grão equiaxial.

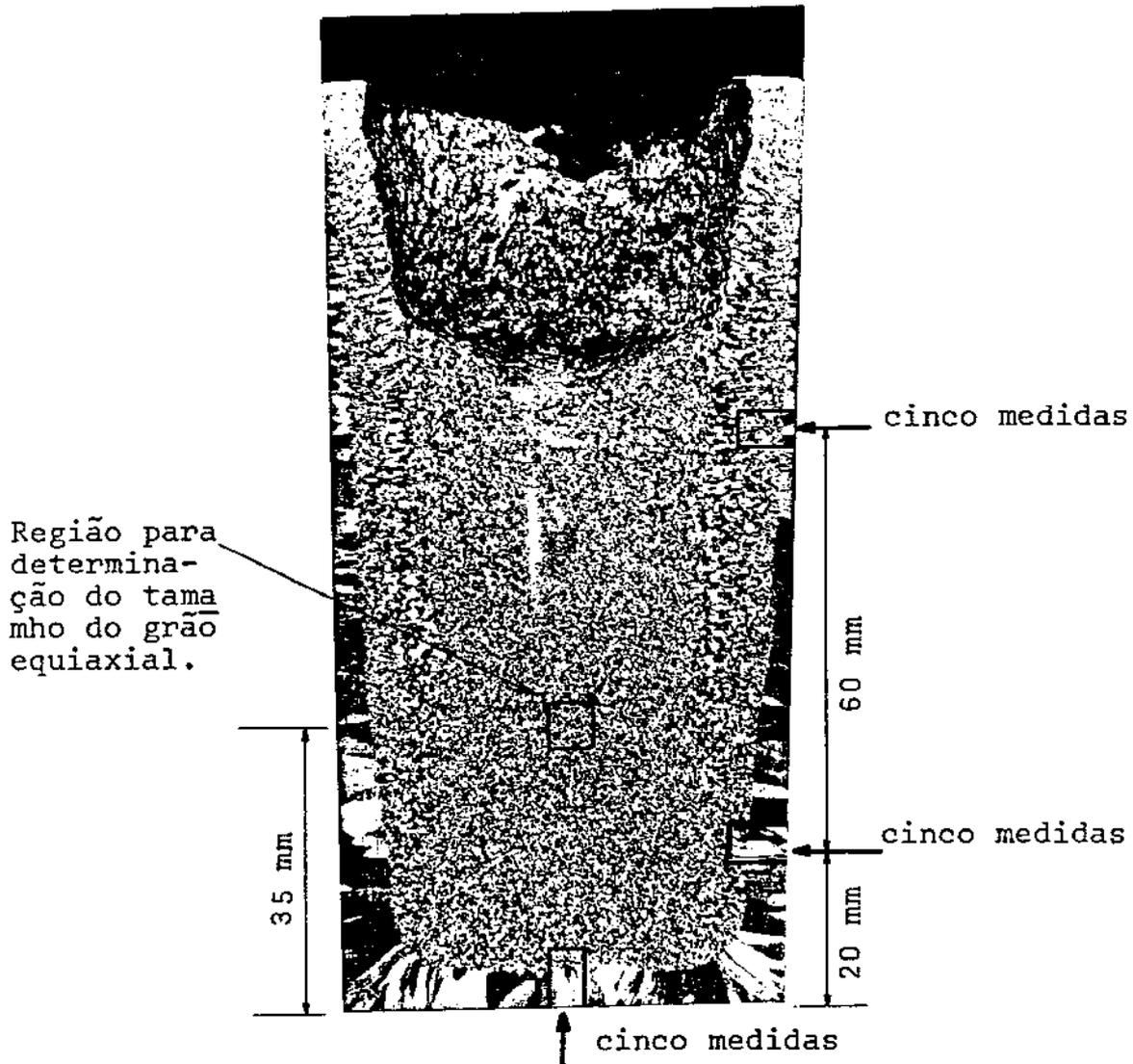


Figura III.7: Macrofotografia de um lingote mostrando as posições de medida do tamanho do grão colunar e equiaxial. Alumínio comercialmente puro, frequência 7,25, amplitude 4 mm, superaquecimento 150°C. Tamanho natural.

A análise micrográfica da zona colunar foi feita em um comparador óptico marca Mythitoyo, tipo PJ300 com 100x de aumento possibilitando uma precisão de ± 1 micron. Foram realizadas medidas a 1 e 2 mm a partir da periferia do lingote sendo os resultados apresentados a média de dez valores.

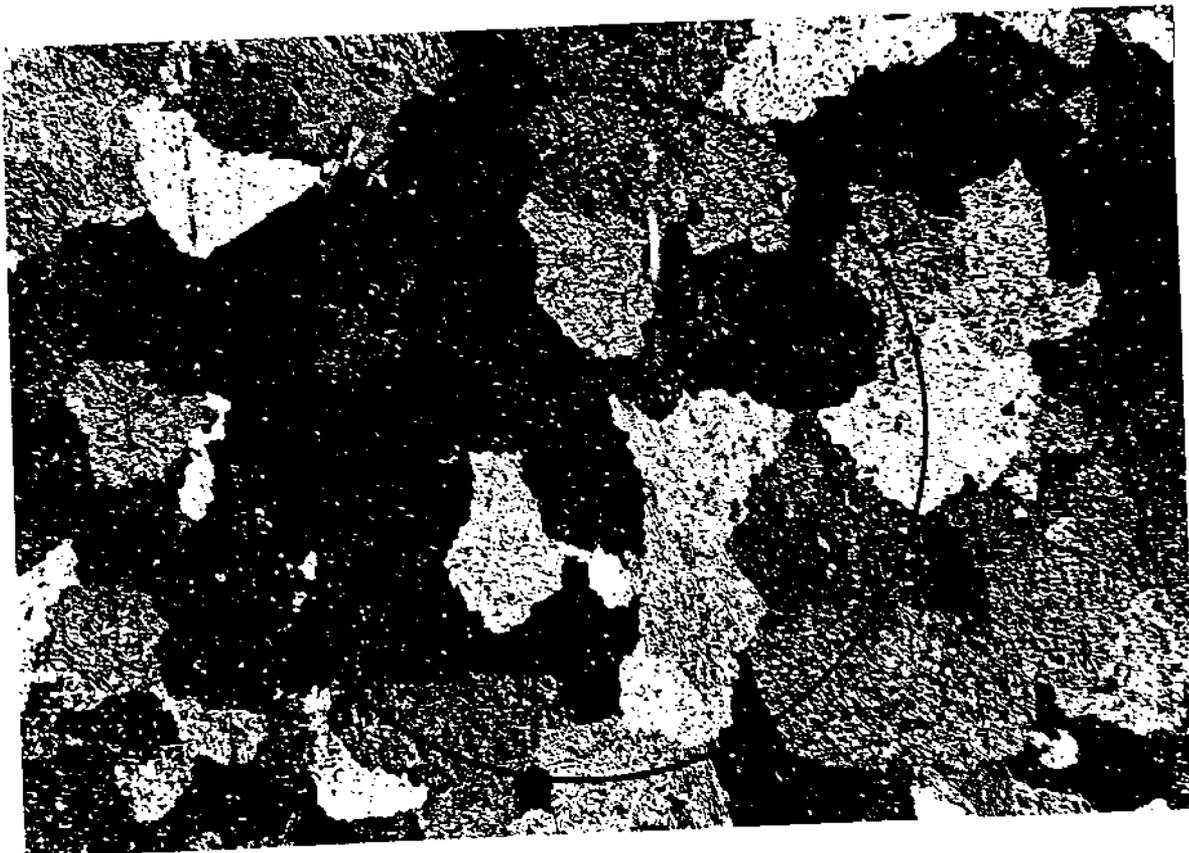


Figura III.8: Ilustração do método planimétrico de Jefferies. Lingote inoculado com nióbio, superaquecimento 100°C , estático. (11,25 x).

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

IV.1 - Efeito das Variáveis de Vibração na Estrutura de Solidificação de Alumínio Comercialmente Puro.

Após vazamentos preliminares optou-se por realizar - as experiências principais do presente trabalho, denominadas efeito básico, utilizando-se Alumínio comercialmente puro, em lingoteiras recobertas internamente com Dycote 39 e superaquecimento 100°C.

Nestas condições, o tempo médio de solidificação (- tempo que o metal permaneceu no patamar de equilíbrio sólido-líquido) permaneceu praticamente constante e oscilou em torno de 65 segundos, resultado obtido através de gráfico produzido pelo registrador potenciométrico de temperatura.

No entanto, ao se aumentar a intensidade de vibrações (frequência e amplitude) foi constatada uma diminuição do tempo necessário para se dissipar o superaquecimento, figura IV.1 e conseqüentemente, uma diminuição no tempo total de solidificação.

Analisando a figura IV.1, nota-se uma redução de cerca de 55%, do tempo necessário para eliminação do superaquecimento quando comparou-se o padrão estático e o lingote submetido à vibração com frequência 19,33 Hz e amplitude 2 mm.

Esta redução sensível no tempo de eliminação do superaquecimento pode ser explicada como a seguir: A vibração introduzida no sistema aumenta a convecção do líquido levando a um regime turbulento com maior eficácia na transferência de calor, o que resulta na redução de tempo.

Este efeito pode ser acelerado pela refusão de partículas dendríticas, que não encontram condição de sobrevivência no líquido ainda superaquecido, o que segundo a literatura [38] diminui sensivelmente a temperatura do sistema colaborando portanto na eliminação do superaquecimento.

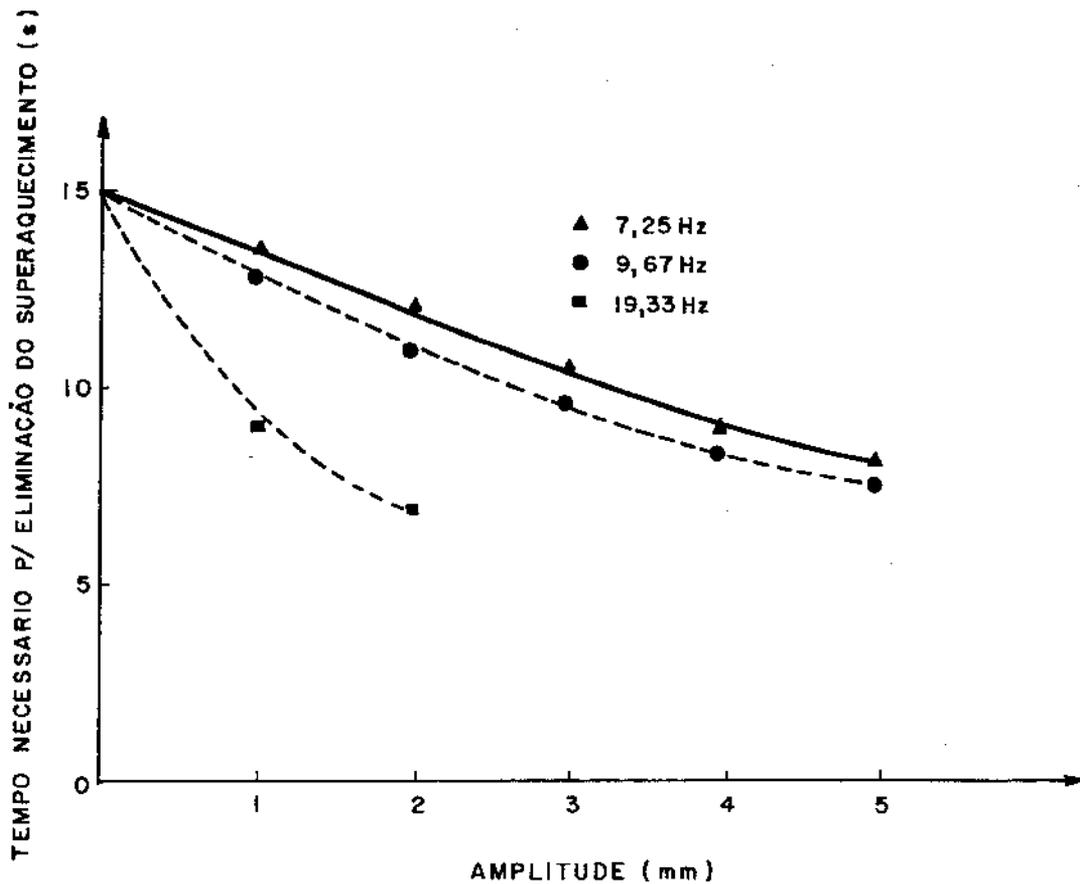


Figura IV.1: Influência da vibração no tempo necessário para eliminação do superaquecimento.

IV.1.1 - Porcentagem relativa das diversas zonas estruturais.

A figura IV.2 mostra o aspecto típico da macroestrutura nas diversas condições deste trabalho, nesta macrografia pode-se notar a existência de duas zonas estruturais distintas: a colunar e a equiaxial, praticamente inexistindo a região coquilhada.

Muito embora a macroestrutura apresentada seja a produzida por condições bem determinadas, o aspecto básico manteve-se em todas as outras condições, podendo-se analisar as porcentagens relativas (em volume) da zona colunar e equiaxial em função das variáveis dinâmicas do sistema.

A inexistência da zona coquilhada pode ser explicada pelo fato de se ter utilizado lingoteiras recobertas com Dy cote 39 que reduz a eficiência de resfriamento na interface metal-molde, levando segundo Biloni e Morando [31] à predominância de um mecanismo de multiplicação cristalina [18], não existindo portanto, nucleação copiosa. No entanto, no instante do

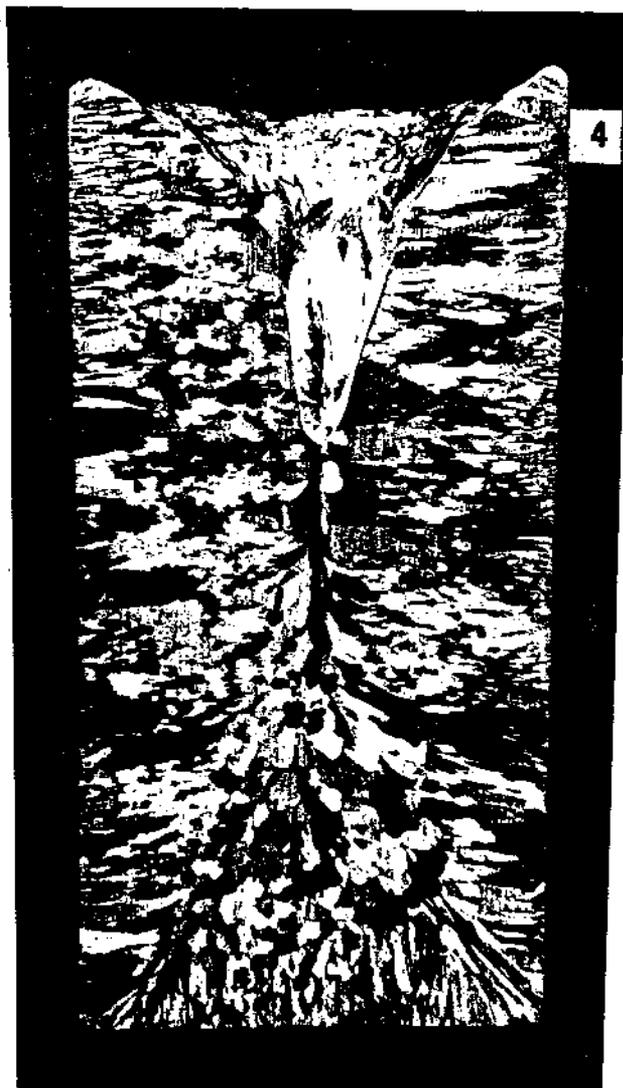


Figura IV.2: Aspecto típico da macroestrutura dos lingotes. Alumínio comercialmente puro, 7,25 Hz, 3 mm, 100°C de superaquecimento.

vazamento, teremos convecção devida apenas ao momento convectivo produzido pelo vazamento havendo portanto, um acentuado gradiente de temperatura no líquido. Em virtude do gradiente no líquido ser positivo, não existe condição de sobrevivência da maioria das partículas produzidas, e apenas uma pequena parcela delas cresce, o que leva a uma zona coquilhada irrelevante - em comparação à zonas colunar e equiaxial.

A figura IV.3 mostra o efeito da frequência e amplitude da vibração na porcentagem da zona colunar presente na estrutura de alumínio comercialmente puro com 100°C de superaquecimento.

Pode-se notar que um aumento da frequência leva a uma redução da porcentagem de zona colunar e portanto, um maior

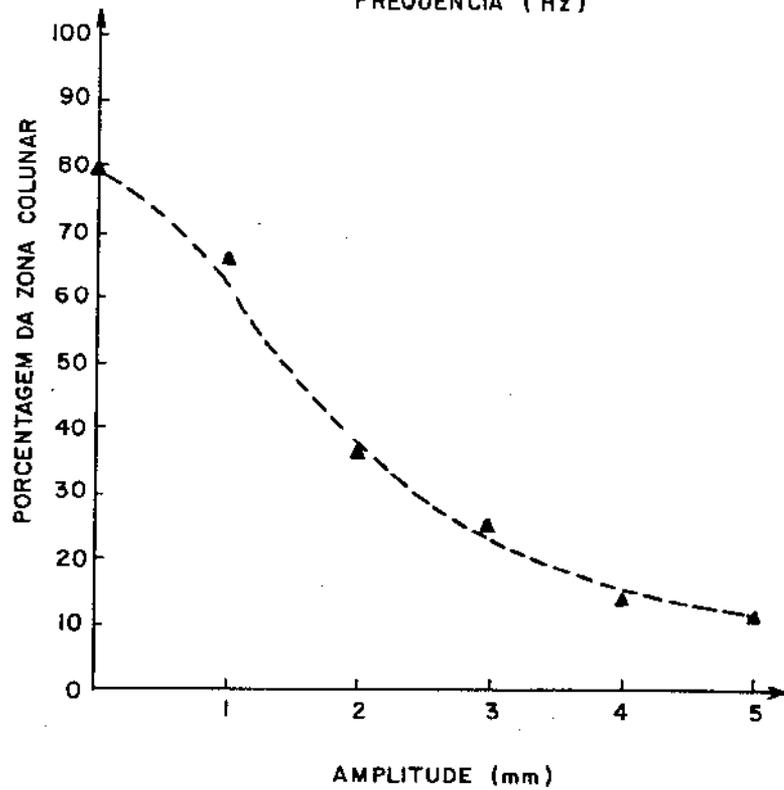
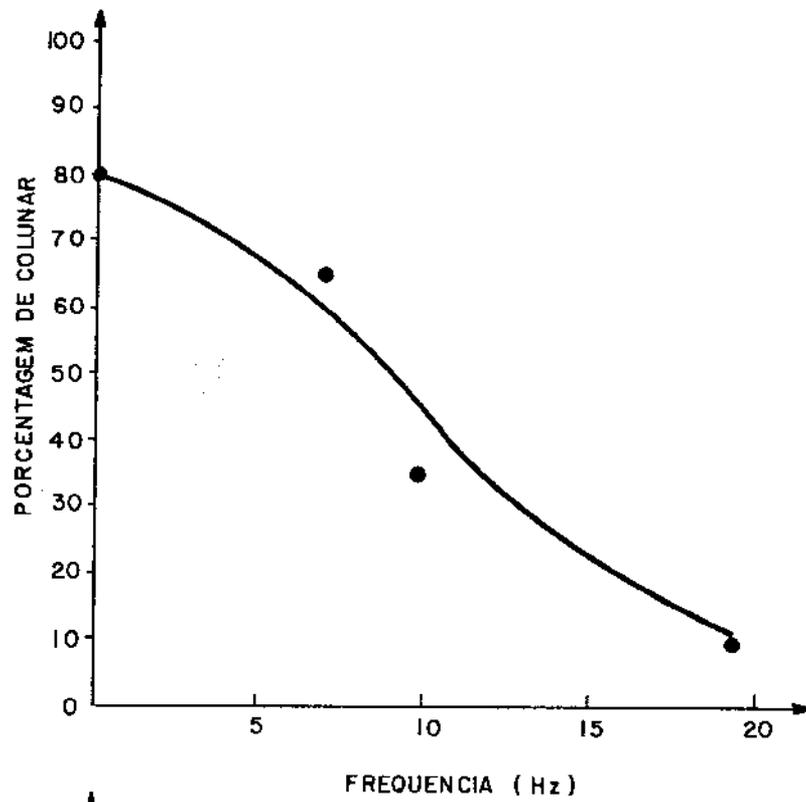


Figura IV.3: Efeito das condições dinâmicas na porcentagem da zona colunar presente na estrutura. (a) amplitude constante: 2mm. (b) frequência constante 9,67 Hz.

refino da estrutura. Nota-se que o efeito é mais eficiente em altos valores de amplitude, conseguindo-se reduções da ordem de 88%, da porcentagem de zona colunar, quando comparada com o lingote estático, que é mostrado na figura IV.4 e é tomado como referencial para análise do refino produzido.

Este efeito também pode ser constatado na figura IV.5 onde são mostradas macroestruturas produzidas em diversas condições dinâmicas.

Efeito análogo é notado quando mantendo-se a frequência constante aumenta-se a amplitude, neste caso também havendo uma diminuição de 88% da porcentagem da zona colunar em relação ao padrão estático.

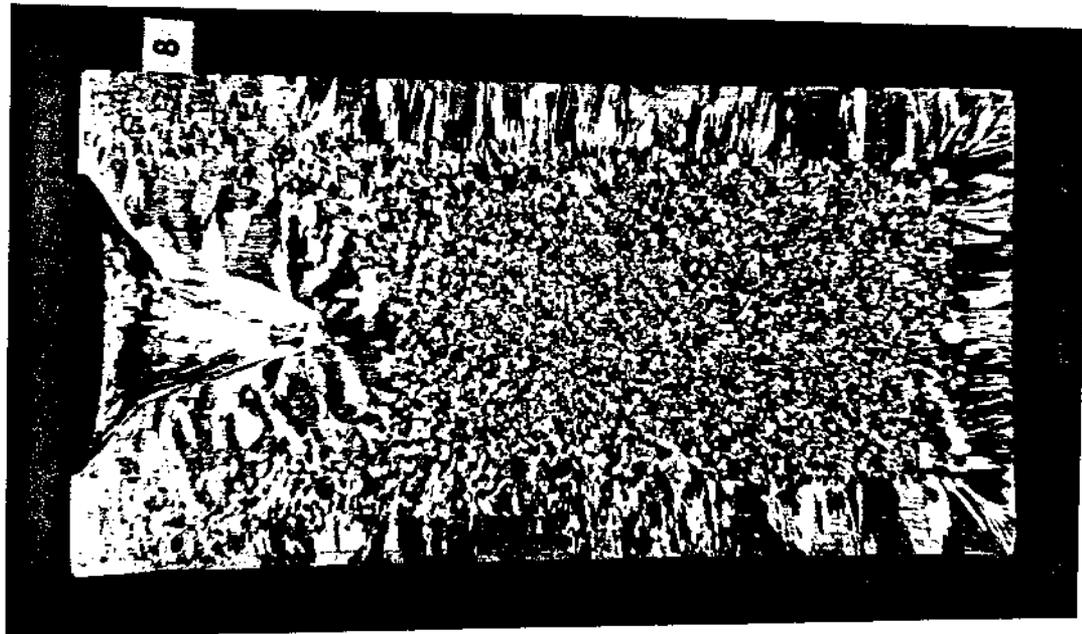


Figura IV.4: Macroestrutura tomada como padrão para análise do refino produzido na estrutura . Lingote vazado estaticamente - com 100^oC de superaquecimento (1 x).

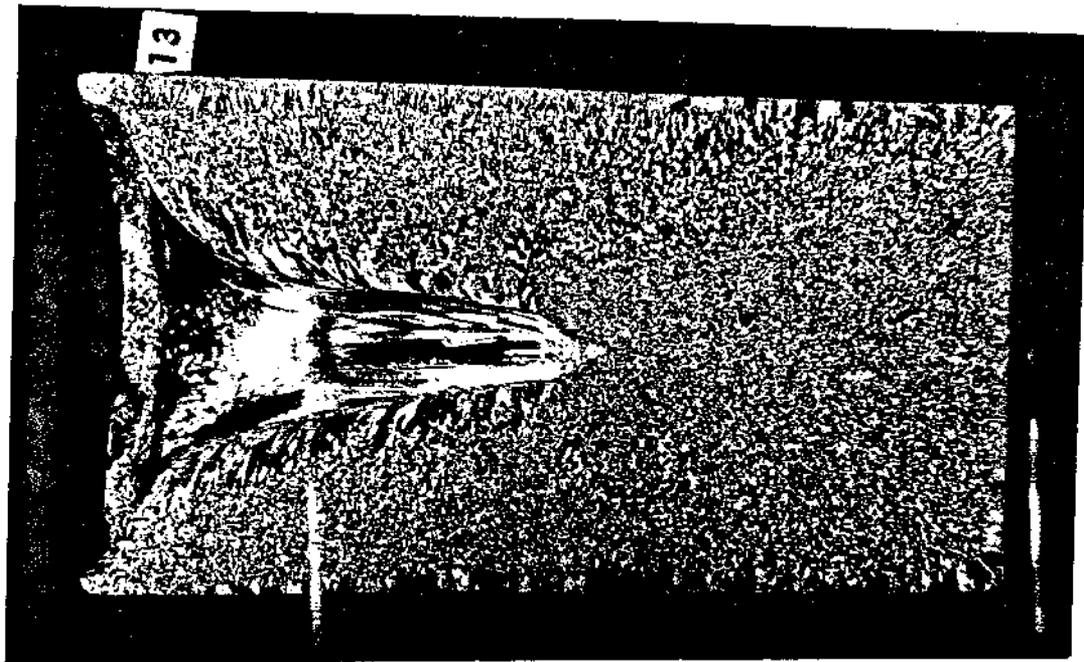
Tais efeitos podem ser constatados através da observação das figuras IV.5 e IV.7, onde são mostradas macrografias de lingotes vazados em diversas condições dinâmicas, mantendo-



(a)



(b)



(c)

Figura IV.5: Efeito da frequência da vibração na estrutura bruta de fusão de alumínio comercialmente puro, 2 mm de amplitude, 100°C de superaquecimento. (a) 7,25 Hz; (b) 9,67 Hz; (c) 19,33 Hz.

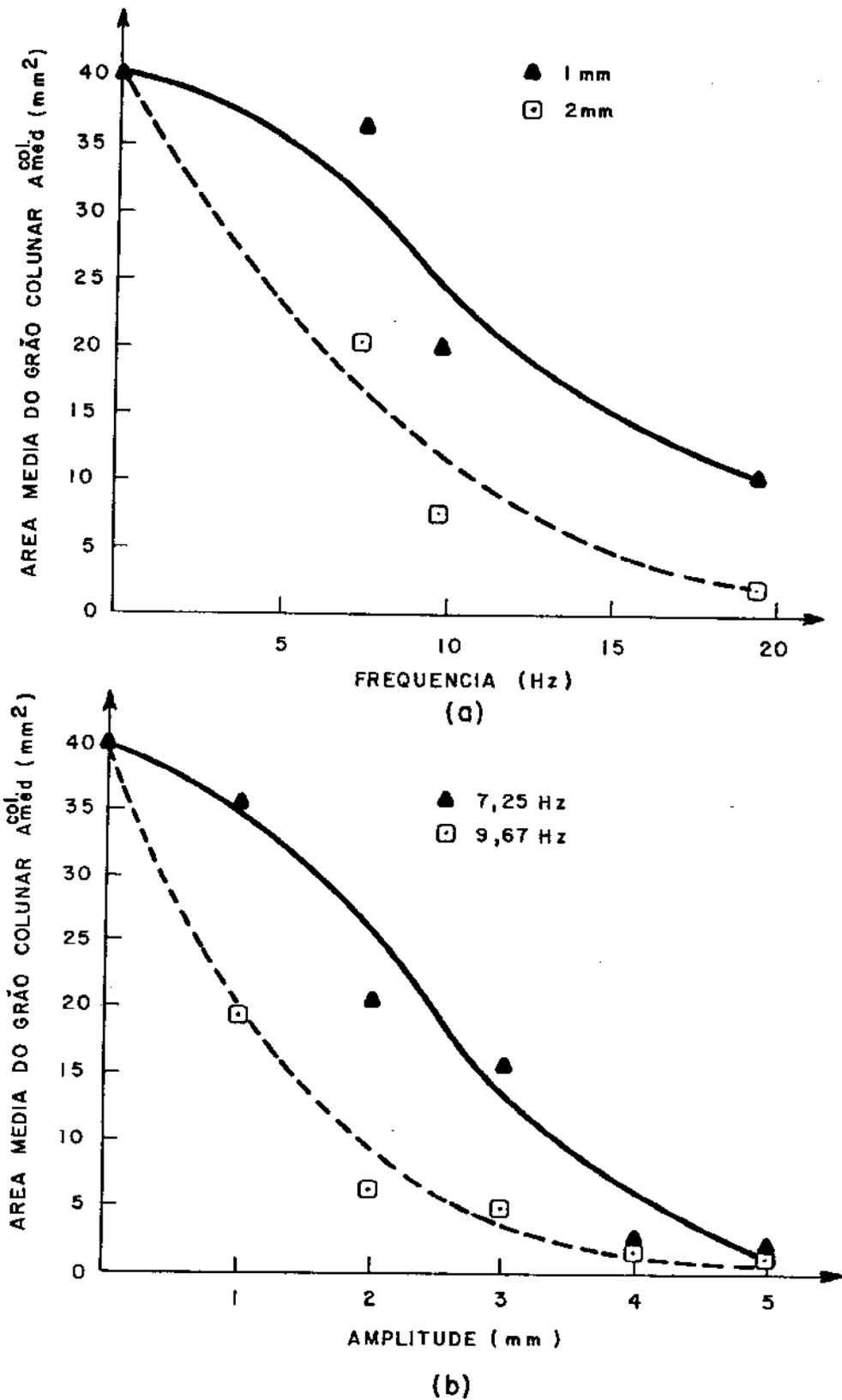


Figura IV.6: Efeito da vibração no tamanho do grão colunar. Alumínio comercialmente puro, 100°C de superaquecimento. (a) amplitudes constantes 1 e 2 mm; (b) frequências constantes 7,25 e 9,67 Hz.

-se constante o superaquecimento em 100°C.

IV.1.2 - Efeito da vibração sobre o tamanho médio do grão na região colunar.

Como mostrado na figura IV.6 a frequência e amplitude da vibração exercem marcada influência sobre o tamanho médio do grão colunar representado por sua área média A_{med}^{col} .

Pela observação desta figura nota-se que um aumento da frequência leva a uma substancial diminuição da área média do grão na região colunar, sendo obtidas reduções da ordem de 90% quando comparados os lingotes nas condições máximas de vibração e o padrão estático.

Igual comportamento é mostrado para a variação do tamanho do grão colunar em função da amplitude da vibração imposta ao sistema, quando se obtêm reduções da ordem de 95% em relação ao padrão estático.

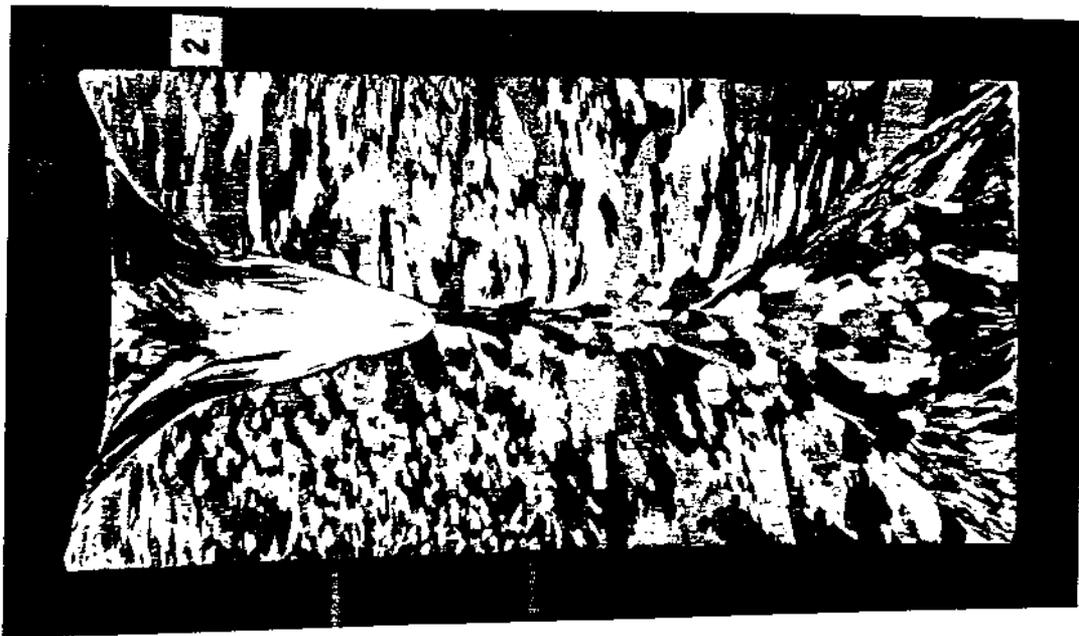
Nota-se também que o efeito é bem pronunciado até um valor limite a partir do qual um aumento da frequência ou amplitude não leva a um acréscimo sensível no refino produzido.

Observando-se as figuras IV.5 e IV.7 podemos acompanhar estruturalmente estas variações.

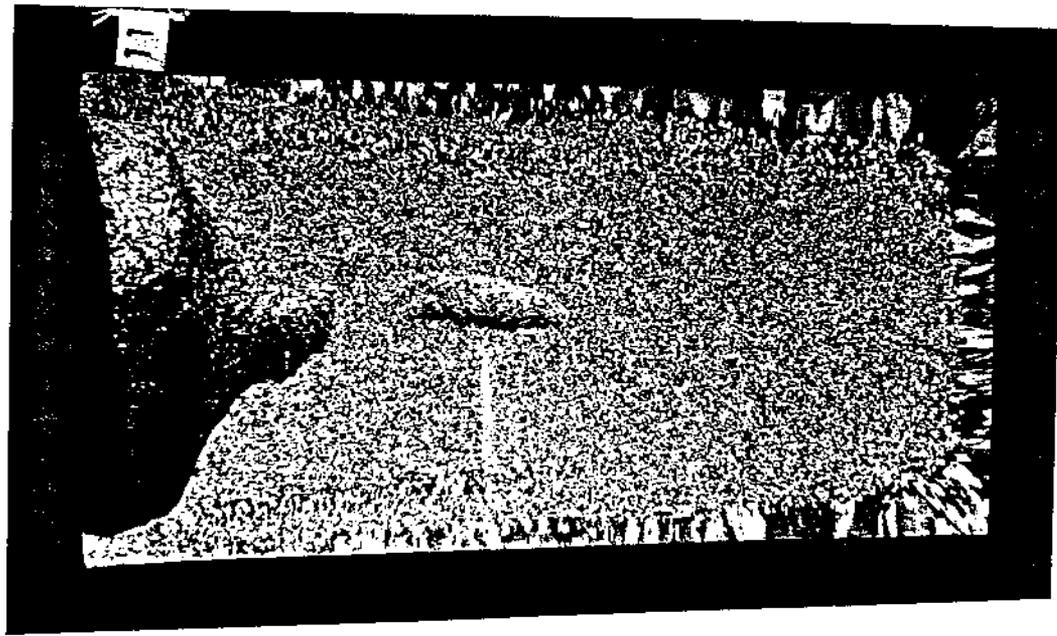
Nestas macrografias também pode-se constatar a presença de grãos equiaxiais no interior da zona colunar, bem como a existência de grãos colunares que não iniciaram seu crescimento nas paredes do molde, mas sim no interior da zona colunar, fenômenos que podem ser de grande importância na análise da operatividade dos vários mecanismos propostos para explicar a transição colunar equiaxial e conseqüentemente a formação da zona equiaxial.

IV.1.3 - Análise do efeito da vibração sobre o tamanho do grão equiaxial

A estrutura equiaxial sofreu notável refino com a aplicação da vibração como se depreende da figura IV.8, onde o tamanho médio do grão na zona equiaxial, representado pela área média (A_{med}^{col}), foi plotado em função das variáveis de vi



(a)



(b)

Figura IV.7: Efeito da amplitude de vibração na estrutura bruta de solidificação de alumínio comercialmente puro, frequência 9,67 Hz, superaquecimento 100°C, (a) 1 mm; (b) 5 mm (semies-tável) (1x).

bração.

Da figura IV.8(a), conclui-se que a frequência tem um papel refinador sobre a estrutura equiaxial, sendo este efeito mais pronunciado a partir da frequência de 9,67 Hz e que frequências maiores muito embora levem a uma considerável diminuição no tamanho de grão, praticamente levam a uma mesma porcentagem de refino em relação ao padrão estático.

Comparando-se as condições de máxima vibração com o padrão estático conseguiu-se refinamentos da ordem de 98%.

Considerações análogas podem ser feitas em relação à figura IV.8(b); o aumento da amplitude em uma mesma frequência pode levar à decrescimento do tamanho do grão equiaxial da ordem de 98%.

A observação macrográfica (figura IV.4, 5 e 7), além de ilustrar o acima descrito, nos mostra que um aumento na intensidade de vibração (frequência e amplitude) provoca uma mudança na morfologia da transição colunar-equiaxial.

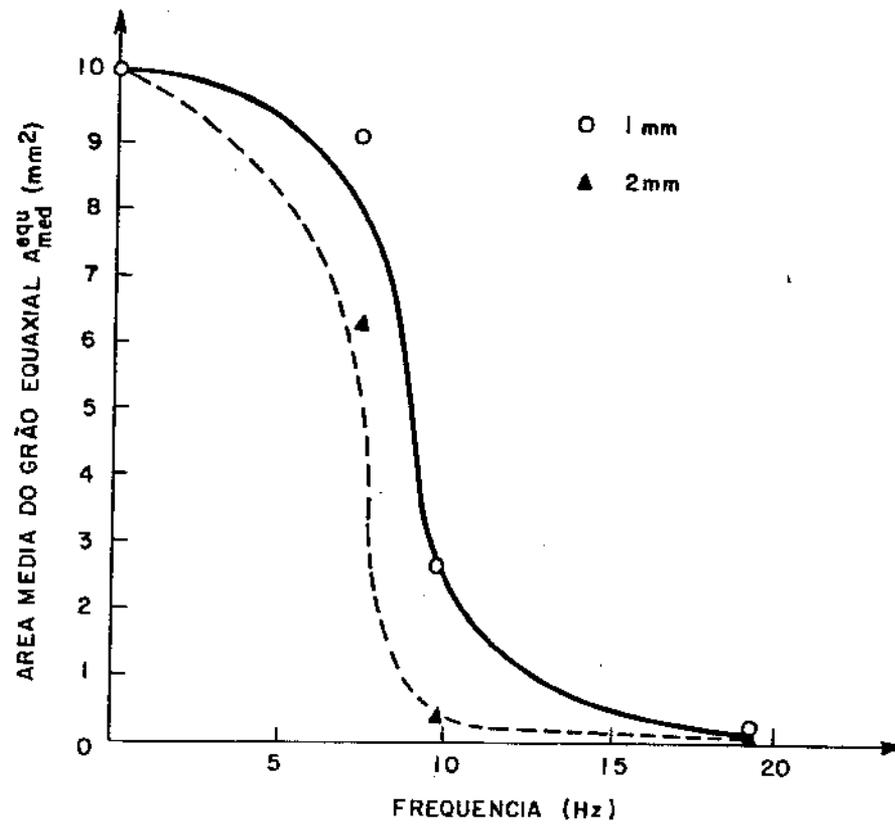
Enquanto que em baixos valores esta transição é gradual, ao se aumentar a vibração imposta ao sistema a T.C.E. é brusca havendo como que uma barreira bastante efetiva no bloqueamento do crescimento colunar.

IV.1.4: Discussão geral dos resultados

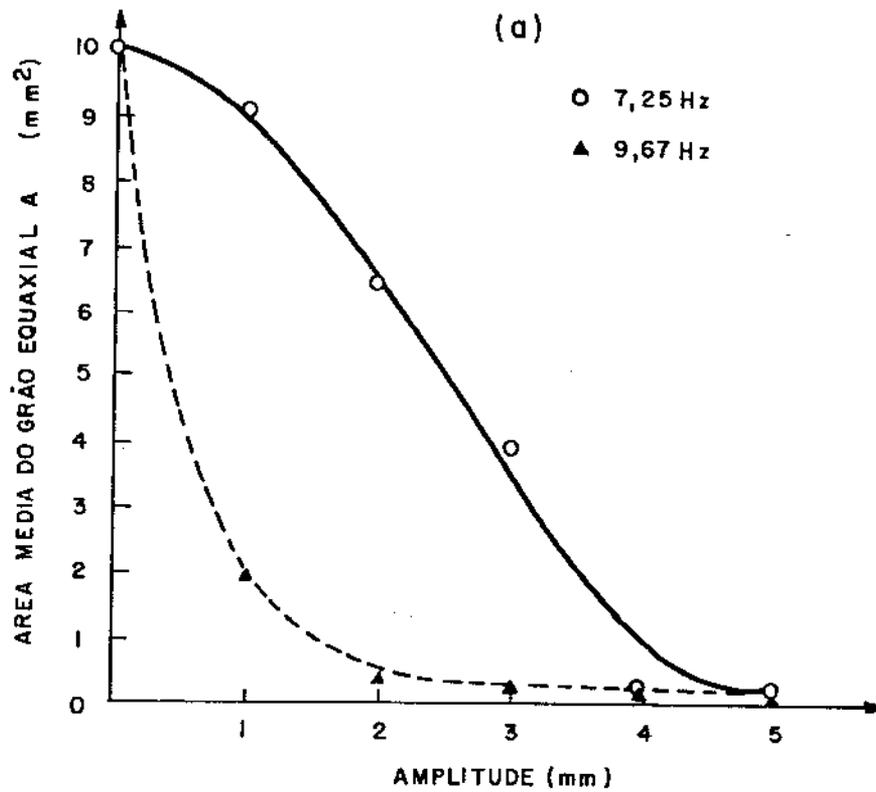
Nesta seção, procurar-se-á discutir quais das diversas teorias que procuram explicar a origem da zona equiaxial foram operativas nas condições presentes.

No lingote estático ou solidificado em baixas condições de vibração observou-se como já relatado, grãos equiaxiais no interior da zona colunar, o que de acordo com Chalmers [2] é um suporte experimental que evidencia a operatividade da teoria do "Big Bang" por ele proposta.

No entanto, estes grãos não precisam, necessariamente, ter sua origem no instante inicial do vazamento, pois como já visto na seção II.4.2.5, estes grãos podem -se originar de diversos mecanismos.



(a)



(b)

Figura IV.8: Efeito das variáveis de vibração no tamanho do grão equiaxial do Alumínio comercialmente puro, com $100^{\circ}C$ de superaquecimento. (a) amplitudes constantes 1 e 2 mm; (b) frequências constantes: 7,25 e 9,67 Hz.

A proposição de Chalmers, requer baixos valores de gradiente térmico em longo alcance para que os grãos sobrevivam em todo seio líquido, e possam crescer de maneira a impedir o crescimento colunar.

Igual restrição pode ser feita para os núcleos produzidos pelo mecanismo de Southin [25], [26].

Por outro lado, no instante de formação destas partículas, teremos baixa convecção no líquido e portanto, um gradiente térmico bastante acentuado no líquido.

Se no entanto os núcleos provirem de partículas dendríticas produzidas pelo mecanismo de multiplicação cristalina [19], [20], teremos estes núcleos dispersos logo à frente da interface sólido-líquido.

Estas partículas situadas à frente da interface necessitarão de superesfriamento térmicos e constitucionais em uma faixa reduzida do líquido para que tenham condição de sobrevivência e crescimento.

Ao mesmo tempo, com a agitação, existe uma sensível diminuição do gradiente térmico.

Baseado no acima exposto, pode-se concluir que o mecanismo mais provável para a formação da zona equiaxial é o da multiplicação cristalina pela refusão localizada e principalmente de desprendimento de ramos secundários e terciários das dendritas por ação mecânica de tensões cizalhantes.

Pelos resultados apresentados, pode ser verificado que quanto mais intensa a vibração e portanto maior o fluxo de líquido, mais efetivo é o mecanismo.

Nos lingotes solidificados em baixas condições de vibração, houve uma tendência ao decantamento dos cristais formando a região equiaxial na região inferior do lingote.

Podemos explicar o decantamento pelo pequeno número de partículas produzidas que por diferença de densidade foram levados para o fundo do lingote, sem que houvesse oposição do movimento do líquido que nestas condições era pouco intenso.

Com o aumento da vibração foi produzido um maior número de núcleos, cuja distribuição foi mais homogênea ao longo

da interface sólido-líquido, e que também possuíam maior condição de crescimento em virtude das modificações térmicas introduzidas no sistema, levando portanto a uma maior eficiência do mecanismo.

Por outro lado, a diminuição do tempo necessário para a eliminação do superaquecimento no líquido, faz com que o tempo em que a estrutura colunar cresce diminua, pois a diminuição do superaquecimento no líquido, aumenta as condições de crescimento das partículas produzidas pelo mecanismo de multiplicação cristalina.

Estes cristais ao crescerem interrompem o crescimento da zona colunar.

IV.2 - Efeito da Vibração na Micro-estrutura de Alumínio Comercialmente Puro.

IV.2.1 - Efeito sobre o espaçamento dendrítico

O espaçamento dendrítico (d) foi medido em uma série de lingotes solidificados em frequência constante (7,25 Hz) com variação da amplitude. As medidas foram feitas na zona colunar em virtude da maior facilidade de precisão que este tipo de medida oferece.

Foram efetuadas medidas a 1 e 2 mm a partir da periferia do lingote e o resultado está plotado na figura IV.9.

Pela análise da figura, nota-se que o espaçamento dendrítico independe da vibração, como já previsto na parte teórica, mas depende das condições térmicas e constitucionais do sistema.

Quanto mais afastado da parede da lingoteira, menor será a velocidade de solidificação e o gradiente térmico no líquido, portanto, maior o espaçamento dendrítico.

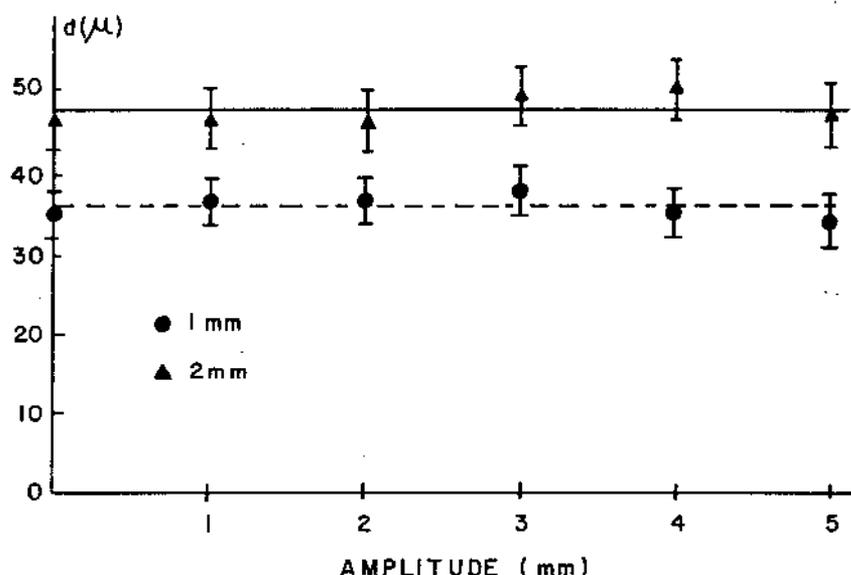


Figura IV.9: Efeito da vibração no espaçamento dendrítico.

O aspecto micrográfico da região colunar em lingotes estáticos e vibrados é praticamente o mesmo como pode ser visto na figura IV.10.

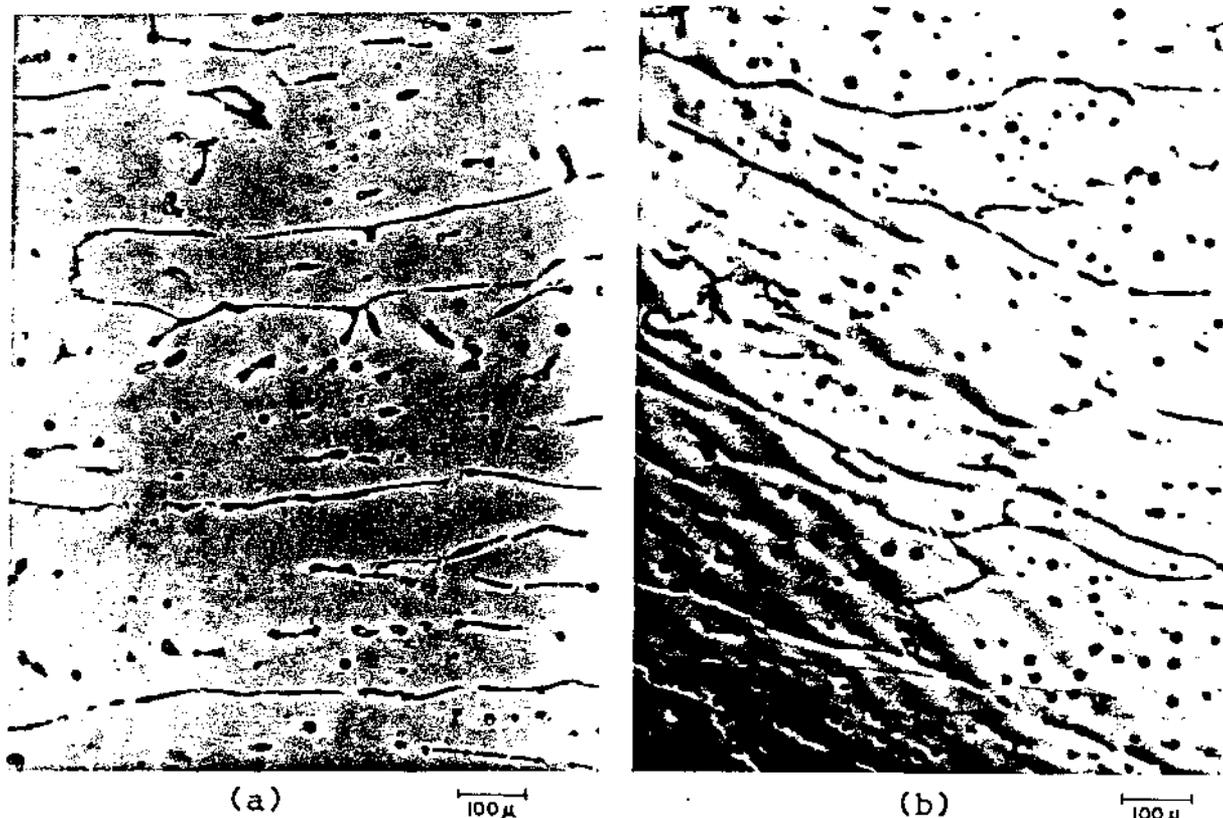
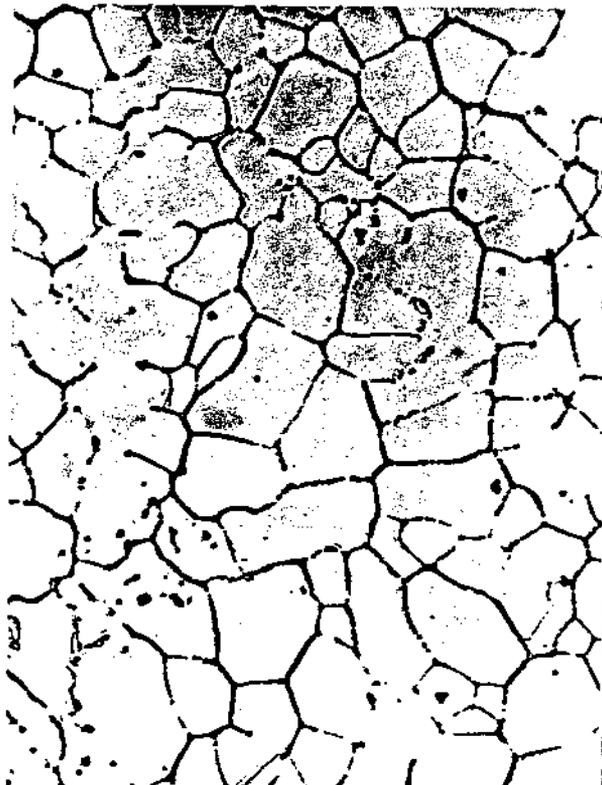


Figura IV.10: Micrografias da região colunar, onde nota-se a semelhança apresentada por condições diversas de solidificação. (a) Lingote estático; (b) Lingote vibrado (7,25Hz, 1 mm), ampliação: 85x.



(a)

50 μ



(b)

100 μ



(c)

100 μ



(d)

100 μ

Figura IV.11: Microestruturas típicas. (a) lingote estático, região equiaxial 170x. (b) Frequência 7,25 Hz amplitude 5 mm região equiaxial, 85x. Lingote estático TCE, 85x. (d) 7,25Hz, 5 mm, TCE 85x.

O efeito da vibração parece estar relacionado, principalmente com um aumento do número de núcleos cristalinos formadores da estrutura, mas não afeta os mecanismos de crescimento dendrítico, permanecendo portanto, semelhante a morfologia dendrítica nas mais diversas condições de solidificação como mostra a figura IV.11.

IV.3 - Efeito da Vibração na Estabilidade Física do Sistema

Uma das principais limitações da utilização da agitação mecânica como processo de refino de grão, está relacionada com o fato de que a partir de certos valores de amplitude e/ou frequência não se consegue mais manter a integridade física do sistema, ou seja, começa a haver derramamento do metal líquido, sendo impossível a contenção do mesmo no molde.

Denominaremos este fenômeno de instabilidade física do processo.

Procurou-se determinar as condições de instabilidade física, ou seja, a partir de que valores de frequência e amplitude havia o derramamento e após ficar estabelecido o campo estável procurou-se relacionar as condições dinâmicas com o refino produzido.

Na figura IV.12 é mostrado o campo de estabilidade - determinado para o alumínio comercialmente puro que coincidiu com o das ligas alumínio 5% de cobre.

Avaliando-se o refino produzido através da redução porcentual na quantidade de zona colunar e tamanho do grão - equiaxial, teremos a figura IV.13, que analisada conjuntamente com a figura IV.12, mostra a existência de um campo efetivo de operação.

Pela análise conjunta pode-se notar que trabalhando-se dentro da zona estável do processo, existe uma condição crítica a partir da qual um aumento nas condições de vibração não leva a um aumento sensível do refino produzido.

Para facilitar a avaliação do refino produzido e determinação do campo efetivo de utilização do processo, definiu-se um parâmetro de refino.

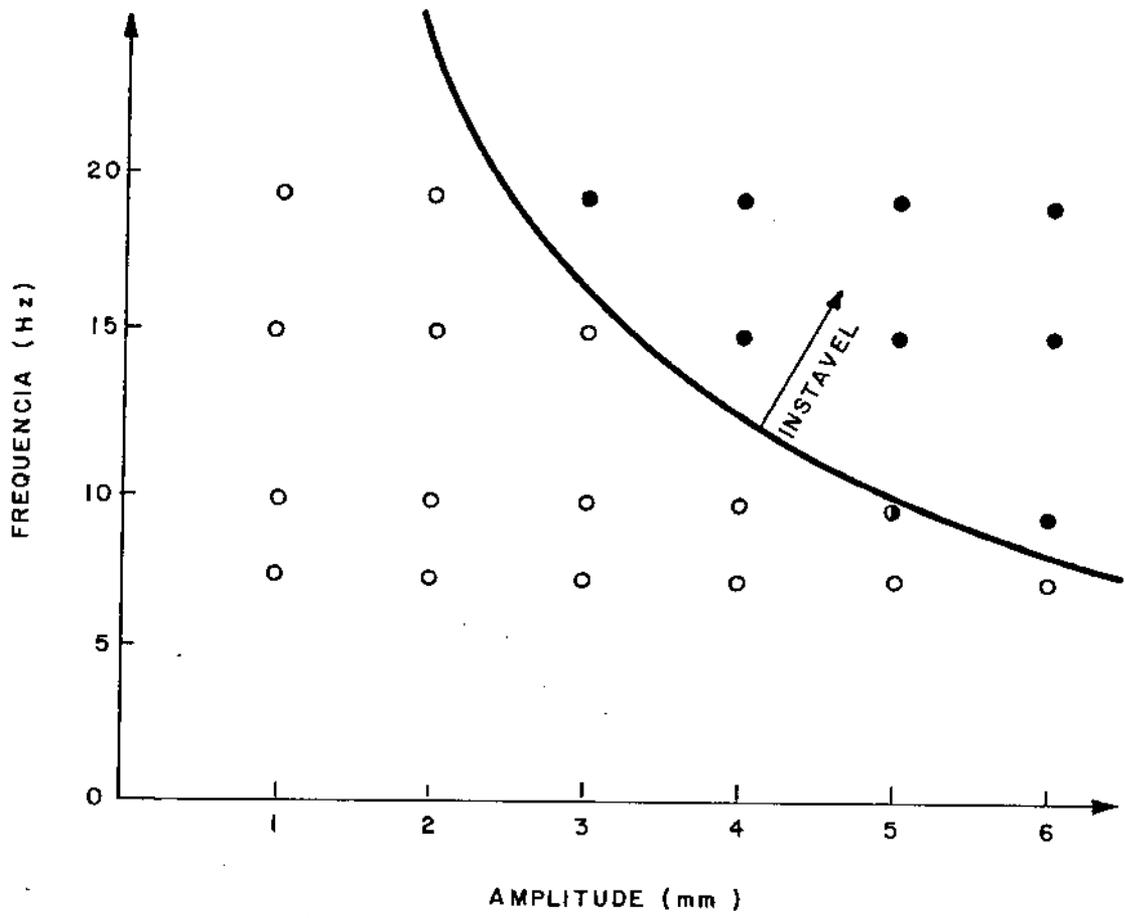
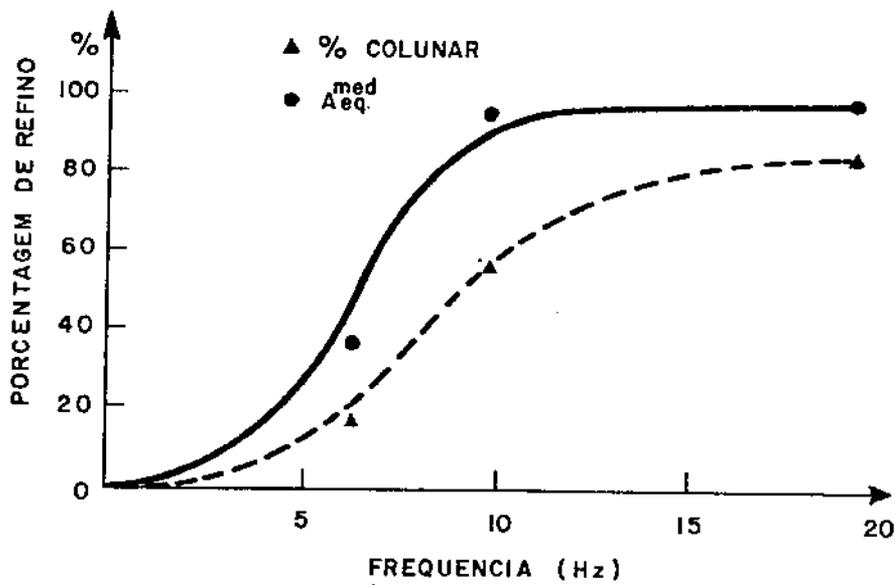
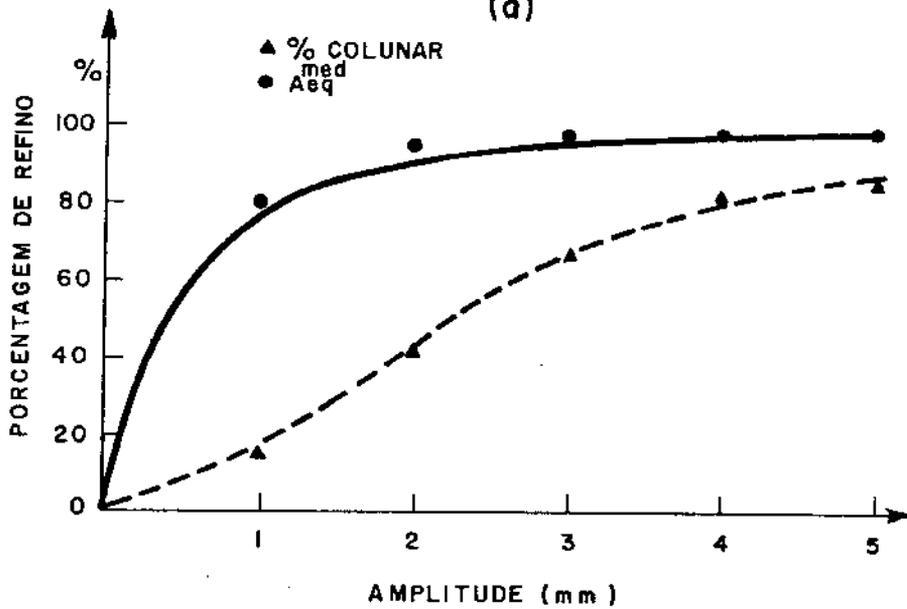


Figura IV.12: Campo de estabilidade física para alumínio comercialmente puro e liga Al-5%Cu.



(a)



(b)

Figura IV.13: Variação dos parâmetros indicadores do refino da estrutura em função da vibração imposta ao sistema metal molde. (a) amplitude constante: 2 mm; (b) frequência constante: 9,67Hz.

O parâmetro de refino (pr) foi definido como a razão entre a porcentagem da zona equiaxial (%E) e o tamanho médio do grão na região equiaxial (A_{med}^{equi})

$$pr = \frac{\% E}{A_{med}^{equi}} \quad (IV.1)$$

Altos valores de pr significam sensível refino da estrutura pois corresponde a uma grande porcentagem de zona equiaxial e/ou pequeno tamanho de grão equiaxial, duas condições universalmente aceitas como indicadores de estrutura bem refinada.

Na figura IV.14 é mostrado o efeito das variáveis de vibração neste parâmetro.

A análise da figura nos mostra que um aumento na frequência e/ou amplitude da vibração leva a um aumento do valor de pr e portanto a um maior refino da estrutura.

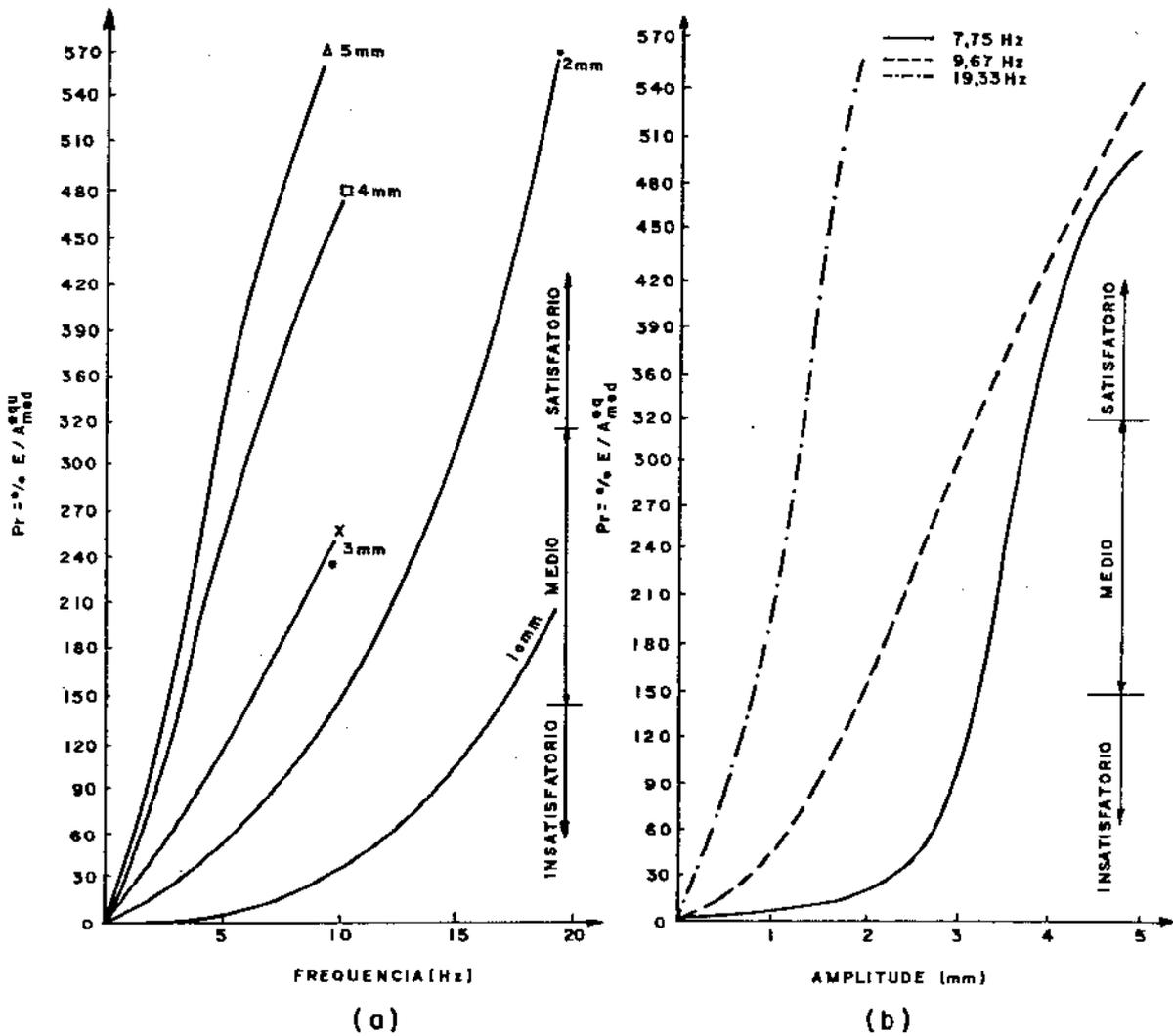


Figura IV.14: Efeito das variáveis de vibração no parâmetro de refino. (a) frequência; (b) amplitude.

Definindo-se de uma maneira arbitrária os vários níveis de refino obtido em função do parâmetro de refino, obtém-se a tabela IV.1.

pr	refino produzido
> 330	satisfatório
330 > p > 150	médio
< 150	insatisfatório

Tabela IV.1: Referência arbitrária para avaliação do refinamento produzido.

Uma consideração conjunta das figuras IV.14 e tabela IV.1 produz a figura IV.15 que mostra o campo de estabilidade física e a faixa efetiva de operação do processo.

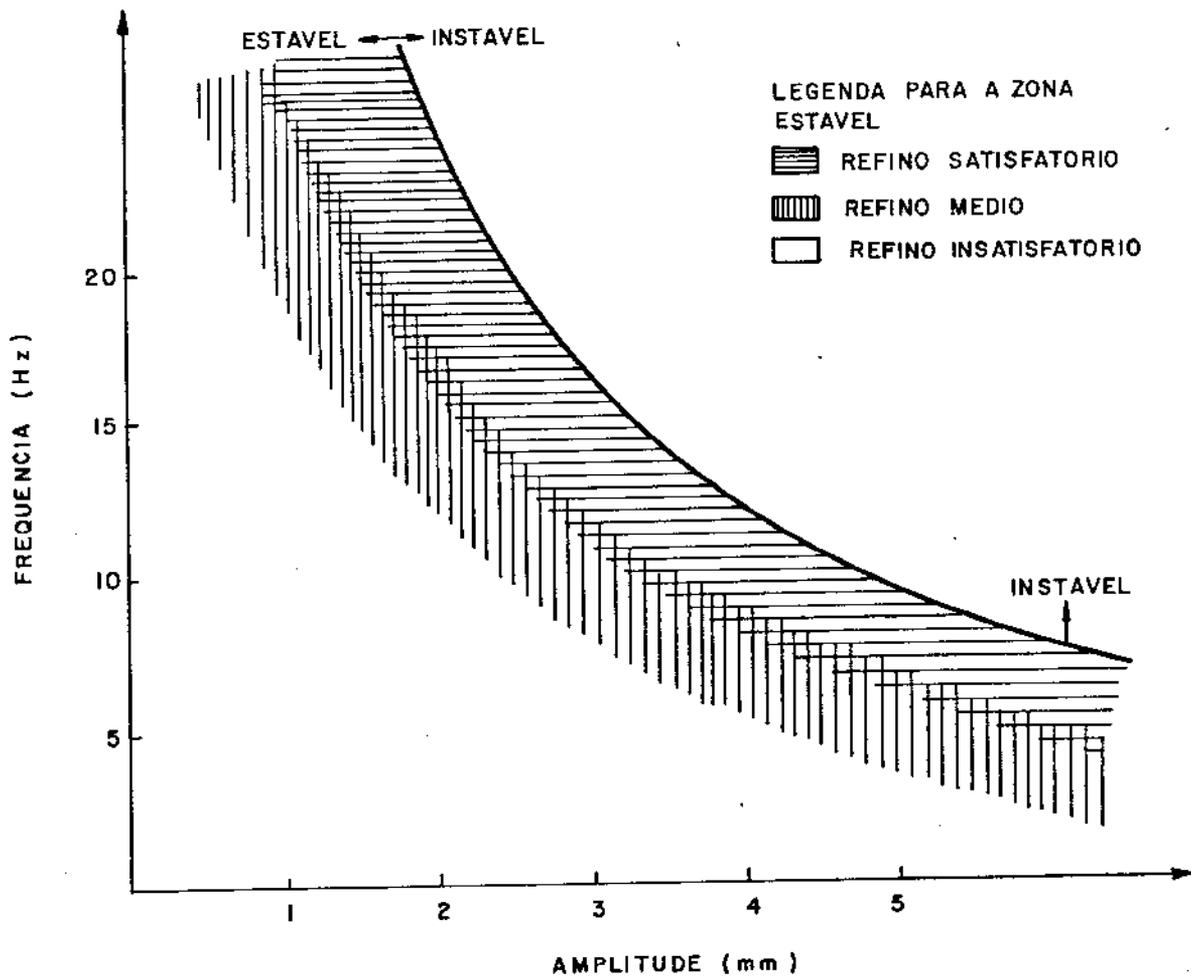


Figura IV.15: Campo de estabilidade física e faixa efetiva de operação para o alumínio comercialmente puro.

IV.4 - Efeito do Superaquecimento na Estrutura e Estabilidade Física do Processo

Foram realizadas duas séries de experiências onde - se variou apenas o superaquecimento, mantendo-se as demais condições.

Na primeira série os vazamentos foram estáticos e na segunda utilizou-se vibração constante com frequência 7,25 Hz e 2mm de amplitude.

Os resultados estão plotados na figura IV.16, onde nota-se que nos lingotes estáticos um aumento do superaquecimento levou a um acréscimo na porcentagem da zona colunar bem como a um aumento no tamanho do grão colunar (A_{med}^{col}).

Não plotou-se a influência sobre o tamanho do grão equiaxial (A_{med}^{equi}) em virtude da dificuldade encontrada em se caracterizar exatamente os grãos equiaxiais nas macrografias - dos lingotes porém, este efeito pode ser acompanhado pelo exame da figura IV.17. (compare com as figuras IV.5 e IV.7).

A agitação produziu redução na porcentagem da zona colunar e tamanho do grão equiaxial em relação aos lingotes estáticos, porém o aumento do superaquecimento produziu uma diminuição nestes parâmetros tornando ainda maior a diferença apresentada pelos lingotes estáticos e agitados.

O grão equiaxial também foi menor nos lingotes vibrados quando comparados com os estáticos porém, neste caso, um aumento do superaquecimento produziu um ligeiro acréscimo no tamanho do grão colunar na série vibrada, reduzindo portanto a diferença em relação à série estática.

Estas observações concordam plenamente com as referências bibliográficas consultadas [2], [27].

Para a série estática podemos explicar os resultados pela variação das condições térmicas do sistema, cujas características de transferência de calor são alteradas pela mudança do superaquecimento como bem caracterizado na literatura [2] [8], [29].

A vibração mecânica ao ser introduzida no sistema - metal molde atuou de uma maneira contrária ao superaquecimento,

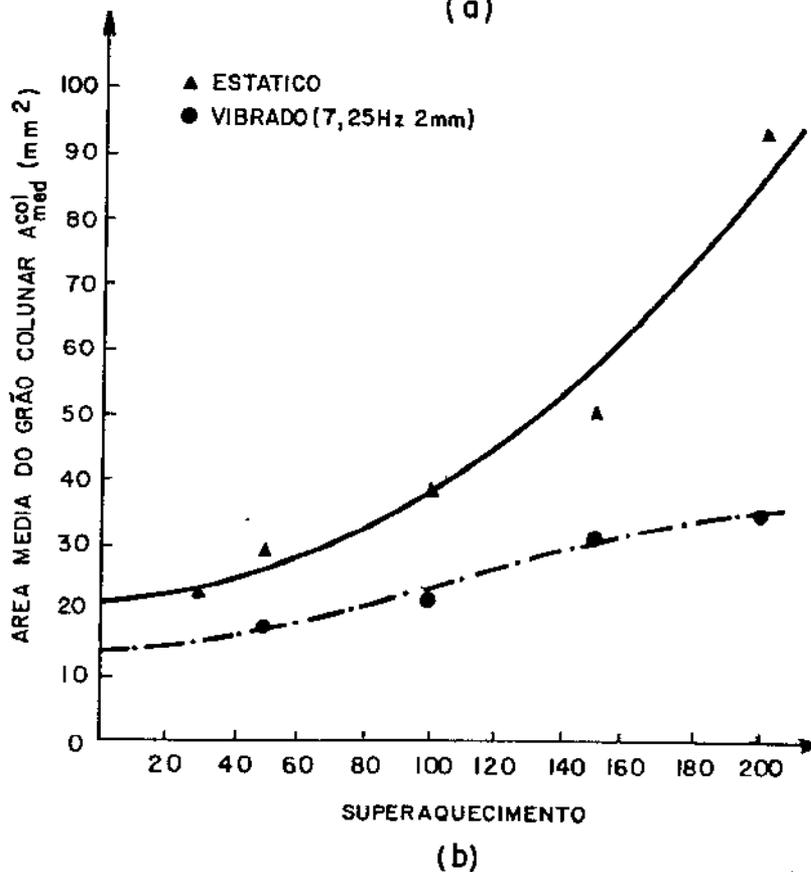
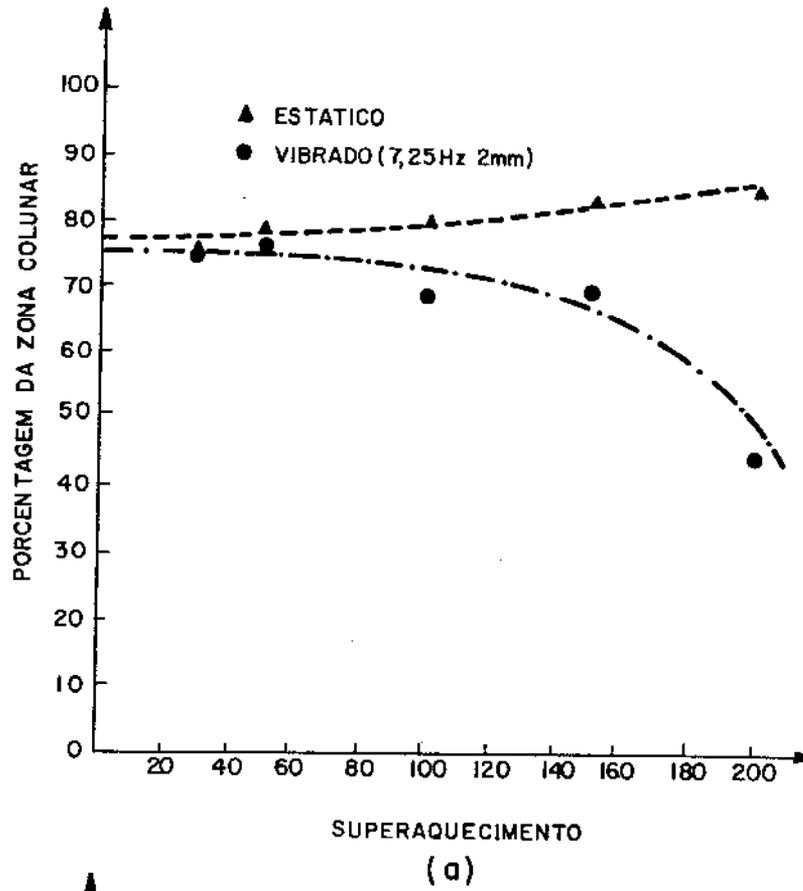
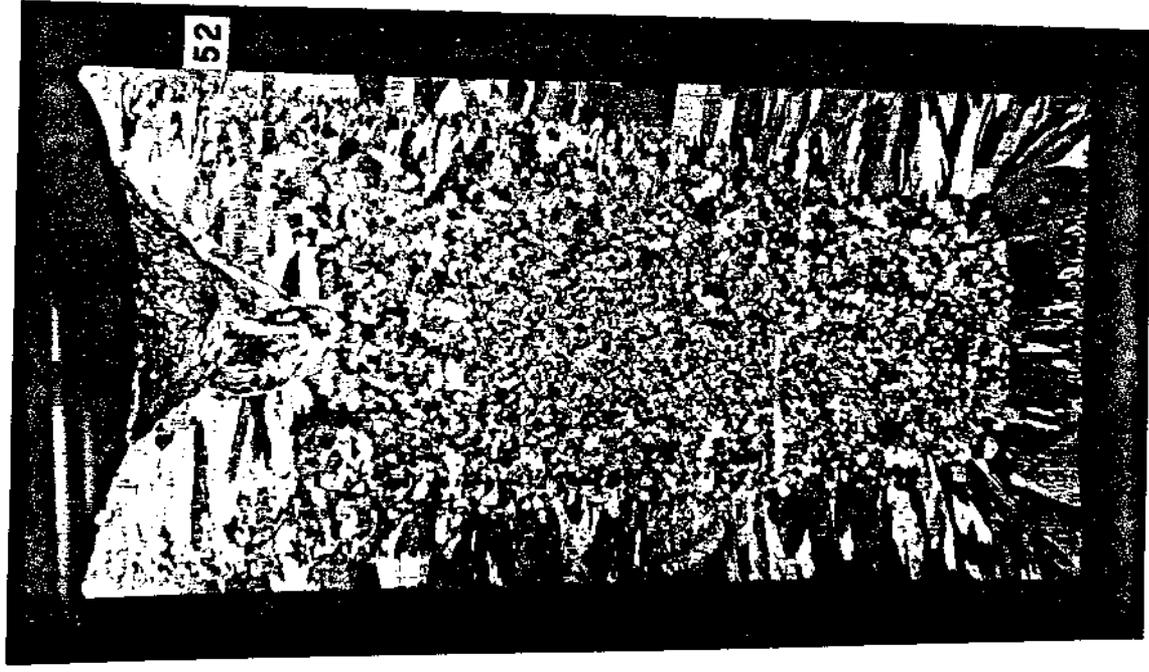


Figura IV.16: Efeito do superaquecimento na estrutura de solidificação do Alumínio comercialmente puro. (a) Porcentagem relativa da zona colunar; (b) Tamanho do grão colunar.



(a)



(b)

Figura IV.17: Efeito do superaquecimento nas estruturas do alumínio comercialmente puro solidificado com 200°C de superaquecimento. (a) estático; (b) vibrado, frequência 7,25 Hz amplitude 2mm. (1x).

ou seja, não permitiu a propagação da zona colunar, bem como - diminuir o tamanho de grão provavelmente em virtude da sensí - vel redução no tempo necessário para eliminação do superaqueci - mento.

Assim, podemos dizer que a vibração teve um efeito compensador em relação ao superaquecimento, sendo o efeito - maior em superaquecimentos elevados.

Nestas condições, como sabido, teríamos a produção de uma estrutura bem grosseira, porém o excesso de temperatura provoca uma diminuição na viscosidade do líquido o que leva a um maior fluxo de líquido para as mesmas condições dinâmicas - do sistema.

Com o aumento da convecção, houve maior transferên - cia de calor reduzindo-se assim, o tempo necessário para elimi - nação do superaquecimento, e portanto um efeito "compensador" - mais eficaz.

Além disso, o aumento do superaquecimento motivou - uma alteração no campo de estabilidade física do sistema.

Neste caso, começou a haver dificuldade na conten - ção do líquido em frequências e amplitudes menores como pode - ser observado na figura IV.18.

Esta variação inversa com o superaquecimento pode - ser explicada pela diminuição da viscosidade do metal líquido, que torna-se mais fluido e portanto mais susceptível à turbulên - cia provocada pela agitação, havendo então derramamentos em - condições menos severas da vibração.

IV.5 - Efeito da Adição de Solute

O soluto utilizado foi o cobre comercialmente puro adicionado na proporção de 5% que foi mantida constante varian - do-se as condições da vibração imposta ao sistema.

A adição do cobre muito embora tenha diminuído, a temperatura de início de solidificação ($T_i = 648^{\circ}\text{C}$), não che - gou a ter efeitos notáveis na estabilidade física do sistema, sendo seu campo de estabilidade física praticamente igual

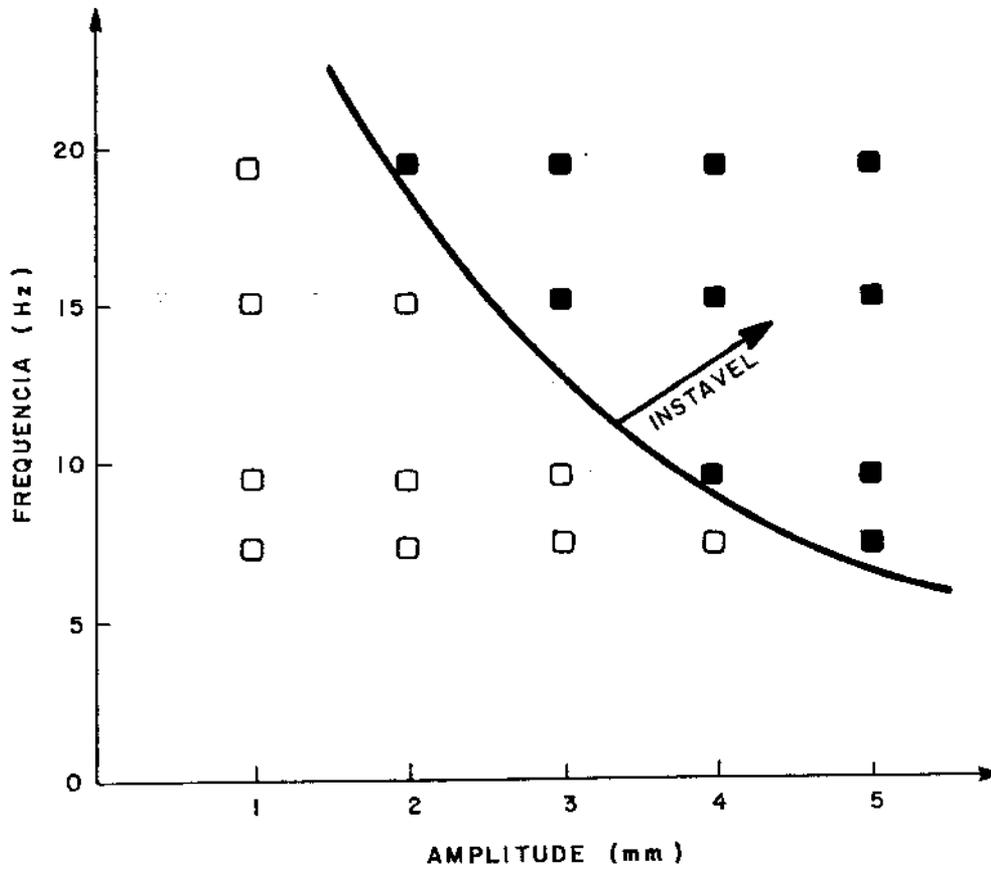


Figura IV.18: Campo de estabilidade física para alumínio comercialmente puro com 150°C de superaquecimento.

te igual ao do alumínio comercialmente puro (figura IV.12).

IV.5.1 - Efeito do soluto sobre a porcentagem das diversas zonas estruturais

Como no efeito básico, a estrutura das ligas Al-5% Cu constituiu-se essencialmente das zonas colunar e equiaxial sendo inexpressiva a porcentagem da zona coquilhada.

Na figura IV.19 (a) é mostrado o efeito da adição de soluto na porcentagem relativa da zona colunar em função das condições de vibração, sendo mantida a amplitude constante (2 mm).

Para comparação foi plotado também a curva correspondente ao alumínio comercialmente puro nas mesmas condições.

A análise mostra que a adição de soluto leva

a uma diminuição da porcentagem da zona colunar, ou seja, o soluto tem efeito refinador na estrutura.

Nota-se também que a variação tem o mesmo comportamento apresentado pelo alumínio comercialmente puro, ou seja, com o aumento da frequência teremos um refino cada vez mais - acentuado sendo conseguidas reduções da ordem de 85% em relação ao lingote estático da liga.

Pode-se concluir que a redução acarretada pela adição de soluto em comparação com o alumínio comercialmente puro é - praticamente a mesma (cerca de 25%) independentemente da frequência aplicada.

Estes efeitos também são mostrados na figura IV.20 que mostra lingotes solidificados em diversas condições de agitação, compare também com a figura IV.5.

Mantendo-se constante a frequência e variando a amplitude foi encontrado um comportamento similar ao do alumínio comercialmente puro: aumentando-se a amplitude haverá um decréscimo na porcentagem da zona colunar.

Conseguiu-se reduções da ordem de 83% em relação ao lingote vazado estaticamente.

A amplitude praticamente não teve influência na diferença de refino produzida pela adição de soluto, redução que se manteve da ordem de 25% em toda gama de amplitudes utilizadas no trabalho.

IV.5.2 - Efeito da adição de soluto no tamanho do grão da região colunar

Aumentando-se a frequência, teremos uma redução acentuada do tamanho do grão colunar, representado por sua área média (A_{med}^{col}), figura IV.21(a), sendo conseguidas reduções da ordem de 95% em relação ao lingote estático.

O comportamento da curva é o mesmo apresentado pelo alumínio comercialmente puro, a adição do soluto produzindo um acréscimo de refino da ordem de 50% ao longo de toda faixa de frequências utilizadas.

Mantendo constante a frequência e variando-se a am-

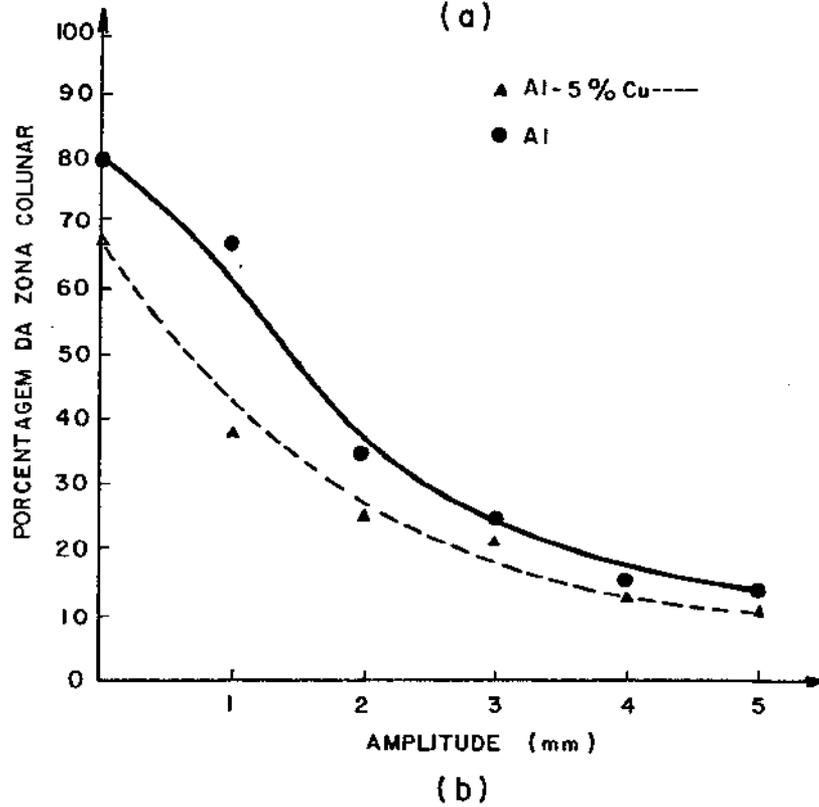
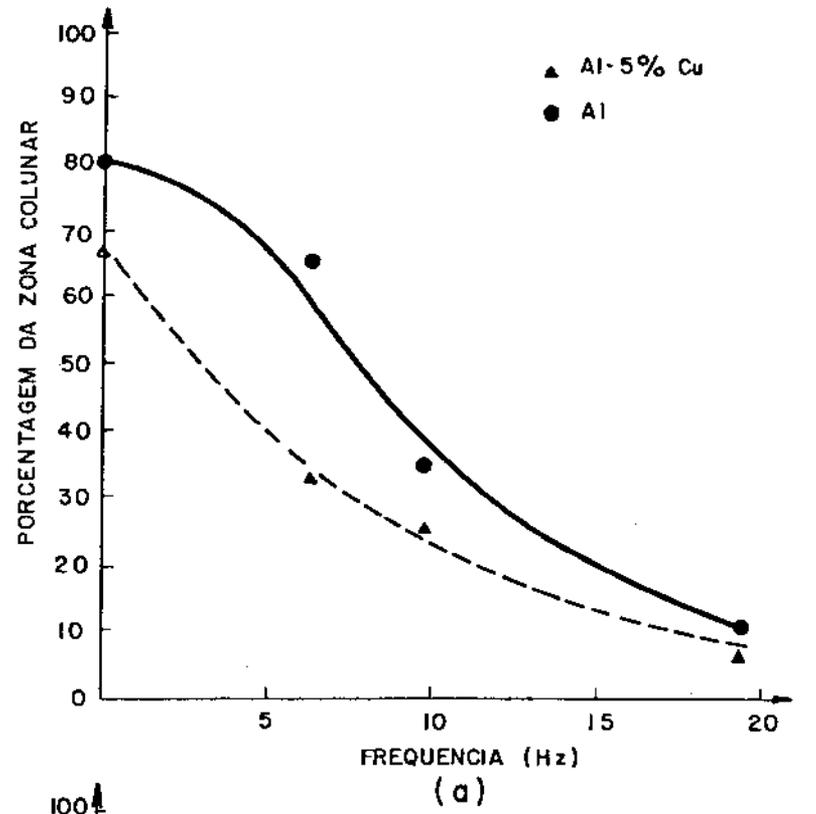
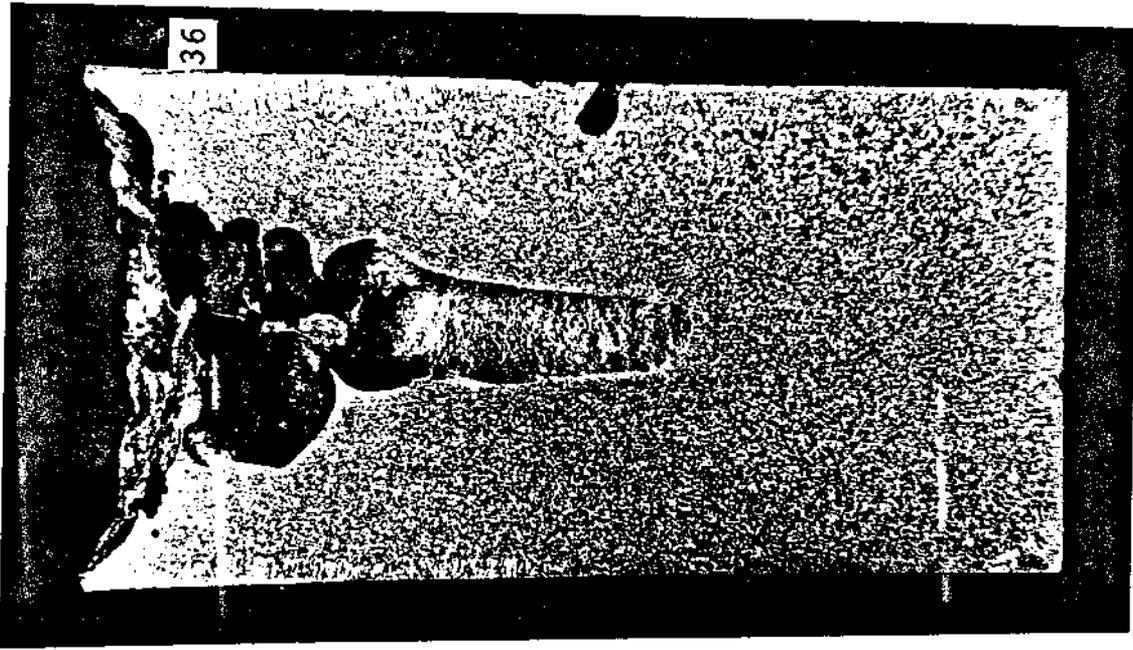
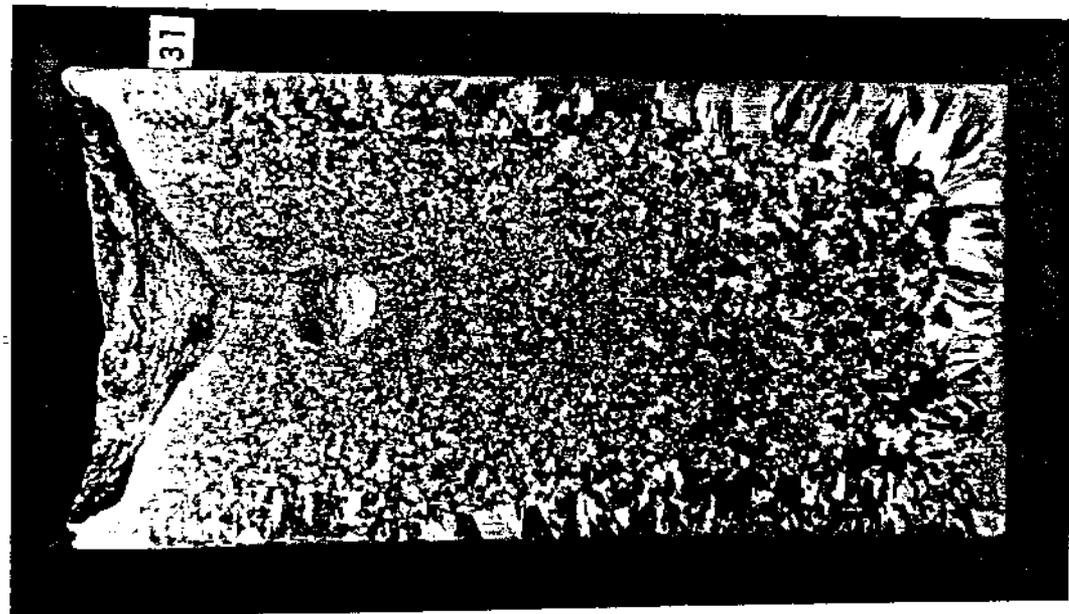


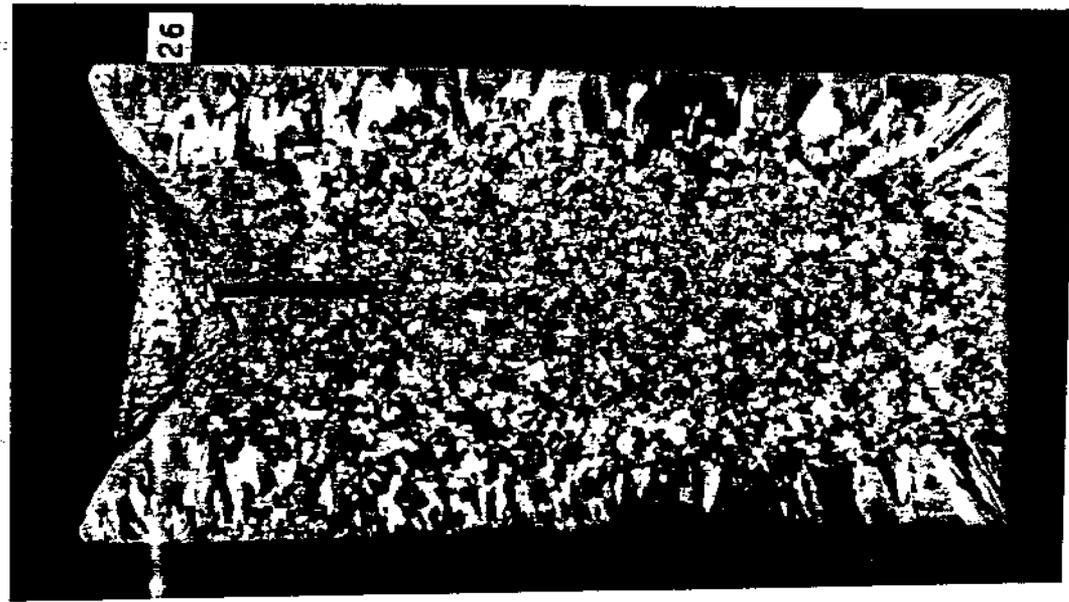
Figura IV.19: Efeito da adiçãõ de cobre na porcentagem da zona colunar.(a) amplitude constante (2mm);(b) frequênciã constante (9,67Hz).



(c)



(b)



(a)

Figura IV.20: Efeito da adição de soluto na estrutura de solidificação. Superaquecimento 100°C, amplitude 2mm (a) 7,25 Hz; (b) 9,67 Hz; (c) 19,33 Hz (1x):

plitude (figura IV.21(b)) foi encontrado comportamento semelhante, sendo a redução em relação ao lingote estático da ordem de 93%.

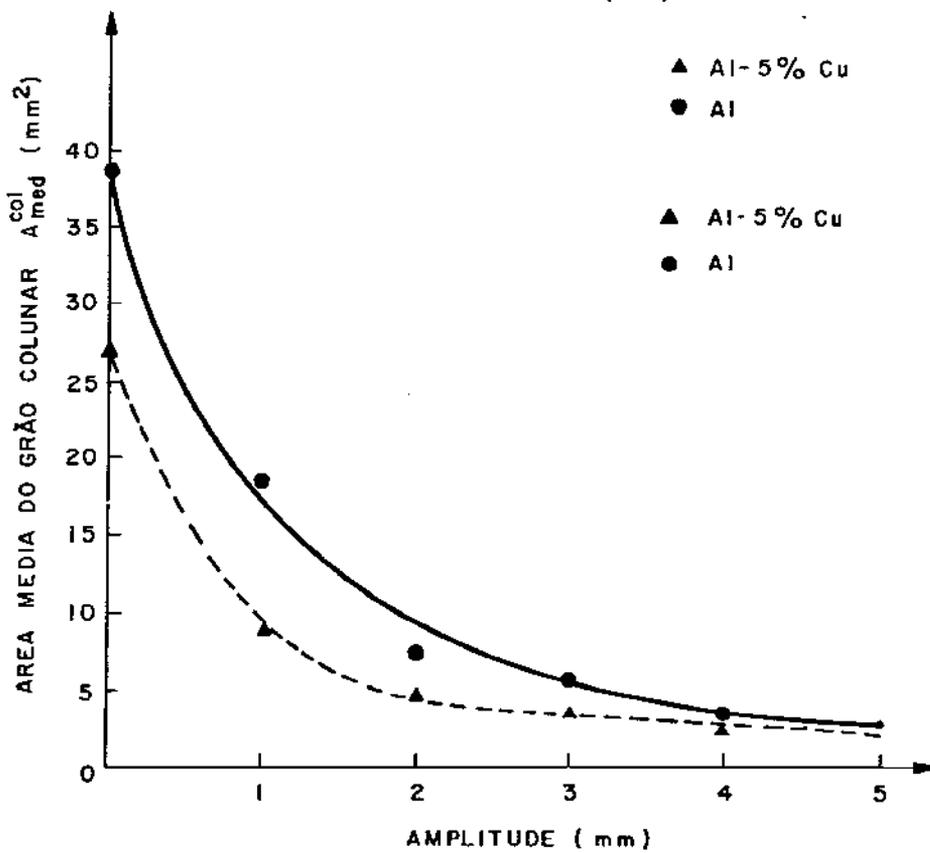
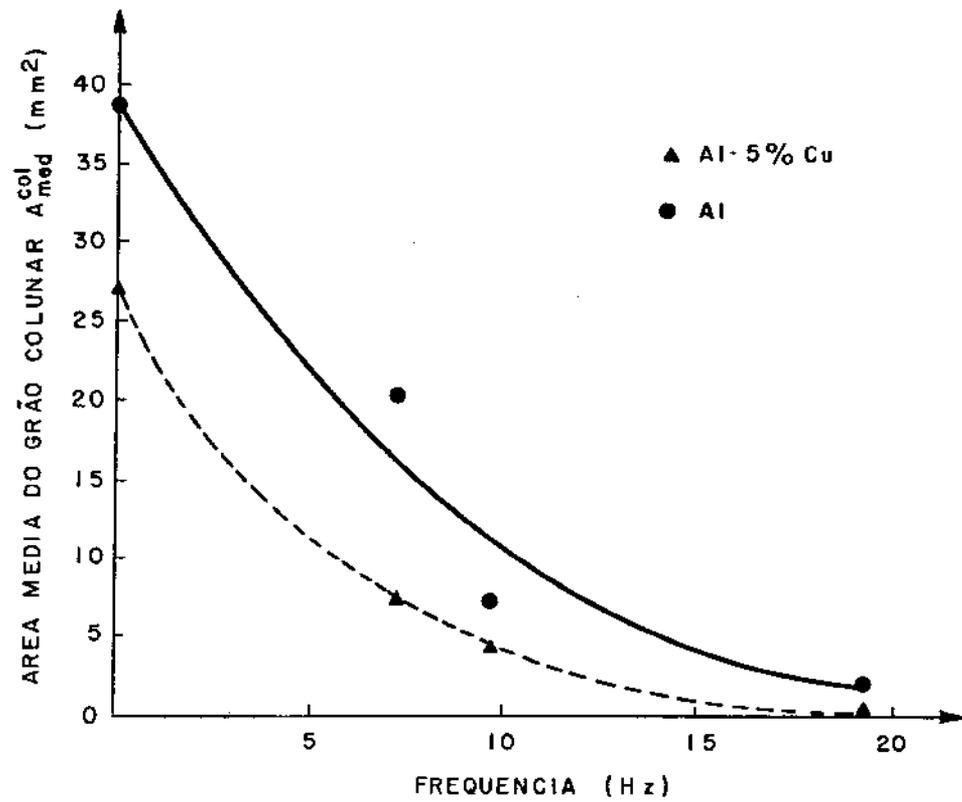


Figura IV.21: Efeito do soluto no tamanho de grão colunar. (a) amplitude constante 2 mm; (b) frequência constante 9,67 Hz,

Nota-se também, figura IV.21(b) que o efeito refinador do soluto perde sua eficácia em comparação ao alumínio comercialmente puro para amplitudes maiores que 4 mm (para a frequência de 9,67 Hz) quando o tamanho do grão colunar será praticamente o mesmo para os lingotes ligados ou não.

A figura IV.22 mostra aspectos macrográficos de lingotes da liga Al-5%Cu, que ilustram os resultados obtidos, compare com a figura IV.7.

IV.5.3 - Efeito do soluto no tamanho médio do grão na zona equiaxial.

O tamanho do grão equiaxial sofreu influência semelhante da ação conjunta da adição de soluto e vibração: um aumento das condições de vibração produziu uma sensível diminuição da área média do grão colunar.

A figura IV.23(a) mostra um decréscimo bem acentuado do tamanho do grão equiaxial em ligas Al-5%Cu, quando se aumenta a frequência da vibração, sendo obtidas reduções da ordem de 99% em relação ao lingote solidificado estaticamente.

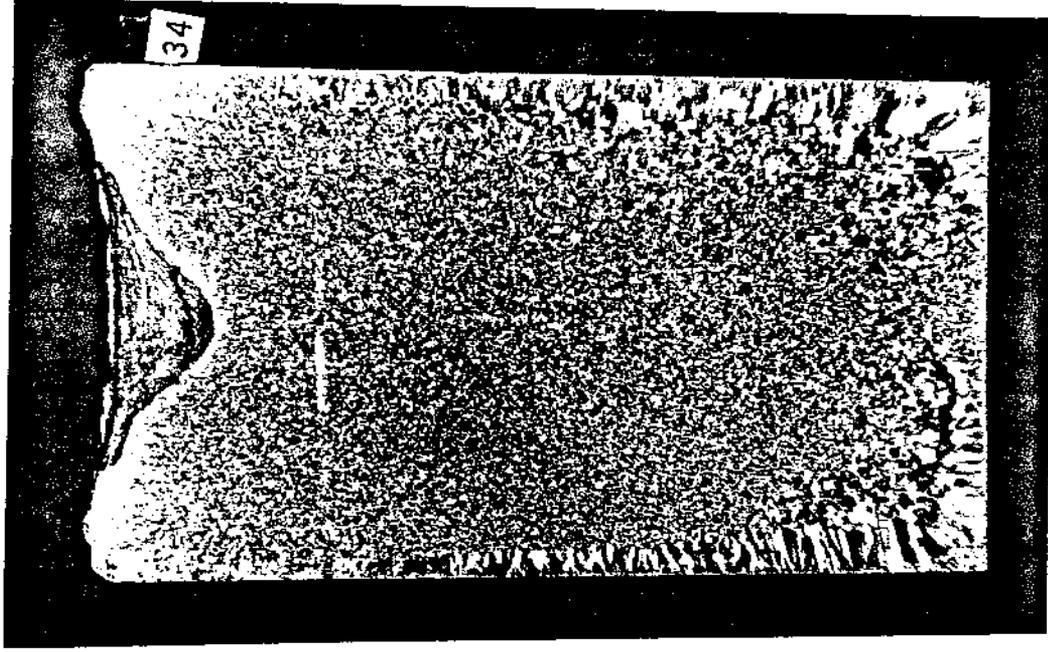
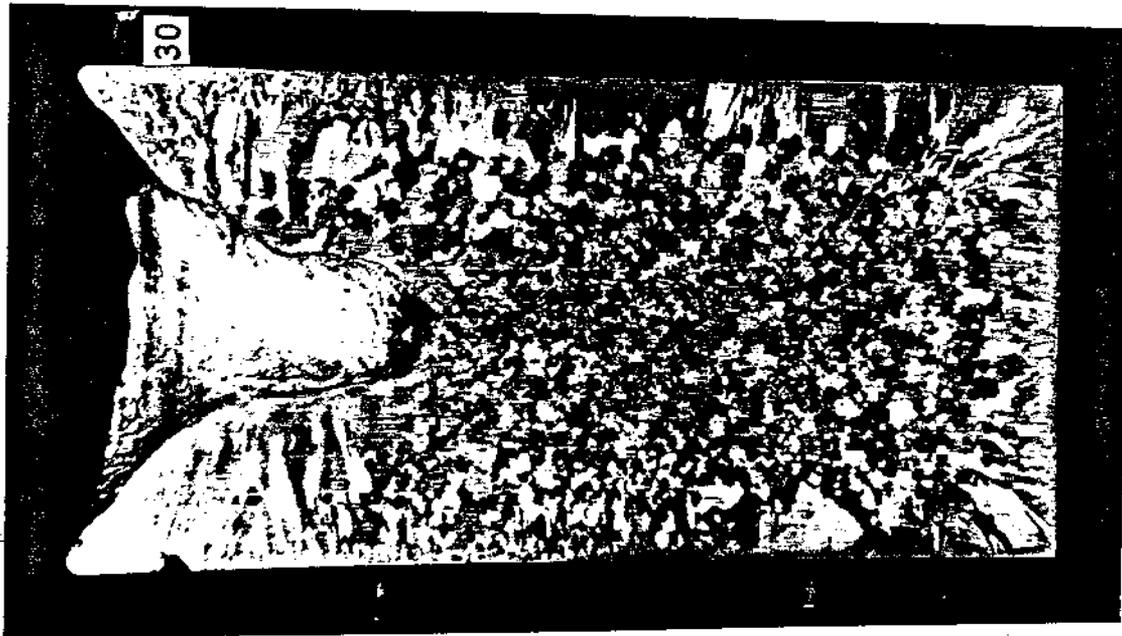
Em comparação ao alumínio comercialmente puro, a adição de soluto revelou-se um eficiente refinador do grão em baixas frequências, não sendo tão notável este efeito em frequências mais altas.

A análise conjunta das figuras IV.5 e IV.20, mostra através da estrutura, o efeito da frequência da vibração no tamanho do grão equiaxial do alumínio ligado ou não.

O efeito da amplitude pode ser acompanhado pelas figuras IV.7 e IV.22 que graficamente é mostrado na figura IV.23 (b).

Um aumento da amplitude produz um decréscimo no tamanho do grão equiaxial sendo obtidas reduções da ordem de 96% em relação ao lingote estático.

Para amplitudes menores que 4 mm (em frequência 9,67 Hz) a adição de cobre mostra-se um refinador eficaz da estrutura, produzindo reduções da ordem de 10% em relação ao alumínio comercialmente puro.



(a)

(b)

Figura IV.22: Efeito da adição do soluto na estrutura bruta de solidificação, superaquecimento 100°C frequência 9,67 Hz, (a) amplitude: 1 mm; (b) amplitude: 5 mm (1x).

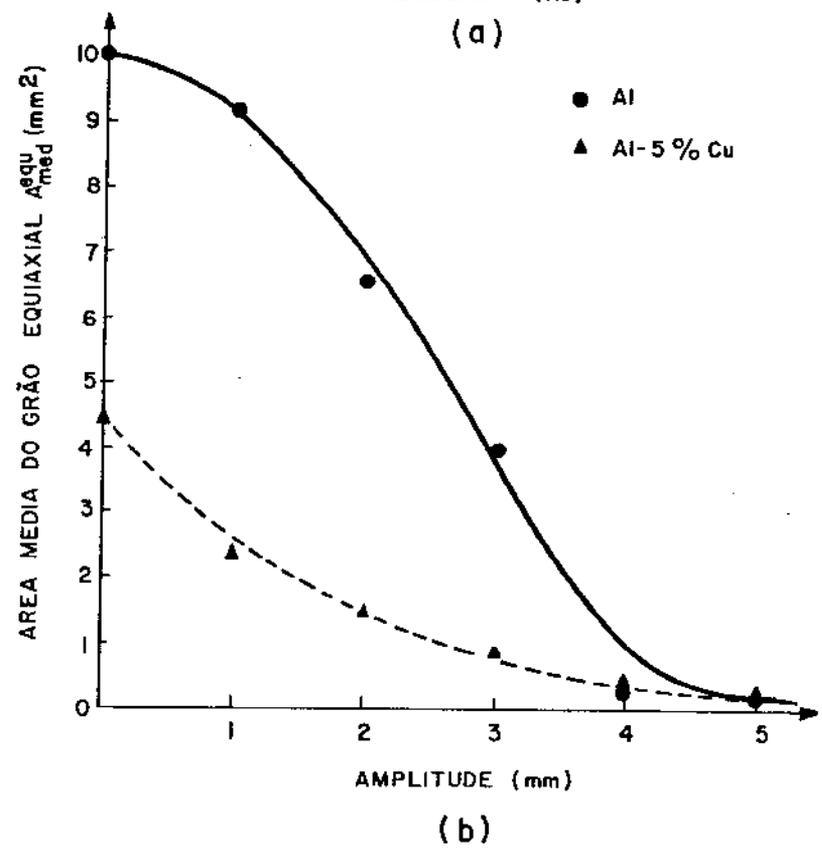
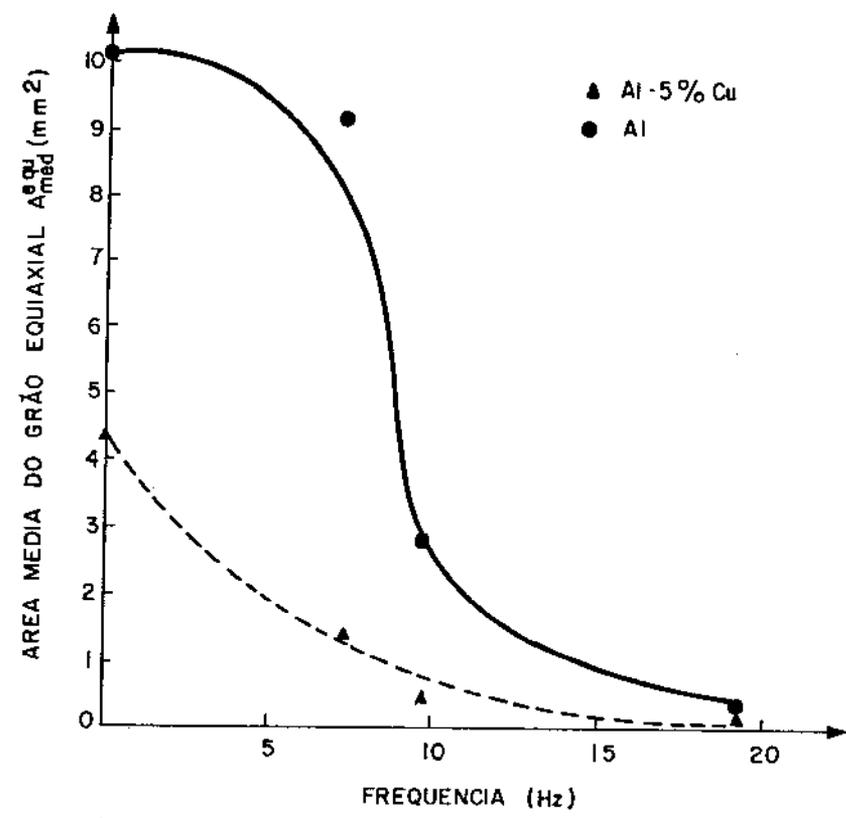


Figura IV.23: Efeito da adição de soluto no tamanho do grão equiaxial. (a) amplitude constante: 2 mm; (b) frequência constante: 9,67 Hz.

Acima de 4 mm, o soluto perde sua eficiência como agente refinador do grão equiaxial, havendo bastante semelhança na estrutura equiaxial em ambas as condições.

IV.5.4 - Discussão dos resultados

A adição de soluto atua na morfologia dendrítica - tornando menor o espaçamento dendrítico, além de aumentar a - frequência de ramificação, ou seja, aumenta o número de ramos secundários e terciários das dendritas.

Além disso, a junção destes ramos com os de menor ordem é solidificada a partir de líquido mais impuro, o que - torna mais operativo o mecanismo de refusão localizada, pois a temperatura de fusão destas junções será menor, o que justifica o maior refino produzido em lingotes estáticos.

Portanto, no lingote estático o mecanismo predominante no refino da estrutura é o de refusão localizada que tem sua operatividade aumentada pelo fato da composição dos colos dendríticos serem mais impuras e portanto mais facilmente fusíveis.

Nos lingotes agitados soma-se a este efeito o fato das partículas dendríticas serem mais facilmente arrancadas mecanicamente devido à suas dimensões serem menores e existir um maior número de ramos passíveis de destacamento.

Com o aumento da agitação existirá uma predominância no mecanismo de fratura por ação mecânica de tensões cizalhantes, em virtude da forte convecção no líquido o que torna mascarado o efeito do soluto.

IV.5.5 - Efeito da adição do soluto na faixa efetiva de utilização do processo.

Comparando-se com o padrão estático, a introdução de vibração nos lingotes levou a um aumento do refino, como - mostrado na figura IV.24, onde foi plotado a porcentagem de refino obtido em função das variáveis dinâmicas do sistema.

Quantificou-se o refino introduzido através da diminuição da porcentagem de zona colunar e do tamanho do grão equi

xial.

Uma análise da figura mostra que ao contrário do apresentado pelo alumínio comercialmente puro, não se constatou uma faixa de refino praticamente constante independente da agitação produzida antes de se atingir a região instável do processo. Ou seja, um aumento da vibração será sempre acompanhada de um maior refino até que se atinja a instabilidade do sistema.

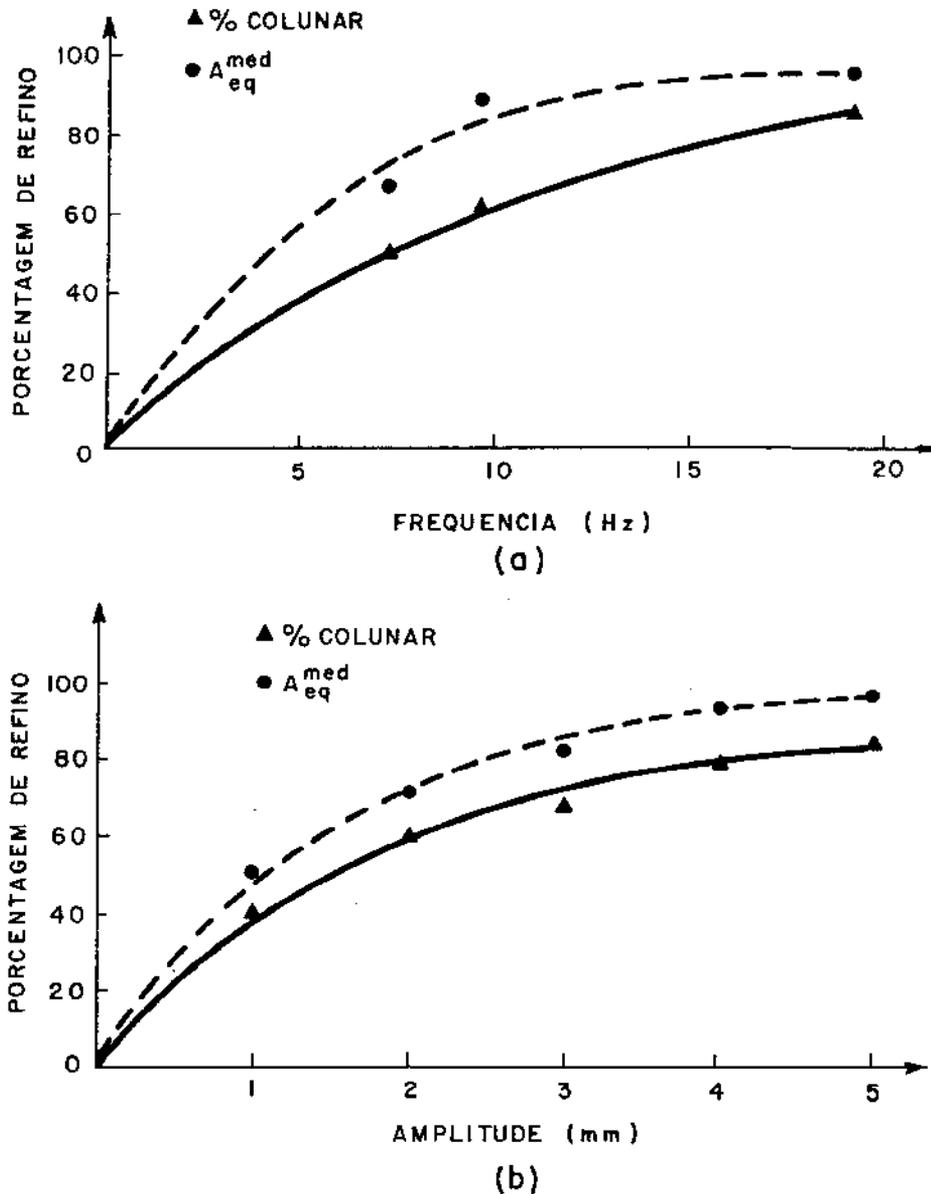


Figura IV.24: Refino produzido em ligas Al-5%Cu pela alteração da vibração imposta ao sistema metal-molde. (a) amplitude constante 2 mm; (b) frequência constante 9,67 Hz.

É importante notar que o refino introduzido foi quantificado em relação ao lingote estático da liga Al - 5% Cu, que já se apresenta refinado em relação ao alumínio comercialmente

puro nas mesmas condições.

O parâmetro de refino (pr) para o padrão estático - sem liga foi da ordem de 1,95, enquanto que para a liga Al-5%Cu nas mesmas condições este parâmetro elevou-se para 70.

Muito embora a adição de cobre tenha sido feita com o intuito de verificar seu efeito como agente controlador da estrutura, não se pode comparar os resultados apresentados pois a quantidade de cobre adicionada (5%) é suficiente para alterar - também propriedades físicas e químicas do material, tratando-se pois de outro produto.

IV.6 - Efeito da Adição de Nióbio como Inoculante

Foi realizada uma série de experiências na qual se adicionou 0,05% de nióbio na forma de uma liga peritética visando comprovar a eficiência deste elemento como agente refinador de grão para o alumínio como já mostrado em recente trabalho de Nazar [51].

Procurou-se também analisar o efeito conjunto da vibração e da inoculação com nióbio sobre a estrutura de solidificação do alumínio comercialmente puro.

Todas as variáveis de solidificação foram mantidas - constantes, exceto as condições dinâmicas impostas ao sistema - metal-molde.

IV.6.1 - Efeito da inoculação com 0,05% de nióbio na porcentagem relativa das diversas zonas estruturais.

Como nas séries anteriores não foi constatada uma quantidade apreciável de zona coquilhada, razão pela qual a mesma será ignorada, considerando-se a estrutura formada apenas pelas zonas colunar e equiaxial.

Mantendo-se constante outras variáveis, nota-se pela figura IV.25 que um aumento na intensidade de vibração provoca uma diminuição da porcentagem de zona colunar, tornando mais refinado o material.

A inoculação com nióbio no lingote estático, produ -

ziu uma redução de cerca de 45% da porcentagem de zona colunar, em relação ao alumínio comercialmente puro.

Nota-se que em baixas condições de vibração, a adição de nióbio é bastante efetiva como processo de refino da estrutura.

Aumentando-se a intensidade da vibração, a inoculação perde o efeito refinador, e a partir de um valor crítico - independente do lingote ser inoculado ou não será produzida a mesma estrutura.

A figura IV.26 ilustra através de macrografias o refino estrutural produzido pela ação conjunta da inoculação com nióbio e da vibração imposta ao sistema metal-molde.

IV.6.2 - Efeito da inoculação com nióbio sobre o tamanho do grão colunar.

A inoculação com nióbio realizada em condições estáticas produziu um razoável refino no grão colunar, que teve - seu tamanho (representado por sua área média) reduzido da ordem de 40% em relação ao alumínio comercialmente puro.

Para amplitude constante (2mm) um aumento da frequência produziu uma acentuada redução do tamanho do grão colunar, conseguindo-se reduções da ordem de 97% em relação ao lingote inoculado estático e de 99% em relação ao alumínio comercialmente puro nas mesmas condições.

A figura IV.27(a) quantifica este efeito que é ilustrado na figura IV.26.

A análise da figura IV.27 mostra que em relação ao efeito básico, ou seja, alumínio comercialmente puro agitado, a inoculação com nióbio produziu um refino adicional da ordem de 50% ao longo de toda gama de frequências utilizadas.

Comportamento semelhante é observado quando em frequência constante (9,67 Hz) varia-se a amplitude, figura IV.27 (b).

Neste caso, a redução obtida foi da ordem de 99,2% em relação ao lingote inoculado estático, e de 99,5% em relação ao padrão para o alumínio comercialmente puro.

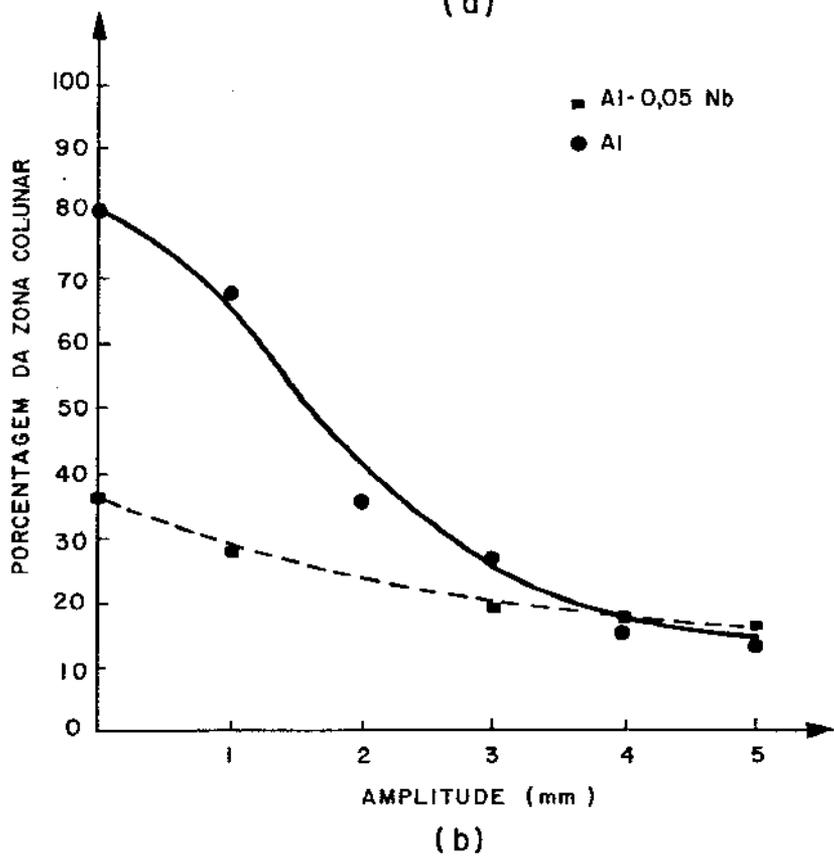
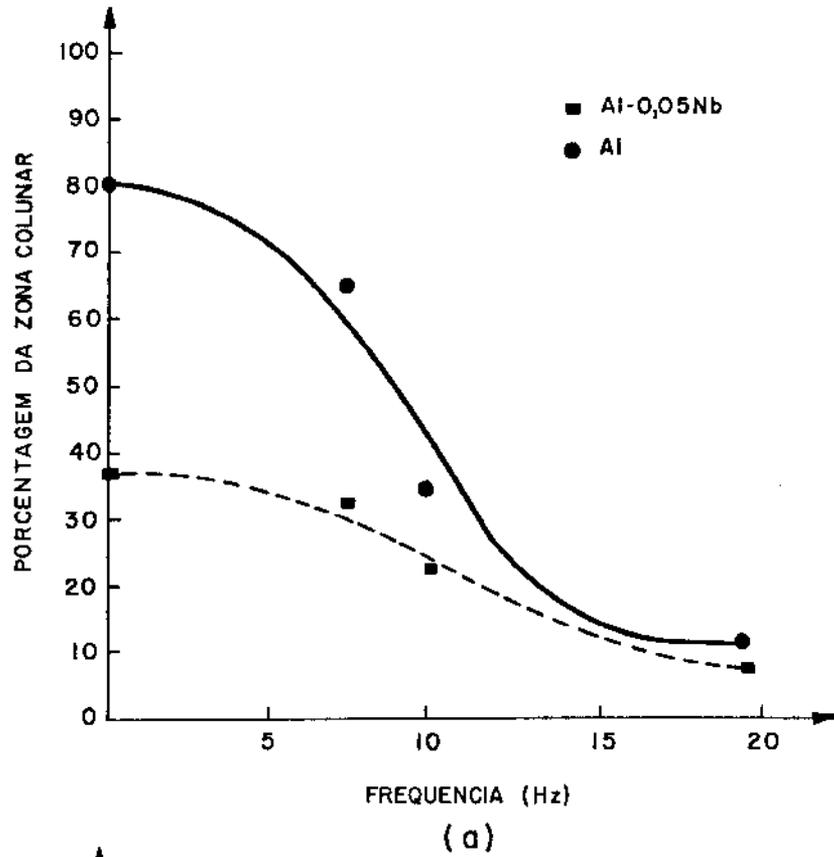
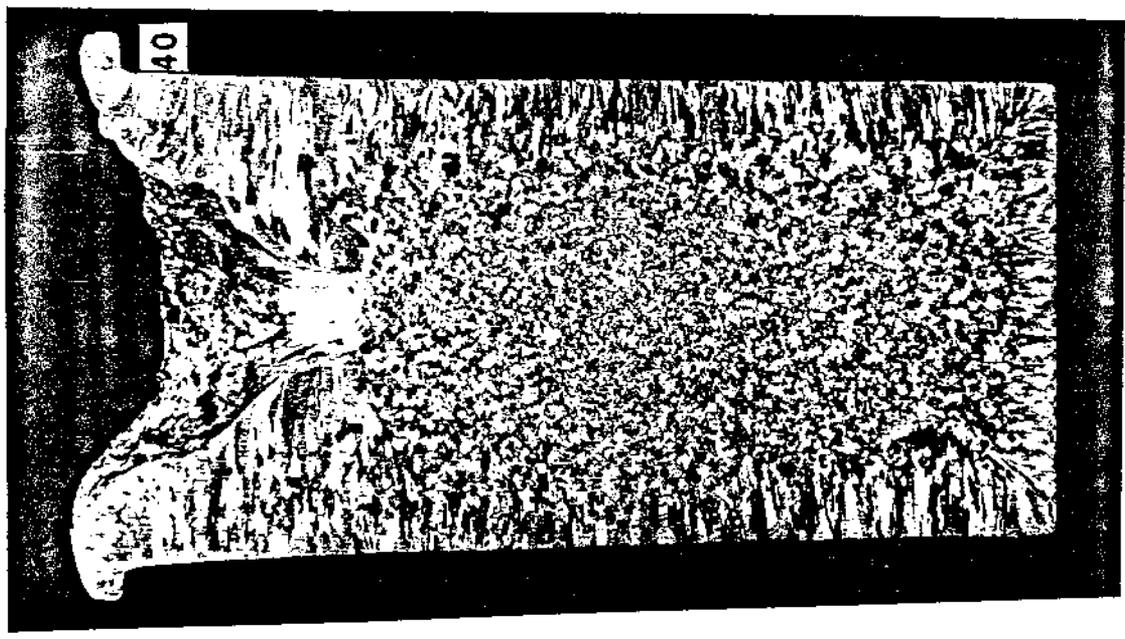


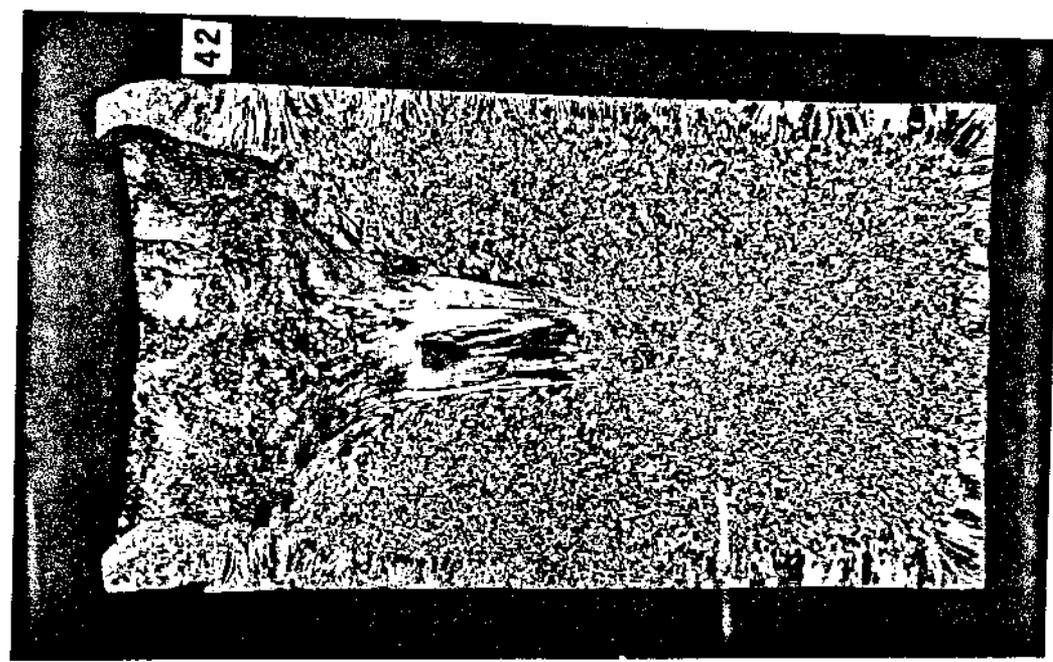
Figura IV.25: Efeito conjunto da vibração e inoculação com 0,05% de Nb na estrutura de Al comercialmente puro, 100°C de superaquecimento. (a) amplitude constante 2mm; (b) frequência constante 9,67 Hz.



(a)



(b)



(c)

Figura IV.26: Macroestruturas mostrando o efeito conjunto da vibração e adição de Nb como inoculante em alumínio comercialmente puro, 100°C de superaquecimento. (a) Estático; (b) Amplitude 2mm frequência 9,67 Hz; (c) Amplitude 2 mm frequência 19,33 Hz.

IV.6.3 - Efeito da inoculação com nióbio sobre o tamanho do grão equiaxial.

Também sobre esta variável obteve-se um resultado semelhante, ou seja, um decréscimo no tamanho do grão equiaxial foi produzido por um acréscimo nas condições de vibração.

Pode-se constatar também que dos três parâmetros analisados, foi o tamanho médio do grão equiaxial o que foi mais afetado pela ação simultânea da agitação e inoculação.

A análise da figura IV.28 mostra que a adição de nióbio produziu uma redução do tamanho de grão equiaxial da ordem de 80% na condição estática, um valor bastante satisfatório mesmo para condições dinâmicas.

O aumento da frequência levou a uma melhora no nível de refino produzido sendo alcançadas reduções da ordem de 92% em relação ao lingote inoculado estático.

Quando relacionado com alumínio não inoculado, pode-se notar que a inoculação é um agente refinador mais efetivo quando utilizado em baixas frequências, sendo que acima de 15 Hz, a estrutura equiaxial apresentada é bastante semelhante nos lingotes com ou sem inoculação.

A variação da amplitude (mantendo-se constante a frequência) foi praticamente da mesma natureza, sendo que a partir de 4 mm de amplitude, o refino produzido pela inoculação não foi notável em comparação com o alumínio nas mesmas condições, figura IV.28(b).

Em relação ao lingote estático, foi obtida uma redução de 92% e em relação ao padrão para o alumínio comercialmente puro, esta redução chegou a 98%.

Para maior ilustração pode-se comparar as macroestruturas apresentadas na figura IV.29 onde são mostrados lingotes vazados com 100°C de superaquecimento, inoculados com 0,05% de nióbio, na frequência de 7,25 Hz.

IV.6.4 - Discussão geral dos resultados

Sintetizando, o aumento da intensidade da agitação provoca uma redução dos parâmetros indicadores do refino da es

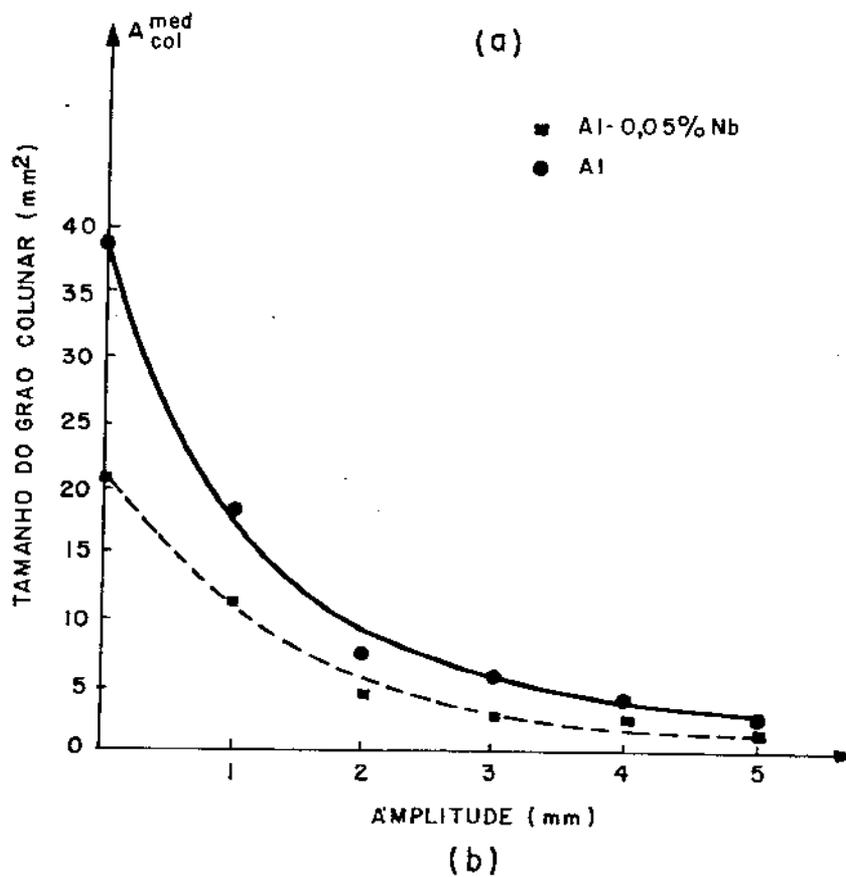
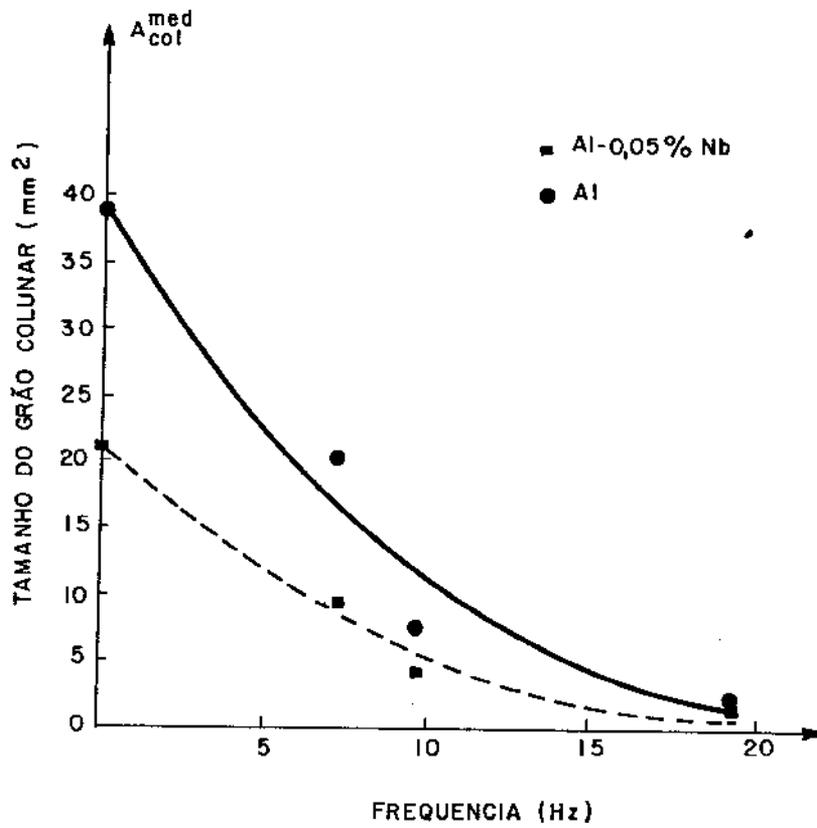
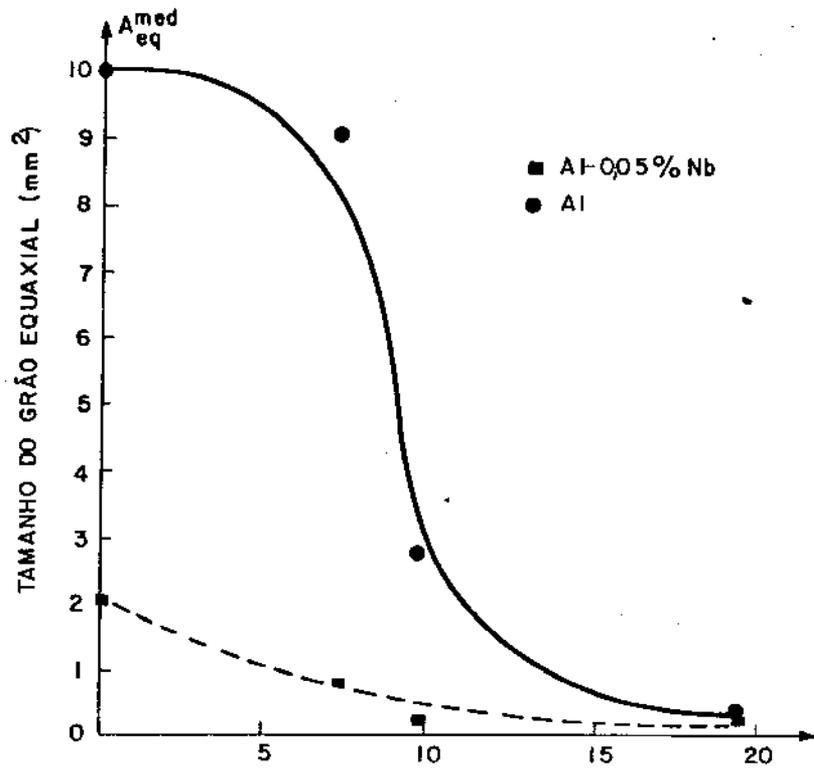
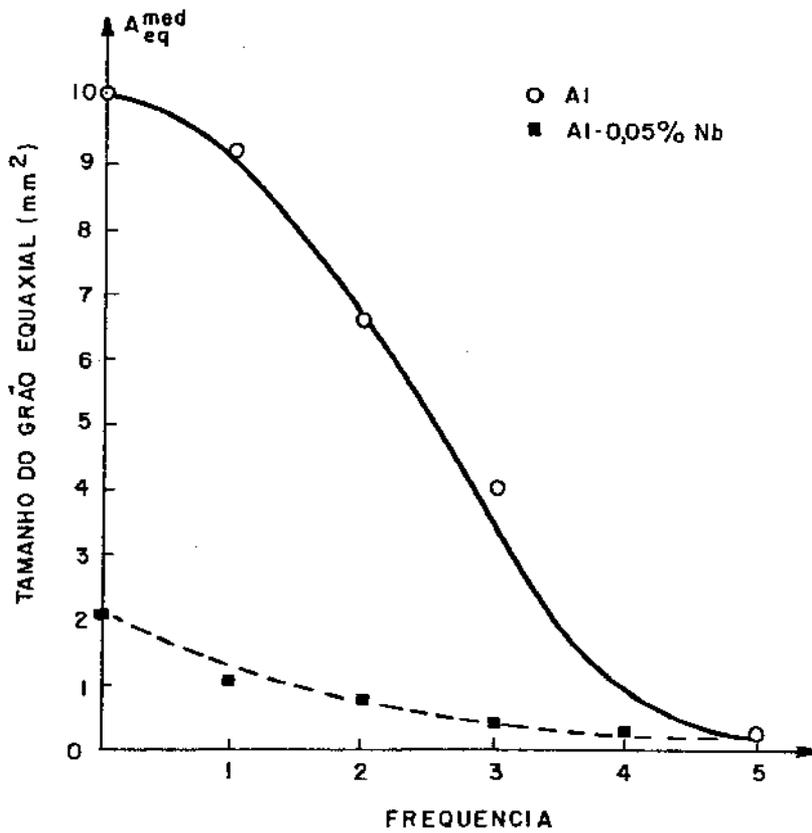


Figura IV.27: Efeito conjunto da vibração e inoculação no tamanho do grão colunar. (a) Amplitude constante 2 mm; (b) frequência constante 9,67 Hz.



(a)



(b)

Figura IV.28: Efeito conjunto da agitação mecânica e inoculação no tamanho do grão equiaxial (a) amplitude constante 2 mm; (b) frequência constante 7,25 Hz.

trutura.

Na condição estática, esta redução pode ser explicada pelos conceitos da nucleação heterogênea, ou seja, a inoculação introduz embriões no seio líquido, havendo portanto, maior quantidade de núcleos cristalinos que ao crescerem, produzem uma estrutura com maior porcentagem de zona equiaxial cujos grãos tem menor tamanho, como largamente aceito na literatura [2], [3], [9].

Quando se impõe uma certa agitação ao sistema pode-se explicar o refino produzido pelos seguintes fatores:

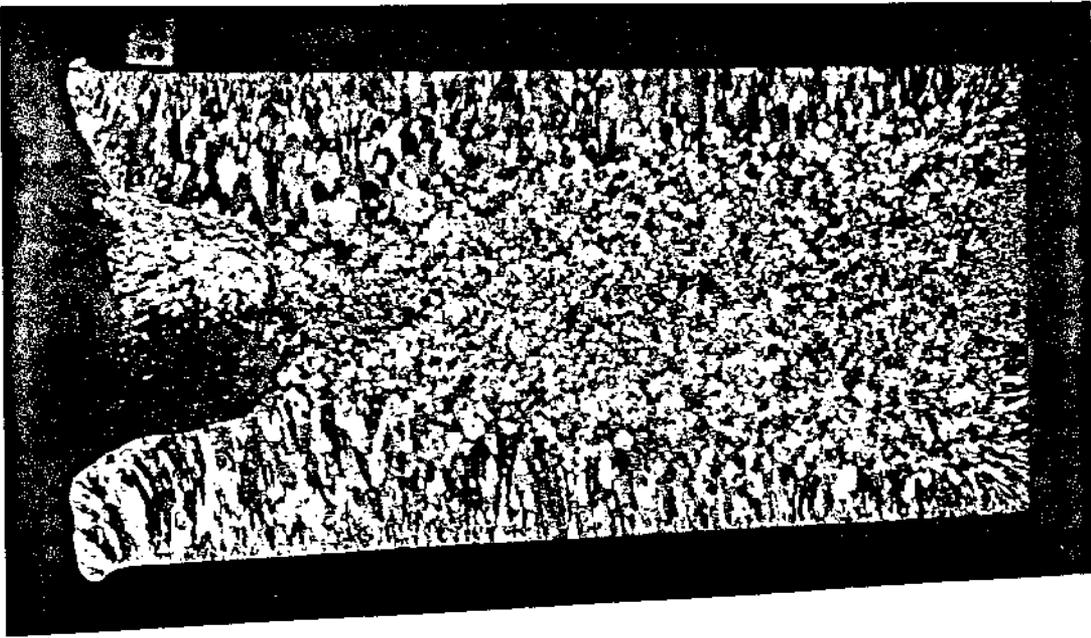
(a) A agitação mecânica além de produzir o arrancamento de partículas dendríticas que atuam como núcleos para os cristais equiaxiais, que ao crescerem impedirão o crescimento colunar, aumentará o fluxo de líquido, com isto melhorando as condições de transferência de calor levando a uma diminuição do gradiente térmico.

Como resultado, os núcleos provenientes da inoculação terão maior probabilidade de sobrevivência, bem como condições mais favoráveis de crescimento e portanto, existirá uma faixa espessa de cristais crescendo à frente da interface sólido-líquido, o que impede o crescimento da zona colunar.

(b) O fluxo de líquido introduzido pela agitação, distribui de uma maneira eficaz e homogênea os agentes nucleantes bem como dispersam os grãos equiaxiais em crescimento.

Foi ressaltado também, que, em relação ao alumínio comercialmente puro, nas mesmas condições; a inoculação a partir de certos valores de frequência e amplitude, perdia a eficácia como agente de refino de grão.

Tal fato pode ser explicado como a seguir: Com o aumento da agitação, além de haver um acréscimo no número de partículas produzidas pelo mecanismo de multiplicação cristalina [19], [20], haverá uma sensível redução no tempo necessário para a eliminação do superaquecimento e portanto do tempo total de solidificação, não havendo tempo suficiente para que ocorra a formação de núcleos provenientes da inoculação em número suficiente e operativos para predominarem como mecanismo refina-



(b)



(a)

Figura IV.29: Macroestruturas mostrando o efeito conjunto da vibração e inoculação com nióbio na estrutura de alumínio comercialmente puro. Frequência constante 7,25 Hz. (a) 2mm; (b) 4mm.

dor da estrutura.

IV.6.5 - Efeito conjunto da inoculação e vibração -
sobre a faixa de utilização do processo.

A utilização simultânea de inoculação e vibração mecânica como método para refinar estruturas metálicas, mostrou-se bastante efetiva como mostrado na figura IV.30.

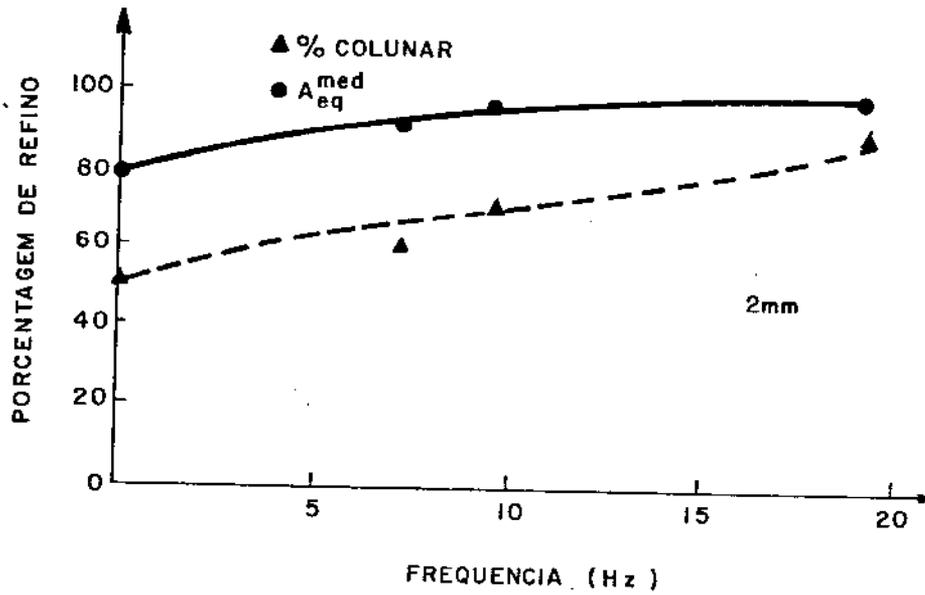
Novamente foram plotados apenas dois parâmetros indicadores de refino e como pode-se notar o processo foi mais efetivo no tamanho médio do grão equiaxial.

Como a inoculação de 0,05% de nióbio altera apenas as propriedades mecânicas, em virtude da modificação estrutural produzida, foi utilizado como padrão o mesmo do efeito básico, ou seja, alumínio comercialmente puro solidificado com 100°C de superaquecimento em condições estáticas.

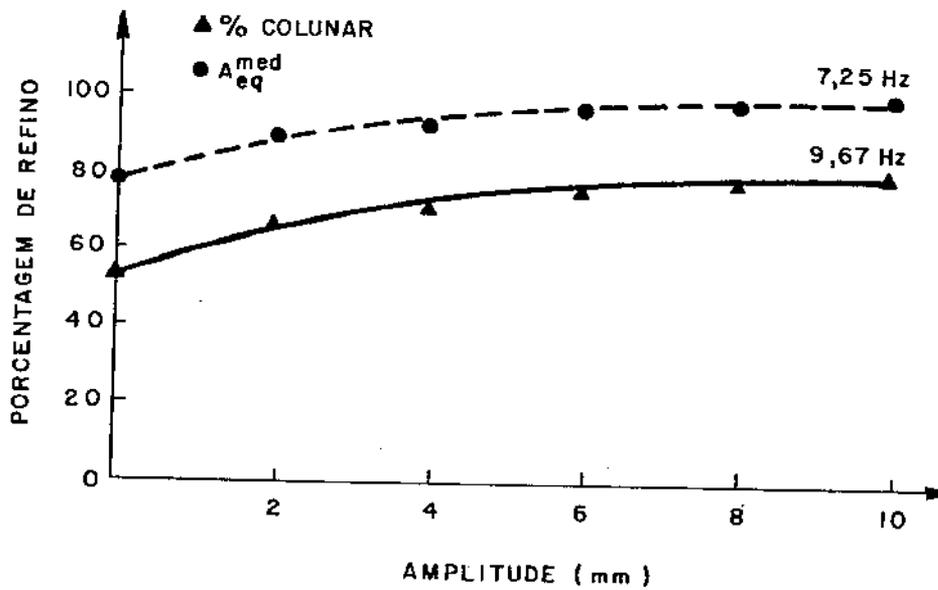
Nestas condições, o campo de estabilidade física é o mesmo mostrado na figura IV.12, e sobrepondo-se a este os resultados da figura IV.30, pode-se concluir que a adição de nióbio aliada à vibração foi o processo mais efetivo como refinador da estrutura de alumínio comercialmente puro.

Utilizando metodologia análoga à usada na seção IV.3, que introduziu um parâmetro arbitrário para avaliação do refino teremos a obtenção da figura IV.31, que mostra o campo de utilização efetiva do processo.

Comparando-se este gráfico com o do alumínio comercialmente puro, nota-se que a região de refino satisfatório - abrange uma maior gama de frequências e amplitudes, ou seja, - para se obter níveis semelhantes de refino, a vibração utilizada em alumínio comercialmente puro, terá que ser mais intensa.



(a)



(b)

Figura IV.30: Refino produzido pela ação simultânea da agitação mecânica e inoculação em nióbio em relação ao alumínio comercialmente puro. (a) Amplitude constante 2mm; (b) frequência constante: 7,25 Hz para o tamanho do grão equiaxial e 9,67 para a porcentagem de zona colunar.

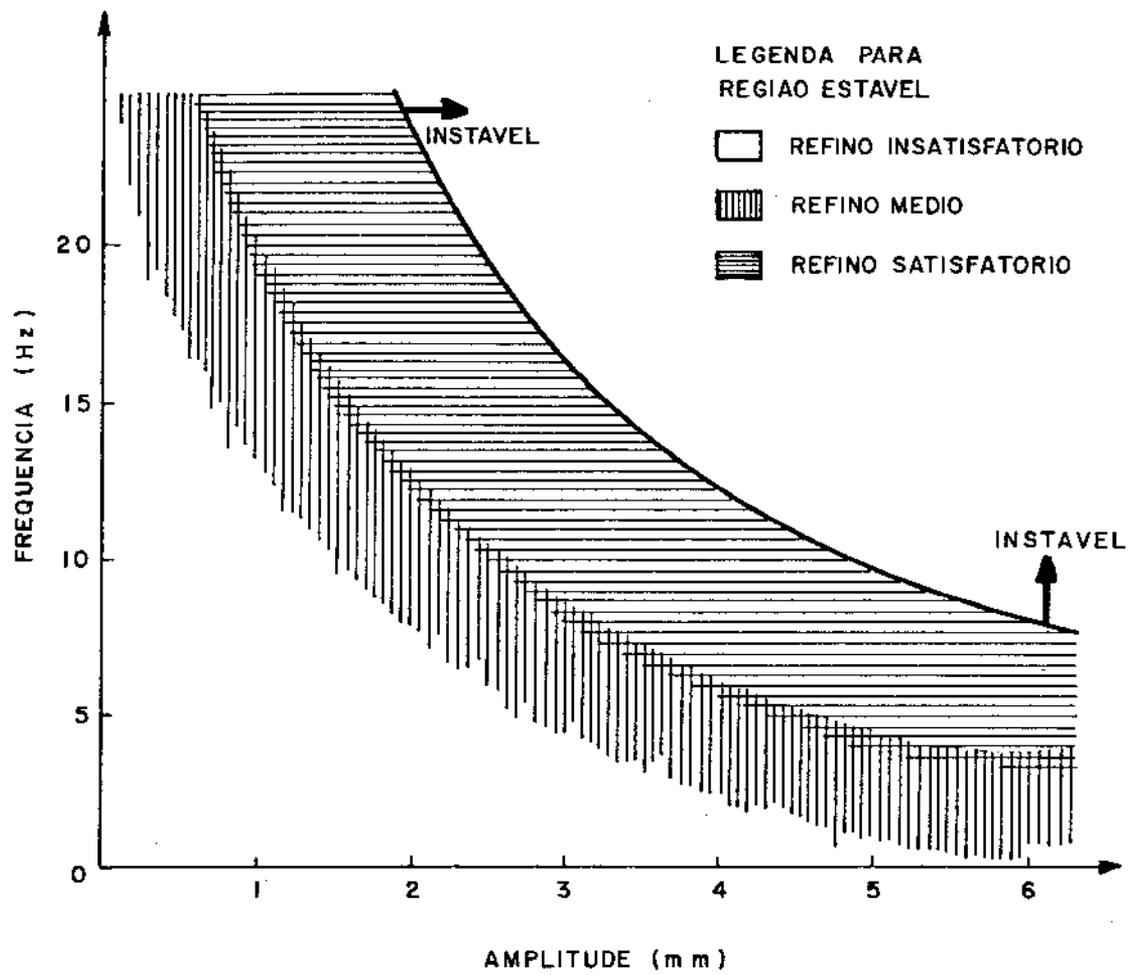


Figura IV.31: Campo de estabilidade física e faixa efetiva de operação para o alumínio inoculado com 0,05% de nióbio.

IV.7 - Considerações sobre a Energia Entregue ao Sistema Metal-Molde.

A quantidade de energia entregue ao sistema metal-molde para se produzir um certo grau de refino é fator de primordial importância na utilização da vibração como agente controlador da estrutura.

Tal fato se deve às limitações econômicas provenientes de alto custo energético.

Visando comparar as quantidades de energia consumidas nas diversas condições utilizadas foram as mesmas determinadas (apêndice 1) e então relacionadas com o consumo energético em condições de oscilação torsional harmônica.

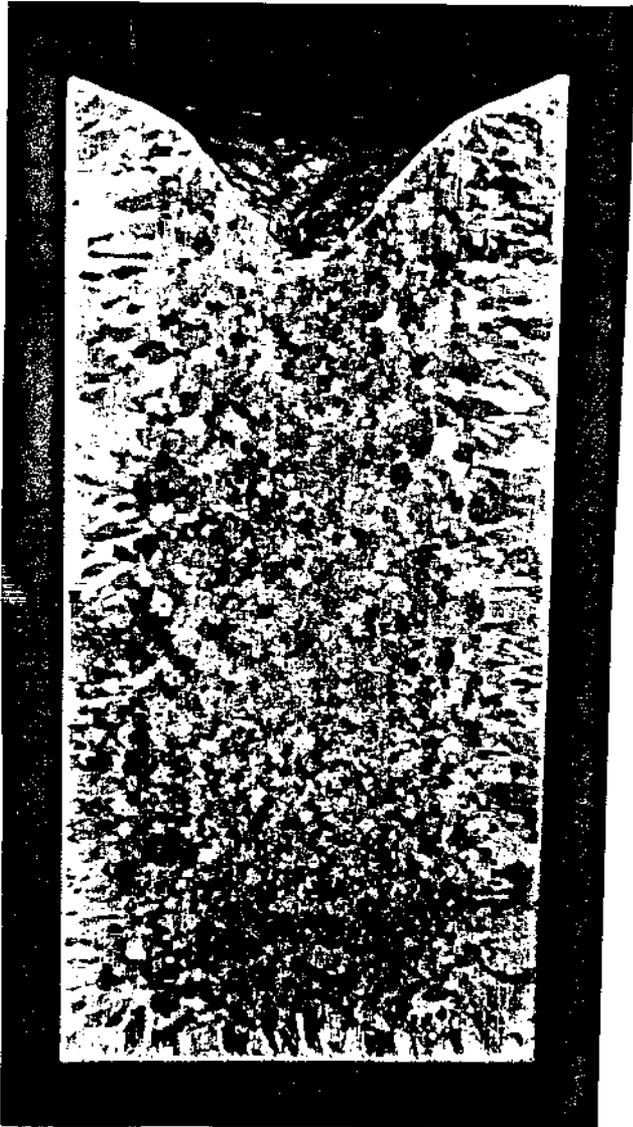
Arruda e Prates [56] utilizando variáveis de solidificação bastante semelhantes às utilizadas neste trabalho, constataram a eficiência da vibração mecânica como agente controlador da estrutura de solidificação de ligas Al-Cu.

Na figura IV.32 são mostrados lingotes obtidos por estes autores em moldes sujeitos a oscilação torsional harmônica.

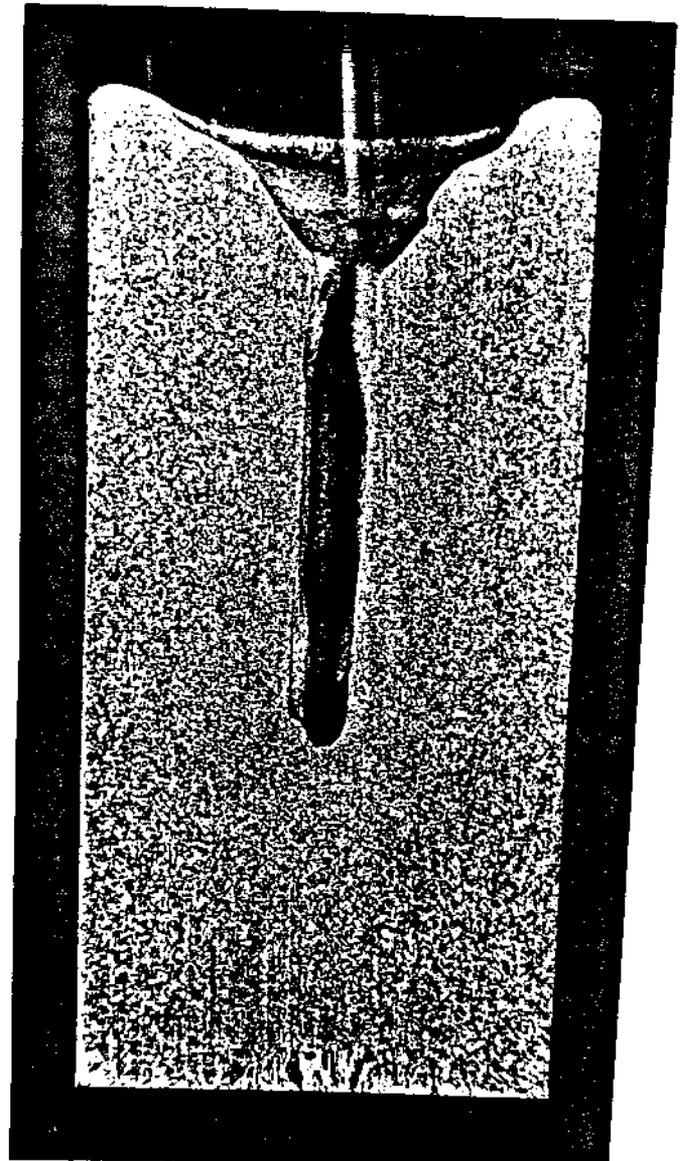
Utilizando-se hipóteses simplificadoras (ex: considerar toda inércia devida apenas à lingoteira, tomada como um cilindro), calculou-se de uma forma aproximada a energia entregue ao sistema nas condições da figura IV.32, como mostrado na tabela IV.1.

Nesta tabela também mostra-se a energia entregue ao sistema quando sujeito à vibração senoidal em condições que produziram um nível semelhante de refino em liga Al-5%Cu, 100°C de superaquecimento.

Pela análise da tabela IV.1, nota-se que para os mesmos índices de refino produzido, a vibração senoidal vertical - sempre requer menor quantidade de energia e que em termos de potência necessária seu consumo é maior em baixos níveis de refino.



(a)



(b)

Figura IV.32: Macroestruturas. Al- 4,75%Cu, 90°C de superaquecimento, oscilação torsional harmônica. (a) amplitude 180°, frequência 0,32 Hz; (b) amplitude 180°, frequência 1,65 Hz.

TIPO DE VIBRAÇÃO	CONDIÇÃO DE VIBRAÇÃO		ENERGIA POR CICLO (J)	POTÊNCIA (W)	REFINO
	AMPLITUDE	FREQUÊNCIA			
Torsional Harmônica	180°	0,32	0,40	1,6	baixo
Torsional Harmônica	180°	1,65	5,00	100	alto
Senoidal Vertical	1mm	9,67	0,20	20	baixo
Senoidal Vertical	2mm	19,33	0,40	80	alto
Senoidal Vertical	5mm	9,67	0,80	100	alto

Tabela IV.1: Valores da energia entregue ao sistema nas diversas condições de vibração impostas ao sistema metal-molde.

Nas condições de alto refino, ou seja, na região efetiva de utilização do processo, a potência requerida por ambos os tipos de vibração são aproximadamente os mesmos, não sendo portanto o consumo energético um fator limitativo da utilização do processo proposto para o refino da estrutura de ligas Al-Cu nas condições do presente trabalho.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

Os resultados experimentais obtidos neste trabalho permitiram chegar às seguintes conclusões em relação à solidificação do alumínio comercialmente puro, em molde de aço ABNT 1020, espessura 5mm, recoberto com Dycote 39, ao qual se impôs vibrações senoidais no sentido vertical:

V.1 - A agitação mecânica introduzida no sistema metal-molde mostrou ser um processo eficaz no controle da estrutura, especialmente no que diz respeito à capacidade de refino de grão.

Os parâmetros indicadores de refino seguem uma variação inversa à intensidade de vibração introduzida no sistema metal-molde.

Um aumento na frequência e/ou amplitude da vibração provoca uma diminuição da porcentagem relativa da zona colunar, do tamanho do grão colunar e do tamanho do grão equiaxial.

A tabela V.1 mostra alguns valores de redução obtidos em relação ao padrão estático:

condição de vibração parâmetro	19,33Hz-2mm	9,67Hz-5mm
Porcentagem de zona colunar	88%	88%
Tamanho do grão colunar	90%	95%
Tamanho do grão equiaxial	98%	98%

Tabela V.1: Refino obtido em relação ao padrão estático.

V.2 - A vibração mecânica, além de produzir um certo controle estrutural pode levar à instabilidade física do sistema, dificultando ou impossibilitando a contenção do metal líquido no molde.

Conclui-se que esta estabilidade é influenciada principalmente pela agitação mecânica, que produz movimentos no líquido e o superaquecimento do líquido no vazamento que modifica a viscosidade do mesmo.

Para as condições básicas do trabalho foi encontrado o campo de estabilidade física do sistema, figura V.1.

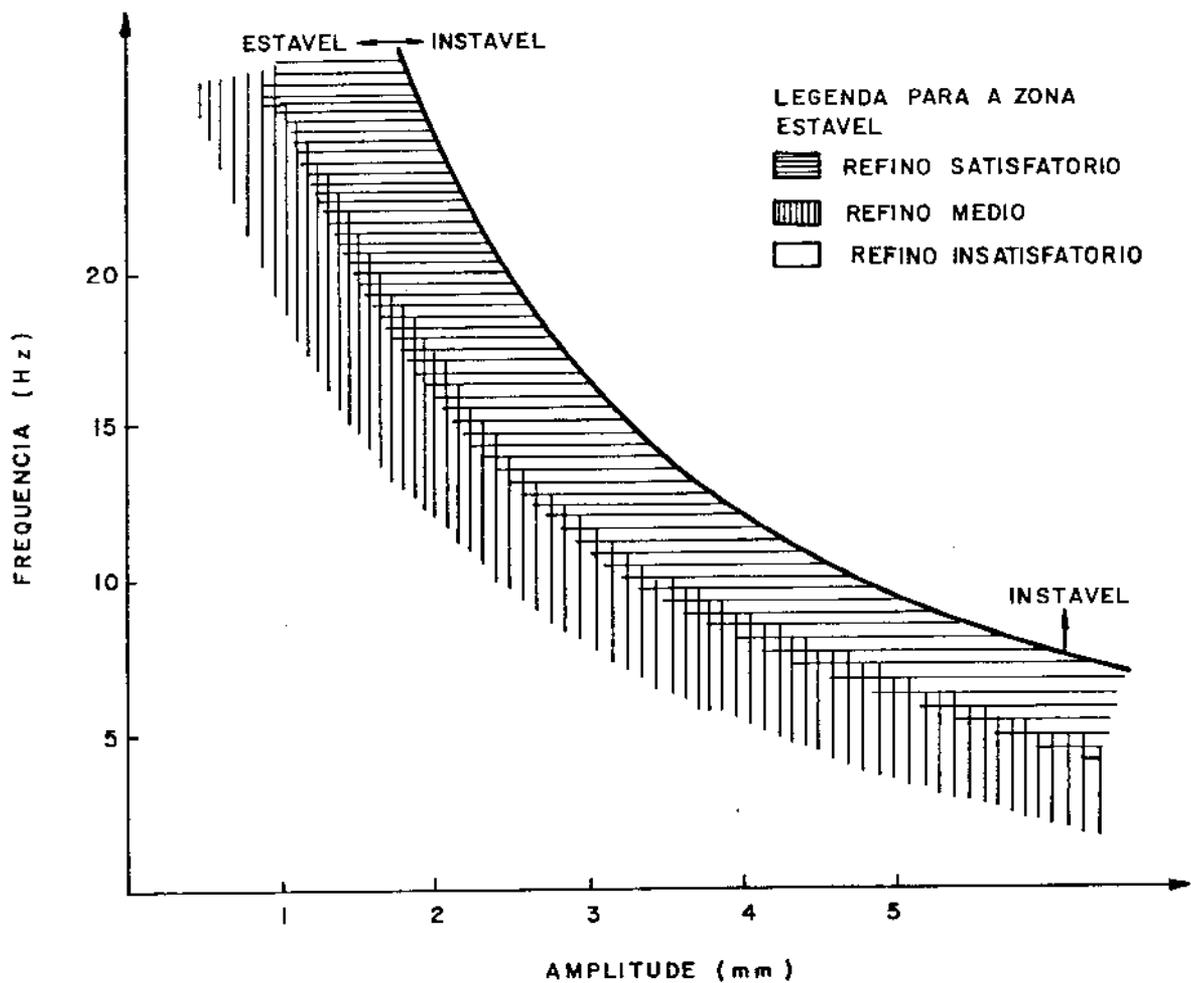


Figura V.1: Campo de estabilidade física e faixa efetiva de operação do processo para o alumínio comercialmente puro.

Considerando-se que a partir de um certo nível de agitação, o refino produzido é praticamente constante e utilizando-se um critério arbitrário para avaliação do refino, pode-se determinar a existência de uma faixa de utilização efetiva

do processo, mostrado na figura V.1.

V.3 - Conclui-se que o mecanismo operante na formação da zona equiaxial, nas condições presentes, foi o de multiplicação cristalina [19], [20], com predominância do mecanismo de desprendimento de partículas dendríticas pela ação mecânica de tensões cizalhantes.

V.4 - Em relação a microestrutura, a agitação teve um efeito predominante de gerador de novos núcleos cristalinos, não interferindo no processo de crescimento dendrítico, que como já estabelecido, foi modificado apenas pelas condições térmicas e constitucionais do sistema.

V.5 - Em relação à estrutura, o superaquecimento produziu efeitos contrários nas condições vibradas e estática.

Em lingotes estáticos, um aumento no superaquecimento foi acompanhado de um aumento nos parâmetros característicos da macroestrutura.

Em lingotes vibrados, mantendo-se constante a vibração e aumentando-se o superaquecimento, houve um decréscimo na porcentagem de zona colunar, do tamanho médio do grão equiaxial, e um ligeiro aumento do tamanho do grão colunar.

Um aumento do superaquecimento provoca uma redução do campo de estabilidade física do sistema.

V.6 - A adição de 5% de cobre como soluto aumentou o refino produzido pela vibração, sendo que um aumento de frequência e/ou amplitude provocou uma redução na porcentagem de zona colunar, tamanho do grão colunar e tamanho do grão equiaxial.

A tabela V.2 sintetiza alguns níveis de refino produzidos.

parâmetro	condição de agitação	
	19,33Hz 2mm	9,67Hz 5mm
Porcentagem de zona colunar	83%	82%
Tamanho do grão colunar	95%	93%
Tamanho do grão equiaxial	98%	99%

Tabela V.2: Refino obtido em relação ao lingote estático

A adição de soluto em relação ao alumínio base nas mesmas condições comprovou ser um eficaz refinador de grão, - produzindo uma redução praticamente constante em toda gama de amplitudes e frequências utilizadas no trabalho.

A adição de cobre não alterou o campo de estabilidade física do processo, e ao contrário do alumínio comercialmente puro, não foi constatada uma faixa de refino constante antes de se atingir a instabilidade.

V.7 - Ficou comprovada a eficiência do nióbio como inoculante para o alumínio, sendo que esta inoculação quando simultânea à agitação, foi o processo mais efetivo para o refino de grão do alumínio comercialmente puro.

Notou-se que o efeito era mais pronunciado em baixas frequências e/ou amplitudes, e que a faixa efetiva de operação do processo foi aumentada, pois o campo de estabilidade física do alumínio comercialmente puro não foi afetado pela adição de 0,05% de nióbio como inoculante, figura V.2.

V.8 - Uma comparação da energia entregue ao sistema metal-molde em relação a outros tipos de vibração, mostrou que a vibração senoidal vertical consegue com consumos semelhantes de energia, níveis semelhantes de refino.

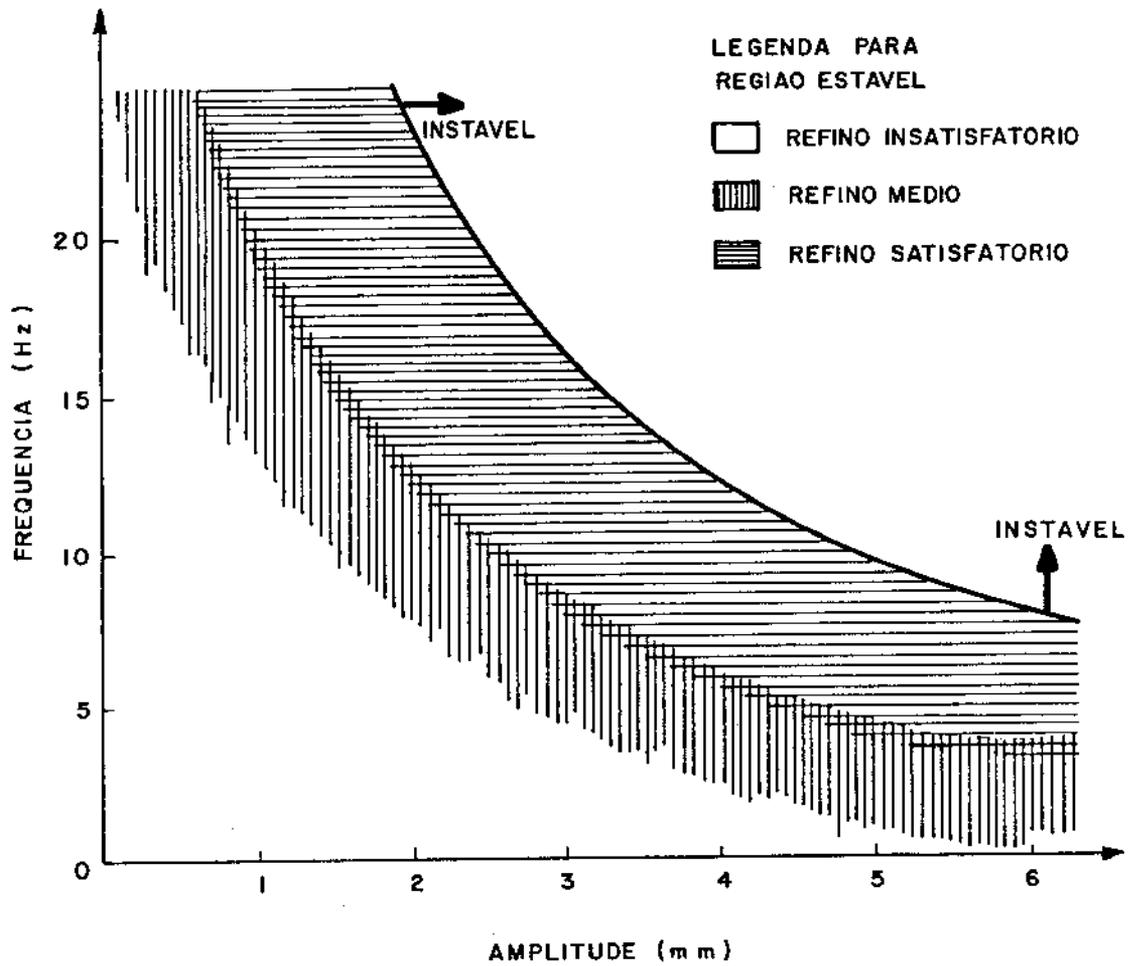


Figura V.2: Campo de estabilidade física e faixa efetiva de utilização do processo para alumínio comercialmente puro inoculado com 0,05% de nióbio.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - CHALMERS, B. - Le controle de la structure des lingotes. R. Metallurgie, Paris, p. 115-120, 1965.
- [2] - CHALMERS, B. - Principles of Solidification. New York, John Wiley, 1964.
- [3] - FLEMINGS, M.C. - Solidification Processing. New York, McGraw Hill, 1974.
- [4] - CAMPOS, C.A.B. - Estudo da influência dos recobrimentos de molde no controle da solidificação unidirecional do chumbo comercialmente puro. Campinas. Universidade Estadual de Campinas, 1975, 82p. (tese mestrado).
- [5] - HAHN, E.J. e WOOD, R.F. - A critical appraisal of steel forging and casting. Metal Forming, p.36, 1969.
- [6] - BILONI, H. - Estado atual da pesquisa na área da solidificação de metais e ligas. Metalurgia A.B.M. 26:807, 1970.
- [7] - TILLER, W.A. - Grain size control during ingot solidification. Journal of Metals, p.512, 1959.
- [8] - CIBULA, A. et all. - The effect of grain size on the tensile properties of high strenght cast aluminium alloys. J. Inst. Metals, 76: 360, 1949, 1950.
- [9] - DAVIES, G.J. - Solidification and Casting. London, Applied Science, 1973.
- [10] - VERSNIDER, F.L. e SHANK, M.E. - Material Sci. Eng. 6: 203.
- [11] - BOWER, T.F. et all in Solidification. p.385. American Society for Metals, Ohio, 1971.
- [12] - FEEST, E.A. - Refino de grão de ligas de alto ponto de fusão e as implicações da teoria clássica de nucleação. Metalurgia A.B.M., 30: 19, 1974.

- [13] - SICHA, W.E e BOEHM, R.C. - Trans A.F.S., 56: 194, 398.
- [14] - PRATES, M. - Influencia de la capacidad de extracción calórica del sistema metal-molde sobre el proceso de solidificación. Buenos Aires, Universidade Nacional - del Sur de la Republica Argentina, 1971, 175 p. (tese de doutorado).
- [15] - GEIGER, G.H e POIRIER, D.R. - Transport Phenomena in Metallurgy. Addison Wesley, 1973.
- [16] - CLYNE, T.W. - Solidification. Campinas. Programa de formação de recursos humanos do projeto Telebrás/Unicamp/TCJ144/76, 1977, 207 p.
- [17] - MORRIS, L.R e WINEGARD, W.C. - J. Crystal Growth, 6: 61, 1969.
- [18] - BOWER, T.F. e FLEMINGS, M.C. - Formation of the chill zone in ingot solidification. T.M.S AIME. 239: 216, 1967.
- [19] - JACKSON, K.A.; HUNT, J.D.; UHLMANN, D.R. e SEWARD, T.P. III - On the origin of the equiaxed zone in castings. T.M.S. AIME, 236: 149, 1966.
- [20] - O'HARA, S. e TILLER, W.A. - On the mechanisms of crystal multiplication during solidification in the presence of fluid motion. T.M.S. AIME, 239: 497, 1967.
- [21] - COLE, G.S. e BOLING, G.F. - Importance of fluid motion during ingot solidification. Proceedings of the conference on The Solidification of Metals - IST P110 Brighton from 4 to 7 dec. 1967, London.
- [22] - LANE, D.H., CUNNINGHAM, J.W. e TILLER, W.A.- The application of ultrasonic energy to the ingot solidification. T.M.S. AIME, 218: 985, 1960
- [23] - FREEDMAN, A.H. e WALLACE, J.W. - Trans A.F.S. 65 : 578, 1957.

- [24] - COLE, G.S. e BOLLING, G.F. - Augmented natural convection and equiaxed grain structure in casting. T.M.S. AIME, 236: 1366, 1966.
- [25] - SOUTHIN, R.T. - Dynamic nucleation of solidifying metals Proceedings of the conference on "The solidification of metals ISI pl10 - Brighton from 4 to 7 dec. 1967, London.
- [26] - SOUTHIN, R.T. - Nucleation of the equiaxed zone in cast metals - T.M.S AIME, 239: -220, 1967.
- [27] - RICHARDS, R.S. e ROSTOCKER, W. - The influence of vibration on the solidification of an aluminium alloy. Trans. of A.S.M., 48: 884, 1956.
- [28] - FERRERO, M. e REVIZZA, P. - Amelioration de la qualite des lingotes au moyen de vibrations appliquées au cours de la solidification. Revue de Metallurgie, p.501, 1960
- [29] - COLE, G.S. e BOLING, G.F. - Enforced Fluid Motion and the control of grain size structure in metal castings. T.M.S. AIME, 239: 1824, 1967.
- [30] - KONDIC, V. - Macrostructure of cast metals. Letters to editor Acta Metalurgica, 6: 660, 1958.
- [31] - BILONI, H. e MORANDO, R. - On the nature of the chill zone in ingot solidification. T.M.S. AIME, 242: 1121, 1968.
- [32] - PRATES, M. e BILONI, H. - Zona "chill" dos lingotes: Pa râmetros que controlam a estrutura de solidificação. Metalurgia ABM., 27: 871, 1971.
- [33] - WALTON, D. e CHALMERS, B. - The origin of the preferred orientation in the colunar zone of ingots. T.M.S AIME 215: 447, 1959.
- [34] - SMITH, C.S. - T.M.S. AIME, 175: 15, 1948.

- [35] - BILONI, H e CHALMERS, B. - T.M.S. AIME, 233 373, 1965.
- [36] - WINEGARD, W.C e CHALMERS, B. - Supercooling and dendritic freezing in alloys. Trans of the A.S.M., 46: 1214, 1954.
- [37] - CHALMERS, B. - The structure of ingots. J. Australian Inst Metals. 8: 255, 1963.
- [38] - BILONI, H. e CHALMERS, B. - Origin of the equiaxed zone in small ingots. Journal of Mat Science, 3: 139, 1968.
- [39] - COLE, G.S. e BOLLING, G.F. - The synthetic equiaxed zone. T.M.S. AIME, 245: 725, 1969.
- [40] - SPITTLE, J.A.; DELLAMORE, G.W. e SMITH, R.W. - Formation of the equiaxed zone in small ingots. Proceedings of the conference on "The solidification of metals" ISIP.110. Brighton from 4 to 7 dec. 1967. London.
- [41] - MORANDO, R.; BILONI, H.: COLE, G.S e BOLING, G.F. - The development of macrostructure in ingots of increasing size. Metallurgical Transactions, 1: 1407, 1970.
- [42] - COLE, D.S. - Sexto curso panamericano de metalurgia. Programa multinacional de metalurgia, Buenos Aires, 1970.
- [43] - WOJCIESCHOWSKY , S e CHALMERS, B. - The influence of mechanical stirring on the colunar to equiaxed transition in Al-Cu alloys. T.M.S AIME, 242: 690, 1968.
- [44] - CIBULA, A - J. Inst. of Metals, 80: 1, 1951-52.
- [45] - COLE, G.S. - Structure des Lingotes et transition basaltique equiaxe - Grenoble 1968.
- [46] - CIBULA, A - J. Inst. of Metals, 76: 321, 1949.
- [47] - CROSSEY, F.A e MONDOLFO, L.F. - J. Metals, 3: 1143, 1951.

- [48] - KISS, F. e BILONI, H. - Aceito para ser publicado em Metallurgical Transaction aput referênciã |49|página 4.
- [49] - MORANDO, P.; FISSOLO, J. e BILONI, H. - Refinamento de grano por aditivos em Al y sus allaciones. IV Jornadas Metalurgicas. Sociedad Argentina de Metales, Cordoba, nov. 1970.
- [50] - CROSSLEY, F.A; FISHER, R.D. e METCALFE, A.G. - Viscous shear as an agent for grain refirement in cast metals. T.M.S. AIME, 221: 419, 1961.
- [51] - NAZAR, A.M.M. - Estudo do comportamento do nióbio como agente refinador de grão do alumínio. Campinas. Univeridade Estadual de Campinas, 1977, 93p. (tese mestrado)
- [52] - SHIGLEY, J.E. - Cinemática dos Mecanismos, São Paulo, Edgard Blücher, 1970.
- [53] - GARCIA, A. Determinação dos parâmetros de controle da solidificação do eutético Sn-Pb, em sistemas metal/mol de refrigerados. Campinas. Universidade Estadual de _ Campinas, 1975. 104p. (Tese mestrado).
- [54] - Metals Handbook - American Society for Metals. vol. 8. Metallography, Structure and Phase Diagram. 8th Edition p.121.
- [55] - SUBBARAO et all. Experiências em Ciências dos Materiais São Paulo. Edgard Blücher, 1973.
- [56] - ARRUDA, A.C.F; e PRATES, M - Refino de Grão de Ligas Al-Cu por meio da Agitação Mecânica do Sistema Metal-Molde. Trabalho a ser apresentado no XXXIII Congresso da Associação Brasileira de Metais. Rio de Janeiro de 2 a 6 de julho, 1978.

APÊNDICE 1

DESENVOLVIMENTO DO MECANISMO DE VIBRAÇÃO

1.1 - Diagramas de Corpo Livre

Na figura 1.1 abaixo, está representado o sistema como -seguidor e os respectivos diagramas de corpo livre.

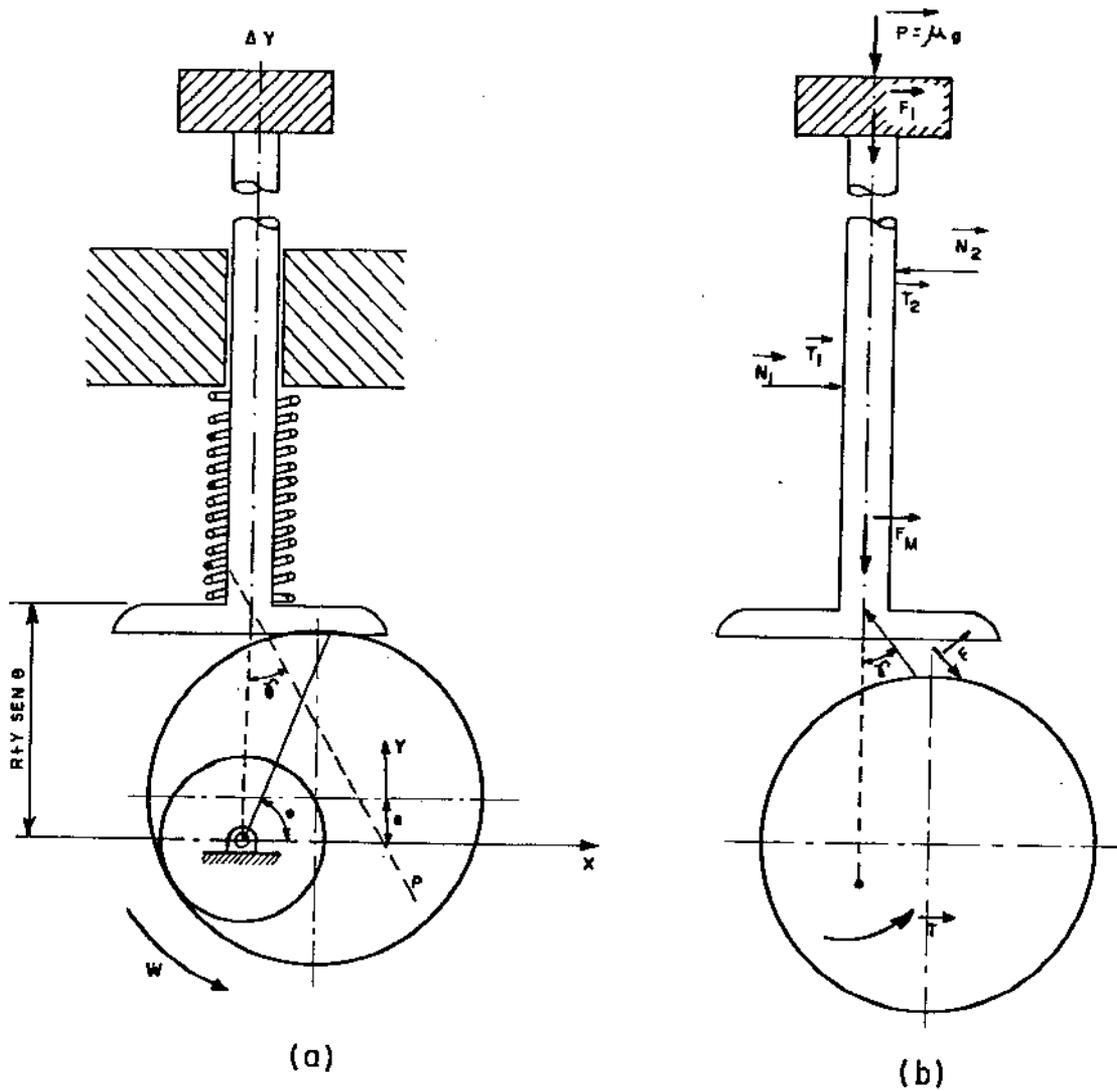


Figura 1.1: Análise de força no sistema como-seguidor. (a) representação esquemática do sistema; (b) Diagrama de "corpo livre".

Neste diagrama temos:

P = ângulo de pressão do camos

\vec{F} = força transmitida pelo camos

\vec{N}_1 e \vec{N}_2 = componentes normais das reações nas guias

\vec{T}_1 e \vec{T}_2 = forças de atrito nas guias

\vec{F}_M = força externa da mola

\vec{F}_i = força de inércia

T = conjugado no eixo

θ = ângulo do camo

A força de inércia age para cima sobre o seguidor, agindo apenas próximo do final do movimento ascensional do seguidor.

A força de inércia deverá ser balanceada pela força da mola e por outras forças externas atuantes, de outra forma, o seguidor perderá o contato com o camo.

1.2 - Determinação das Características Cinemáticas do Movimento do Seguidor.

Pela figura 1.1(a) podemos escrever:

$$y = e \text{ sen } \theta \quad (1.1)$$

onde y = deslocamento do camo, e = excentricidade do camo.

Foram utilizados 5 camos diferentes cujas excentricidades são 1, 2, 3, 4 e 5 milímetros e os diagramas de deslocamento do seguidor estão mostrados na figura 1.2, obtida em uma calculadora HP. 9810A acoplada a uma traçadora de gráficos HP9862A.

A velocidade (\dot{y}) e aceleração (\ddot{y}) do movimento do seguidor serão respectivamente as derivadas primeira e segunda do deslocamento, assim:

$$\dot{y} = e w \cos \theta \quad (1.2)$$

$$\ddot{y} = - e w^2 \text{ sen } \theta \quad (1.3)$$

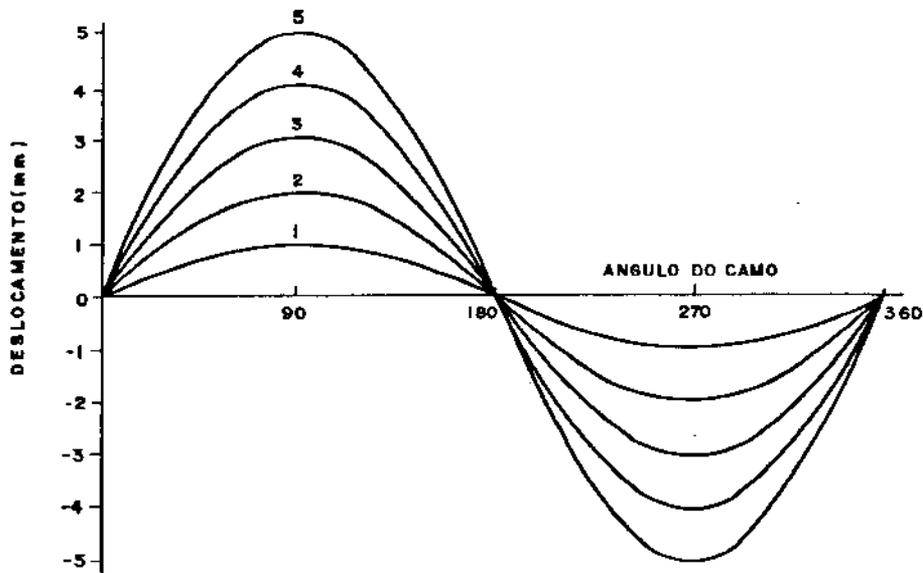


Figura 1.2: Diagramas de deslocamento para as diversas excentricidades dos camos.

onde w é a velocidade angular.

A figura 1.3, traçada pela mesma calculadora, mostra os diagramas da velocidade nas diversas condições de vibração utilizadas no trabalho.

Na figura 1.4, foram plotados os diagramas para aceleração do movimento do seguidor nas diversas frequências e amplitudes utilizadas no trabalho.

1.3 - Determinação das Condições Dinâmicas que Atuam no Camo.

Para camo radial, com seguidor de translação existe uma relação simples entre o conjugado e a velocidade.

Na figura 1.1(a), o centro instantâneo (P) do camo e do seguidor terá a velocidade escalar \dot{y} dada pela equação:

$$\dot{y} = w (R + e \text{ sen } \theta) \text{ tg } \gamma \quad (1.4)$$

Seja F_y a componente vertical da força total resultante do seguidor, atuando sobre o camo. Nesta condição, o conjugado será:

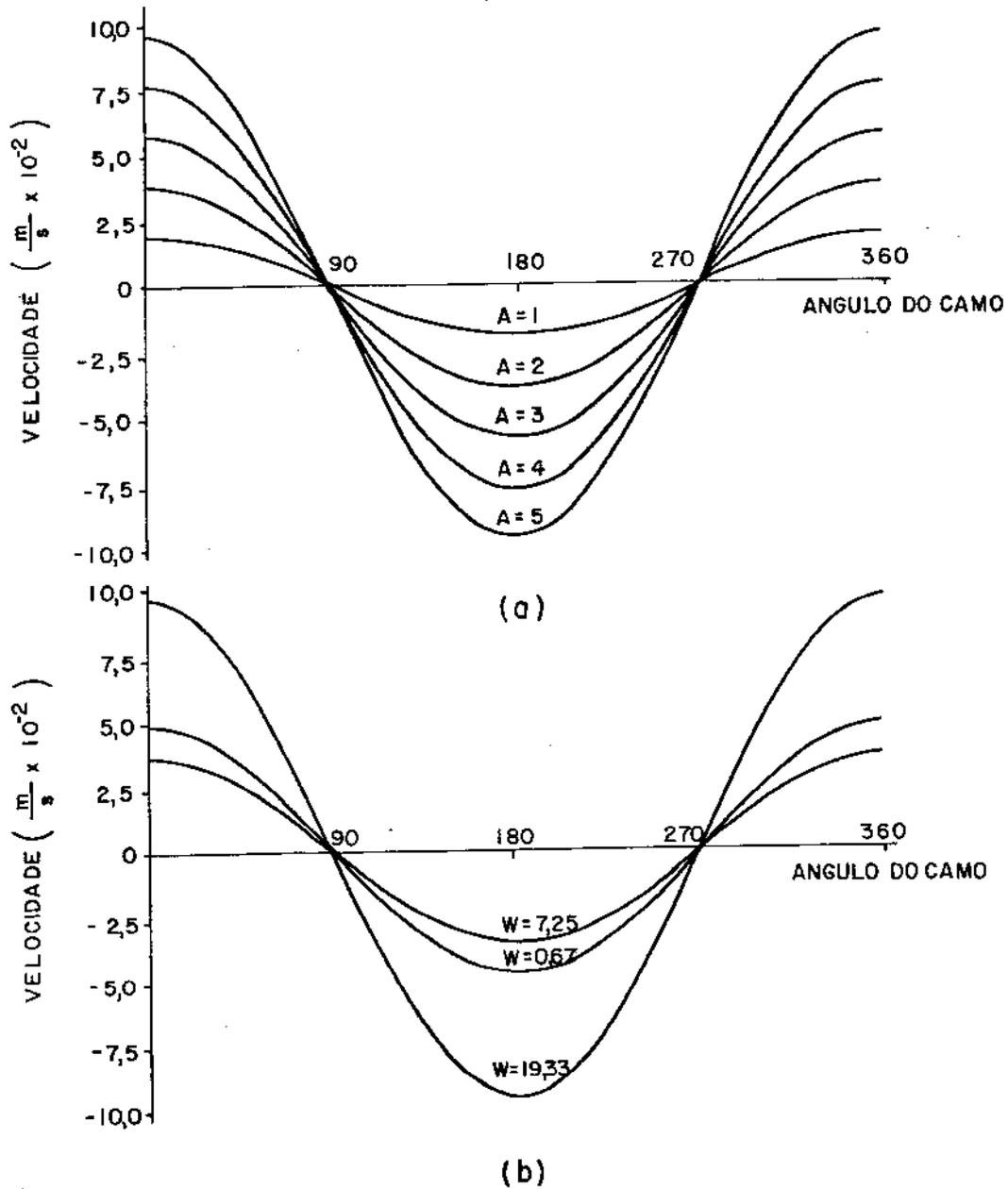


Figura 1.3: Diagrama da velocidade do seguidor. (a) velocidade angular constante: 19,33 Hz, amplitude (A) variável; (b) amplitude constante: 5 mm, velocidade angular (w) variável.

$$T = F_y (R + e \sin \theta) \operatorname{tg} \gamma \quad (1.5)$$

Resolvendo a equação (1.4) para $\operatorname{tg} \gamma$ e substituindo na equação (1.5) teremos:

$$T = \frac{\dot{y}}{w} F_y \tag{1.6}$$

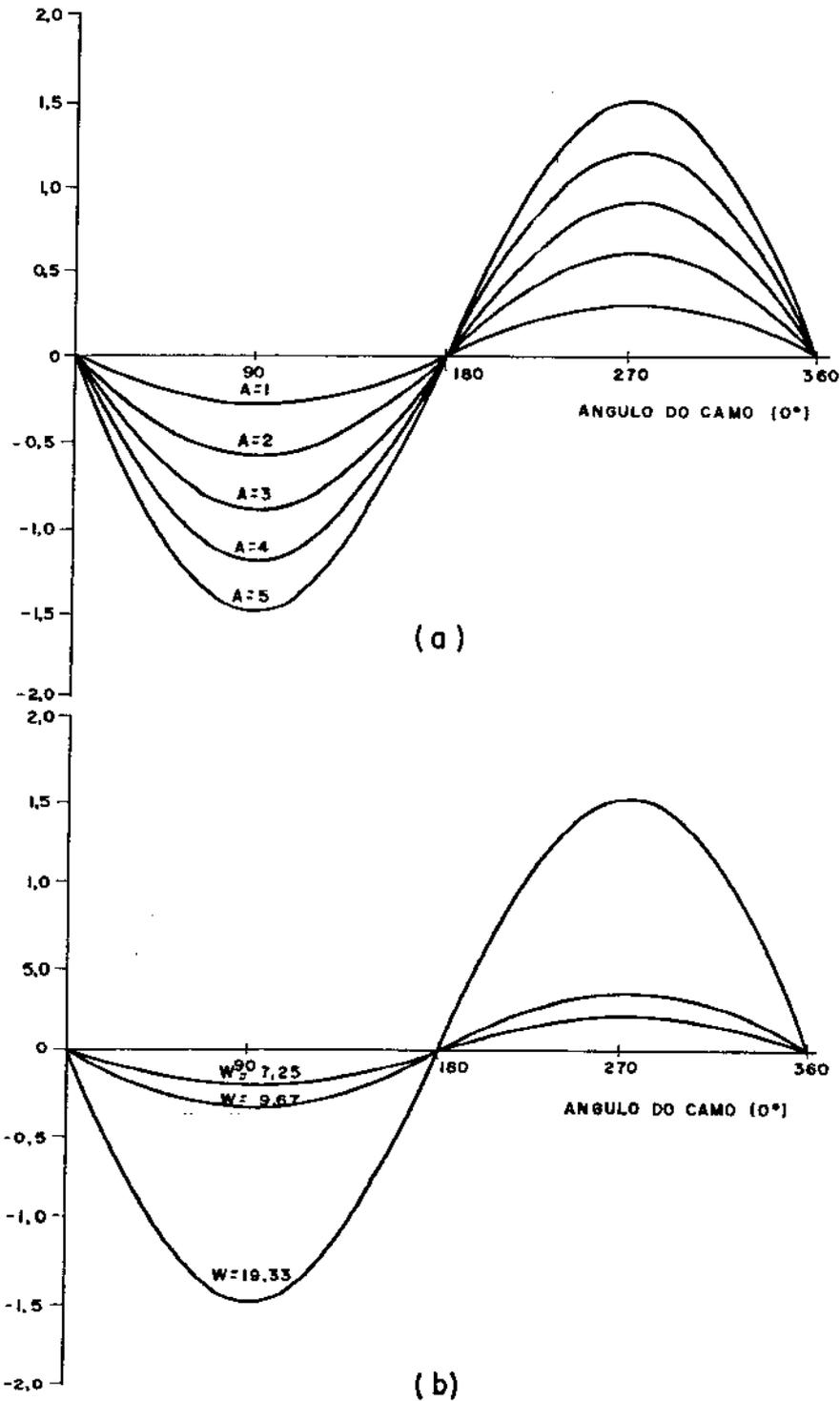


Figura 1.4: Diagramas da aceleração do seguidor. (a) velocidade angular constante: 19,33 Hz, amplitude (A) variável; (b) amplitude constante: 5 mm velocidade angular (w) variável.

mas $\dot{y} = e w \cos \theta$ e portanto:

$$T = e \cos \theta F_y \quad (1.7)$$

mas, pelas condições de equilíbrio:

$$F_y = F_M + F_i + P \quad (1.8)$$

A força externa na mola será dada pela equação:

$$F_M = -K (y_0 + y) \quad (1.9)$$

onde K = constante da mola, y = deslocamento, y_0 = compressão inicial.

A força de inércia é dada pela equação:

$$F_i = -m\ddot{y} = -\frac{P}{g} \ddot{y} \quad (1.10)$$

logo,

$$T = e \cos \theta \left[-K(y_0 - y) + \frac{P}{g} e w^2 \sin \theta + P \right] \quad (1.11)$$

Resolvendo a equação (1.10) para os valores de $k = 2,2 \times 10^{-1}$ Kg/mm e $P = 3,9$ Kg, encontraremos que o conjugado máximo será igual a:

$$T_{\max} = 21,80 \text{ Kg} \times \text{mm}$$

A partir deste resultado foram calculados os eixos, rolamentos e demais partes estruturais do mecanismo de agitação que é mostrado na figura 1.5.

Este mecanismo, foi montado em uma mesa confeccionada especialmente para este fim, onde alojaram-se o motor e trens de polias para se possibilitar a variação de frequências como mostrado na figura 1.6.

1.4 - Energia Entregue ao Sistema Metal-Molde.

A cada par de amplitude e frequência de vibração, tere-

associado um certo valor de energia entregue ao sistema metal-
molde (w) .

Esta energia pode ser calculada como a seguir:

$$dw = \int F_y dy \quad (1.11)$$

mas de acordo com a equação (1.8) $F_y = (F_M + F_i + P)$ e portan-
to:

$$dw = \int (F_M + F_i + P) dy$$

com os valores de F_M e F_i dados pelas equações (1.9) e (1.10),
teremos:

$$dw = \int \left[-K (y_0 + y) - \frac{P}{g} \ddot{y} + P \right] dy =$$

$$-K \int (y_0 + y) dy - \frac{P}{g} \int \ddot{y} dy - P \int dy$$

$$\text{mas } y = e \sin \theta \rightarrow dy = e \cos \theta d\theta \quad (1.12)$$

$$dw = -K \int (y_0 + y) e \cos \theta d\theta + \frac{P}{g} \int e w^2 \sin \theta e \cos \theta d\theta +$$

$$- P \int e \cos \theta d\theta$$

que integrada nos limites $-\frac{\pi}{2}$ a $\frac{\pi}{2}$ e substituindo os valo-
res de $P = 3,9 \text{ Kg}$, $y_0 = 1 \text{ mm}$ e $K = 2,2 \times 10^{-1} \text{ Kg/mm}$ teremos:

$$w = -8,24 e \quad (1.13)$$

Bibliografia específica consultada

- [1] - SHIGLEY, J.E. - Cinemática dos Mecanismos. São Paulo, Edgard Blücher, 1970
- [2] - SHIGLEY, J.E. - Dinâmica das Máquinas. São Paulo, Edgard Blücher, 1969.
- [3] - ALBUQUERQUE, O.P. - Dinâmica das Máquinas, São Paulo, McGraw Hill do Brasil, 1974.

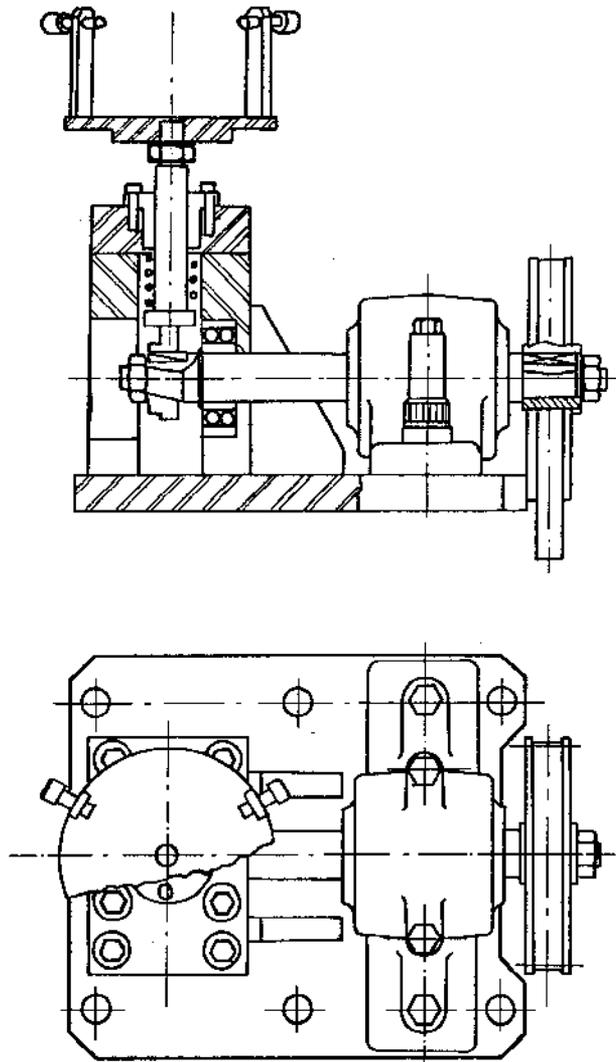


Figura 1.5: Mecanismo de vibração.

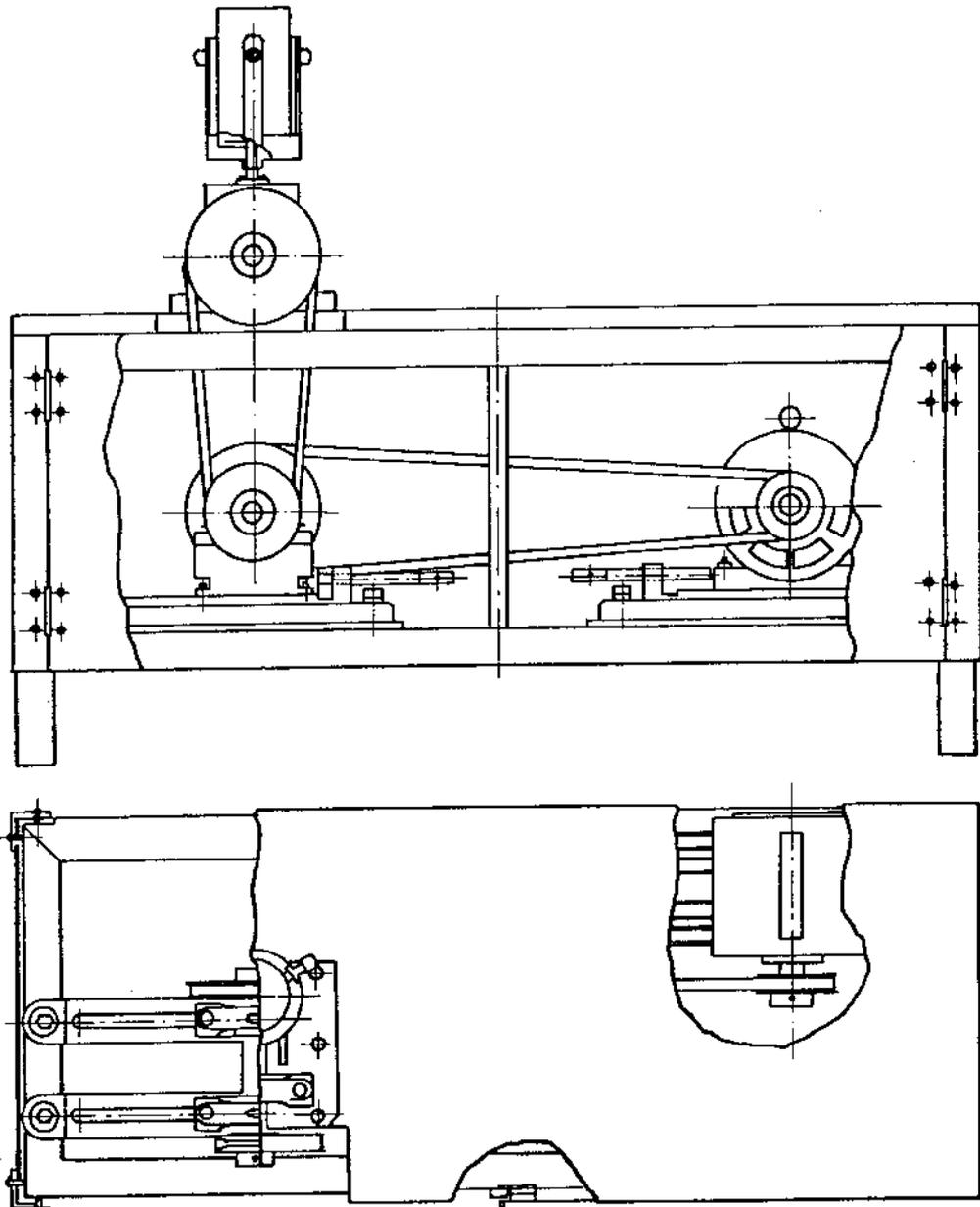


Figura 1.6: Dispositivo de vibração completo.