

Universidade de São Paulo

Escola Politécnica

Trabalho de Formatura - PMT 594

MONTAGEM DE DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800004071

Autor : Fábio Fraís Bonini - N^o USP 2018441

Orientador: Prof.Dr.Jorge Alberto Soares Tenório

dez/94

1-INTRODUÇÃO	3
1.1 - SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL (S.U.).	3
1.2 - FERRO FUNDIDO BRANCO DE ALTO CROMO (FFBAC).	4
1.3 - SOLIDIFICAÇÃO DE FFBAC.	5
1.4-MICROCONSTITUINTES.	9
1.4.1. - MATRIZ	9
1.4.2. - EUTÉTICO	11
1.4.3. - DEFEITOS	12
1.4.4. - RESUMO DA MICROESTRUTURA DE FFBAC ⁴ .	13
1.5 - A MICROESTRUTURA E OS PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO.	13
2 - OBJETIVOS	16
3 - METODOLOGIA	17
3.1 - OS PRINCÍPIOS DO DISPOSITIVO.	17
3.2 - APRESENTAÇÃO DOS ENSAIOS REALIZADOS.	18
3.3 - DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE AQUISIÇÃO E TRATAMENTO DE DADOS.	20
3.4 - INSTRUMENTAÇÃO.	21
3.5 - ETAPA I.	21
3.6 - ETAPA II.	23
3.6.1- RESULTADOS.	25
3.7 - ETAPA III.	26
3.7.1 - RESULTADOS.	28
3.8 - ETAPA IV.	28
3.8.1- RESULTADOS.	28
3.9 - FASE V.	29
3.9.1- TESTES COM PÓS EXOTÉRMICOS.	30
3.9.2 - ENSAIOS A e B - RESULTADOS - DISCUSSÃO.	31
3.9.3 - ENSAIOS C e D - RESULTADOS - DISCUSSÃO.	34
3.9.4 - ENSAIOS E, F e G - RESULTADOS - DISCUSSÃO.	34
3.9.5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO - ENSAIOS H a K.	35
3.9.6 - ENSAIOS L, M e N - RESULTADOS - DISCUSSÃO.	39
4 - CONCLUSÕES.	43
5 - BIBLIOGRAFIA	44

Montagem de Dispositivo de Solidificação Direcional

RESUMO

A utilização da técnica de solidificação direcional possibilita relacionar parâmetros de resfriamento de uma liga metálica com sua microestrutura e composição química. O dispositivo a ser montado será instrumentado a fim de obter parâmetros de taxa de resfriamento em uma estrutura colunar direcionalmente solidificada. Este dispositivo será ajustado através do estudo de ligas do sistema Fe-Cr-C que são de grande sensibilidade aos parâmetros de solidificação além de terem sido estudadas por pesquisadores da escola.

1-INTRODUÇÃO

1.1 - SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL (S.U.).

Os métodos de s.u. consistem em submeter uma amostra a um gradiente térmico unidirecional. Tal gradiente é produzido pela diferença de temperatura entre uma fonte quente, que também elimina perdas laterais de calor, e uma fonte fria. Estabelece-se desta forma um fluxo de calor através da amostra, basicamente, de forma unidirecional, o que resulta num correspondente direcionamento da estrutura solidificada.

A maioria dos dispositivos de s.u. consistem de uma amostra inserida num cadinho que se desloca relativamente ao sistema, da fonte quente para a fonte fria, através de um sistema de tracionamento que permite que esta velocidade seja mantida constante. Muitas vezes, o processo de solidificação é interrompido por têmpera, a fim de melhor se observar a interface sólido-líquido^{1,2}.

Os equipamentos convencionais permitem o controle do gradiente térmico, através da regulagem da temperatura da fonte quente. A velocidade de tracionamento é considerada como velocidade de solidificação. A velocidade de resfriamento determina a capacidade da fonte fria extrair calor e, portanto, os limites de variação da velocidade de solidificação. O gradiente térmico e a velocidade de solidificação podem ser variados independentemente.

Esta técnica caracteriza-se, portanto, por :

- a) produzir estruturas orientadas, o que facilita sua caracterização;
- b) permitir visualizar a ordem de aparecimento das fases formadas durante a solidificação;
- c) permitir o conhecimento e o controle das variáveis térmicas do sistema, tais como velocidade de solidificação e gradiente térmico;

Desta forma, a s.u. permite controlar, com precisão, as microestruturas resultantes da solidificação, e sua relação com parâmetros térmicos e de composição química.

1.2 - FERRO FUNDIDO BRANCO DE ALTO CROMO (FFBAC).

Nas indústrias de mineração, cimento e outras que lidam com materiais de alta dureza realizando operações de cominuição, o tipo de desgaste que provoca mais despesas com reposição de peças e equipamentos é o desgaste abrasivo, gerado pelo contato do metal contra o elemento a ser cominuído (minérios variados), é o caso de bolas e revestimentos de moinhos.. Nestas aplicações utilizam-se: aços, ferros fundidos brancos comuns, ferros fundidos ligados ao Ni-Cr e ferros fundidos brancos com alto cromo^{3,4,5,6}.

Os materiais utilizados para cominuição necessitam de uma grande resistência ao desgaste. Porém, os grandes choques a que estes materiais são submetidos, requerem uma tenacidade cada vez maior dos mesmos. Este fato leva ao emprego crescente dos ferros fundidos brancos de alto cromo^{4,6}.

Maratray relacionou uma série de características dos FFBAC, aos quais atribui o sucesso comercial destas ligas, bem como o grande interesse técnico por elas despertado, são elas^{3,7}:

- a morfologia do eutético, que permite obter boa tenacidade;
- a dureza elevada do carboneto M_7C_3 , que favorece a resistência à abrasão;
- a possibilidade de obter uma estrutura martensítica em seções espessas, com elevada dureza;
- capacidade de retenção da austenita, o que permite a obtenção de peças austeníticas brutas de fundição ou a aplicação de tratamentos subcríticos para evitar a têmpera;

- resistência elevada ao amolecimento por revenido, tornando possível altas temperaturas de revenido, obtendo-se boa tenacidade e boa resistência a quente;

- o custo relativamente baixo de cromo como elemento de liga.

A importância econômica fica evidente quando se considera o consumo de corpos moedores, um dos principais itens de custo no processamento de minérios. Consome-se, mundialmente, cerca de 500.000 toneladas de corpos moedores por ano. No Brasil, os maiores consumos são verificados na indústria de cimento e na preparação de minério de ferro para pelletização, tendo sido verificados consumos entre 25.000 e 70.000 toneladas anuais, considerando-se todos os tipos³.

O desempenho destes componentes pode ser otimizado adequando-se os esforços aplicados durante o uso as suas propriedades que decorrem da microestrutura e de eventuais defeitos de fabricação, fatores estes intimamente relacionados com a composição química e com os processos de fundição e tratamento térmico^{4,6}.

A descrição detalhada da microestrutura dos FFBAC, bem como sua análise quantitativa é essencial para a compreensão das variações das propriedades mecânicas desta importante família de materiais.

1.3 - SOLIDIFICAÇÃO DE FFBAC.

Os FFBAC possuem microestrutura bruta de fundição composta de uma fase dura cerâmica (carbonetos M_3C ou M_7C_3 ; $M = Fe, Cr, Mn$, etc.) rodeada por uma matriz dúctil (Fe). A estrutura cristalina e a morfologia da fase cerâmica em ferros fundidos brancos é reconhecida por afetar criticamente suas propriedades mecânicas e tribológicas^{6,8}.

Dentro da família dos ferros fundidos brancos de alto cromo, vamos nos ater às ligas comercialmente importantes, com os teores de cromo variando

entre 12 e 25%, que servirão como exemplo para o estudo de outras ligas desta família.

Estas ligas solidificam-se por uma reação eutética $L \rightarrow M_7C_3 + \gamma (Fe)$ após a formação de uma fase primária. O carboneto M_7C_3 tem sido caracterizado como tendo uma simetria de trigonal a pseudo-hexagonal e dureza Vickers^{3,6} de até 1700 kgm^{-2} .

Para aumentar a temperabilidade da matriz, estes ferros podem ser ligados com Ni, Mn, Cu e Mo em teores tipicamente de 0,5 a 2,5%. Estes elementos têm pouco efeito no processo de solidificação^{8,9}.

Para o estudo das sequências de solidificação dos FFBAC utiliza-se a superfície líquidus e os cortes isotérmicos do sistema Fe-Cr-C. Este sistema é limitado pelos seguintes diagramas binários: Fe-C, Cr-C e Fe-Cr. Os campos de existência das fases e as reações que ocorrem nestes sistemas condicionam os campos e reações do sistema ternário¹⁰.

A superfície líquidus proposta por Thorpe e Chicco¹⁰ (figura 1.1) tem sido utilizada em diversos estudos de pesquisadores envolvidos com ligas Fe-Cr-C para aplicações comerciais, tanto para o planejamento experimental, como para a interpretação das microestruturas obtidas na solidificação. Na figura 1.1 indicam-se diversas ligas onde serão descritas suas sequências de solidificação e microestruturas resultantes^{4,6}.

Liga A1:

A solidificação inicia-se com a formação de austenita primária. O líquido se enriquece em carbono e cromo até atingir a linha U1-U2, quando começa a ocorrer a reação eutética monovariante $L = \gamma + M_7C_3$. Esta reação prossegue, com a composição do líquido seguindo a calha eutética em direção a U2, até o líquido se esgotar. A microestrutura será constituída de dendritas de austenita e eutético γ/M_7C_3 .

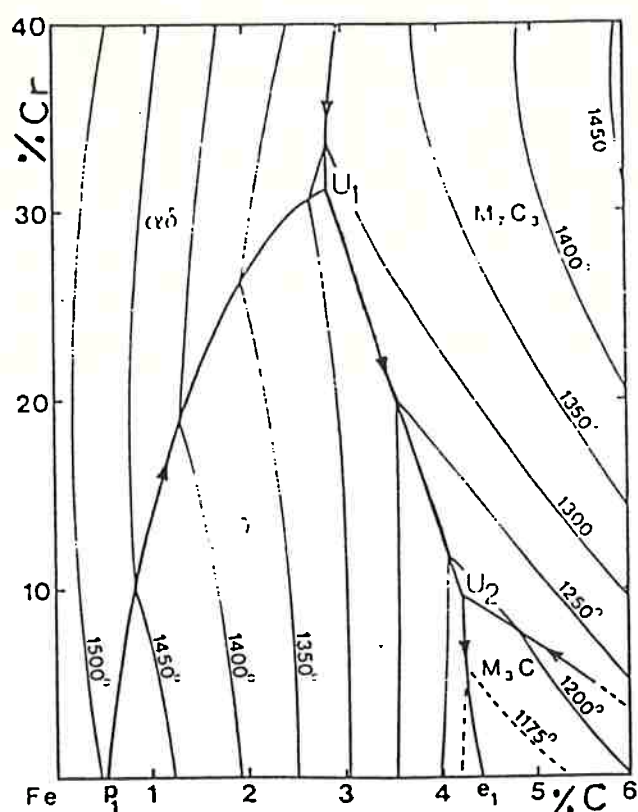


Figura 1.1 - Superfície liquidus sistema Fe-Cr-C.¹⁰

Liga A2:

A solidificação desta liga começa com a formação de austenita e prossegue como a anterior, com a reação eutética ao longo da calha U1-U2. Havendo líquido suficiente, a composição atinge o ponto U2, ocorrendo a reação peritética $L + M_7C_3 = \gamma + M_3C$.

A microestrutura resultante desta sequência de solidificação seria constituída de fase γ primária, eutético $\gamma + M_7C_3$ e $\gamma + M_3C$, resultantes da reação peritética. Eventualmente todo M_7C_3 poderia ser consumido pela reação peritética resultando em uma microestrutura constituída de austenita (primária e do do eutético) e peritético $\gamma + M_3C$.

Havendo líquido remanescente após o consumo de todo o M_7C_3 , a solidificação se completaria através da reação eutética ao longo da calha U2-e1: $L = \gamma + M_3C$. A microestrutura resultante desta última reação é tipicamente ledeburítica.

Liga A3:

A solidificação se inicia com a formação de austenita até que o líquido atinja a composição da calha U2-e1, onde a solidificação prossegue com a formação do eutético $\gamma + M_3C$, até seu término. A microestrutura resultante é formada de dendritas primárias de austenita e ledeburita.

Liga C1:

A solidificação se inicia com a formação de carbonetos primários na forma de prismas hexagonais de M_7C_3 , muitas vezes com um orifício no centro, o que é característico dos FFBAC. A composição do líquido se desloca até a calha U1-U2 onde a solidificação prossegue com a formação de eutético, eventualmente atingindo a composição da reação U2. A microestrutura será composta de carbonetos primários e eutético γ/M_7C_3 .

Como descrito anteriormente, os demais elementos presentes nos FFBAC, nos teores comumente empregados, afetam pouco a superfície líquidos, permitindo sua utilização ao menos qualitativamente.

A literatura apresenta as temperaturas de início e fim de solidificação para algumas ligas. O intervalo de solidificação é uma variável que influencia na microestrutura bruta de fusão, promovendo seu engrossamento ou refino como descrito a seguir^{1,10}.

1.4-MICROCONSTITUINTES.

1.4.1. - MATRIZ

A matriz dos FFBAC é praticamente um aço, pode portanto, apresentar variadas microestruturas como resultado da sua composição química, que é diferente da composição química média do material (pela presença do carboneto), e dos tratamentos térmicos^{4,6}.

Numa escala crescente de durezas, pode-se ter matriz de ferrita mais carbonetos esferoidizados, perlita, martensita revenida e martensita não revenida. Além disso, pode-se ter desde residuais de 10 a 30% de austenita em matrizes martensíticas até matrizes totalmente austeníticas. Todas estas matrizes podem ainda ser encruadas resultando em aumento de dureza^{4,6}.

A austenita primária solidifica-se na forma de dendritas. Ocorre refinamento das dendritas com o aumento do teor de carbono e de cromo, visto que há uma diminuição do intervalo de solidificação com o aumento destes teores, provocando, também o refino da estrutura eutética como será comentado1.

A porcentagem de cromo na austenita primária aumenta com o aumento da relação Cr/C, trazendo como consequência^{9,11,12} o aumento da temperabilidade do material e o abaixamento da temperatura de início de formação da martensita (Ms).

Os perfis de concentração de cromo, carbono e silício numa dendrita de austenita (figura 1.2) variam.à medida que se passa do centro para a periferia da dendrita. Nas regiões adjacentes aos carbonetos ocorre queda dos teores destes elementos. O aumento inicial dos teores de cromo e de carbono poderia ser explicado com base na sequência de solidificação desta liga¹³.

Com o abaixamento da temperatura, o sólido e o líquido em equilíbrio se enriquecem em soluto, levando à formação de camadas de austenita cada vez mais ricas em cromo e carbono (estrutura zonada). Caso não haja tempo, nem

temperatura, suficientes para promover uma homogeneização, será mantido um gradiente de concentração ao longo de toda dendrita.

O decréscimo dos teores de cromo e carbono observados na proximidade dos carbonetos eutéticos, pode ser explicado pela difusão destes elementos para o carboneto durante o resfriamento, no estado sólido. O abaixamento do teor de carbono no contorno das dendritas pode ainda ser intensificado pela presença de silício nesta mesma região, aumentando a atividade de carbono^{3,9,13}.

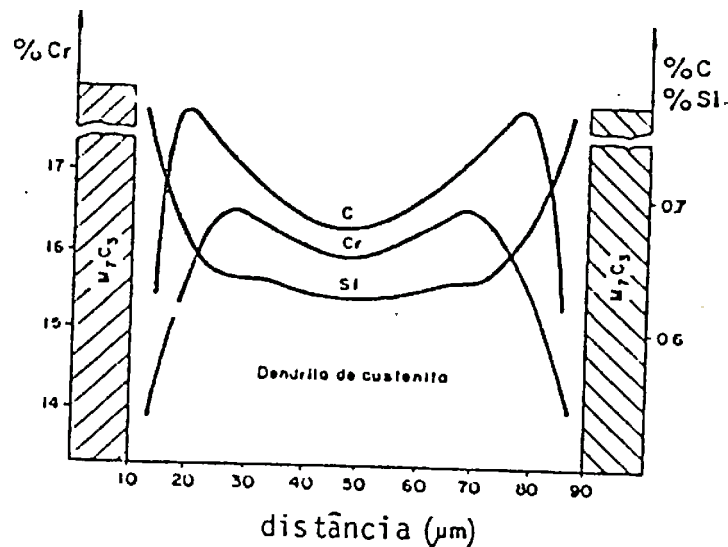


Figura 1.2 - Perfis de distribuição de Cr, C e Si na dendrita de austenita.¹³

1.4.2. - EUTÉTICO

A medida que se eleva a porcentagem de carbono ou de cromo aumenta a fração volumétrica de eutético e consequentemente a fração volumétrica de carbonetos na estrutura. A fração volumétrica de carbonetos influencia a resistência ao desgaste abrasivo, pela crescente proteção da matriz. Maratray, citado anteriormente, desenvolveu a equação a seguir, que permite uma boa aproximação da fração volumétrica de carbonetos eutéticos nos FFBAC³.

$$V_{vk}(\%) = 11,3(\%C) + 0,5(\%Cr) - 13,4$$

V_{vk} - fração volumétrica de carbonetos eutéticos.

$\%C$ - teor de carbono.

$\%Cr$ - teor de cromo.

Embora geralmente se de atenção apenas a sua fração volumétrica, os carbonetos podem apresentar variações importantes de suas propriedades e morfologia, como a quantidade de cromo presente, que altera a composição e dureza do carboneto³.

As propriedades conferidas pelos carbonetos aos FFBAC dependem também de como estes estão distribuídos na estrutura. A distribuição dos carbonetos é dada pelo diâmetro médio da colônia eutética, espaçamento entre carbonetos dentro e na borda da colônia eutética e espaçamento médio de carbonetos total, em várias regiões da peça em estudo^{3,11,14}.

Segundo Matsubara¹, teores elevados de cromo promovem o refino da estrutura eutética, porque reduzem o intervalo de solidificação eutética, ao longo da linha U1-U2 do diagrama da figura 1.1. Estes autores¹ conseguiram obter uma relação entre diâmetro da colônia eutética e intervalo de

solidificação eutética para uma mesma velocidade de solidificação (1 cm/min) dada por:

$$DCE = 16,8 \times (\Delta T_e)^{0,45}$$

DCE - diâmetro médio da colônia eutética, μm .

ΔT_e - intervalo de solidificação eutética, $^{\circ}\text{C}$.

Foi observado¹ um intervalo de solidificação de 65°C para teores de 15% de cromo, e de 21°C para 30% de cromo. Outros elementos de liga produzem o efeito contrário, como o molibdênio que em teores de 1 a 2% provoca um engrossamento de toda estrutura eutética.

O efeito de refino microestrutural provocado pelo aumento da velocidade de resfriamento e portanto da velocidade de solidificação é um fenômeno consagrado, e está relacionado com a difusividade dos elementos de liga^{1,4,11}.

O refino da estrutura é muito importante nas propriedades do material pois pode aumentar a tenacidade sem comprometer a dureza. Por outro lado, de maneira geral, estruturas muito refinadas não apresentam as melhores propriedades de desgaste³.

1.4.3. - DEFEITOS

Os defeitos decorrentes do processo de fabricação devem ser tratados como constituintes da macro e microestrutura do material. Defeitos típicos encontrados em peças fundidas são: micro-rechupes, inclusões não metálicas, trincas, oclusão de ar, defeitos de gás, defeitos superficiais e desvios dimensionais como desencontros⁴.

1.4.4. - RESUMO DA MICROESTRUTURA DE FFBAC⁴.

- Os FFBAC são constituídos de matriz, eutético e ocasionalmente, defeitos.
- A matriz pode ser variada em quantidade, pela composição química, e em propriedades, pelo tratamento térmico e composição química.
- Quanto ao eutético, pode-se variar principalmente sua quantidade, mas também suas propriedades, pela composição química, e suas propriedades pela velocidade de resfriamento.
- Os defeitos originários da fundição e tratamentos térmicos devem ser evitados dependendo dos níveis de aceitação das solicitações de trabalho.

1.5 - A MICROESTRUTURA E OS PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO.

A microestrutura bruta de fundição das ligas metálicas é muito influenciada pelos parâmetros decorrentes das condições térmicas vigentes durante a solidificação, como o gradiente térmico e a velocidade de retirada de calor. Parâmetros microestruturais como o tamanho e espaçamento de microconstituintes podem ser correlacionados diretamente à velocidade de solidificação^{1,11,12,14}.

No caso de ligas comerciais fundidas, encontram-se muitos exemplos práticos em que variações das condições relativas à extração de calor resultam em importantes modificações tanto quantitativas como qualitativas. Por exemplo, verifica-se nas ligas Al-Si fundidas em moldes metálicos uma morfologia do eutético que no caso de moldes de areia só é conseguida com adições de agentes modificadores.

Em ferros fundidos, o aumento da velocidade de solidificação pode alterar radicalmente a morfologia da grafita, ou suprimir a formação deste constituinte para as maiores velocidades, levando à formação do eutético metaestável ledeburita. Em ferros fundidos brancos com cerca de 7% de cromo, verificou-se¹⁵ que o aumento da

velocidade de solidificação favorece a transição do eutético com carbonetos tipo M_7C_3 para aquele com carbonetos tipo M_3C .

De maneira geral, interessa prever-se a variação do grau de refino da estrutura com a variação da espessura das peças fundidas. Técnicas de solidificação direcional têm sido utilizadas com sucesso para estabelecer correlações entre os parâmetros gradiente térmico e velocidade de solidificação, e as microestruturas^{11,12}. As microestruturas orientadas obtidas com estas técnicas facilitam a determinação de relações quantitativas.

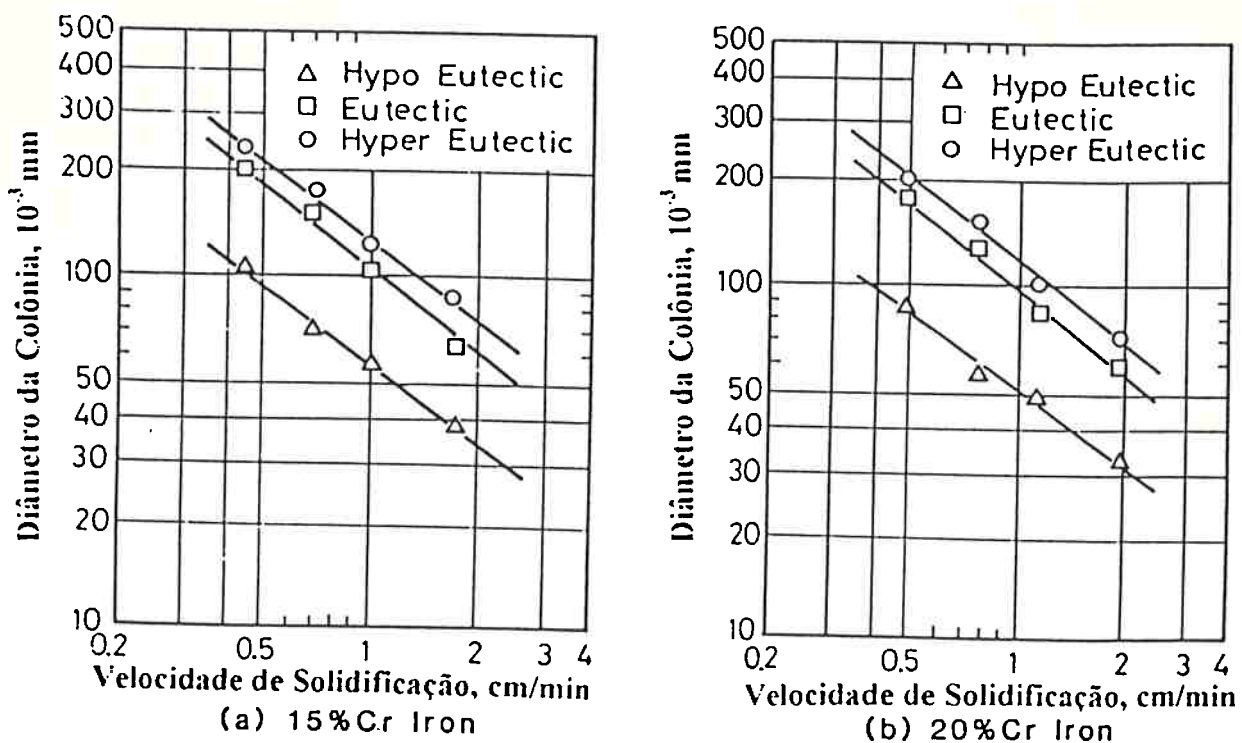


Figura 1.3 - Variação do diâmetro da colônia eutética em função da velocidade de solidificação para composições de 15% e 20% de cromo.¹¹

Matsubara et al¹¹ quantificou relações exponenciais (figura 1.3) entre parâmetros microestruturais de ligas de FFBAC e a taxa de solidificação eutética, obtendo equações como a descrita a seguir.

$$DCE = A \cdot VS^{-0,72}$$

DCE - diâmetro médio de colônia eutética, μm .

A - constante positiva.

VS - velocidade de solidificação, cm/min .

Foi observado¹¹ que a velocidade de solidificação influencia o refino do carboneto segundo uma relação exponencial. Porém, como o carboneto do centro da colônia é muito pequeno, não é tão afetado quanto o da borda da colônia eutética.(figura 1.4)

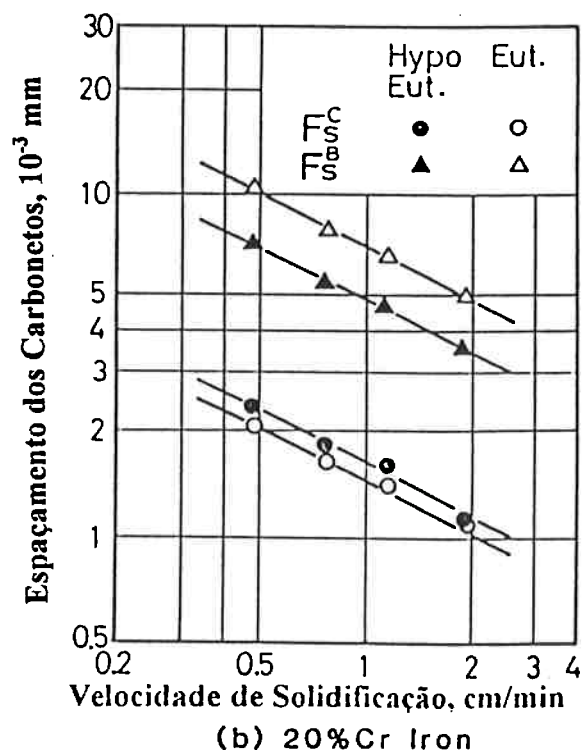
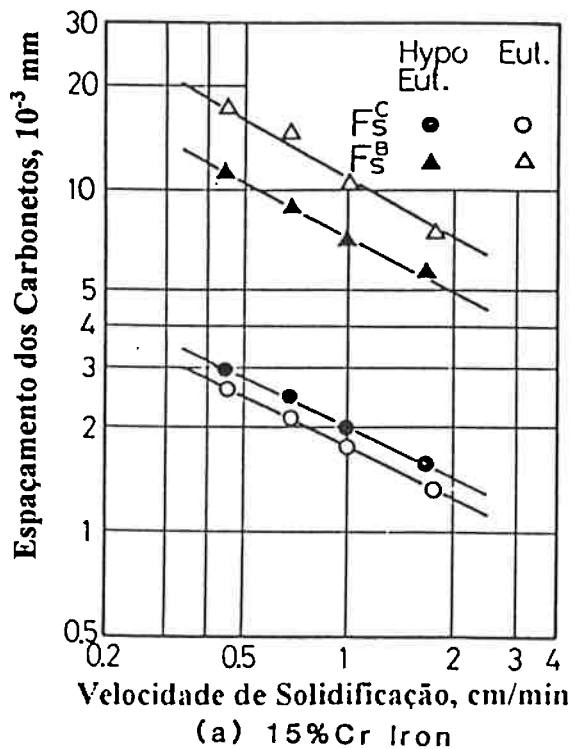


Figura 1.4 - Relação entre espaçamento dos carbonetos no centro e na borda da colônia eutética para ligas com 15 e 20 % de cromo.¹¹

2 - OBJETIVOS

Este projeto de pesquisa tem os seguintes objetivos:

- 1- Projeto e montagem de um dispositivo para estudo de solidificação direcional de metais e ligas;
- 2- Instrumentação e ajuste do sistema de aquisição e tratamento de dados deste dispositivo;
- 3- Estabelecimento de correlação entre condições de resfriamento, composição química e microestrutura para ferros fundidos de alto cromo.

Desta forma, pretende-se possibilitar o estudo de estruturas solidificadas direcionalmente, utilizando um dispositivo simples e de baixo custo.

3 - METODOLOGIA

3.1 - OS PRINCÍPIOS DO DISPOSITIVO.

O dispositivo teve seu projeto baseado naquele desenvolvido por Matsubara¹¹, que permite obter a velocidade de solidificação através do acompanhamento da solidificação unidirecional de um tarugo. Este acompanhamento se dá através de curvas de resfriamento obtidas em posições consecutivas do tarugo.

Este tipo de dispositivo não permite o controle do gradiente térmico e da velocidade de solidificação de modo independente. Na realidade, a velocidade de solidificação é consequência do gradiente térmico aplicado, o que se assemelha à solidificação típica de peças.

Os parâmetros de solidificação variam ao decorrer da solidificação, pois a distância entre a fonte quente e a fonte fria varia conforme a frente de solidificação avança.

O método adotado consiste basicamente em obter-se curvas de resfriamento em diversas posições, com afastamentos crescentes em relação a uma fonte fria. Além disso é necessário que a solidificação mantenha-se essencialmente direcional. É desejável também que a estrutura resultante seja colunar.

Portanto, para o desenvolvimento do dispositivo de solidificação direcional, é necessário:

1 - Construir um molde adaptável a uma base refrigerada que funciona como uma fonte fria, preocupando-se com a minimização das perdas de calor laterais e pelo topo.

2 - Instrumentar um molde em posições bem determináveis.

3 - Obter as respectivas curvas de resfriamento e processá-las para obtenção de parâmetros de solidificação,

4 - Controlar as condições de fundição visando facilitar a obtenção de estrutura colunar, bem como respostas da instrumentação.

Com o objetivo de avaliar o desempenho do dispositivo de solidificação direcional foram adotadas as ligas de F.F.B.A.C., por apresentarem grande sensibilidade às variações dos parâmetros de solidificação (intervalo, velocidade), que resultam em grandes variações estruturais.

Outro motivo importante é o fato de estas ligas consistirem um sistema modelo, i.e., um padrão de comparação para os resultados obtidos experimentalmente.

Além do exposto acima, as ligas F.F.B.A.C., material resistente ao desgaste, têm sido estudadas pelos pesquisadores envolvidos neste trabalho, tendo-se assim bons conhecimentos com relação às características de fundição, solidificação e também microestrutura.

3.2 - APRESENTAÇÃO DOS ENSAIOS REALIZADOS.

Para melhor entendimento dos ensaios realizados, o desenvolvimento do dispositivo foi dividido em seis etapas. Inicialmente, porém, houve a preocupação de se desenvolver um sistema de aquisição de dados que foi utilizado nas diversas etapas do desenvolvimento do dispositivo.

Na primeira etapa foram efetuados ensaios com alumínio, a fim de se avaliar o desempenho do aparato inicial, através de experiências mais simples.

Na segunda etapa empregou-se um dispositivo com isolamento lateral de vermiculita compactado em uma câmara externa de cerâmica. Os dois ensaios desta fase mostraram, através de uma pequena zona colunar e curvas de resfriamento com muita interferência que o dispositivo deveria ser modificado devido ao inadequado procedimento para instrumentação e pré-aquecimento do molde. Foram concebidos e testados três dispositivos, que correspondem às etapas 3 a 5.

O terceiro dispositivo, etapa 3, não apresentou bom desempenho, procurou-se aquecer a câmara interna do molde com o próprio metal vazado em uma câmara externa, o projeto deste dispositivo foi semelhante ao anterior, sendo que na câmara onde era socada a vermiculita foi feito o vazamento do metal.

Na quarta etapa deste projeto foi testado, sem sucesso, um forno que aquecia o molde. Inicialmente (fases 1 e 2) o pré-aquecimento do molde era efetuado em uma mufla, neste dispositivo o forno montado ficou acoplado ao molde. A idéia foi de se evitar a desagradável ligação dos fios de compensação aos termopares do dispositivo que era retirado do forno de pré-aquecimento a 1200 °C.

Na etapa 5, as perdas laterais de calor do molde foram compensadas por pós exotérmicos. Foram realizadas experiências sistemáticas com esta versão do dispositivo.

Os ensaios foram planejados com o intuito de avaliar as mudanças no dispositivo e no procedimento de sua utilização ao longo do trabalho, e realizar experiências sistemáticas que possibilitem atingir os objetivos do presente trabalho.

Os ensaios consistiram na fusão de ligas de F.F.B.A.C., com composição variando de 2 a 3,5% de carbono e 12 a 25% de cromo, num forno de indução de média frequência de 30 quilowatts de potência, em cadinho de 4 quilogramas revestido com refratário de alumina e atmosfera protetora de argônio.

Momentos antes do vazamento, encaixava-se o molde à coquilha previamente polida, procedia-se sua instrumentação, ligava-se a refrigeração da base e ao se atingir a temperatura de vazamento, acionava-se o sistema de aquisição, e então a liga era vazada e recoberta com pó exotérmico. Assim procedeu-se nas diversas fases de desenvolvimento do dispositivo, havendo entretanto, particularidades inerentes a cada uma destas fases.

Os ensaios realizados durante as diversas fases de desenvolvimento do dispositivo permitiram estudar o efeito das seguintes variáveis na qualidade das respostas obtidas, em termos de facilidade de interpretação e reprodutibilidade das curvas de resfriamento, bem como em termos de direcionalidade da estrutura solidificada:

- Dimensões do molde.
- Proteção, posicionamento e tempo de resposta dos termopares.

- Redução dos gradientes laterais de calor, utilizando materiais isolantes, exotérmicos, fornos, e metal superaquecido.
- Temperatura de vazamento e de pré-aquecimento do molde.
- Ajuste do sistema de aquisição ao dispositivo

3.3 - DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE AQUISIÇÃO E TRATAMENTO DE DADOS.

O sistema de aquisição de dados foi desenvolvido para acompanhar a solidificação do metal vazado no dispositivo, fornecendo curvas de resfriamento de diferentes posições instrumentadas.

O programa desenvolvido consiste na calibração da placa, leitura, conversão e saída dos dados na forma de tabela que é armazenada num arquivo tipo texto. A tabela gerada pode ser trabalhada na forma de uma planilha gráfica, obtendo-se curvas de resfriamento, que podem ser trabalhadas com recursos de zoom, filtragem e derivada para melhor determinação dos pontos de interesse. No anexo I apresentam-se detalhes adicionais das características técnicas do sistema de aquisição de dados.

O ajuste das equações envolvidas no trabalho também foi realizado em planilhas eletrônicas. Após se escolher o tipo de equação que melhor traduzia o fenômeno físico em questão, seus coeficientes eram calculados com coeficiente de determinação superior a 0,98.

Destaca-se que:

- O programa de aquisição compensa a junta fria somando-se a tensão correspondente à temperatura ambiente à tensão obtida da conversão dos sinais digitais.
- O programa também filtra os sinais por uma média de cinco aquisições para cada ponto obtido.

3.4 - INSTRUMENTAÇÃO.

Os sensores de temperatura foram escolhidos de modo que resistissem a elevadas temperaturas sem, entretanto, interferir efetivamente na solidificação. Foram, portanto, adotados termopares tipo S- Pt-Pt10%Rd, de dimensões mínimas, cujo fio de bitola de 0,35 mm, permite a utilização de proteção por capilares, mantendo as dimensões dos sensores pequenas em relação à dimensão do molde.

A questão da proteção do termopar foi muito estudada, nas diversas etapas de desenvolvimento do dispositivo, tentando-se relacionar o grau de proteção do mesmo com, a qualidade das curvas de resfriamento obtidas (interferência, tempo de resposta) e a temperatura de vazamento.

Observou-se que quanto mais alta a temperatura de vazamento mais rápida é a resposta do termopar, porém menor o seu tempo de vida. Por outro lado, quanto maior a proteção do termopar mais lenta é sua resposta à variação de temperatura.

O ajuste do termopar no molde pré-aquecido, gerou dificuldades que resultaram numa má aquisição. Quanto maior a temperatura de pré-aquecimento mais difícil o ajuste da instrumentação. A qualidade da aquisição melhorou quando conectores padronizados para termopar tipo S passaram a ser utilizados de modo aterrado em conjunto com todo o sistema.

3.5 - ETAPA I.

Os ensaios desta fase foram realizados visando a verificação do tamanho da zona colunar orientada formada. Nestes ensaios o molde não foi monitorado, nem a microestrutura analisada. Optou-se por uma liga de Al-7%Si comercial com baixo ponto de fusão o que facilitaria o experimento.

O ponto de partida para o estudo do dispositivo foi uma base de cobre refrigerada com água atuando como fonte fria para extração de calor do molde, um molde cerâmico, obtido pela técnica da cera perdida, semelhante aos utilizados em

microfusão, e um isolamento cônico para auxiliar na orientação do gradiente térmico (figura 3.1). O molde teve suas dimensões iniciais baseadas na literatura₁ e foi confeccionado em casca cerâmica porque permite a alteração de suas dimensões com facilidade.

A liga de alumínio (Al-7%Si) foi superaquecida até 800°C em forno tipo mufla e, imediatamente após o molde pré-aquecido ser encaixado à base, o metal foi vazado e recoberto, na superfície do molde, com pó exotérmico Ferrux 101 da FOSECO.

A macroestrutura das amostras, bem como o tamanho da zona colunar formada foram reveladas por macrografias das secções longitudinais das amostras. A macrografia foi preparada com o corte longitudinal, radial, da amostra seguido de lixamento até a lixa de grana 600. O ataque ácido usado foi uma solução 71%HCl-24% HNO_3 -5%HF.

A primeira fusão, sem isolamento térmica lateral, não apresentou resultado satisfatório, pois além das perdas laterais de calor, perdeu-se muito do pré-aquecimento pela grande demora para o vazamento do metal, após retirada do dispositivo do forno.

Adotou-se então uma isolamento térmica constituída de folhas de amianto, envolvendo conicamente o molde, gerando uma cavidade entre a parede do molde e o cone de amianto que foi preenchida com lã de vidro (figura 3.1). Desta forma as regiões mais distantes da base, onde se deseja retardar, a solidificação em relação à base, estavam mais protegidas contra fluxos laterais de calor.

Na segunda fusão com a isolamento descrita acima, o vazamento foi mais rápido, o que minimizou perdas de calor no molde e favoreceu a formação de zona colunar que atingiu seis centímetros. Este resultado despertou interesse sobre as perdas térmicas pela parede do molde, pois percebeu-se a contribuição destas perdas para o encerramento da zona colunar orientada.

Ainda nesta fase foram executados ensaios, adotando-se a isolamento citada, com capilares de quartzo de 3mm, embutidos diametralmente, além do uso de uma

cobertura de pó exotérmico constituído de KNO_3 . Os tubos de quartzo adotados permitem a proteção e reutilização dos termopares, causando porém um atraso no tempo de resposta dos mesmos.

A macroestrutura desta amostra (figura 3.2) revelou a formação de intensa zona colunar chegando a nove centímetros de altura, atravessando o tubo de quartzo sem perturbação visível do crescimento dendrítico. Deve-se este resultado à velocidade com que foi retirado o dispositivo do forno e vazado o alumínio (Al-7%Si), e também ao poder calorífico do pó exotérmico.

Após observação, com auxílio de lupa, concluiu-se que, as dendritas da zona colunar orientada atravessam esta região aderidas ao tubo e retomam, logo em seguida, a sua direção inicial de crescimento. Este efeito é acompanhado pela formação de um campo de dendritas que tende a desviar do tubo e logo em seguida, voltar à sua direção inicial. Concluiu-se que este campo é tanto menor, quanto maior e mais orientado está o gradiente térmico.

Ainda usando este primeiro dispositivo foram feitos ensaios para se verificar a queda da temperatura do molde após sua retirada do forno. Estes ensaios mostraram que a temperaturas na faixa de 1200°C a folha de amianto fica extremamente quebradiça, porém ocorre pouca diminuição de temperatura em função do tempo (cerca de 100°C por minuto inicialmente).

Devido, principalmente, aos problemas operacionais encontrados na fabricação da isolação com um cone de amianto projetou-se um segundo dispositivo onde basicamente se substituiu o cone de amianto por um cone do mesmo material do corpo do molde.

3.6 - ETAPA II.

Para minimizar o trabalho artesanal de isolação lateral do dispositivo 1, foi confeccionado, a partir de um copo de plástico (700 ml), com a técnica de fundição

de precisão uma casca cerâmica a fim de substituir o papel do amianto. O croquis deste novo dispositivo esta mostrado na figura 3.3.

Os tubos capilares de quartzo foram embutidos diametralmente no modelo em cera, permitindo proteção e reaproveitamento dos termopares, que teve sua junta de medição soldada com acetileno. As pontas dos fios dos termopares, que ficaram para fora do dispositivo, foram protegidas com lama cerâmica.

Foram feitos ensaios de queda de temperatura em função do tempo, para o dispositivo 2, usando vermiculita compactada e lã de vidro como elementos isolantes. Os resultados destes ensaios (figura 3.4), mostraram que a vermiculita compactada apresenta melhor desempenho, tendo sido adotada como isolante nas fusões efetuadas com este dispositivo.

O dispositivo 2 foi pré-aquecido em um forno tipo mufla a 1100°C. A grande dificuldade nesta fase foi a conexão do sistema de aquisição aos termopares do molde. Nas experiências realizadas, procedeu-se esta ligação através de conectores tipo “jacaré”, devido à necessidade de uma ligação rápida, para evitar a perda do pré-aquecimento do molde quando se retirava o mesmo do forno.

As ligas foram preparadas com descrito no item 3.2 e vazadas no dispositivo com um superaquecimento de 150 °C, para determinação destas temperaturas foi empregado o sistema Fe-Cr-C apresentado por Thorpe e Chico¹¹. O exotérmico de cobertura utilizado foi o Ferrux - 101 da FOSECO.

Os resultados das análises químicas das ligas fundidas estão dispostos na tabela I, abaixo, juntamente com os resultados de análise térmica.

Tabela I - Composição Real e Temperatura de Transformação das Ligas Obtidas

COMPOSIÇÃO DAS LIGAS	TEMPERATURA (C)
Hipoeutética - 2,05%C-19,6%Cr-	LÍQUIDUS-1356 EUTÉTICO-1504
Eutética -3,45%C-18,4%Cr	LÍQUIDUS=EUTÉTICO - 1246

Os tarugos solidificados foram estudados metalograficamente. A superfície cortada foi lixada até lixa 600 e atacada quimicamente com Vilela, uma solução ácida composta de 1 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico concentrado e 100 ml de etanol.

As micrografias foram feitas em cortes transversais ao tarugo, na posição dos capilares de quartzo. As amostras foram lixadas e polidas com pasta de diamante até 1 micron e atacada com Vilela, sendo algumas atacadas com Nital em função da grande quantidade de perlita presente.

3.6.1- RESULTADOS.

As curvas de resfriamento de cada ensaio foram filtradas três vezes a fim de atenuar a interferência captada. Observa-se nas curvas, principalmente no ensaio com a liga hipoeutética, uma grande dificuldade para interpretação das mesmas (figura 3.5), pois apesar da filtragem a interferência prevaleceu.

A interferência obtida está relacionada ao método de ligação do sistema de aquisição, que opostamente à idéia inicial, tornou-se quase impraticável. A dificuldade de prender os oito conectores (4 positivos e 4 negativos) tipo “jacaré” nos correspondes fios nus de termopar que ficam moles e intangíveis à 1100 °C, demora, o que faz a temperatura de pré-aquecimento do molde diminuir. A nudez dos fios de termopar os tornam mais susceptíveis à captação de interferência e ao contato com outros fios.

As curvas obtidas para liga eutética (figura 3.6), captaram menos interferência. Apesar de se ter perdido um ponto de aquisição em cada experimento, as curvas poderiam ser avaliadas retirando-se parâmetros de solidificação como gradiente térmico e velocidade de solidificação, porém a insatisfação com as curvas levou a equipe a desenvolver novos métodos para reduzir a interferência captada.

A ligas revelaram pequena zona colunar. A liga hipoeutética apresentou cerca de 2 centímetros de zona colunar com longas dendritas de austenita primária orientadas segundo o gradiente térmico, e a liga eutética revelou formação de um eutético fino e orientado até cerca de 5 cm no centro do tarugo.

Desta forma, devido ao tamanho da zona colunar, aos problemas técnicos ocorridos devido ao manuseio do dispositivo na temperatura de pré-aquecimento (contato entre os fios dos termopares, dificuldades na conexão dos termopares com o sistema de aquisição), e as curvas obtidas, optou-se por aperfeiçoar o dispositivo de solidificação direcional.

Como grande parte dos problemas ocorridos relacionam-se com a elevada temperatura de pré-aquecimento, necessária para evitar gradientes térmicos laterais e a dificuldade de se ajustar o sistema de aquisição nesta dada temperatura, foram projetadas e desenvolvidas 3 linhas de ataque, que procuraram promover o aquecimento do molde mantendo desde o início o dispositivo de instrumentação conectado, a saber:

-Fase III- Fornecimento de calor à câmara de solidificação através de um forno acoplado.

-Fase IV- Fornecimento de calor à câmara de solidificação com o auxílio do próprio metal.

-Fase V- Fornecimento de calor à câmara de solidificação com auxílio de exotérmicos, utilizando capilares de quartzo para proteção dos termopares. Que foi a técnica que apresentou os melhores resultados, sendo empregada nas ensaios sistemáticos deste projeto.

3.7 - ETAPA III.

Optou-se pela construção de um forno cilíndrico que englobasse o molde instrumentado promovendo o aquecimento "in situ", permitindo o ajuste da base de

cobre refrigerada e o vazamento de metal dentro do dispositivo que está dentro do forno (figuras 3.7 e 3.8).

O forno foi monitorado com elementos resistivos global e sua câmara foi projetada com o menor tamanho que permitisse o ajuste dos elementos global em volta do molde e da base de cobre, sem comprometer a vida do elemento. A figura 3.7 possui o projeto simplificado do forno.

A câmara do forno foi desenvolvida em casca cerâmica pela técnica da fundição de precisão. Com a preocupação de se obter uma casca permanente com maior resistência à variação de temperatura e mecânica.

Junto à isolação do forno foi ajustado um termopar tipo S para medir a temperatura do forno que montado consegue atingir cerca de 900°C.

Foram feitas 4 furações de 6 mm de diâmetro na câmara do forno e de 10 mm na isolação, até atingir os furos da casca cerâmica. Por estes furos foram introduzidos os termopares montados em tubos de alumina de 5 mm de diâmetro. Os tubos de alumina estavam encaixados a um conector macho tipo S padrão, conforme figura 3.8.

A ponta deste termopar não é protegida pelo capilar de alumina e é longa o suficiente para permitir a entrada da junta de medição do par até o centro do capilar de quartzo ajustado no molde a diferentes alturas da base refrigerada (1,3,5 e 7 centímetros).

Foi utilizado nesta fase a mesma liga hipoeutética utilizada na fase anterior (tabela I), vazada também com 150°C acima do ponto de fusão da liga. Para proceder o vazamento utilizou-se uma bacia de vazamento cerâmica, com volume apropriado para se encher o molde interno ao forno, ajustada da boca do forno até o molde interno ao forno. Após o vazamento adicionou-se pó exotérmico Ferrux-101 da FOSECO à superfície do metal.

3.7.1 - RESULTADOS.

Preparou-se uma macrografia do tarugo obtido, segundo o procedimento descrito na fase II, item 2. A macrografia indicou que praticamente não houve formação de zona colunar. O material era constituído de uma extensa zona de cristais equiaxiais muito finos, o que indica que na solidificação houve o favorecimento do processo de nucleação de cristais, talvez devido ao longo percurso que o metal teve que percorrer até chegar no molde.

3.8 - ETAPA IV.

O dispositivo número 4 consiste em 2 câmaras, na câmara interior é feita a solidificação direcional, esta câmara é envolta por uma câmara externa onde é inicialmente vertido o metal líquido que aquecerá então a câmara interna. Após o preenchimento desta câmara o metal passa para a câmara interior através de um rasgo, na parte superior da parede que separa estas câmaras como ilustra a figura 3.9. Este molde é bastante semelhante ao dispositivo 2 (figura 3.3), sendo que na câmara externa, onde era compactada a vermiculita foi vazado o metal.

Foi utilizada a mesma liga, temperatura de vazamento, e pó exotérmico de cobertura descritos na fase III, porém o ensaio realizado com o dispositivo 4 não foi instrumentado, pois visava apenas comprovar a viabilidade experimental deste dispositivo através da formação de uma zona colunar orientada.

3.8.1- RESULTADOS.

Da mesma forma que no ensaio com o dispositivo 3 a macrografia revelou uma extensa zona de cristais equiaxiais, talvez também relacionada ao extenso caminho que o metal percorreu para preencher o molde.

3.9 - FASE V.

Nesta etapa optou-se por utilizar material exotérmico para revestimento interno do molde e cobertura, a fim de se produzir calor na interface lateral e no topo do corpo de prova formando uma barreira energética contra a perda de lateral de calor e manter uma fonte quente de calor no topo do molde, favorecendo a unidirecionalidade do gradiente térmico. Este aparato é semelhante ao proposto por Matsubara¹¹ e está ilustrado na figura 3.10.

Para compactação do pó junto a parede do molde foi necessária a adição de uma certa quantidade de água ao mesmo para dar pega. Uma vez realizada a compactação este foi para a etapa de secagem a fim de eliminar toda água presente no dispositivo. O processo de secagem foi feito num forno tipo estufa, a cerca de 200°C, até o peso do molde não se diferenciar de pesagem para pesagem.

Os ensaios consistem no encaixe do molde na base de cobre, conexão do sistema de aquisição, superaquecimento do metal, ligação do sistema de aquisição e da refrigeração da base (água) e vazamento do metal. A base de cobre é previamente polida e a água só é ligada instantes antes do vazamento, para evitar a formação de óxido na superfície e assegurar a boa transferência de calor. As ligas foram preparadas conforme item 3.2.

Foram instrumentadas as posições a 10, 20, 30 e 50 milímetros de altura da base refrigerada, através do encaixe dos termopares nos espaços do revestimento exotérmico, previamente reservados através da utilização de machos durante a socagem da camada exotérmica junto a parede do molde.

A proteção do termopares e as ligas utilizadas em cada ensaio (análise química) estão dispostos na tabela II. Foram preparadas macrografias e micrografias usando o mesmo procedimento descrito na fase II.

Foi necessário, o estudo de alguns pós exotérmicos que estavam disponíveis no departamento, como discutido a seguir.

3.9.1- TESTES COM PÓS EXOTÉRMICOS.

Foram estudados os seguintes pós exotérmicos:

- Ferrux 101 da FOSECO.
- Mistura de pó de óxido de ferro e pó de alumínio 1:1 em massa.
- Mistura de nitrato de potássio com pó de alumínio 1:1 em massa.
- Peróxido de sódio.

Os testes foram feitos, através da fusão de uma carga de sucata de ferro fundido, e após o vazamento em 4 copinhos de shell-molding foram adicionados à superfície do metal os pós exotérmicos em estudo (cada um em um copinho).

Foram observados os seguintes fenômenos:

- A mistura de óxido de ferro com alumínio não reagiu.
- A mistura de nitrato de potássio com alumínio reagiu fortemente, liberando gases e intensa luminosidade. O peróxido de sódio apresentou comportamento semelhante.
- O pó Ferrux - 101 apresentou uma branda, com alguns estalos, e a formação de uma chama suave, sem desprendimento de gases.

Como a reação do pó utilizado para revestimento objetiva apenas a retenção de calor, o pó Ferrux 101 foi adotado para revestir o molde, pois possui reação mais branda reduzindo riscos de desprendimento do pó do revestimento e reações explosivas geradoras de defeitos interferentes na solidificação.

Para cobertura a reação exotérmica mais forte favorece a formação de uma fonte quente, portanto adotou-se para esta finalidade, a mistura de nitrato de potássio com alumínio por ser mais barato que o peróxido de potássio.

3.9.2 - ENSAIOS A e B - RESULTADOS - DISCUSSÃO.

As macrografias apresentaram-se, muito semelhantes, com uma zona colunar orientada, no formato de um cone de quase 5 centímetros de altura no centro do tarugo, o que permite se obter parâmetros de resfriamento, de solidificação e microestruturais mais confiáveis.

O formato da zona colunar em questão se deve ao fato da extração de calor pela base ficar cada vez menor com o decorrer da solidificação, pois conforme o metal solidifica, região sólida resistente à retirada de calor cresce. Desta forma o fluxo de calor pela base vai se aproximando do fluxo pela parede, o gradiente não está mais suficientemente orientado e o metal começa a solidificar também na parede, afunilando a região de crescimento colunar..

As micrografias revelaram que a seqüência de solidificação começou com a formação de austenita primária, seguida pela formação de um eutético (austenita + M_7C_3) e decomposição de parte da austenita presente em perlita.

A decomposição da austenita em perlita se dá principalmente nas regiões mais próximas ao carboneto eutético, onde ela possui menor teor de carbono e portanto maior facilidade de decomposição por difusão. Foi observada uma maior formação de perlita nas posições mais afastadas da base refrigerada devido à menor velocidade de resfriamento destas posições, fornecendo mais tempo para a decomposição por difusão no estado sólido (formação de perlita).

A presença de austenita primária indica que a composição da liga é hipoeutética e não exatamente eutética como se desejava, o que foi comprovado com a análise química das amostras colhidas no ensaio, ver tabela II.

Foram realizadas, ainda, análises químicas em amostras retiradas nas posições 10, 30 e 50 mm, para verificar a segregação de C e Cr. Os resultados estão descritos na tabela III abaixo e revelaram que não há, praticamente, segregação de carbono e de cromo ao longo do corpo de prova obtido.

Tabela II- Ensaios feitos na fase V, análises químicas, temperaturas de vazamento, e proteção dos termopares.

Ensaios	Composição	Temperatura vazamento(°C)	Observações
A, B	15,5%Cr; 3,3%C	1500	*
C, D	15,5%Cr; 3,3%C	1450	***
E, F, G	15,5%Cr; 3,3%C	1500	*
H, I, J, K	13,9%Cr; 3,5%C	1600	**
L, M, N	22,4%Cr; 3,1%C	1600	**

*- Termopares protegidos apenas por lama cerâmica.

** - Termopares protegidos por tubos de quartzo de 3mm de diâmetro.

*** - Sem instrumentação.

Nos ensaios A e B, como mostra a tabela II, não se utilizou a proteção dos tubos de quartzo, pois desejava-se verificar se o tubo de quartzo atrasava muito o tempo de resposta dos termopares. A principal alteração observada aconteceu no pico da curva, pois o tubo demora mais para ser aquecido, que o termopar sem proteção. Quando a temperatura do tubo atinge a do metal, acima do início de solidificação, o resfriamento de ambos se dá em equilíbrio.

Tabela III - Análises químicas do ensaio A.

POSIÇÃO (mm)	COMPOSIÇÃO QUÍMICA
MÉDIA	3,26%C - 15,54%Cr
10	3,26%C - 15,56%Cr
30	3,25%C - 15,21%Cr
50	3,22%C - 15,71%Cr

Das curvas de resfriamento (figuras 3.11 e 3.12) obtidas pode-se estabelecer parâmetros de solidificação. Determinado o tempo em que termina o patamar de solidificação, ou seja o tempo em que a frente eutética passa por determinada posição no molde, foi possível traçar a curva de avanço de frente de solidificação (figura 3.13)

A curva de avanço de frente de solidificação foi uma curva média obtida pelas corridas A e B pois estas constituem a mesma liga e possuem condições semelhantes de solidificação e portanto a velocidade de solidificação de ambas pode ser considerada igual.

Esta curva foi traçada como distância percorrida pela frente de solidificação em função da raiz quadrada do tempo. Isto acontece porque a velocidade de solidificação varia de ponto para ponto possuindo velocidades menores de solidificação nos pontos mais afastados da base e a relação exponencial de -0,5, segundo Matsubara¹¹, ficou bem acomodada ao fenômeno.

Desta forma foi possível determinar que a taxa de solidificação, nestas corridas é dada por :

$$VS = 0,21 \cdot t^{-0,5}$$

VS - Velocidade de solidificação, mm/s

t - Tempo, s.

A taxa de solidificação encontrada é bastante elevada para comparação de dados com Matsubara¹¹. Assumiu-se as experiências A e B como preliminares, pois esperava-se obter uma taxa de solidificação menor e uma microestrutura menos refinada, para poder comparar com os dados da literatura.

A taxa de solidificação elevada se deu devido ao rápido resfriamento do metal que perdeu muito calor para aquecer o molde que estava à temperatura ambiente. Desta forma perdeu-se grande parte do superaquecimento do metal, favorável à

formação de um forte gradiente térmico e consequentemente de uma frente orientada de solidificação.

3.9.3 - ENSAIOS C e D - RESULTADOS - DISCUSSÃO.

Estes ensaios não foram instrumentados visava-se apenas a obtenção de uma zona colunar maior e uma microestrutura mais grosseira. Para tal reduziu-se o diâmetro do molde para 20 mm de diâmetro, a fim de se permitir uma maior relação entre superfície de reação com pó exotérmico por volume de metal. Foi utilizada a liga dos ensaios A e B, vazando-se a 1500 °C.

No ensaio D testou-se também um outro tipo de pó exotérmico para cobertura, denominado KALMEX da FOSECO mais poderoso que o nitrato de potássio com alumínio. Utilizou-se a mesma liga e procedimento dos ensaios A e B.

Foi observado que a redução do diâmetro do molde teve um efeito negativo sobre o tamanho da zona colunar obtida, o efeito de maior superfície de reação por unidade de volume não foi suficiente para compensar o grande aumento de perda térmica, dada a maior superfície de troca de calor com o molde após reação.

A zona colunar obtida manteve seu formato de cone, porém com uma inclinação mais aguda, o que indica que a extração lateral de calor foi aumentada em relação à da base de cobre, mesmo porque a região de troca pela base ficou reduzida.

3.9.4 - ENSAIOS E, F e G - RESULTADOS - DISCUSSÃO.

Nestes ensaios utilizou-se o mesmo procedimento e liga utilizado nas experiências A e B, a fim de verificar a reprodutibilidade do dispositivo. A fim de ampliar o campo colunar e promover uma solidificação mais lenta, o molde foi pré-aquecido à 150°C e o temperatura de vazamento foi controlada de modo a não se vazar a menos de 1500 °C .

Para facilitar a ligação do sistema de aquisição ao molde levemente pré-aquecido, os termopares ficam ligados ao sistema de aquisição bastando encaixá-los ao

molde momentos antes do vazamento. Optou-se por não utilizar proteção de capilar nos termopares, dado os resultados positivos nos ensaios A e B.

Estes experimentos revelaram curvas de resfriamento com interferência elétrica, verificou-se a perda de muitos pontos de aquisição por rompimento de termopares, principalmente quando o vazamento se dava em temperaturas um pouco acima de 1500°C.

Observou-se a facilidade de erodir partículas de pó da parede do molde com o simples manuseio. Isto aconteceu provavelmente por uma má compactação do pó durante a socagem do revestimento do molde.

As macrografias também não se mostraram satisfatórias, com uma zona colunar orientada com pouco menos que quatro centímetros de altura. A nucleação foi favorecida ao crescimento mais que no ensaio A e B. Talvez este fenômeno esteja relacionado com o esboroamento do pó exotérmico da parede do molde no interior do metal, gerando sítios de nucleação.

3.9.5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO - ENSAIOS H a K.

A fim de comprovar a reprodutibilidade do dispositivo, foi repetido o procedimento básico do ensaio anterior, com algumas alterações a fim de assegurar resultados positivos. Devido à grande perda dos termopares e interferência captada nos ensaios E, F e G, retomou-se a utilização dos capilares de quartzo. Utilizou-se também conectores tipo S padronizados aterrados à blindagem do cabo de compensação.

A temperatura de vazamento foi aumentada, a fim de promover um maior encharque de calor no molde, antes do metal começar a solidificar, a fim de promover uma menor extração lateral de calor pela lateral do molde. O vazamento à 1600 °C, foi útil também tempo de resposta dos termopares.

Para cobertura do molde após o vazamento, utilizou-se uma cobertura de massalote pré-formatada da FOSECO denominada KAPEX. A temperatura mais elevada, favoreceu tanto a reação do Ferrux - 101 na parede como desta cobertura.

Nos ensaios realizados de H a K foram obtidas curvas de resfriamento limpas e sem interferência correspondentes às 4 posições instrumentadas em cada molde, como mostra a figura 3.14, este efeito está diretamente relacionado à proteção dos termopares com tubos de quartzo, que tiveram sua inércia de resposta reduzida pela temperatura mais elevada de vazamento.

Nas curvas de resfriamento é possível observar três regiões. A primeira corresponde ao resfriamento do metal líquido, notando-se que a velocidade de resfriamento não varia muito de uma posição para outra. A segunda região corresponde a uma suave mudança de inclinação, ou patamar. A terceira região mostra a retomada de uma inclinação acentuada, correspondendo ao resfriamento da liga já solidificada.

O patamar das curvas de resfriamento pode ser interpretado essencialmente como correspondendo ao equilíbrio entre a extração de calor através da coquilha e a liberação de calor latente devido à solidificação da liga.

Entretanto, nas posições mais afastadas do resfriador, é possível que uma parcela da duração destes patamares deva-se simplesmente a impossibilidade de ocorrer perda de calor, uma vez que o pó exotérmico impede a extração lateral, ao mesmo tempo em que o fluxo de calor em direção à base refrigerada é impedido pelo fato de que a solidificação está em andamento nas posições inferiores.

Em vista das hipóteses adotadas acima, é mais conveniente monitorar o andamento da solidificação através da determinação do momento em que o resfriamento passa a ser rápido (início da terceira região das curvas de resfriamento), o que caracteriza o fim da existência de líquido.

A temperatura de fim de solidificação pode ser obtida da literatura^{1,10}, e deve orientar na determinação do instante e temperatura de fim de solidificação para as condições de resfriamento do dispositivo em questão. Muitas vezes a curva, principalmente nas posições de resfriamento rápido, não mostram claramente onde ocorre o fim de solidificação e os dados da literatura tornam-se essenciais.

Das curvas de resfriamento, obtiveram-se os tempos correspondentes ao fim da solidificação para cada posição. A figura 3.15 apresenta a relação entre altura solidificada e tempo, através de um gráfico bilogarithmico com dados obtidos das 4 corridas, que pode ser expresso através da equação exponencial abaixo:

$$H = 1,09.t^{0,70}$$

H - altura da posição já solidificada, mm.

t - tempo transcorrido desde o vazamento, s

As curvas de resfriamento obtidas nestas experiências foram comparadas, posição por posição (figura 3.16), revelando a boa reprodutividade das curvas de resfriamento nos experimentos de H a K. A reprodução do comportamento térmico na solidificação destas experiências, com a mesma liga, implica na reprodutividade da microestrutura das mesmas, e assegura portanto a reprodutividade das experiências com este dispositivo.

Um dos tarugos obtidos, foi examinado metalograficamente. Foram realizados cortes longitudinais para se verificar a macroestrutura (figura 3.17), que revelou uma intensa zona colunar de mais de 50 milímetros e portanto ultrapassando a última região instrumentada, permitindo correlacionar os parâmetros microestruturais estabelecidos (a seguir) com os parâmetros de resfriamento. Desta forma, como a experiência tem reprodutividade assegurada, podemos padronizar esta atual configuração do dispositivo de solidificação direcional.

A liga utilizada teve sua composição química analisada conforme resultado descrito na tabela II e apresentou uma microestrutura hipoeutética. Os exames micrográficos foram feitos em corpos de prova obtidos em seções transversais do tarugo, nas posições correspondentes aos termopares.

De cada corpo de prova, foram obtidos 12 registros fotográficos, com aumento de 500X para análise quantitativa. Sobre cada foto foram determinados os diâmetros

de todas as células eutéticas, que foram individualizadas pela existência de um centro com ramificação fina e uma borda com partículas grosseiras de carbonetos. Para cada amostra foram medidas cerca de 50 a 100 células eutéticas.

A grande dispersão destes resultados esta relacionada à diferença observada entre os diâmetros das colônias rodeadas e não rodeadas por braços de dendrita. Este fenômeno esta relacionado à facilidade de nucleação de eutético junto à fase primária que acaba por impor fronteiras ao crescimento da colônia. Desta forma as colônias distâtes dos braços de dendrita apresentaram um diâmetro maior que as rodeadas por fase primária.

As mesmas amostras foram submetidas, ainda, a um ataque químico para remoção da matriz metálica, cuja composição é 10% solução saturada de FeCl_3 , 10% HNO_3 , 3% HCl e 77% álcool em volume, observadas no microscópio eletrônico de varredura (figura 3.18 - 3.19).

Empregando-se o procedimento sugerido por Matsubara³, podemos obter correlações entre parâmetros de solidificação e microestruturais. Determinou-se, por derivação da equação obtida acima, a equação da velocidade de solidificação:

$$VS = 0,76 \cdot t^{-0,30}$$

VS - Velocidade de solidificação, mm/s

t - Tempo, s.

As velocidades de solidificação correspondentes às 4 posições instrumentadas, calculadas por esta equação, são apresentadas na tabela IV. Esta tabela apresenta também os resultados das medidas dos diâmetros das células eutéticas para as mesmas posições.

A figura 3.20 mostra graficamente a relação entre tamanho de células e velocidade de solidificação. As figuras 3.18 e 3.19 mostram a variação da microestrutura do ferro fundido com a posição (o aumento da velocidade de

solidificação), em fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura., podendo-se notar a diminuição do tamanho e o aumento do número das células eutéticas, além de um refino geral na microestrutura, para posições mais próximas da base.

Tabela IV- Velocidades de solidificação (VS) e diâmetros médios de células eutéticas (DCE)

POSIÇÃO	VS, cm/min	DCE, mm/1000
1	1,63	22
2	1,31	26
3	1,05	44
4	0,9	53

Na figura 3.20 aparecem os resultados da literatura¹¹ para a liga hipoeutética com 15% de cromo, cuja microestrutura é semelhante à da liga utilizada no presente trabalho. Pode-se verificar que a tendência observada no presente trabalho é compatível com a obtida por Matsubara¹¹.

A diminuição do diâmetro da célula eutética com o aumento da velocidade de solidificação (figura 3.20) torna-se gradualmente menos acentuada. Isto indica que apesar das velocidades de nucleação e crescimento, serem ambas favorecidas por um maior superresfriamento (maior velocidade de resfriamento), a velocidade de crescimento é acelerada em relação à de nucleação. Assim, em velocidades crescentes de resfriamento, a intensa nucleação vai perdendo lugar para o crescimento cada vez mais rápido.

3.9.6 - ENSAIOS L, M e N - RESULTADOS - DISCUSSÃO.

Foram realizados uma nova bateria de ensaios utilizando o mesmo procedimento anterior, com uma liga de teor de cromo mais elevado (tabela II), a fim de se estudar o comportamento do dispositivo com outra liga, comparando os

parâmetros de solidificação e microestrutura correspondentes, com a literatura, assegurando assim, confiança aos resultados obtidos através do dispositivo.

Utilizou-se, entretanto, no lugar do Ferrux-101 agregado na parede do molde, uma luva exotérmica, denominada Kalmex 2000, da FOSECO, que foi ajustada na parede interna do molde, de maneira semelhante à camada de exotérmica anteriormente utilizada. Esta modificação foi realizada com o intuito de eliminar a possível interferência do pó agregado por compactação que pode ser erodido da parede do molde durante o vazamento, gerando sítios de nucleação, ou inclusões interferentes do processo de solidificação.

A utilização da luva que possui um poder exotérmico maior que o antigo revestimento exotérmico (Ferrux-101) também favorece uma solidificação mais lenta, e uma melhor isolamento lateral, favorecendo à direcionalidade do gradiente térmico, e a formação de uma zona colunar orientada maior.

Foram instrumentadas apenas três posições, a 14, 33 e 53 mm da base refrigerada, pois o comportamento do dispositivo já estava bem conhecido. As curvas obtidas foram semelhantes às do ensaio anterior, tanto em comportamento como em reprodutibilidade, a menos do fato que foi possível registrar o momento que o líquido estava sendo aquecido pela forte reação da luva (figura 3.21).

As curvas foram estudadas utilizando o mesmo procedimento anterior, porém como era esperado revelaram uma solidificação mais lenta. A solidificação mais lenta promoveu uma outra relação entre altura solidificada e tempo transcorrido, verificando-se um amortecimento mais rápido do efeito da coquilha. Disso resultou a equação:

$$H = -48,58 + 12,19 \cdot t^{1/3}$$

H - altura da posição já solidificada, mm.

t - tempo transcorrido desde o vazamento, s.

Derivando-se, conforme procedimento utilizado anteriormente, obtém-se a expressão para velocidade de solidificação:

$$VS = 4,06 \cdot t^{-2/3}$$

VS - Velocidade de solidificação, mm/s

t - Tempo, s.

Conclui-se que variando-se o exotérmico, é possível aumentar ou diminuir a velocidade de solidificação das posições instrumentadas no dispositivo para a liga em questão, o que aumenta a flexibilidade do dispositivo, permitindo, em conjunto com outras variáveis de fundição, uma boa adequação às condições reais de solidificação de peças e à liga utilizada.

A liga utilizada teve sua composição química analisada conforme resultado descrito na tabela II e apresentou uma microestrutura eutética. Os exames micrográficos foram feitos em corpos de prova obtidos em seções transversais do tarugo. Foi realizado o mesmo tratamento metalográfico quantitativo anterior, produzindo-se 12 fotos para contagem em três posições bem determinadas (figura 3.22 e 3.23), contando-se de 50 a 100 colônias por amostra.

As colônias eutéticas apresentaram-se maiores que as do ensaio anterior para uma mesma velocidade de solidificação. Este fato está relacionado ao fato da liga ser eutética e não apresentar fase primária que auxilia a nucleação e limita o crescimento do eutético, reduzindo, em média o diâmetro da colônia.

O resultado é mostrado na tabela V, onde se observa a relação entre parâmetros de solidificação e microestrutura como obtido na tabela IV, para a liga com cromo mais baixo. Foi obtida também uma macrografia na seção longitudinal do molde, revelando a intensa zona colunar formada até quase a superfície, semelhante à obtida anteriormente.

Tabela V - Velocidades de solidificação (VS) e diâmetros médios de células eutéticas (DCE)

POSIÇÃO (mm)	VS, cm/min	DCE, mm/1000
11	1,02	50
31	0,57	130
44	0,42	220

Traçando-se um gráfico semelhante ao obtido no ensaio anterior (figura 3.24), podemos avaliar novamente a qualidade dos resultados obtidos com o dispositivo através da comparação com a literatura¹¹.

Observa-se, novamente, o comportamento de refino em função da velocidade de solidificação descrito anteriormente, comprovando que o diâmetro de célula eutética não reduz de modo diretamente proporcional ao aumento da velocidade de solidificação e sim descreve uma função exponencial¹¹.

4 - CONCLUSÕES.

Pode-se concluir que:

- O projeto alcançou seus objetivos, uma vez que foi desenvolvido um dispositivo que permite obter uma zona de grãos colunares, direcionalmente solidificados, extraindo-se parâmetros de solidificação para quaisquer posições desta zona colunar.

- O dispositivo de solidificação direcional desenvolvido fornece resultados de análise térmica com boa reprodutibilidade, permitindo a determinação do tempo para solidificação em cada posição instrumentada.

- A faixa de velocidades em que o dispositivo opera é função do tipo de exotérmico utilizado, da temperatura de vazamento, da altura do molde e da liga utilizada. Temperaturas de vazamento e moldes maiores, bem como exotérmicos mais fortes, implicam em velocidades mais lentas. Estes parâmetros podem ser trabalhados com facilidade, ampliando a gama de utilização do dispositivo.

- Obteve-se equações correlacionando a velocidade de solidificação com a distância em relação à base refrigerada do corpo de prova. A faixa de velocidades obtida nos experimentos, da posição 0, na base, até a posição de 6 cm, foi de 2,5 a 0,3 cm/min.

- Mostrou-se o efeito de velocidades de solidificação entre 0,4 e 1,6 cm/min sobre o diâmetro das células eutéticas de ferros fundidos hipoeutético com 13,9%Cr - 3,5%C e eutético com 22,4%Cr - 3,1%C.

- Comprovou-se o efeito causado por velocidades de solidificação crescentes e pela presença de fase primária quanto ao refino microestrutural de ligas de FFBAC.

5 - BIBLIOGRAFIA

1 - OGI,K., MATSUBARA,Y. & MATSUDA,K - "Eutectic solidification of high chromium cast iron - mechanism of eutectic growth", AFS Transactions, 81 - 71, pg 197.

2 - RESENDE, I. M.& DE MELLO, J.D.B. - " Projeto, Construção e Avaliação de Equipamento de Solidificação Unidirecional Interrompida por Têmpera ", II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. 177-192. Dez. 1991. ABM.

3 - ALBERTIN, E - "Efeito da porcentagem de carbonetos e da microestrutura da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo - ensaios em moinhos de bolas", Tese de Doutorado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1993.

4 - SINÁTORA, A. & ALBERTIN, E - "Considerações técnicas e econômicas sobre a fabricação e utilização de bolas de moinho fundidas", II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, ABM, 1991.

5 - SINÁTORA, A. -" Efeito do carbono, cromo e molibdênio na solidificação de ferros fundidos brancos com alto teor de cromo", Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, 1986.

6 - KLIAUGA, A.M., - " Microestrutura e resistência ao desgaste abrasivo de algumas ligas do sistema Fe-Cr-C ", Dissertação apresentada à Escola Politécnica da USP para obtenção do Título de Mestre em Engenharia, São Paulo, 1991.

7 - MARATRAY, F. - "Las fontes blanches a haute teneur en chrome resistant a l'abrasion", II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, ABM, 1991.

8 - G. LAIRD II, R. R. BROWN & R. L. NIELSEN - "Factors affecting eutectic solidification of Cr-Ni(-Si-Mn) white cast irons". The Institute of Metals, 1991.

9 - MARATRAY, F. & USSEGLIO-NANOT - "Factors affecting the estructure of chromium and chromium-molybdenum white cast irons". Climax Molybdenum Co., 1970, 32 p.

10 - THORPE, W.R. & CHICCO, B.; "The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface". Metallurgical Transactions A., vol. 16A, sep 1985, p. 1541-1549.

11 - MATSUBARA, Y., OGI, K. & MATSUDA, K. - "Eutectic solidification of high chromium cast iron - eutectic structures and their quantitative analysis", AFS Transactions, 81 - 72, pg 183.

12 - RESENDE, I.M. & MELLO, J.D.B., - "Influência da velocidade de solidificação na estrutura metalúrgica de ferros fundidos brancos ao cromo", II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, ABM, 1991.

13 - DUPIN, et alii - "Etude structurale de l'état brut de coulée de fontes blanches a 17% chrome", Hommes e Fonderie, jan 1995, pg 19-25.

14 - BONINI, F.F., ALBERTIN, E. & TENÓRIO, J.A.S. - "Dispositivo para estudo de solidificação", 11º CBECIMAT - Águas de São Pedro, dez., 1994. (A ser apresentado)

15 - SINÁTORA, A. & POHL, M. - "Cooling rate and carbide nature on chromium cast iron", Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais - ABM, São Paulo, 1994.

ANEXO I

O hardware para aquisição consiste em uma placa analógica-digital, modelo AD-03 da MOLDAÇO LTDA., um microcomputador PC - AT 286, e um cartão adaptador da placa a ser encaixado no slot do microcomputador.

A placa analógica-digital teve que sofrer modificações, sugeridas em seu manual, para aumento de ganho e eliminação dos ruídos que impossibilitavam sua utilização na faixa de voltagem dos termopares. A placa foi implementada com um filtro e um amplificador extra que permitiu um ganho de até 250 vezes, com interferência mínima, nos sinais emitidos pelos termopares.

A placa de 12 bits, dispõe de 4096 (2^{12}) níveis digitais e portanto converte a tensão recebida dos termopares em um destes níveis representados por números de 0 a 4095. A tensão máxima que a placa pode receber é 5 volts, e portanto, se não houver amplificação de sinal, cada nível digital corresponderá a uma tensão de 1,2 milivolts ($5/4095$), ou seja qualquer tensão lida pelo termopar terá a imprecisão de cerca de 0.6 milivolts.

Porém o sinal é previamente amplificado de forma que a máxima tensão permitida para o termopar equivale a cinco volts na saída do amplificador, então temos diferentes ganhos em função do tipo de termopar e uma imprecisão mínima equivalente a incerteza de dois graus.

A leitura dos dados é feita através do comando `port(endereço):=canal`, ou seja, é acionado um nível de digitalização correspondente à tensão recebida no canal selecionado (por programa).

A conversão dos dados é feita em duas etapas. Na primeira converte-se os sinais digitais em tensão via uma função descrita numa parte do programa denominada calibração e depois ocorre a conversão de tensão em temperatura através das equações de conversão para termopares tipo K, S ou B.

A calibração é realizada injetando-se tensões na faixa de tensões do termopar a ser utilizado que são corrigidas com um multímetro descrevendo-se uma função por

regressão linear, para conversão dos níveis de digitalização em valores da tensão injetada ou emitida por termopares.

As equações para conversão de tensão em temperatura são inversas, ou seja, tensão em função da temperatura e chegam a exponencialidade de grau oito, desta forma foi necessário empregar o método numérico iterativo de Newton para se efetuar tal conversão.

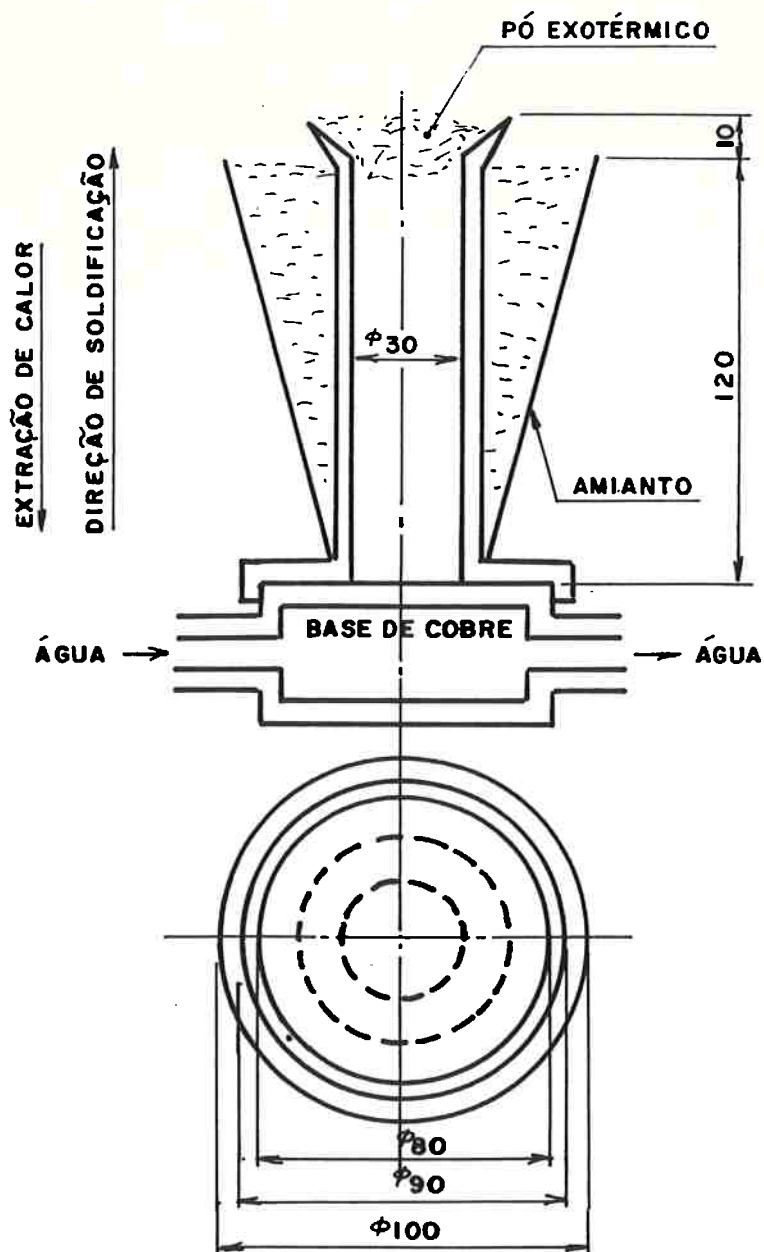


Figura 3.1 - Esquema do dispositivo 1.

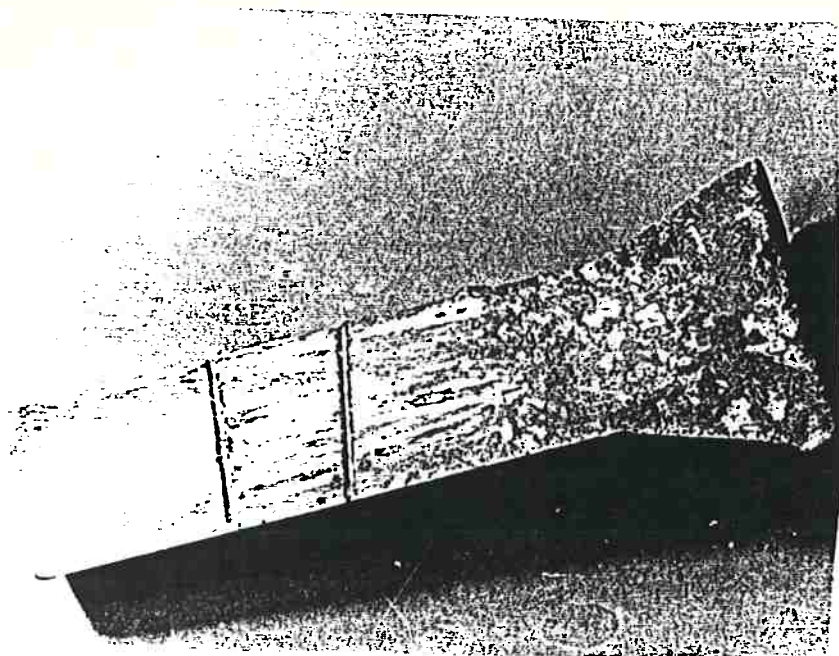


Figura 3.2 - Macrografia de alumínio solidificada direcionalmente, etapa 1.

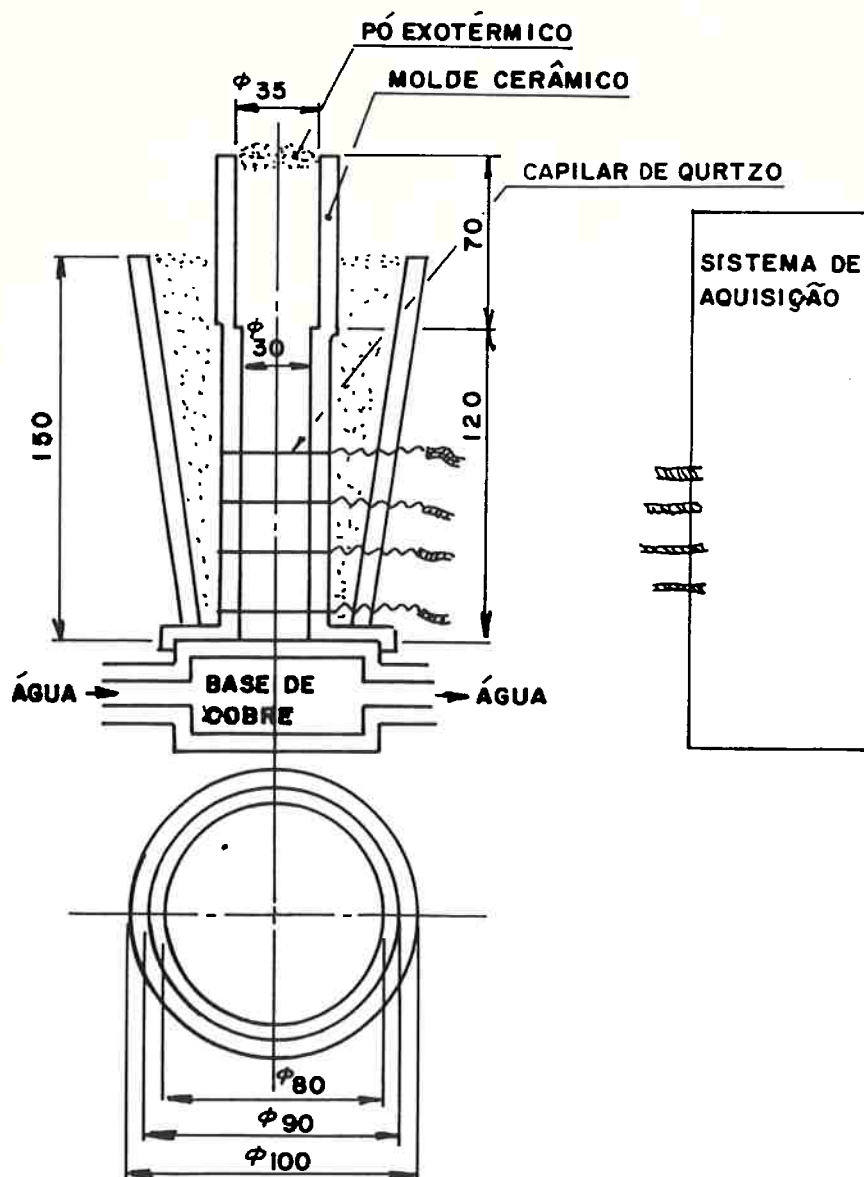


Figura 3.3 - Esquema do dispositivo 2.

CURVAS DE RESFRIAMENTO AO AR

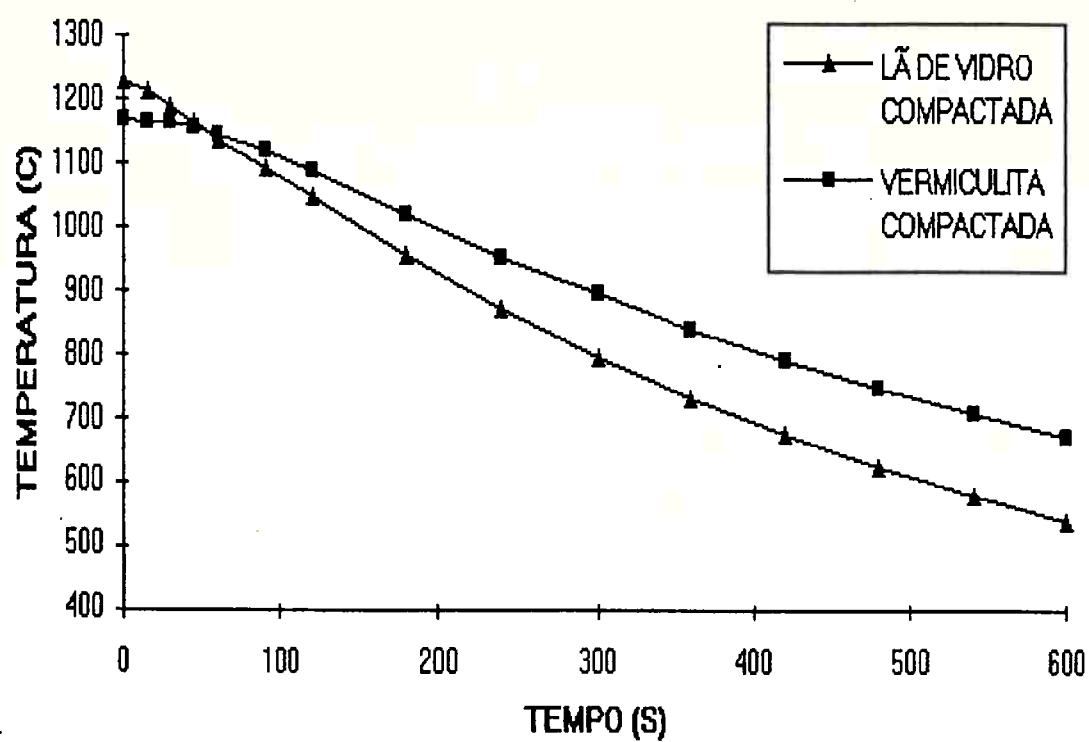


Figura 3. 4 - Comparação entre perda térmica de vermiculita e lã-de-vidro compactada.

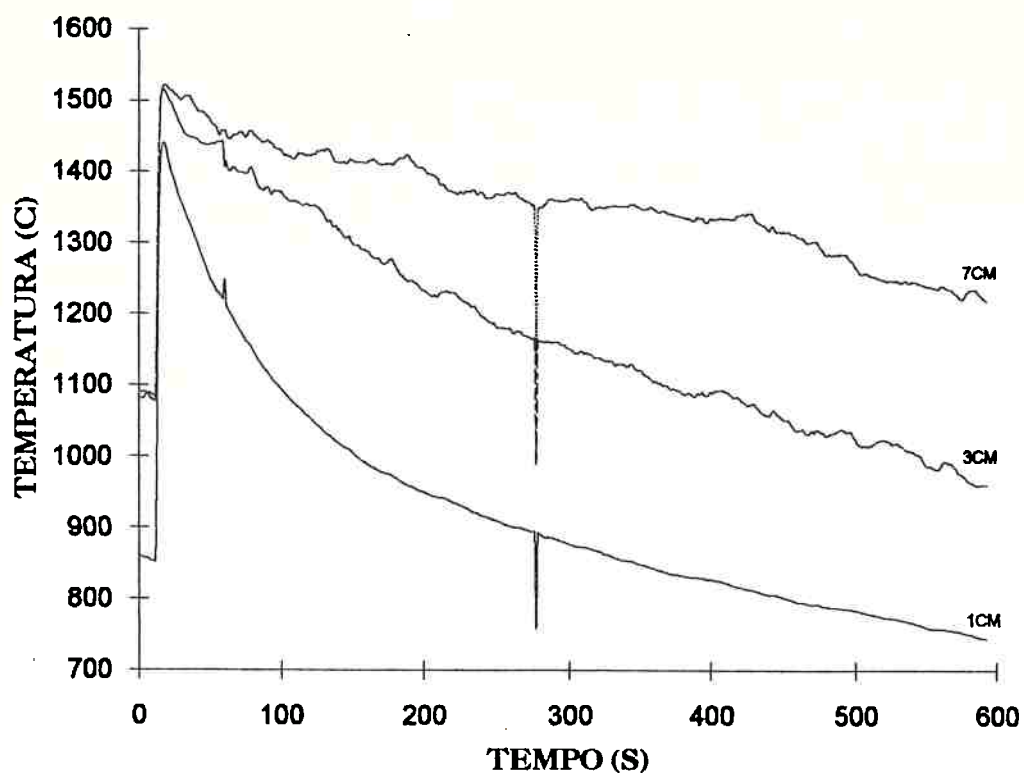


Figura 3.5 - Curvas de resfriamento da liga-hipoeutética - Etapa 2.

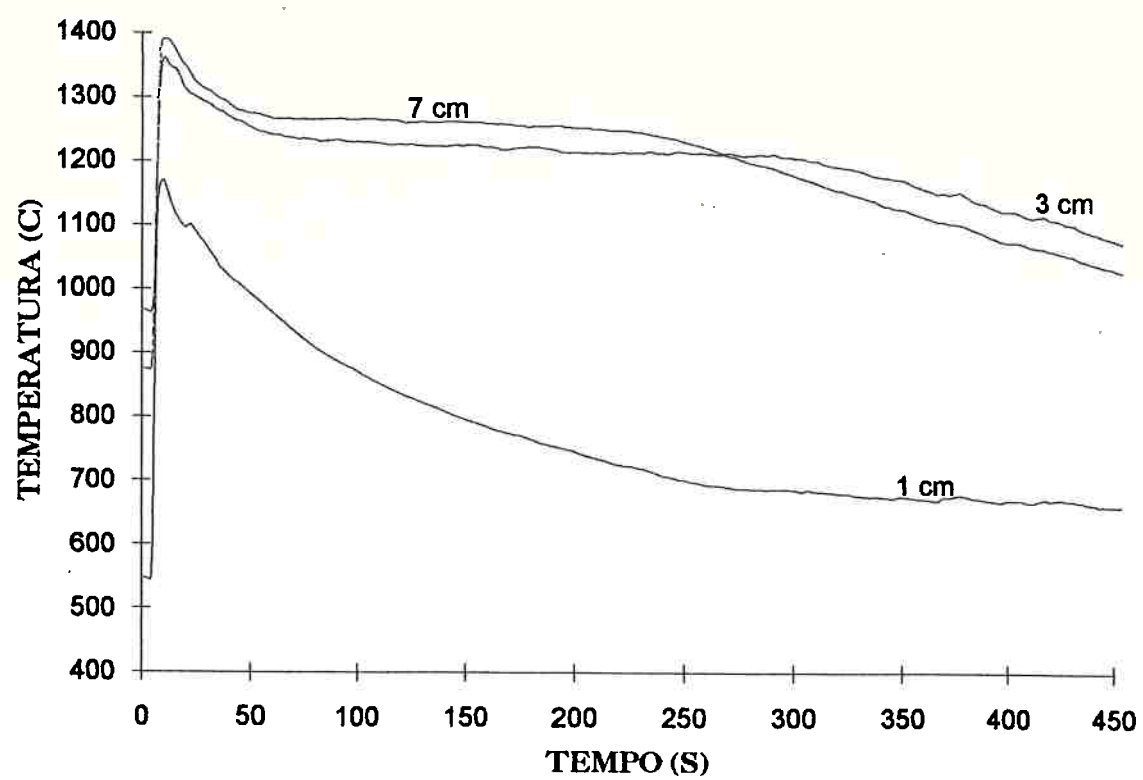


Figura 3.6 - Curva de resfriamento da liga eutética - etapa 2.

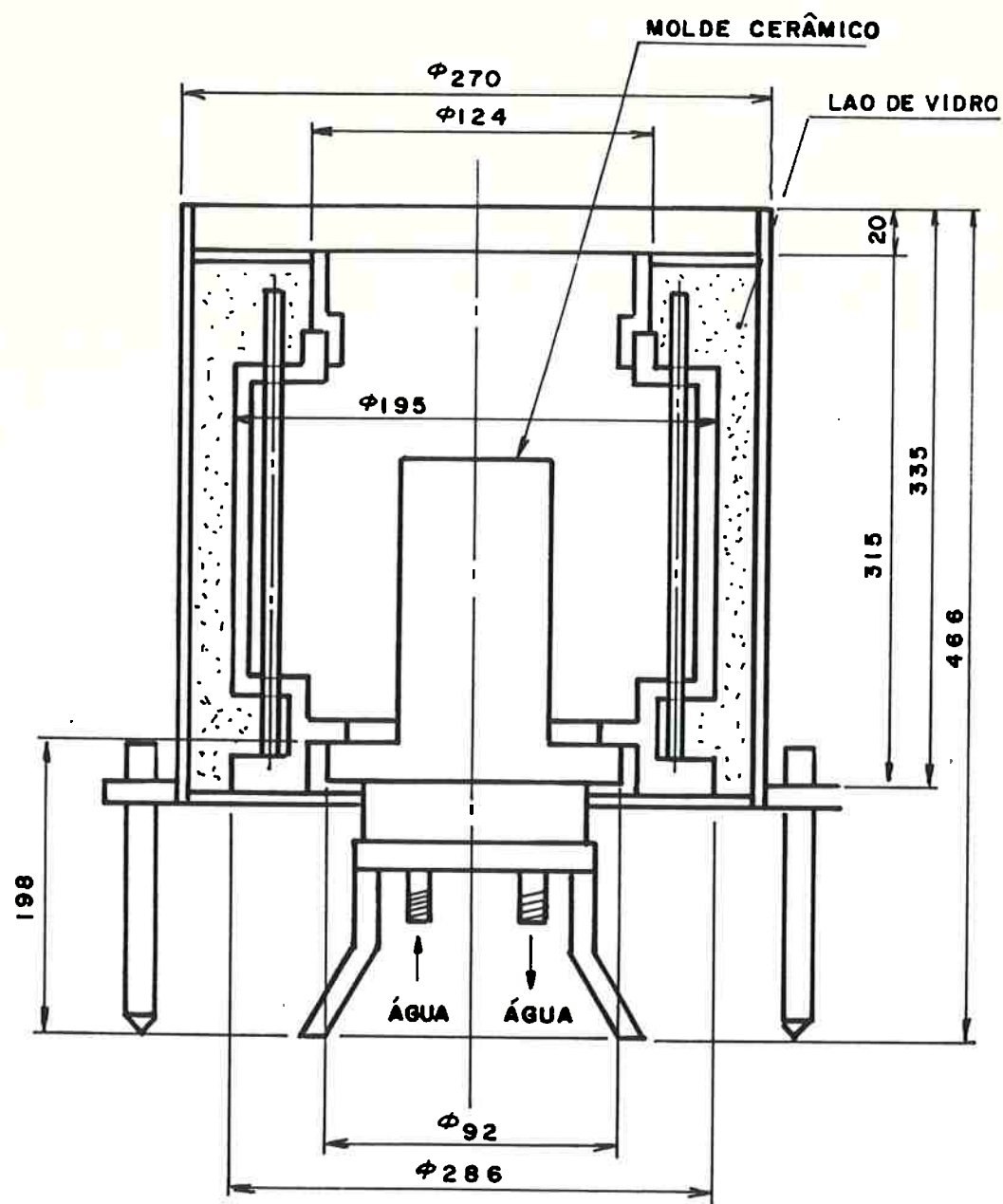


Figura 3.7 - Esquema simplificado do forno - Etapa 3.

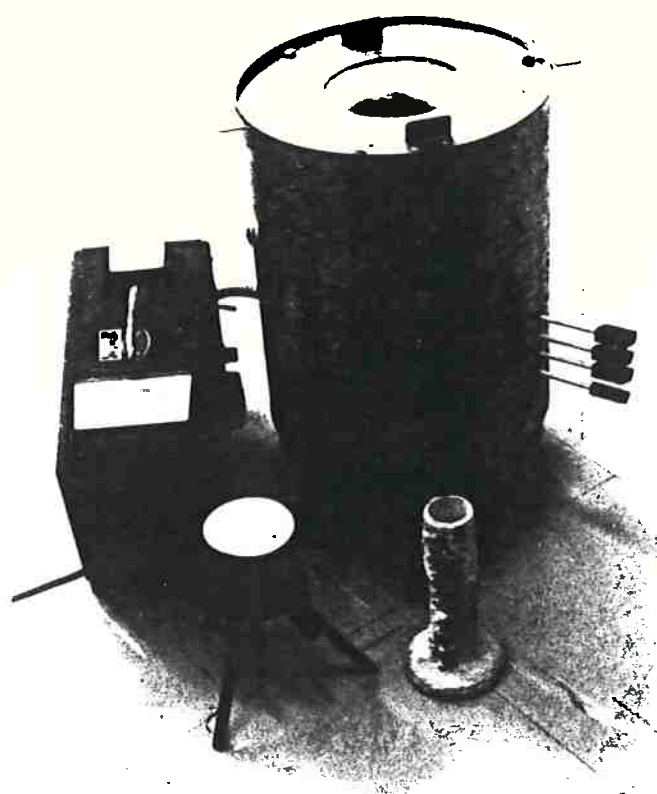


Figura 3.8 - Aparato do forno desenvolvido.



Figura 3.9 - Dispositivo da etapa 4 após o vazamento.

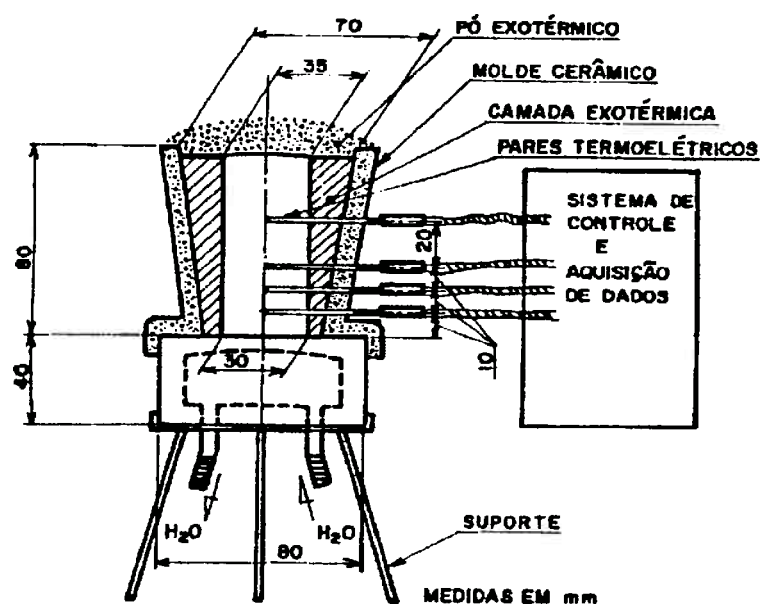
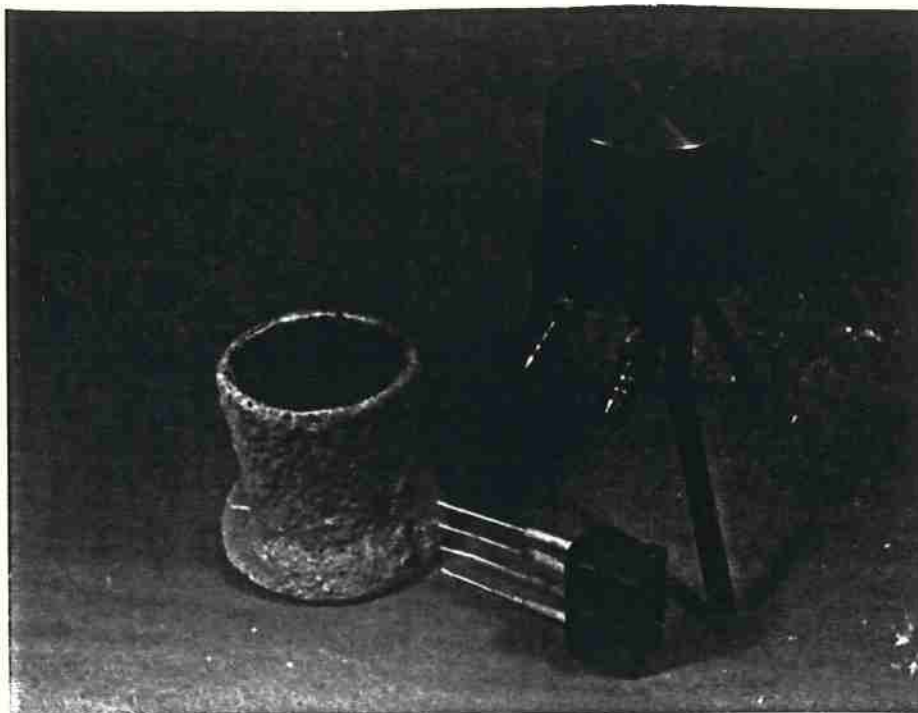


Figura 3.10 - Esquema e foto do dispositivo desenvolvido e que foi utilizado para realização de ensaios sistemáticos - Etapa 5.

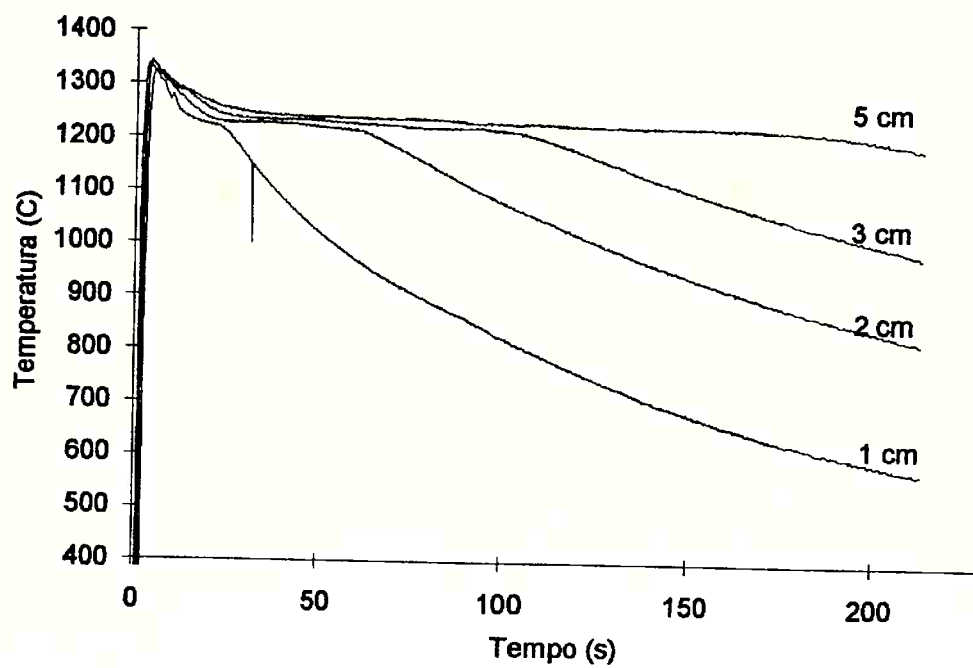


Figura 3.11 - Curvas de resfriamento da corrida A - Etapa 5.

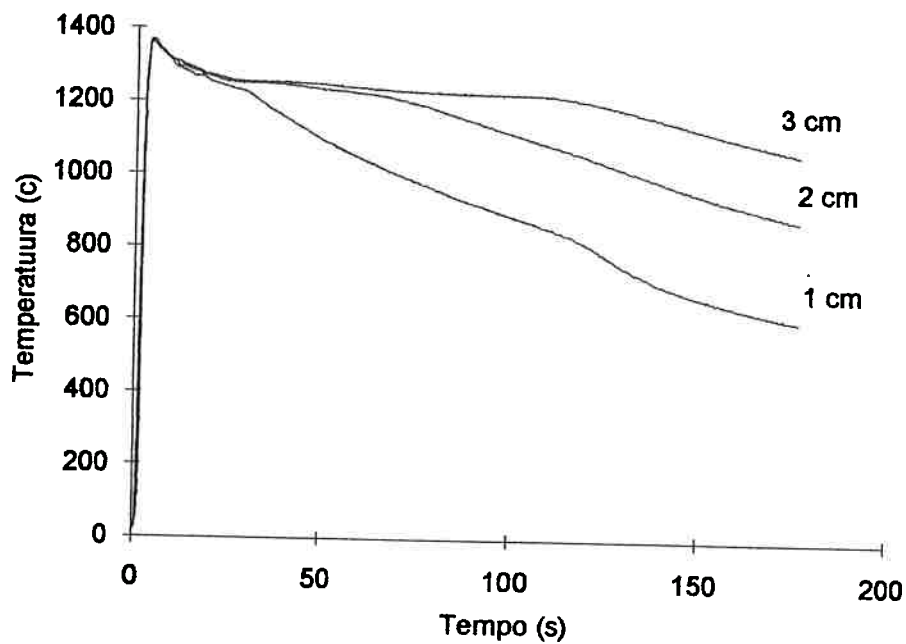


Figura 3.12 - Curva de resfriamento da corrida B - Etapa 5.

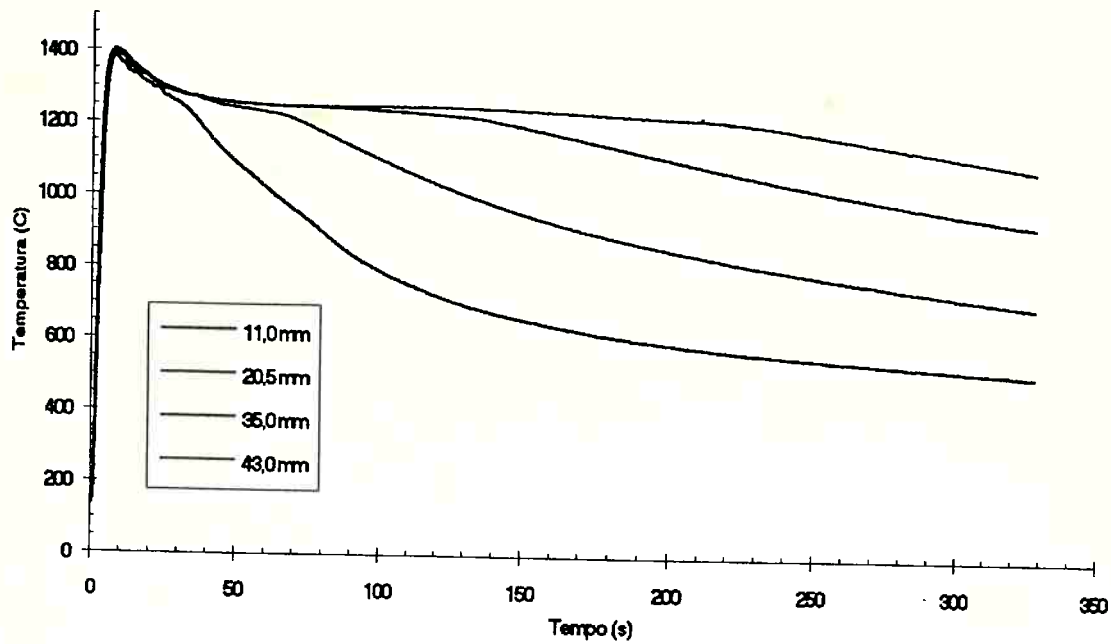


Figura 3.14 - Curvas de resfriamento típicas, obtida nos ensaios de H a K - Etapa 5.

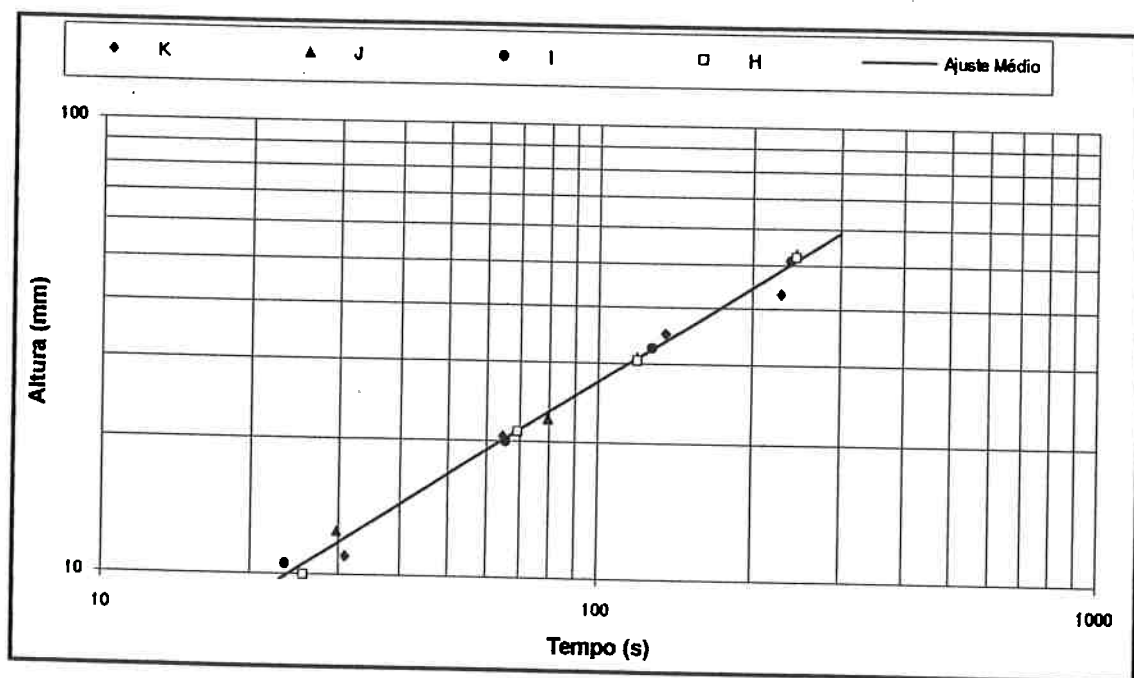


Figura 3.15 - Altura solidificada a partir da base versus tempo de solidificação para os ensaios de H a K - Etapa 5.

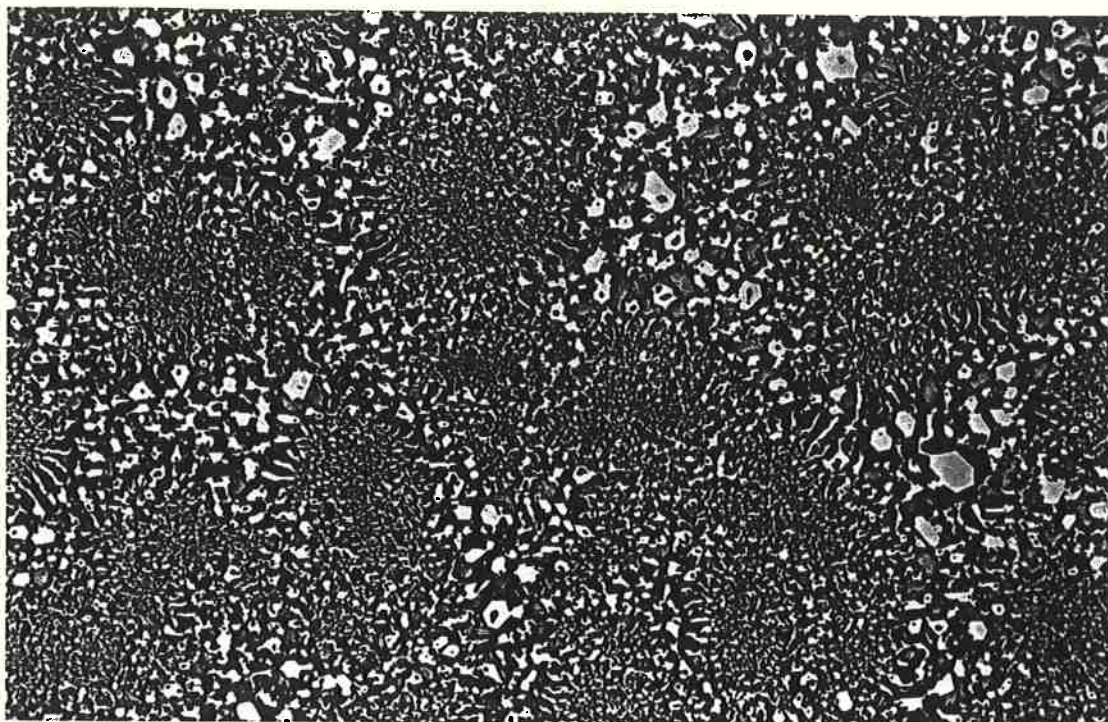


Figura 3.22 - Microestrutura típica obtida a 11 mm da base refrigerada nos ensaios de L a N, com aumento de 500x.

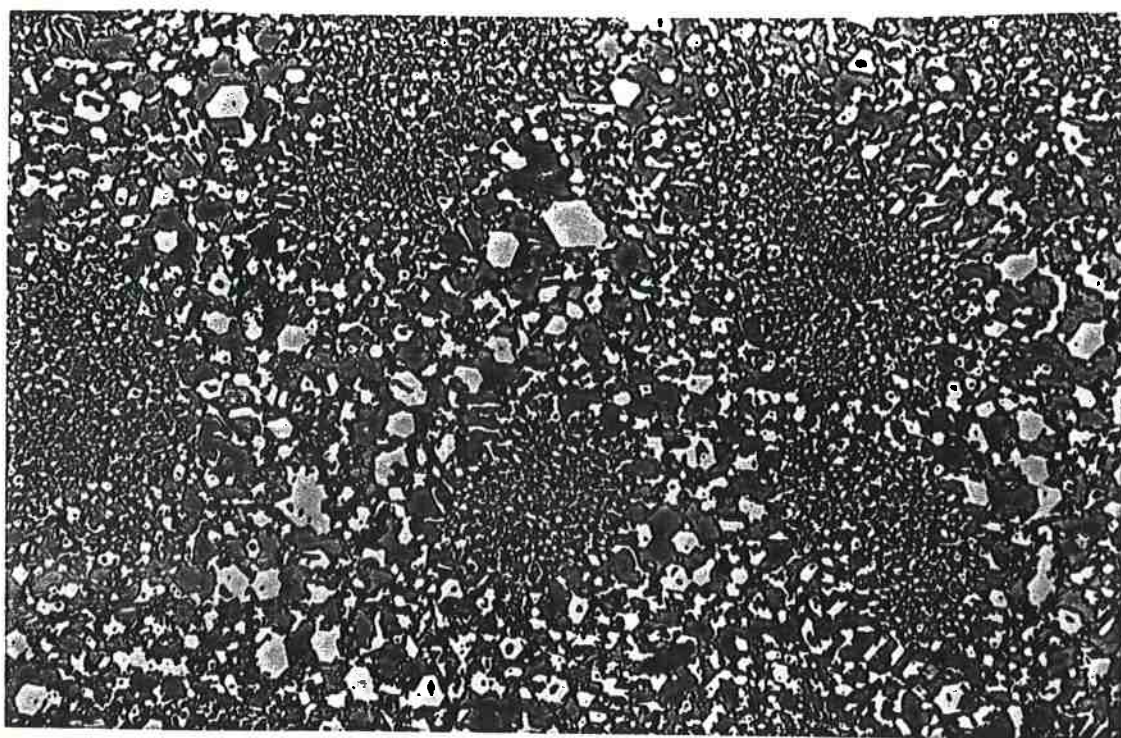


Figura 3.23 - Microestrutura típica obtida a 31 mm da base refrigerada nos ensaios de L a N, com aumento de 400x.

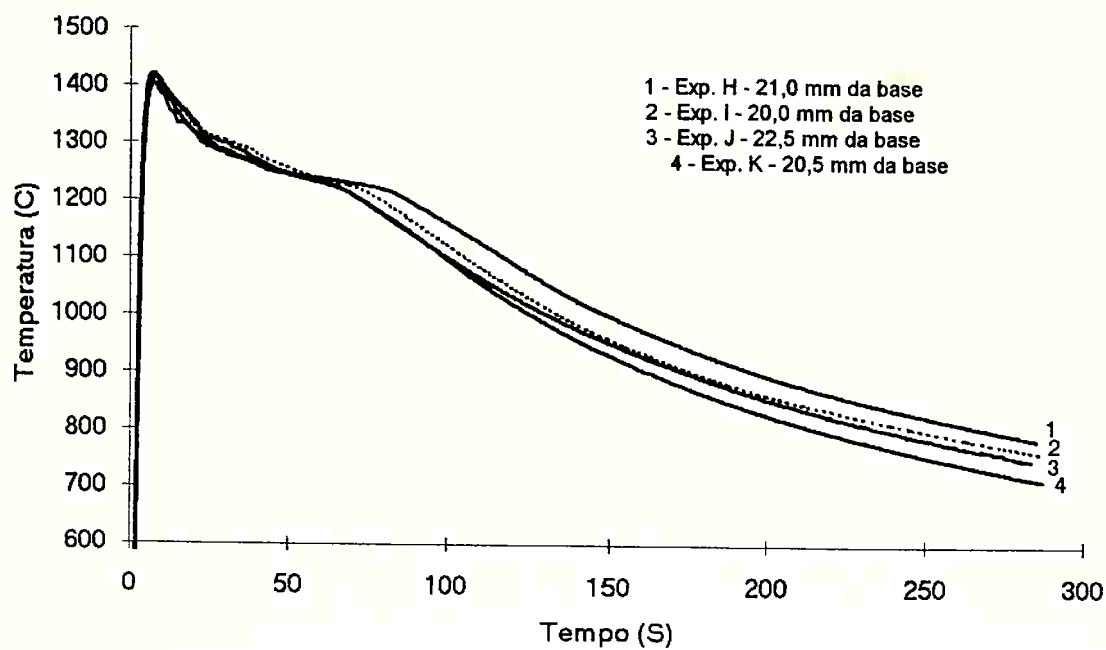


Figura 3.16 - Comparação das curvas dos ensaios de H a K para a posição 2 - Etapa 5.

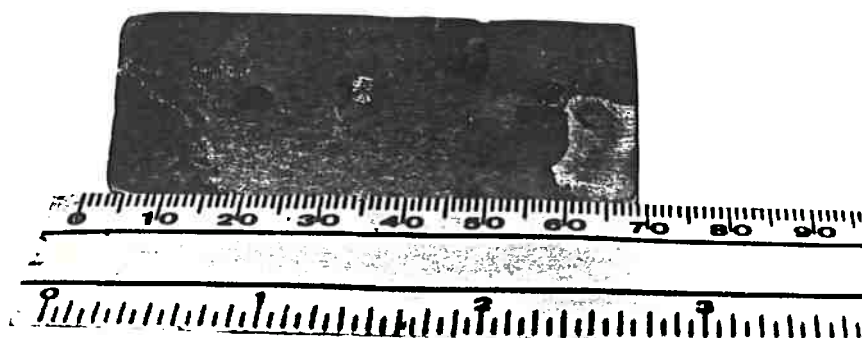


Figura 3.17 - Macroestrutura do ensaio K, tipicamente obtida nos ensaios da etapa 5.

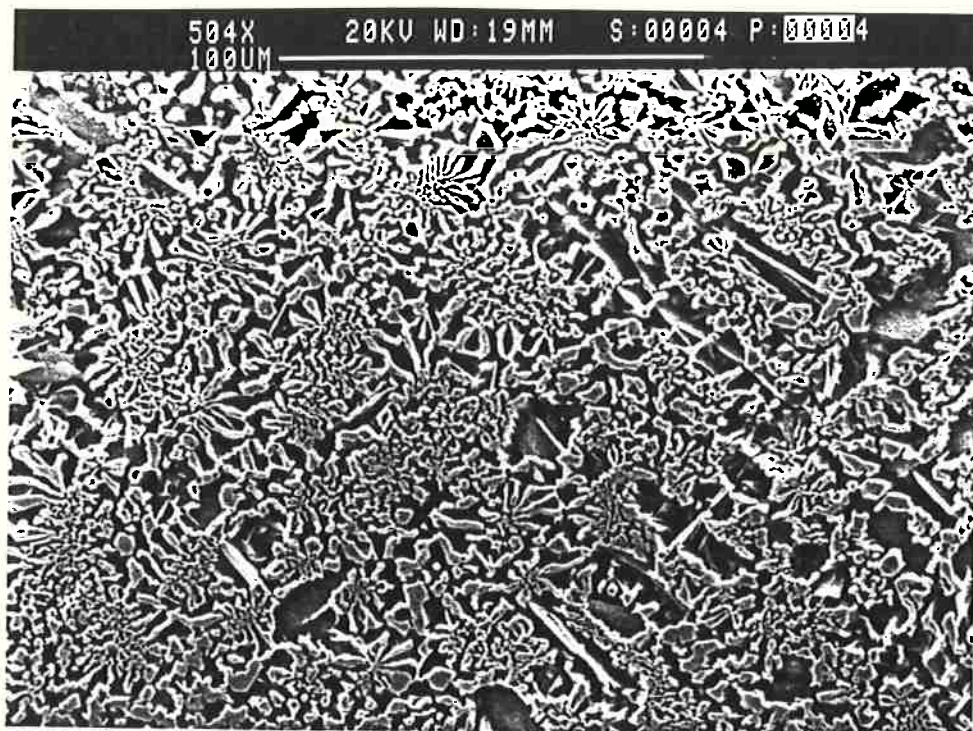


Figura 3.18 - Microestrutura típica da posição 1 dos ensaios de H a K, obtida em MEV com aumento de 500x.

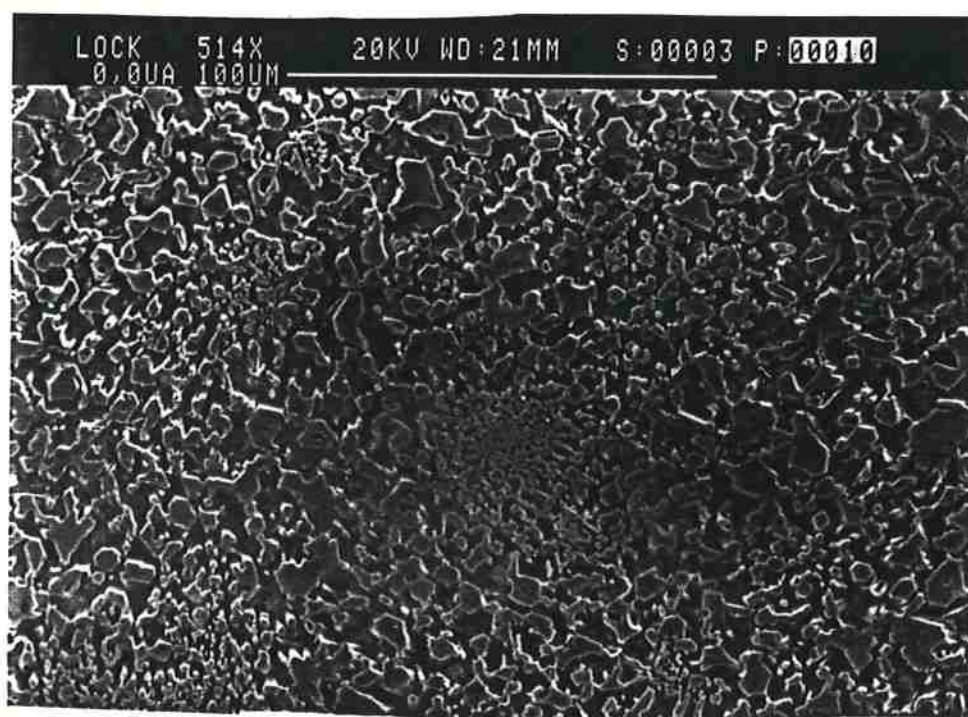


Figura 3.19 - Microestrutura típica da posição 3 dos ensaios de H a K, obtida em MEV com aumento de 500x.

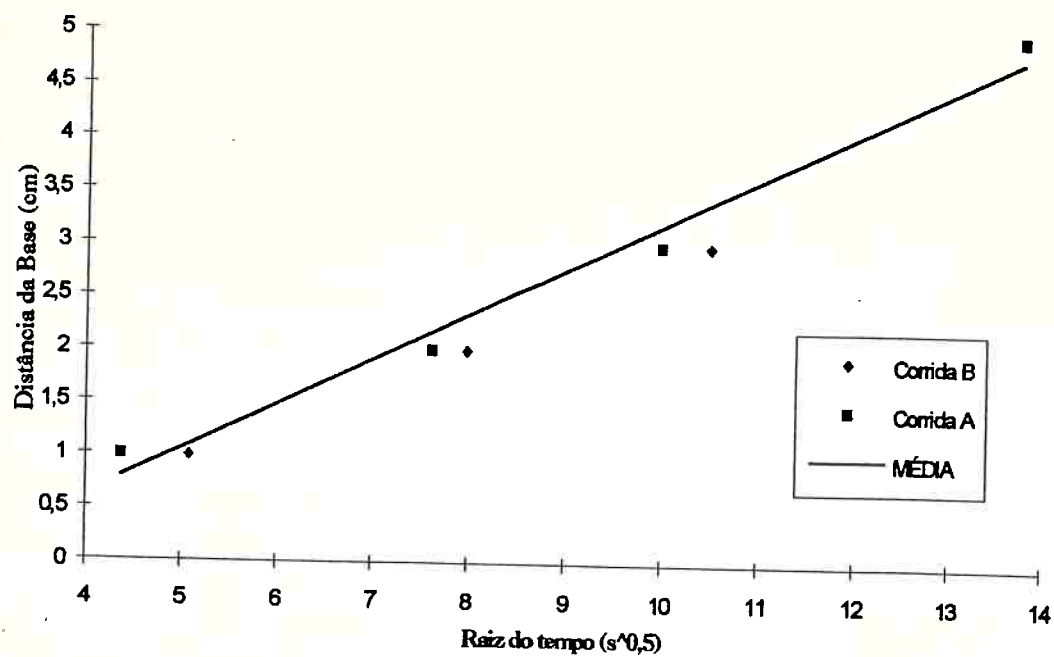


Figura 3.13 - Relação obtida entre distância percorrida pela frente de solidificação e raiz do tempo - Etapa 5.

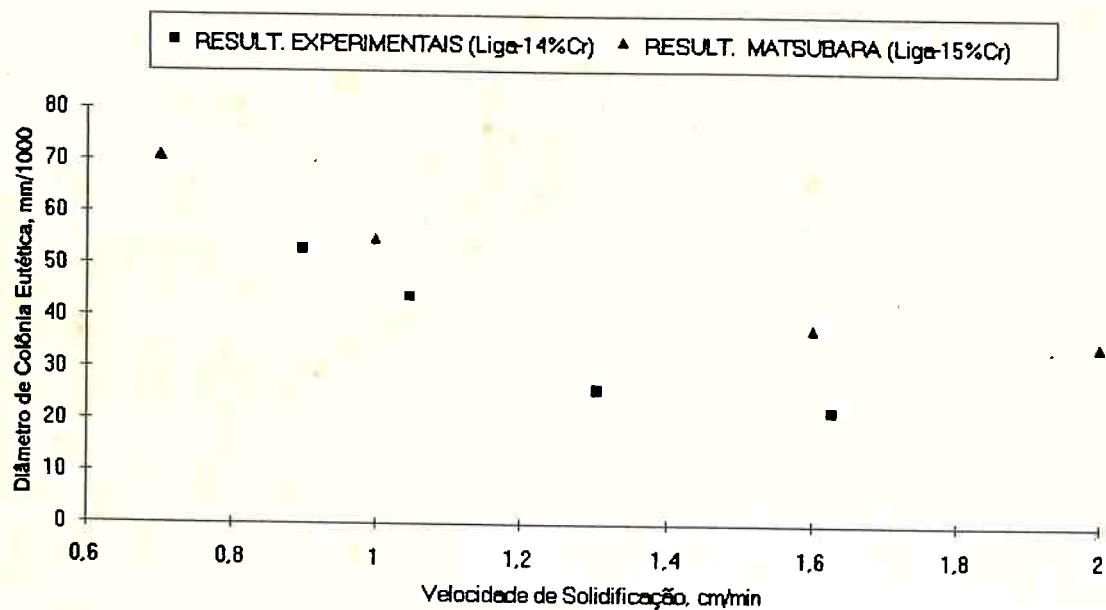


Figura 3.20 - Tamanho de células eutéticas versus velocidade de solidificação-liga hipoeutética 14%Cr - ensaios H a K.

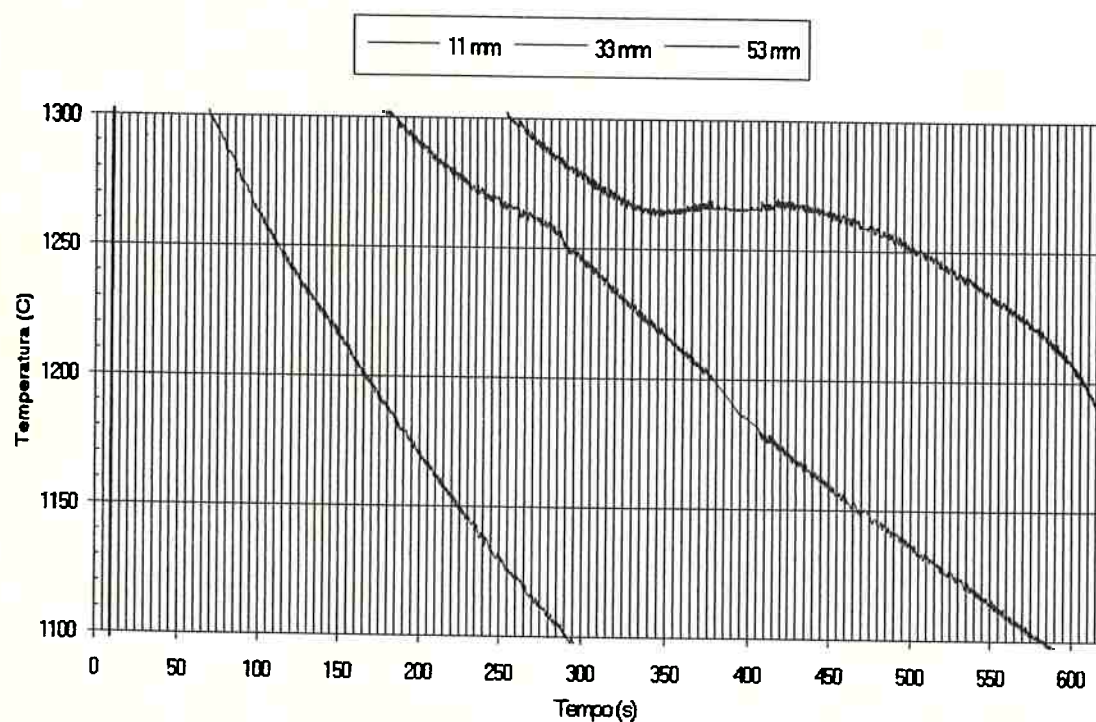


Figura 3.21 - Detalhe das curvas de resfriamento tipicamente obtidas nos ensaios de L a M.

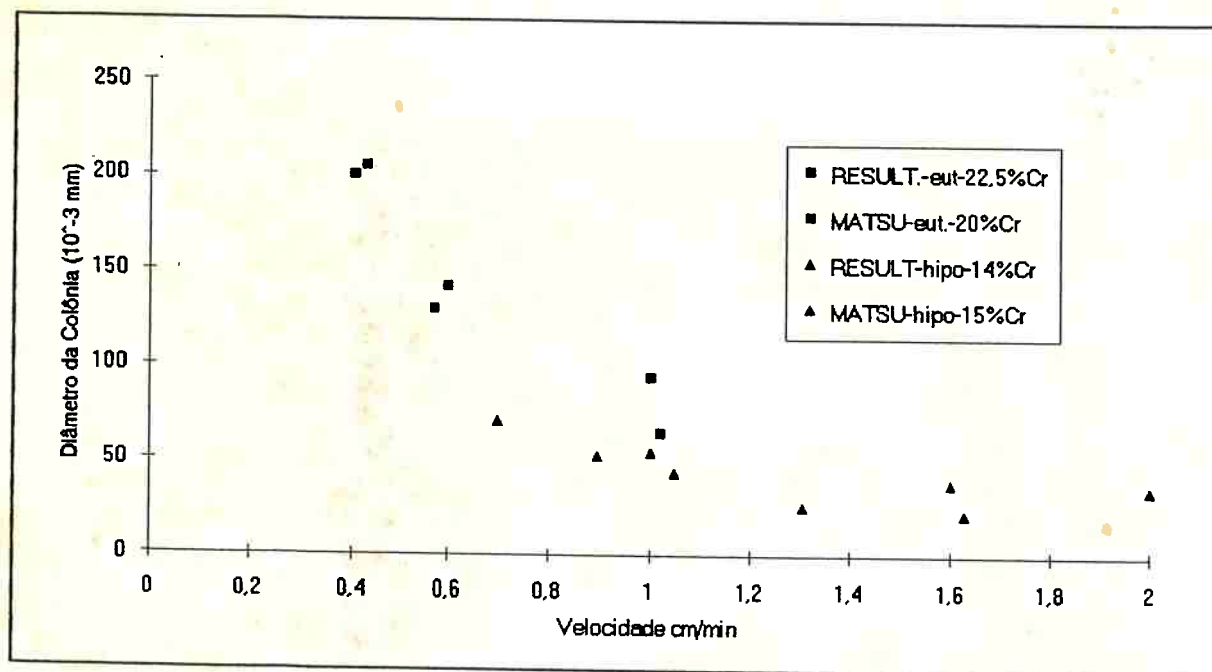
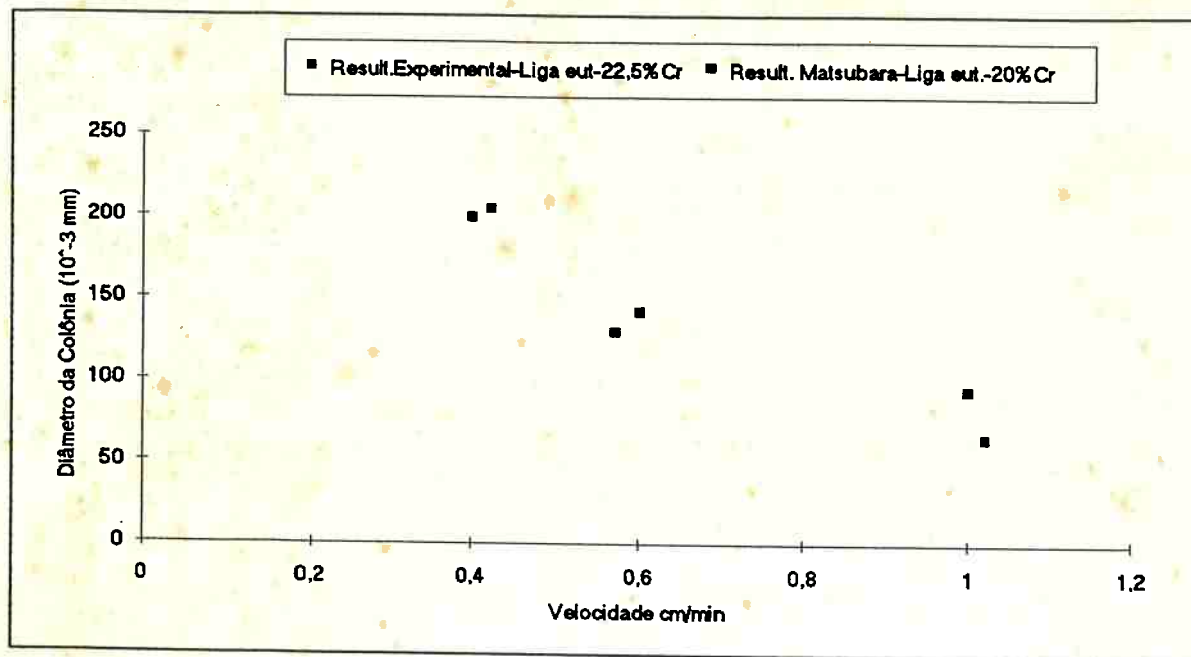


Figura 3.24 - Variação do diâmetro de célula eutética, em função da velocidade de resfriamento, para a liga eutética de teor de cromo mais elevado (ensaios L a N) e comparação dos resultados com a liga hipoeutética dos ensaios de H a K.