UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

Contribuição à Análise dos Efeitos de Parâmetros de Processo na Qualidade de Compósitos Obtidos por Compofundição

Autor: **João Batista Fogagnolo**
Orientador: **Maria Helena Robert**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado apresentado à Comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Campinas, 1996
S. P. - Brasil

F687c
28853/BC

REDAÇÃO FINAL
Batista

E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 19/08/96.

Helena
ORIENTADOR

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

UNIDADE BC
N.º CHAMADA:
T UNICAMP
F687c
V Ex
TOMBO BC/28853
PROC. 667/96
C D X
PREÇO R$11,00
DATA 29/10/96
N.º CPD
CM-00094529-1

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

F687c

Fogagnolo, João Batista
Contribuição à análise do efeito de parâmetros de processo, na qualidade de compósitos obtidos por compofundição / João Batista Fogagnolo.--Campinas, SP: [s.n.], 1996.

Orientadora: Maria Helena Robert.
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1.Materiais compostos. 2. Compostos metálicos. 3. Ligas (Metalurgia). I. Robert, Maria Helena. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Contribuição à Análise dos Efeitos de Parâmetros de Processo na Qualidade de Compósitos Obtidos por Compofundição

Autor: **João Batista Fogagnolo**
Orientador: **Maria Helena Robert**

Helena Robert

Prof. Dr. Maria Helena Robert
Presidente, FEM, UNICAMP

Anselmo Eduardo Diniz

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
FEM, UNICAMP

Prof. Dr. Sebastiana Luiza Bragança Lana
UEMG

Campinas, 19 de agosto de 1996

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha esposa Valéria e aos meus filhos Rodrigo e Mike.

Agradecimentos

Agradeço à minha orientadora, Professora Doutora Maria Helena Robert, pela grande oportunidade que me deu de poder realizar este trabalho.

Agradeço ao técnico Emílcio, pela enorme ajuda na construção do equipamento.

Agradeço aos técnicos Wanderley e Claudomiro, pela colaboração ao longo do trabalho.

Agradeço a Rita e Claudia, pela valiosa ajuda na metalografia e microscopia.

Agradeço à Secretária Vera, pela ajuda na etapa final.

Agradeço à Secretária Marília, pela ajuda durante todo o curso.

Agradeço à CARBORUNDUM ABRASIVOS LTDA, empresa na qual trabalho, pelo apoio dado.

Agradeço à ALCAN ALUMÍNIO DO BRASIL S. A., pela ajuda prestada fornecendo a liga utilizada neste trabalho.

Finalmente, agradeço a meus pais, Aparecida e Egydio, os quais me deram a base para poder chegar aqui.

Deus quer,
o homem sonha,
a obra nasce.

Trecho da poesia Mensagem, de Fernando Pessoa.

Simbologia

α_{sv} = Tensão superficial sólido/vapor

α_{sl} = Tensão superficial sólido/líquido -

α_{lv} = Tensão superficial líquido/vapor

θ = Ângulo de molhamento

Wa = Trabalho de molhamento ou trabalho de adesão

Índice

Capítulo 1 - Introdução e Objetivos

1.1 - Introdução 1

1.1.1 - Conceito de Materiais Compósitos 1

1.1.2 - Classificação dos Materiais Compósitos 2

1.1.3 - Processos de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz Metálica 3

1.2 - Objetivos deste Trabalho 6

Capítulo 2 - Fundamentos Teóricos da Compofundição

2.1 - Princípios Básicos da Reofundição 8

2.2 - Características da Pasta Reofundida 10

2.3 - Formação da Estrutura Reofundida 14

2.4 - Evolução da Estrutura Reofundida 16

2.5 - Princípios Básicos da Compofundição 17

Capítulo 3 - Projeto e Construção de Equipamento para Compofundição

3.1 - Diretrizes Básicas 22

3.1.1 - Objetivo 22

3.1.2 - Forma de Agitação 22

3.1.3 - Pontos Iniciais 23

3.2 - Projeto 24

3.2.1 - Forno 24

3.2.2 - Controle da Temperatura do Forno 25

3.2.3 - Estrutura do Equipamento 25

3.2.4 - Câmara de Refrigeração 25

3.2.5 - Suporte e Movimentação da Câmara de Refrigeração 25

3.2.6 - Cadinho 26

3.2.7 - Suporte e Movimentação Vertical do Cadinho 26

3.2.8 - Propulsor 26

3.2.9 - Dispositivo para Fixação e Movimentação Vertical do Eixo do Propulsor 27

3.2.10 - Tampa do Forno 27

3.2.11 - Porta para Adição do Reforço 27

3.2.12 - Porta para Injeção de Argônio 28

3.2.13 - Porta para Colocação de Termopar para Monitoramento da Temperatura do Banho 28
3.2.14 - Visor 28
3.2.15 - Porta para Colocação de Termopar para Controle da Temperatura do Forno .. 28
3.2.16 - Motor 28
3.3 - Construção do Equipamento 29
3.3.1 - Materiais Utilizados 29
3.3.2 - Métodos de Confecção das Partes Constituintes 30
A - Forno 30
B - Estrutura do Equipamento 31
C - Câmara de Refrigeração 31
D - Cadinho 31
E - Propulsores 32
F - Dispositivo para Fixação e Movimentação Vertical do Eixo do Propulsor 32
G - Tampa do Forno 32
H - Controladores de Temperatura do Forno e da Velocidade do Motor 32
3.3.3 - Equipamento Global 33

Capítulo 4 - Materiais e Métodos
4.1 - Materiais Utilizados 61
4.1.1 - Matriz 61
4.1.2 - Reforço 64
4.2 - Métodos Experimentais 65
4.2.1 - Testes Preliminares do Equipamento 65
4.2.2 - Testes de Reofundição 66
4.2.3 - Testes de Produção de Compósitos 66
A - Experimento Típico 66
A1 - Alimentação do Equipamento com a Liga-Matriz Líquida 67
A2 - Produção do Reofundido 67
A3 - Adição de Reforço 69
A4 - Resfriamento do Compósito 70
B - Parâmetros Variados 71
C - Rota Alternativa 71
4.2.4 - Análise dos Resultados 70

Capítulo 5 - Resultados e Discussões
5.1 - Equipamento Construído 74
5.1.1 - Desempenho Mecânico Geral 74

5.1.2 - Desempenho Térmico 76
5.2 - Liga Reofundida sem Reforço 77
5.2.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas 77
5.2.2 - Microestruturas 82
5.3 - Discussões Sobre o Reofundido 90
5.3.1 - Defeito Resultante da Presença do Propulsor 90
5.3.2 - Heterogeneidade das Microestruturas 91
5.3.3 - Efeito do Tempo de Agitação 91
5.3.4 - Efeito da Temperatura de Agitação 93
5.3.5 - Porosidade 94
5.3.6 - Condição para Adição de Reforço 95
5.4 - Compósitos Obtidos 97
5.4.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas 97
5.4.2 - Microestruturas 102
5.5 - Discussões Sobre o Compósito Obtido 112
5.5.1 - Defeito Resultante da Presença do Propulsor 112
5.5.2 - Heterogeneidade das Microestruturas da Matriz Metálica 112
5.5.3 - Distribuição da Fase Reforçante 114
5.5.4 - Porosidade 115
5.5.5 - Efeito da Temperatura de Agitação 116
5.5.6 - Efeito da Velocidade de Agitação 117
5.5.7 - Efeito da Quantidade de Reforço Adicionada 117
5.6 - Compósitos Obtidos por Rota Alternativa 119
5.6.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas 119
5.6.2 - Microestruturas 119
5.7 - Discussão Sobre a Refusão 120

Capítulo 6 - Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos
6.1 - Conclusões 123
6.1.1 - Quanto aos Objetivos Propostos 123
6.1.2 - Quanto ao Equipamento Projetado e Construído 123
6.1.3 - Quanto aos Reofundidos Obtidos 123
6.1.4 - Quanto aos Compofundidos Obtidos 123
6.2 - Sugestões para Próximos Trabalhos 125

Referências Bibliográficas 126

Sugestões para Leitura 131

Resumo

Fogagnolo, João Batista, *Contribuição à Análise dos Efeitos de Parâmetros de Processo na Qualidade de Compósitos Obtidos por Compofundição*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 133 p. Dissertação (Mestrado).

Neste trabalho são investigados os efeitos de parâmetros de processo na eficiência de incorporação do reforço carboneto de silício na forma de partículas, na liga AA7075 e na sua distribuição na estrutura do compósito produzido. O tipo de processamento utilizado foi por compofundição, ou seja, a adição do reforço na matriz metálica em estado semi-sólido reofundido. Para isto, foi projetado e construído um equipamento, não disponível no mercado, para a obtenção de estruturas pastosas reofundidas e a adição de partículas de reforço a esta, obtendo-se assim, os materiais compósitos desejados. Os lingotes reofundidos e compofundidos então obtidos atestam a eficiência do equipamento projetado e construído. Os efeitos de parâmetros de processo observados foram: a redução da temperatura de processamento aumenta a esfericidade dos glóbulos obtidos e diminui significativamente a quantidade de fase líquida na pasta, aumentando a sua viscosidade, resultando em melhor incorporação do reforço, com menor porosidade causada devido ao processo de adição, porém, não leva à desejada distribuição da fase reforçante pelo lingote. Maiores temperaturas levam à melhor distribuição das fases sólida/líquida pelo volume do lingote, consequentemente melhor distribuição da fase reforçante, porém, com pior incorporação desta, devido à maior porosidade associada ao processo de adição. O aumento do tempo de processamento leva à separação das frações líquidas e sólidas na pasta, o que produz acentuadas heterogeneidades macro e microestrutural. O aumento da velocidade de agitação leva à melhor distribuição das frações sólida e líquida na pasta, melhorando a distribuição da fase reforçante e possibilitando maior quantidade de reforço adicionada à pasta sem problemas. Maiores quantidades de reforço adicionadas auxiliam a obtenção de estrutura globular devido à maior fração sólida total da pasta, porém, introduzem maior porosidade no produto compofundido devido ao processo de adição do reforço.

Palavras Chave

- Compofundição
- Reofundição
- Compósitos de matriz metálica

Abstract

Fogagnolo, João Batista, *Contribuição à Análise dos Efeitos de Parâmetros de Processo, na Qualidade de Compósitos Obtidos por Compofundição*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 133 p. Dissertação (Mestrado).

The effects of process parameters in the efficiency of incorporation and distribution of silicon carbide particulate in AA7075 alloy are investigated. The composites were produced by compocasting. It was necessary to design and build an equipament based on mechanical stirring of the liquid alloy during its solidification, to produce rheocast slurries and composites. The observed effects of process parameters in the compocast ingots were: reducing temperature leads to improvement in the espherical morphology of primary phase in the slurry; reduces the liquid the liquid content; increases the viscosity, resulting in better incorporation of the reinforcement, less porosity and not uniform final distribution of silicon carbide in the matrix. On the oposite, processing at higher temperature leads to higher liquid content and better distribution of silicon carbide particles. However, more gases can be associated damaging incorporation. Increasing stirring time leads to separation of liquid/solid phases in the slurry, promoting heterogeneities in the macro and microstructures. Increasing stirring speed promotes better distribution of liquid/solid phases and silicon carbide particles in the ingot. Higher speeds also allow higher content of reinforcement to be added. Higher reinforcement content helps to produce globular solid phase in the matrix.

Key Words

- Compocasting
- Reocasting
- Metal matrix composites

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

1.1 - Introdução

1.1.1 - Conceito de Materiais Compósitos

Conceito bastante aceito é que o desenvolvimento científico e tecnológico depende do desenvolvimento de novos materiais. Nesse sentido, o campo aberto com os materiais compósitos tem possibilitado um grande avanço tecnológico, levando ao desenvolvimento de materiais com propriedades superiores, obtidos através da conjugação de materiais de naturezas diferentes. Assim, os materiais compósitos conjugam propriedades dissimilares como baixo peso e elevada resistência mecânica, ou outras ainda, como maior resistência química e à abrasão, etc.

A idéia de materiais compósitos, porém, é antiga e a própria natureza é exemplo. A madeira pode ser vista como um compósito com matriz de resina reforçada com fibras longas de celulose. Muitos outros exemplos na natureza ainda poderiam ser citados. Os homens manipulam materiais compósitos há longa data. Os índios, ao construírem suas ocas, utilizavam o conceito de materiais compósitos: ao misturarem barro e capim, estavam compondo um material com características superiores às dos materiais constituintes isolados. O concreto armado é um exemplo análogo à mistura de barro e capim: ao se misturar ferro e concreto, obtém-se um material também com características superiores às do ferro ou às do concreto isolados, onde cada material componente tem um papel diferente dentro do compósito.

Em engenharia, um material compósito é uma combinação de materiais com propriedades dissimilares, produzido de maneira que se possa controlar a dispersão de um componente em outro e com o objetivo de se obter propriedades particulares e superiores às dos componentes isolados. Um compósito apresenta, no mínimo, dois componentes com características dissimilares: a matriz e o reforço.

1.1.2 - Classificação dos Materiais Compósitos

Uma primeira classificação geral dos materiais compósitos pode ser feita quanto à sua origem. São materiais compósitos naturais aqueles fabricados pela natureza ou, quando fabricados pelo homem, aqueles em que a fase reforçante é parte integral do material, como por exemplo, os compósitos *in situ*. São materiais compósitos sintéticos aqueles produzidos pela adição artificial dos constituintes pelo homem. Em engenharia, a classificação dos materiais compósitos é feita geralmente quanto à natureza de sua matriz, se cerâmica, polimérica ou metálica.

Como exemplos de materiais compósitos de matriz cerâmica, podemos citar as ferramentas de corte para usinagem utilizadas em substituição às ferramentas de corte de carbonetos metálicos, feitas de alumina reforçadas com *whiskers* de carboneto de silício. A maior barreira à aplicação destes materiais é o alto custo de fabricação.

Como exemplos de materiais compósitos de matriz polimérica, destacam-se os polímeros reforçados com fibras de vidro ou fibras de carbono. Estes materiais são amplamente utilizados desde a indústria da construção civil até a indústria aeronáutica, especialmente em aplicações em que se requer alta resistência mecânica aliada a baixo peso. Como exemplo, podem ser citadas as resinas poliéster reforçadas com fibras de vidro, utilizadas como vasos de pressão em indústrias de processos químicos, compósitos de boro/epóxi empregados em artigos esportivos, como raquete de tênis, etc.

Os materiais compósitos de matriz metálica (CMM), ou, em inglês MMC (*metal matrix composites*), são geralmente reforçados com fases cerâmicas de alta resistência e baixa tenacidade. Pistões automotivos de elevado desempenho atualmente já são fabricados com novos materiais compósitos de ligas de alumínio reforçadas com fibras de alumina-sílica, materiais que suportam as altas temperaturas encontradas no interior das câmaras de explosão automotivas, sem apresentar perdas significativas de resistência. Ligas de magnésio reforçadas com fibras de carbono possuem aplicações como pás de turbinas, vasos de pressão e placas de vedação. Os CMMs possuem vantagens quando comparados ao materiais compósitos de matriz polimérica, como por exemplo: maior capacidade de suportar cargas em temperatura elevadas, melhor condutividade térmica e elétrica, maior resistência à compressão e ao cisalhamento, maior resistência em direções transversais às fibras, etc.

CMMs de ligas leves como ligas de alumínio ou magnésio reforçadas com materiais cerâmicos de alto módulo de elasticidade, alta resistência térmica e à abrasão e baixo peso,

geralmente na forma de fibras, aliam baixo peso com elevada resistência mecânica e formam a categoria de CMMs de maior interesse tecnológico.

1.1.3 - Processos de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz Metálica

O sucesso obtido pelos compósitos está principalmente em suas características superiores, as quais aliam propriedades que seriam excludentes em materiais não compósitos. Porém, a aplicação comercial dos materiais compósitos encontra como obstáculo seu elevado custo de produção. Nas últimas décadas, novos processos de fabricação de materiais compósitos de matriz metálica têm sido desenvolvidos, tendo por objetivo aliar suas propriedades superiores a menores custos de produção. Reforços particulados têm sido utilizados devido tanto ao menor custo de fabricação do reforço, quanto à maior facilidade de adição à matriz, à maior isotropia nas propriedades e à possibilidade de conformação plástica após fabricação.

Uma classificação simples dos processos de fabricação de CMMs atualmente disponíveis é a seguinte:

- Processos de fabricação *in situ*
- Processos de fabricação utilizando matriz no estado sólido.
- Processos de fabricação utilizando matriz no estado líquido.
- Processos de fabricação utilizando matriz no estado semi-sólido.

O processo de fabricação *in situ* mais popular envolve a precipitação de uma segunda fase durante a solidificação de uma liga metálica. O controle da solidificação possibilita o controle da morfologia e da distribuição da fase precipitada, que atua como fase reforçante. Esta categoria de compósitos apresenta como vantagem uma maior estabilidade termodinâmica, pois a matriz e o reforço estão em equilíbrio, o que resulta em melhor manutenção da propriedades em temperaturas mais elevadas, maiores estabilidades térmica e microestrutural. Compósitos *in situ* não apresentam porosidade devido a gases adsorvidos no reforço. CHAWLA, K. K. (1987) cita os sistemas cobalto com carboneto de nióbio, cobalto com carboneto de titânio, cobalto com carboneto de tântalo, níquel com carboneto de háfnio, níquel com carboneto de nióbio e níquel com carboneto de titânio como sistemas compósitos *in situ*. Também URTIGA, S. L. (1994) apresenta o sistema alumínio-nióbio como compósito *in situ* com excelente propriedades de desgaste e resistência mecânica.

Os processos de fabricação no estado sólido pressupõe a união da matriz no estado sólido com o reforço também no estado sólido seguido de um tratamento termomecânico para, através da difusão, obter a necessária interação entre os componentes.

Um exemplo deste tipo de processo é a fabricação de alumínio reforçado com fibras de boro (CHAWLA, K. K., 1987). São alternadas folhas de alumínio com fibras de boro apropriadamente espaçadas, arranjadas para se obter a desejada orientação e fração volumétrica de fibras. Uma resina volátil é utilizada como ligante. Um processo combinado de pressão e temperatura em vácuo é utilizado para promover a devida ligação da matriz às fibras e à próxima camada de matriz. As pressões e temperaturas utilizadas devem ser moderadas, assim como o tempo de residência nestas condições, a fim de evitar excessiva reação entre matriz e reforço. O mesmo processo também é utilizado para a fabricação de compósitos de matriz de titânio reforçados com fibras de boro.

Técnicas de metalurgia do pó podem ser utilizadas para a produção de compósitos com fibras curtas ou *whiskers* (termo em inglês que designa fibras cuja relação entre o seu comprimento e seu diâmetro é baixa). O pó da matriz metálica e as fibras são misturadas e prensadas para se obter a consolidação. Em seguida, o material é sinterizado para se obter a densidade teórica do compósito.

Técnicas de jateamento por plasma ou deposição de vapor da matriz sobre uma preforma de fibras seguidas de técnicas de consolidação por prensagem a quente em vácuo ou prensagem a quente isostática são processos versáteis que possibilitam a produção de compósitos com diferentes frações e distribuições de reforço com boa qualidade de ligação entre a matriz e o reforço (CHAWLA, K. K., 1987). Também pode ser citada, dentro dos processos de fabricação de materiais compósitos de matriz metálica no estado sólido, a coextrusão de filamentos em matriz dúctil (CHAWLA, K. K., 1987).

Os processos da fabricação de CMMs via estado líquido podem ser considerados a mais importante das categorias de atuais processos disponíveis. Estes processos de fabricação pressupõem, basicamente, a infiltração de metal líquido sobre uma preforma de fibras cerâmicas ou de cerâmica porosa, que pode se dar sob atmosfera de gás inerte ou vácuo, ou a adição de fibras curtas ou particulados em metal líquido sob agitação.

Uma diversidade de materiais para serem utilizados como reforço está disponível para a fabricação de compósitos por infiltração da matriz metálica líquida em preforma cerâmica; os quais podem ser encontrados na forma de fibras contínuas, fibras curtas, *whiskers* ou particulados. Os compósitos reforçados com fibras contínuas levam aos maiores aumentos na

resistência mecânica, enquanto que os compósitos reforçados com particulados possuem como vantagens seu menor custo de fabricação, obtenção de um compósito mais isotrópico e possibilidade de conformação plástica após fabricação.

Utilizados na indústria automobilística para fabricação de pistões automotivos, compósitos de ligas de alumínio reforçados com fibras de alumina ou fibras de alumina-silica são fabricados por infiltração da matriz líquida em preformas. A preforma, cuja fibras são orientadas, é planejadamente colocada na posição superior do pistão, local onde as solicitações térmicas e mecânicas são críticas. Para melhor adesão entre a matriz e o reforço, uma rota alternativa após a infiltração da matriz líquida na preforma pode ser utilizada para se obter ainda melhores resultados, que é a solidificação com pressão, na qual a solidificação da matriz metálica já infiltrada na preforma ocorre completamente sob pressão. Dessa forma, os vazios devidos à contração do metal solidificado praticamente desaparecem, assim como os poros provenientes de gases adsorvidos na preforma. Atualmente, pistões de motores a diesel solidificados sob pressão e reforçados com fibras cerâmicas são produzidos industrialmente.

Uma opção de menor custo ao processo de infiltração da matriz líquida em preforma é a simples adição da fase reforçante, geralmente na forma de particulados ou fibras curtas, em matriz metálica no estado líquido. O material conhecido comercialmente por Duralcan é um compósito com matriz de alumínio A356 ou A357 reforçada com 20 % de carboneto de silício particulado, fabricado por adição do reforço realizada sob vácuo em matriz metálica no estado líquido. (CARON, S.; MASOUNAVE, J., 1990)

Apesar de bastante utilizada e de baixo custo, a tecnologia de fabricação de compósitos por infiltração apresenta alguns problemas relacionados a dificuldades na incorporação da fase reforcante e a segregações que ocorrem durante a solidificação, os quais necessitam de soluções. Mesmo reforços com boa molhabilidade pela matriz líquida necessitam de trabalho para sua completa introdução em um banho metálico. Por sua vez e dependendo da velocidade de solidificação, a frente de solidificação segrega as partículas de reforço, produzindo uma má dispersão destas no produto final (JIN, I., 1990).

Uma interessante solução surgida para viabilizar processos de fundição de compósitos sem a ocorrência de segregação da fase reforçante durante a solidificação da matriz é a utilização da matriz no estado semi-sólido reofundido, processo que Flemings denominou compofundição (FLEMINGS, M. C. e co-autores, 1976). Os autores mostram que é possível adicionar reforços particulados ou em formas de fibras curtas em matriz metálica reofundida, a qual, apresentando característica pastosa semi-sólida, previne a decantação, flotação ou segregação da fase reforçante, permitindo a sua melhor distribuição no produto.

Além disso, a menor temperatura em semi-sólidos comparada aos fundidos previne reações químicas na interface entre a matriz e o reforço, que resultam, na maioria dos casos, em produtos indesejáveis, levando à diminuição das propriedades dos compósitos (METCALFE, A. G., 1974; RIBES. H. e co-autores, 1990).

A partir dos anos 80 a compofundição tem sido explorada para a produção de diferentes tipos de compósitos, com resultados até o momento de relativo sucesso. A eficiência da incorporação do reforço e sua distribuição no produto devem ser função dos parâmetros de processamento, os quais merecem um estudo mais detalhado e sistemático do que os até o momento apresentados na literatura (CORNIE, J. A. e co-autores, 1990; CARON, S.; MASOUNAVE, J., 1990; MIWA, K. e co-autores, 1992).

O domínio da tecnologia de compofundição pode tornar comercial a utilização deste processo, em si de reduzido custo, para a fabricação de compósitos particulados de matriz metálica.

1.2 - Objetivos deste Trabalho

É objetivo deste trabalho contribuir para a tecnologia de materiais compósitos de matriz metálica, ao investigar a influência de variáveis de processamento na qualidade de produtos obtidos por compofundição, isto é, de compósitos produzidos por adição de reforço à matriz no estado semi-sólido reofundido.

Serão variados os parâmetros típicos de processo de compofundição: velocidade, tempo e temperatura de agitação e teor de reforço utilizado, durante a fabricação de compósitos da liga de alumínio AA 7075 com carboneto de silício particulado.

Para tanto, dada a não disponibilidade no mercado de equipamento para a reofundição, será projetado e construído um equipamento de laboratório que permita o desenvolvimento dos experimentos.

O equipamento a ser construído será constituído de um forno projetado para temperaturas em torno de 700 ^{o}C para a reofundição de ligas de alumínio via agitação mecânica no líquido a se solidificar, promovida por um propulsor ligado a um motor de corrente contínua. A região interna do forno, com o cadinho e o propulsor, será isolada com atmosfera artificial de argônio e comportará uma abertura para a adição de particulados cerâmicos durante a agitação mecânica.

Acoplado ao equipamento, será construído uma câmara para a refrigeração rápida do lingote reofundido, com o auxílio de água corrente.

Os resultados serão qualificados em termos de qualidade dos compósitos obtidos: eficiência da incorporação do reforço, distribuição do reforço na matriz, presença de porosidade, etc; serão buscadas correlações qualitativas entre os parâmetros variados e a qualidade do compósito produzido, visando a otimização do processo.

Espera-se, por fim, que os resultados deste trabalho venham a contribuir para a pesquisa nas áreas de fabricação de compósitos e de reofundição.

Capítulo 2

Fundamentos Teóricos da Compofundição

2.1 - Princípios Básicos da Reofundição

Reofundição é o processo de solidificação de ligas metálicas que objetiva produzir um sólido com uma estrutura em que a fase primária apresenta-se tipicamente globular, ao invés de dendrítica, em meio a uma fase dendrítica fina ou eutética. Este processo surgiu através de um grupo de pesquisadores do Massachusetts Institute of Technology , liderados por Flemings (FLEMINGS, 1976), quando eram investigados mecanismos de formação de trincas a quente em fundidos. O objetivo do grupo era identificar em qual estágio ocorria e quais mecanismos levavam ao rompimento do sólido formado devido à contrações na solidificação. Para isto, era investigado o comportamento sob deformação de ligas de alumínio-silício e alumínio-cobre no estado semi-sólido, com diferentes frações sólidas já formadas.

Os resultados então obtidos mostraram que há reduzida resistência à deformação quando a fração sólida é pequena, quando as dendritas formadas ainda apresentam independência entre si, podendo se acomodar durante a deformação. A partir de determinados valores de fração sólida, a resistência à deformação cresce subitamente, indicando a formação de uma rede dendrítica. É neste estágio que aparecem trincas a fim de acomodar as deformações. Os resultados mostraram ainda que, se o líquido é agitado durante resfriamento abaixo da temperatura *liquidus*, a resistência à deformação é mantida reduzida mesmo para elevadas frações sólidas. Observações da microestrutura obtida nestas condições revelam a presença de sólido globular ao invés de dendrítico, a qual é responsável pela elevada fluidez do semi-sólido mesmo para consideráveis frações sólidas já formadas.

Este tipo de estrutura pode ser obtido, portanto, agitando-se a liga metálica durante sua solidificação. A agitação em temperaturas logo abaixo da linha *liquidus* altera a morfologia da fração sólida formada, transformando-a de dendrítica para globular. O material passa a apresentar, ainda na temperatura em que foi processado, uma fase primária globular imersa em

líquido. Quando o material é resfriado após a agitação, a fração líquida restante solidifica-se apresentado uma estrutura dendrítica fina, que é função da velocidade de resfriamento imposta.

O material no estado semi-sólido reofundido apresenta um comportamento viscoso não newtoniano, cuja relação entre a tensão de cisalhamento aplicada e a taxa de cisalhamento resultante não é linear. Quando em repouso, comporta-se praticamente como um sólido. Quando tensionado, sua resistência cai, comportando-se como um líquido viscoso. Esta propriedade reológica, extremamente importante quando pensamos em processos de fabricação, empresta o nome ao processo: Reofundição.

Outra propriedade importante apresentada pelos reofundidos é a reversibilidade, pois, quando reaquecidos até a temperatura correspondente à região semi-sólida, a fase secundária dendrítica funde e o material readquire o estado pastoso característico do reofundido. Esta reversibilidade denomina-se tixofundição.

A reofundição tem despertado muito interesse tecnológico devido às diversas possibilidades de utilização nas várias áreas da fabricação mecânica. O comportamento reológico apresentado pelo material no estado semi-sólido reofundido pode, por exemplo, ser aproveitado em processos de injeção de metais. A menor temperatura do material semi-sólido, quando comparado ao material no estado líquido, leva a um maior aproveitamento das matrizes e ferramentais. A baixa viscosidade no instante da injeção, devido às forças cisalhantes impostas ao reofundido, aliada à menor contração durante a solidificação, também quando comparado ao material no estado líquido, faz da reofundição excelente opção para a injeção de metais em moldes. Além disso, a injetora pode ser alimentada por materiais reofundidos processados anteriormente, valendo-se da tixofundição.

A menor resistência do reofundido à deformação, quando comparado ao material sólido, torna-o interessante nos processos de conformação a quente, podendo ser aplicado em forjamento, extrusão e laminação. A característica reológica de alta viscosidade quando em repouso, permite boa manipulação do material.

Outro ponto interessante da reofundição é o aspecto composicional. As partículas globulares da fase primária apresentam composição praticamente homogênea, sem gradientes de microsegregação.

A reofundição funciona como uma janela para a adição de materiais reforçantes em matrizes metálicas na fabricação de materiais compósitos de matriz metálica. A característica pastosa do metal semi-sólido reofundido previne a segregação ou decantação da fase

reforçante após a adição na liga reofundida, permitindo uma melhor distribuição no produto final. Além disto, o efeito abrasivo dos glóbulos solidificados tende a desagregar os aglomerados das partículas reforçantes.

Assim, a reofundição tem sido utilizada para a fabricação de materiais compósitos de matriz metálica reforçados com particulados ou fibras curtas. Como matriz, as ligas leves de alumínio e magnésio têm sido as mais utilizadas. Como reforços, partículas de carboneto de silício, óxido de alumínio, grafite, boretos, mica, fibras curtas de carboneto de silício ou de óxido de alumínio, entre outros, têm sido os mais utilizados.

2.2 - Características da Pasta Reofundida

O comportamento reológico é um dos fatores mais atrativos de pastas reofundidas, o qual proporciona a oportunidade de obtenção de produtos de formas complexas com qualidade, possibilitando, ainda, ganhos em etapas como manuseio, injeção em moldes, conformação plástica, etc. Porém, muitos problemas associados às dificuldades de controle dos parâmetros de processamento dos reofundidos ainda necessitam ser solucionados para que a conformação de semi-sólidos possa ocupar lugar de destaque nos processos industriais.

Um dos parâmetros de maior influência no comportamento reológico das pastas reofundidas é a temperatura, a qual determina as relativas frações sólida e líquida da liga. A viscosidade de um material semi-sólido aumenta com o aumento da fração sólida até o aparecimento de uma rede interconectada quando, a partir de então, o material semi-sólido passa a se comportar praticamente como um sólido. No caso da solidificação dendrítica, este valor crítico de fração sólida está em torno de 0.2, valor este pequeno devido à geometria dos ramos dendríticos. No caso das partículas primárias apresentarem geometria globular, fenômeno típico da reofundição, esta fração sólida crítica chega a ficar entre 0.5 a 0.6. Além disto, esta fração sólida crítica também é função da taxa de cisalhamento a que o material é submetido - menores taxas de cisalhamento, menor fração sólida crítica - e do histórico do processamento, isto é, se o material estava sujeito a baixa taxa de cisalhamento e esta taxa foi instantaneamente aumentada ou, ao contrário, se o material estava sujeito a alta taxa de cisalhamento e esta taxa foi instantaneamente diminuída.

Dentro da reologia, ciência que estuda os fenômenos de escoamento dos fluidos viscosos e também empresta o nome à reofundição, definimos fluidos newtonianos aqueles em que a tensão de cisalhamento é função linear da taxa de cisalhamento. A inclinação da curva da taxa de cisalhamento versus a tensão de cisalhamento é a viscosidade aparente, que no caso dos fluidos newtonianos é constante. Existem fluidos em que a função taxa de cisalhamento versus

tensão de cisalhamento não é linear. Fluidos pseudoplásticos são aqueles que apresentam alta viscosidade aparente sob baixas taxas de cisalhamento e, à medida em que é aumentada a taxa de cisalhamento, diminui a viscosidade aparente. Fluidos dilatantes são aqueles que, ao contrário dos fluidos pseudoplásticos, apresentam baixa viscosidade aparente sob baixas taxas de cisalhamento e, à medida em que se aumenta a taxa de cisalhamento, aumenta também a viscosidade aparente. Para altas taxas de cisalhamento, tanto os fluidos dilatantes quanto os fluidos pseudoplásticos aproximam seus comportamentos aos dos fluidos newtonianos. A Figura 2.1 mostra esquema da variação da taxa de cisalhamento com a tensão de cisalhamento para os fluidos newtonianos, pseudoplásticos e dilatantes (LEVENSPIEL, O., 1984).

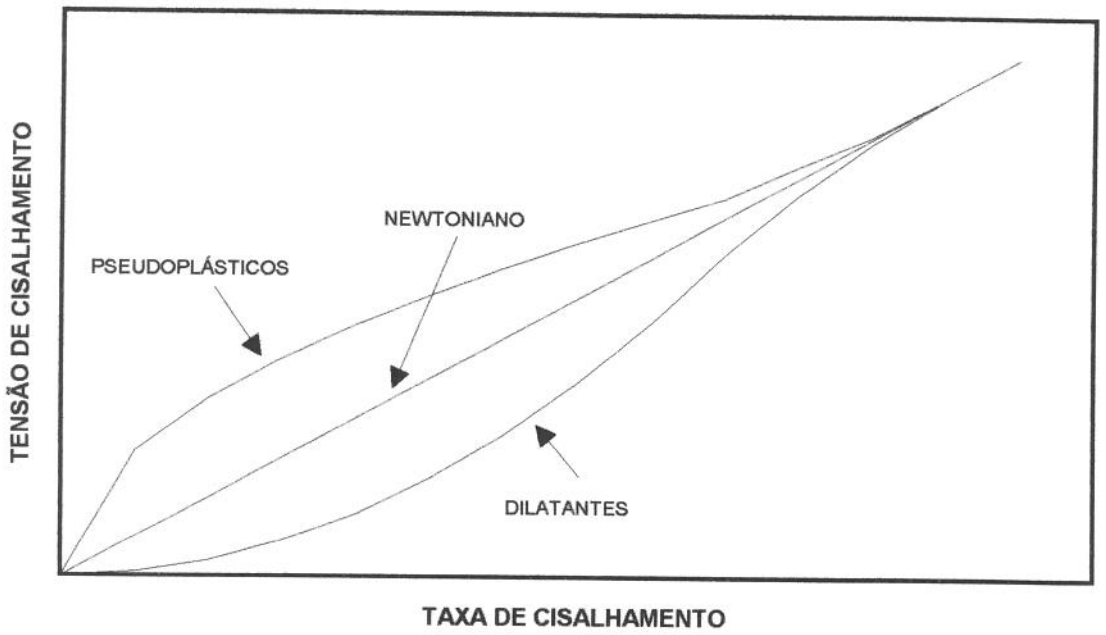


Figura 2.1 - Classificação dos tipos de fluidos - Gráfico tensão de cisalhamento *versus* deformação de cisalhamento.

Estes fenômenos, a pseudoplasticidade e a dilatância, acontecem devido à mudanças estruturais internas nos fluidos não newtonianos motivadas por alterações nas taxas de cisalhamento impostas, mudanças estas que necessitam de tempo para que ocorram. Quando alteramos a taxa de cisalhamento, a nova tensão de cisalhamento e, consequentemente, a nova viscosidade aparente levam um tempo a se estabilizar, tempo este necessário para que as mudanças estruturais internas aconteçam plenamente. Isto leva à formação de uma histerese na curva tensão de cisalhamento versus taxa de cisalhamento. JASTRZEBSKI, Z. D. (1987) define como tixotropia a diminuição da viscosidade com o tempo e como reopexia, o aumento da viscosidade com o tempo (fenômeno mais raro). Portanto, os fluidos não newtonianos com desvios positivo e negativo, não dependentes de tempo, são denominados fluidos pseudoplásticos e dilatantes, respectivamente, e os fluidos não newtonianos com desvios

positivo e negativo e dependentes de tempo são denominados fluidos tixotrópicos e reopéxicos, respectivamente.

Sabemos que a pasta reofundida comporta-se como um fluido viscoso e apresenta uma estrutura interna formada por uma fase sólida com morfologia globular em meio a uma fase líquida. A fase sólida globular, quando a pasta está em repouso ou sujeita a uma pequena taxa de cisalhamento, apresenta uma tendência de aglomerar-se, aumentando a viscosidade aparente. A tendência oposta de desagregação dos glóbulos ocorre quando a pasta está sujeita a taxas de cisalhamento maiores e leva a uma diminuição da viscosidade aparente. Estas duas tendências opostas competem entre si e quando elas se equivalem e se estabilizam, dizemos que estamos no estado de equilíbrio ou estrutura de equilíbrio. Quando alteramos a taxa de cisalhamento subitamente, no instante seguinte à alteração a estrutura interna ainda apresenta o estado de equilíbrio anterior à mudança da taxa de cisalhamento. Assim, um novo equilíbrio leva um tempo a ser alcançado. É quando a viscosidade aparente, para uma mesma taxa de cisalhamento, torna-se função do tempo.

CORNIE, J. A. e co-autores (1990) avaliaram o comportamento reológico de estruturas reofundidas promovendo alterações rápidas na taxa de deformação aplicada em estruturas em equilíbrio. Seus resultados mostram que quando a taxa de cisalhamento é alterada instantaneamente, é necessário um certo tempo para que a nova tensão de cisalhamento reflita, em condições de equilíbrio, a nova taxa de cisalhamento. A situação de equilíbrio, situação em que a viscosidade aparente se estabiliza, ocorre quando a estrutura interna do fluido torna-se estável. Diminuindo subitamente a taxa de cisalhamento, a pasta apresenta instantaneamente uma menor tensão de cisalhamento, pois sua estrutura ainda mantém a condição de equilíbrio da taxa de cisalhamento anterior à alteração. Com o tempo, os glóbulos da fase primária se aglomeram e o novo estado de equilíbrio é alcançado. Os autores realizaram então uma nova alteração na taxa de cisalhamento, desta vez aumentando-a, e a pasta apresentou instantaneamente uma maior tensão de cisalhamento, pois sua estrutura ainda era a mesma que a estrutura de equilíbrio da menor taxa de cisalhamento. Com a desagregação dos glóbulos da fase primária devido à maior taxa de cisalhamento, a tensão de cisalhamento caiu até atingir a nova estrutura de equilíbrio. Alterações maiores levaram a picos maiores nas tensões de cisalhamento, devido a refletirem estados de equilíbrios mais distantes. A Figura 2.2 ilustra o fenômeno observado pelos autores.

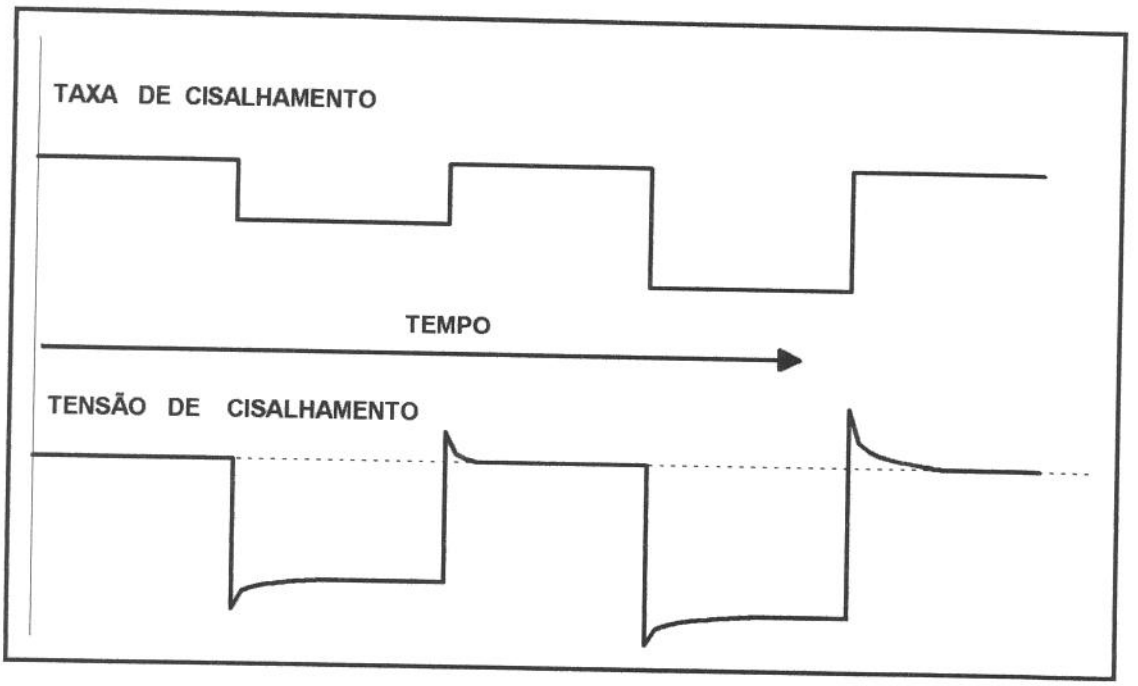


Figura 2.2 - Efeito de variações da taxa de cisalhamento na tensão de cisalhamento de pastas reofundidas (CORNIE, J. A. e co-autores, 1990).

Com o aumento súbito da taxa de cisalhamento, um novo estado de equilíbrio deve ser alcançado através da desagregação dos glóbulos da fase sólida. Com a diminuição súbita da taxa de cisalhamento, um novo estado de equilíbrio deve ser alcançado através da aglomeração dos glóbulos da fase sólida. HORSTEN, M. G. e co-autores, 1992, mostram que a cinética de aglomeração é mais lenta que a cinética de desagregação. Portanto, leva-se um tempo maior para atingir a estrutura de equilíbrio quando se diminui a taxa de cisalhamento que quando se aumenta a taxa de cisalhamento.

Ao comportar-se de forma tixotrópica, uma pasta reofundida apresenta uma viscosidade aparente no instante seguinte a uma alteração súbita na taxa de cisalhamento diferente da viscosidade aparente que irá apresentar quando alcançar a estrutura de equilíbrio para a nova taxa de cisalhamento. No instante seguinte a uma alteração súbita na taxa de cisalhamento, a estrutura interna da pasta reofundida ainda é a mesma estrutura apresentada no instante anterior a esta alteração. Esta estrutura instável é chamada de estrutura constante. Conforme observado por BROWN, S. B. e co-autores (1992), o comportamento reológico de pastas reofundidas sob estruturas de equilíbrio é pseudoplástico, enquanto o comportamento reológico de pastas reofundidas sob estruturas constantes é dilatante.

QUAAK, C. J. e KOOL, W. H. (1994) colocam que apenas os efeitos da competição entre a aglomeração e a desagregação dos glóbulos da fase primária é insuficiente para explicar a alta pseudoplasticidade das ligas e dos compósitos reofundidos. O efeito adicional por eles

sugerido é a rigidez das ligações centrais dos aglomerados, rigidez esta que é dependente do tempo, pois efetiva-se através da formação de "pescoços" entre os glóbulos, num processo controlado por difusão no estado sólido. Alterações súbitas para taxas de cisalhamento menores leva a uma rápida aglomeração entre os glóbulos da fase primária, porém com baixa coesão. À medida que o tempo passa, as regiões de contato entre os glóbulos no interior de um aglomerado formam "pescoços", aumentando a rigidez das coesões e retendo de forma mais efetiva líquidos nessas regiões, levando à uma maior fração sólida e conseqüente maior viscosidade.

A presença de partículas de fases não metálicas, as quais constituem a fase reforçante no compósito, altera o comportamento reológico das pastas reofundidas. Conforme FLEMINGS e co-autores (1992), a viscosidade da pasta diminui com a presença das partículas. Já conforme QUAAK, C. J. e KOOL, W. H. (1994), a presença de partículas de reforço pode alterar o comportamento viscoso de pastas reofundidas através de duas maneiras diferentes e com resultados opostos: as partículas de reforço inibem a aglomeração dos glóbulos da fase primária da liga metálica, diminuindo a viscosidade aparente na estrutura de equilíbrio de uma pasta reofundida; por outro lado, as partículas de reforço aumentam a fração sólida total da pasta reofundida, aumentando a viscosidade aparente. Os autores, pesquisando a influência da porcentagem de carboneto de silício com diâmetro médio equivalente de 13 micra em uma liga de alumínio A356 reofundida, observaram um mínimo de viscosidade aparente para aproximadamente 20% em volume de carboneto de silício. Abaixo desta porcentagem, o efeito da inibição da aglomeração dos glóbulos da fase primária pela presença das partículas de reforço sobrepõe o efeito do aumento da fração sólida total da pasta; acima desta porcentagem, a viscosidade volta a subir devido ao acréscimo da fração sólida total do compósito reofundido, que passa a sobrepor o efeito da inibição da aglomeração dos glóbulos da fase primária.

O comportamento viscoso não newtoniano de pastas reofundidas as tornam interessantes para a aplicação na compofundição, conforme será discutido posteriormente.

2.3 - Formação da Estrutura Reofundida

Na obtenção de pastas reofundidas por agitação do líquido durante determinados estágios de sua solidificação, a agitação promovida altera a estrutura do material solidificado de dendrítica para reofundida, a qual consiste, como já mencionado, de uma estrutura em que a fase primária apresenta morfologia tendendo a globular envolta por uma fase dendrítica fina, eutética ou não, que corresponde ao último líquido a solidificar após cessada a agitação.

A questão que deve ser entendida é: como agitação, que promove correntes cisalhantes no metal líquido, interfere nos mecanismos de nucleação e crescimento da fase sólida durante o processo de solidificação?

Conforme observado por Vogel (VOGEL, A., 1978), a agitação não altera a taxa de nucleação da fase sólida durante a solidificação. O autor observou que a quantidade de cristais presentes em um material em solidificação após um minuto de solidificação, com ou sem agitação, é praticamente a mesma.

Sendo a nucleação indiferente à presença de agitação, o crescimento da fase sólida é a etapa afetada pelas correntes cisalhantes provocadas pela agitação do líquido. É conhecido que correntes cisalhantes naturais, provenientes da convecção presente no líquido, pode refundir raízes de ramos dendríticos, levando a um aumento no número de cristais presentes no início da solidificação (TILLER, W. A., 1967).

A presença de agitação, além de estimular tal fenômeno, provoca o dobramento de braços dendríticos, requerendo uma quantidade de discordâncias para tal dobramento. Estas discordâncias alinham-se e tendem a formar um contorno entre regiões de orientações agora diferentes, ou seja, o braço principal e o ramo dobrado. Contornos de alta energia podem ser penetrados pelo líquido, desde que a energia livre do contorno seja maior que as tensões superficiais líquido / sólido formadas, levando à separação do braço dendrítico. Este modelo é defendido por VOGEL, A., DOHERTY, R. D. e CANTOR, B. (1977).

Outro modelo, defendido por SWARTZBECK, G. W. e KATTAMIS, F. Z. (1974), propõe que os fenômenos de engrossamento de braços dendríticos, acelerados pela agitação do líquido que aumenta o transporte de massa, transformam as dendritas equiaxiais típicas do início da solidificação, eliminando seus ramos dendríticos e arrendondando sua forma. Esta transformação tem como força motriz a necessidade de redução da energia superficial sólido / líquido, eliminando ramificações dendríticas.

Atualmente os dois modelos são aceitos como formadores de estruturas globulares em pastas reofundidas. Finalmente, após a etapa de agitação do semi-sólido, o material pastoso deve ser resfriado. O líquido remanescente solidifica-se, então, de forma dendrítica.

Podemos, então, dizer que formação da estrutura reofundida envolve as seguintes etapas:

- Nucleação da fase primária e crescimento inicial na forma de dendritas equiaxiais.

- Modificação da estrutura dendrítica para globular, tendo como força motriz a agitação e a redução de energias internas ao sistema. Esta modificação ocorre por fragmentação dendrítica e por fenômenos de engrossamento.

- Solidificação do líquido remanescente com o resfriamento após a etapa de agitação, envolvendo nova nucleação ou simples incorporação à fase sólida já existente.

2.4 - Evolução da Estrutura Reofundida

Os mecanismos de evolução da estrutura dendrítica, como o engrossamento dos ramos dendríticos, têm sido objeto de estudo de vários pesquisadores da área de solidificação (MORTENSEN, A., 1988; KATTAMIS, T. Z., 1992; ROBERT, M. H., 1993; FLEMINGS, M. C., 1994). O conhecimento acumulado nesta área serviu de base para o entendimento da evolução da estrutura reofundida.

MORTENSEN, A. (1988) propõe dois grupos de mecanismos para explicar o engrossamento de ramos dendríticos: um grupo conhecido como mecanismos de Ostwald, que pode ser entendido como o transporte de átomos de superfícies de maior energia ou superfícies de pequeno raio de curvatura, para superfícies de menor energia ou superfícies de grande raio ou raio negativo, envolvendo a dissolução de braços dendríticos menores, a difusão de soluto no líquido e a incorporação de soluto em braços dendríticos mais grosseiros, abaixando, assim, a energia do sistema; e outro grupo conhecido como mecanismos de coalescência, que envolvem difusão entre contornos que se tocam. Ambos os mecanismos levam ao engrossamento dos braços dendríticos e à redução do seu número.

Segundo ROBERT, M. H. (1989), os mecanismos de Ostwald prevalecem no início da solidificação, quando a fração sólida ainda é pequena, enquanto os mecanismos de coalescência prevalecem nos estágios avançados da solidificação, quando a fração sólida é elevada.

A autora observa ainda que a estrutura de pastas reofundidas tem suas características modificadas com o tempo de processamento nas temperaturas da faixa semi-sólida e com a taxa de resfriamento final. O aumento do tempo em temperaturas da faixa semi-sólida leva a um aumento no diâmetro médio dos glóbulos, tanto por mecanismos tipo Ostwald, em que os glóbulos maiores crescem às expensas da diminuição dos menores, num processo cuja cinética é controlada tanto pela difusão do soluto na região líquida entre os glóbulos, quanto por mecanismos de aglomeração e coalescência de glóbulos.

Já a taxa de resfriamento interfere tanto na formação de fases secundárias quanto na morfologia da fase primária. Reduzidas taxas de resfriamento podem causar a degeneração de glóbulos da fase primária na pasta por crescimento dendrítico a partir de sua interface; e podem ainda causar fases secundárias grosseiras (ROBERT. M. H., 1993).

2.5 - Princípios Básicos da Compofundição

A compofundição é o processo de fabricação de materiais compósitos que envolve a adição da fase reforçante em matriz metálica no estado semi-sólido reofundido, seguido de resfriamento.

O primeiro ponto a ser observado quando se incorpora uma segunda fase em não-equilíbrio em uma matriz metálica parcialmente ou totalmente líquida é a molhabilidade da liga sobre o reforço. Os autores CORNIE, J. A.; MOON, H. K. e FLEMINGS, M. C. (1990) publicaram interessante análise de aspectos termodinâmicos envolvidos na incorporação de partícula sólida em matriz líquida.

Suas análises são a seguir resumidas. A molhabilidade pode ser quantificada pelo ângulo formado pelo balanço entre as tensões superficiais sólido/líquido, sólido/vapor e líquido/vapor. A Figura 2.3 mostra esquema representativo destas tensões.

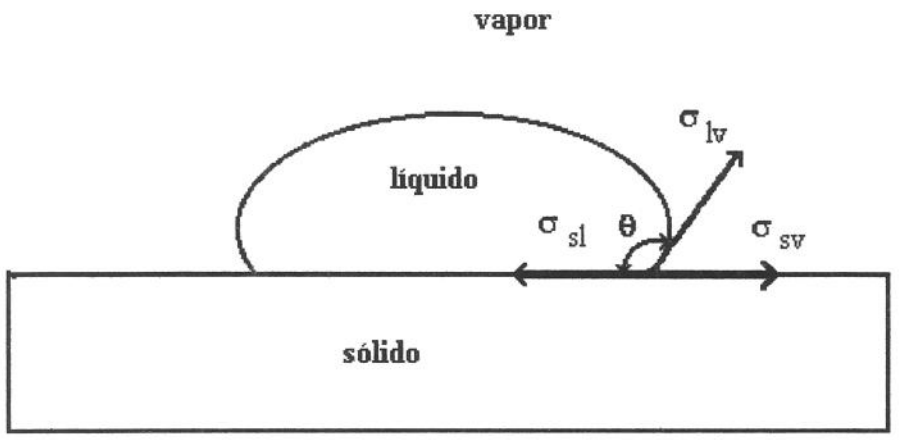


Figura 2.3 - Esquema das tensões superficiais existentes para a molhabilidade de um sólido por um líquido.

Desta figura é deduzida a equação de Young-Dupré:

$$\alpha_{sv} = \alpha_{sl} - \alpha_{lv} \cos \theta$$

Quando o ângulo θ for maior que 90 graus, a tensão superficial sólido/líquido é maior que a tensão superficial sólido/vapor mais a componente em sua direção da tensão superficial líquido/vapor e, consequentemente, a substituição de interfaces sólido/vapor por interfaces sólido/líquido aumenta a energia do sistema, indicando que a líquido não molha o sólido espontaneamente. Analogamente, para ângulos menores que 90 graus, diminui a energia do sistema, indicando que o líquido molha espontaneamente o sólido. Quanto mais próximo for o ângulo de molhabilidade de 0 graus, mais favorável termodinamicamente será o processo de molhamento e, consequentemente, o processo de inserção das partículas sólidas na liga metálica totalmente ou parcialmente líquida.

A molhabilidade também pode ser expressa como o trabalho de adesão, que é a diferença entre as tensões superficiais eliminadas pelo molhamento (tensão superficial sólido/vapor e tensão superficial líquido/vapor) e a tensão superficial criada pelo molhamento (tensão superficial sólido/líquido):

$$Wa = \alpha_{lv} + \alpha_{sv} - \alpha_{sl}$$

Aplicando a equação de Young-Dupré, o trabalho de adesão fica:

$$Wa = \alpha_{lv} (1-\cos \theta)$$

Nesta equação, pode ser visto que o trabalho de adesão é positivo para ângulos θ menores que 90 graus e negativo para ângulos θ maiores que 90 graus.

Porém, mesmo trabalhando-se com sistemas matriz / reforço que apresentam ângulo de molhabilidade menores que 90 graus, a inserção das partículas no líquido necessita um trabalho adicional para completar o processo. ROHATKI, P. K. (1986) mostra que, mesmo sendo o ângulo θ menor que 90 graus e o processo de inserção total da partícula apresentar trabalho negativo, a energia do sistema deve aumentar quando a partícula já realizou metade do processo de inserção no líquido; trabalho adicional deve ser feito para completar o processo. Quando a inserção de uma partícula supostamente esférica está sendo iniciada e até o momento em que 50% da esfera estiver imersa no líquido, é criada superfície sólido/líquido e são eliminadas superfícies sólido/vapor e líquido/vapor, num processo espontâneo (desde que o ângulo de molhamento seja menor que 90 graus). A partir do momento em que 50% da esfera estiver imersa no líquido até completar a inserção, o processo cria superfície sólido/líquido e elimina apenas a superfície sólido/vapor. Um trabalho de inserção negativo implica que a superfície líquido/vapor deve ser também criada, indicando que, nesta etapa final

de inserção, o processo deixa de ser espontâneo. ILEGBUSI, O. G. e SZEKELY, J. (1988), pesquisando o trabalho de inserção em função da fração da partícula inserida no líquido para vários ângulos de molhamento e levando em consideração o empuxo da parte já inserida, o peso da partícula, a pressão hidrostática do líquido sobre a partícula, as tensões superficiais envolvidas e a força de dragagem oferecida pela movimentação do líquido, mostram que, exceto para ângulos de molhamento igual a zero, uma força positiva é necessária para completar a imersão.

Esta discussão mostra que apenas a espontaneidade termodinâmica, indicada pelo ângulo de molhamento menor que 90 graus, não é suficiente para a total incorporação da partícula de reforço no líquido metálico. Porém, as forças de dragagem que ocorrem pela movimentação do líquido aumentam com o aumento da viscosidade do líquido. Sendo assim, a maior viscosidade apresentada pela pasta reofundida torna-se um fator positivo para a inserção da partícula no líquido metálico.

ROHATKI, P. K. e ASTHANA, R. (ROHATKI, P. K., 1986; ROHATKI, P. K., ASTHANA, R., 1988) expandem o tratamento incluindo os efeitos da energia potencial das partículas e sua flutuação no líquido, estudando o sistema esferas de níquel, com e sem revestimento de grafite, em alumínio líquido, com ângulos de molhamento de 60^{o} e 157^{o}, respectivamente às esferas com e sem revestimento de grafite. Os autores observam, como esperado, que os efeitos da flutuação a que as esferas estão sujeitas aumentam com a diminuição do raio destas. Assim, mesmo para as esferas revestidas com grafite, para tornar o ângulo de molhamento favorável à inserção da esfera no alumínio líquido, o trabalho de imersão aumenta consideravelmente quando se diminui o tamanho das esferas.

Na reofundição, durante a agitação do líquido ou da pasta semi-sólida e dependendo da geometria do agitador e da velocidade de agitação, um vórtice é formado na superfície do banho metálico. Este vórtice possibilita a inserção da partícula, de maneira análoga à uma sucção.

CORNIE, J. A. e co-autores (1990) citam pesquisas de KLIER, E. M.(1988), na qual o autor investiga a taxa de inserção de partículas de carboneto de silício em matriz de magnésio líquida e semi-sólida. O autor observa que a inserção é mais efetiva com a matriz no estado semi-sólido. Essas pesquisas também mostram que a porosidade no produto aumenta com o aumento da fração volumétrica de reforço adicionado à matriz. Microestrutura de um compósito de matriz de liga de magnésio (10 % de alumínio) reforçada com partículas de carboneto de silício apresentada mostra partículas que aparecem junto às paredes dos poros. Em experimentos similares, porém sem adição de reforço, as estruturas não apresentam

porosidade. A porosidade, então, é atribuída à inserção do reforço, que levaria consigo para a matriz metálica bolhas de ar adsorvidas em sua superfície.

MORITA, Y. e co-autores (1994), estudando o sistema alumínio 7 % de silício, 0.3 % de Magnésio reforçado com carboneto de silício, observa que a porosidade depende da pressão atmosférica que atua sobre o material em processamento. Há uma pressão crítica abaixo da qual não ocorre porosidade devido à entrada do reforço e acima da qual ocorre a presença de poros. Esta pressão crítica depende do tamanho das partículas: quanto menor o seu tamanho, menor será esta pressão crítica. A adição de partículas de 1 μm necessita praticamente de vácuo para não levar a porosidade no compósito, segundo os autores.

Os mesmos autores obtêm resultados satisfatórios através de uma rota alternativa de compofundição, produzindo um compósito com partículas de 1 μm, isento de porosidade e em pressão atmosférica. Para isto, a temperatura do material é elevada acima da linha *liquidus* após a adição do reforço na pasta reofundida, visando, com a diminuição da viscosidade da liga fundida totalmente, facilitar a saída de gases.

HANUMANTH, G. S. e IRONS, G. A. (1990), pesquisando a cinética de molhamento de partículas de carboneto de silício de tamanho médio de 17 micra pela liga metálica A356 totalmente líquida, dissociam a inserção da partícula no líquido do molhamento, colocando que este é muito mais demorado. Segundo os pesquisadores, apenas 16% das partículas em um compósito de 20% em volume de carboneto de silício estavam molhadas pelo líquido após 1000 segundos de agitação em temperatura acima da linha *liquidus*. Os mesmos autores observam que a adição de magnésio na liga reduz a tensão superficial sólido/líquido e auxilia o molhamento.

GHOSH, P. K. e RAY, S. (1990), estudando a influência dos parâmetros de processamento sobre a reação interfacial entre a matriz e o reforço, utilizando uma liga de alumínio-magnésio como matriz e óxido de alumínio como reforço, observam que as bolhas de ar adsorvidas pelo reforço inibem o contato entre matriz e reforço e a presença de magnésio na matriz leva à formação de uma camada de aluminato de magnésio ($MgAl_2O_4$), também conhecido como espinel, como produto da reação interfacial. Esta camada diminui com o aumento da velocidade de agitação a que a pasta é submetida, devido ao efeito de erosão causado pelas colisões entre partículas de reforço e da fase primária solidificada. A camada de reação é mais espessa e uniforme para baixas velocidades de agitação e tende a quebrar mais facilmente durante a solidificação da pasta, o que leva a uma diminuição das propriedades mecânicas do compósito.

LEGOUX, J. G. e co-autores (1990) analisam a influência da oxidação superficial em carboneto de silício na interface entre estas partículas e uma matriz de alumínio com 1% de magnésio como elemento de liga. Para baixos níveis de óxido de silício (4%) na superfície da partícula de carboneto de silício, a reação $2\ SiO_2 + 2\ Al + Mg = MgAl_2O_4 + 2\ Si$ ocorre na fabricação do compósito por compofundição e a interface é basicamente constituída de espinel. Para níveis maiores de oxidação (16%), o silício liberado reage com magnésio da liga para formar cristais de Mg_2Si. Com a refusão do material, o alumínio líquido atravessa poros da camada de espinel para reagir com o carboneto de silício e formar carboneto de alumínio (Al_4C_3), composto prejudicial para as propriedades do compósito.

JIN, I. e LLOYD, D. J. (1990) analisam o efeito da taxa de resfriamento durante a solidificação convencional da matriz sobre a estrutura do compósito alumínio-silício reforçado com carboneto de silício, utilizando ligas hipoeutética, eutética e hipereutética. Para ligas hipoeutéticas, onde a fase primária é alumínio alfa, a distribuição do reforço é dependente da taxa de resfriamento. Para pequenas taxas de resfriamento (menores que $60^oC/s$), as partículas são rejeitadas pelas dendritas em formação, sendo segregadas para as regiões interdendríticas. Taxas elevadas de resfriamento (maiores que $1000^oC/s$) evitam tal segregação. Em ligas eutéticas ou hipereutéticas, as partículas encontram a frente de solidificação eutética alumínio-silício ou cristais de silício e não são rejeitadas. Assim, para ligas eutéticas e hipereutéticas, a distribuição das partículas de carboneto de silício não é afetada pela taxa de resfriamento aplicada à matriz, quando da fabricação do compósito.

Quando particulados cerâmicos são adicionados em uma pasta reofundida, esta dificulta a decantação ou flutuação das partículas, como aconteceria caso estas fossem adicionadas na liga metálica no estado líquido, devido às propriedades viscosas destas pastas. Porém, em uma pasta reofundida, a fase primária solidificada de forma globular não incorpora as partículas, que são então distribuídas pela fase dendrítica, correspondente à fase líquida presente na pasta. CORNIE, J. A. e co-autores (1990) apresentam microestruturas de reofundidos de alumínio (6 % de silício) sem fase reforçante e reforçados com carboneto de silício, em que se observa a presença do reforço distribuída na fase dendrítica do reofundido.

Capítulo 3

Projeto e Construção de Equipamento para Compofundição

3.1 - Diretrizes Básicas

3.1.1 - Objetivo

Projetar e construir equipamento para produção, em escala laboratorial, de compósitos de matriz de alumínio reforçados com particulados cerâmicos, através da adição da fase reforçante em matriz no estado semi-sólido reofundido. O equipamento deverá, em primeiro lugar, ser eficiente na produção de estruturas pastosas reofundidas e, em segundo lugar, possibilitar a adição de partículas de reforço a esta pasta.

3.1.2 - Forma de Agitação

A forma de agitação utilizada para interferir no processo de solidificação da liga metálica, transformando a fase sólida formada, em temperaturas abaixo da *líquidus*, de dendrítica para globular, pode ter grande influência nas características do metal reofundido ou do compósito reofundido. Uma forma de agitação que produza um regime de escoamento lamelar, ou seja, um regime de escoamento não turbulento deve produzir um reofundido com estrutura mais homogênea.

A agitação promovida por equipamentos de reofundição do tipo rotores concêntricos produz um escoamento do tipo lamelar, ideal quando se pretende um controle efetivo das taxas de deformação imposta ao fluído (THIBES, L. G. - 1991). Porém, o espaço entre as paredes dos rotores deve ser pequeno, para que o material apresente taxa de cisalhamento relativamente uniforme. Equipamentos deste tipo não são indicados para a incorporação de fase reforçante em semi-sólidos reofundidos, devido ao pequeno espaço entre rotores, o que dificulta a adição do reforço.

A agitação eletromagnética, também utilizada em reatores para a reofundição (BERTRAND, C., PATRICK, P., 1996; BLAIS, S. e co-autores, 1996), é descartada neste caso devido aos custos das fontes indutoras, além de não levar à homogeneidade da agitação e consequente homogeneidade estrutural.

Por permitir a fácil adição de partículas de reforço à pasta reofundida, o método do vórtice (MOHANTY, P. S. e co-autores, 1995) deverá ser utilizado; neste método a agitação do líquido é promovida por ação de pás propulsoras. Há formação de um vórtice no interior da pasta reofundida que permite a adição e incorporação do reforço. Ao ser cessada a agitação, a pasta retém as partículas sólidas adicionadas devido à sua elevada viscosidade. Portanto, será projetado e construído equipamento para a reofundição e compofundição do tipo agitador com propulsores.

3.1.3 - Pontos Iniciais

Já definida a técnica a ser utilizada, deve-se agora conceber os pontos de partida para a construção do equipamento. Os seguintes itens descrevem as principais necessidades:

- O equipamento deve possuir uma câmara aquecida eletricamente, suficiente para a fusão de ligas de médio ponto de fusão (ligas de alumínio serão utilizadas neste trabalho);
- O equipamento deve possuir um cadinho com capacidade de 400 gramas de alumínio, que possa ocupar o centro da câmara aquecida eletricamente;
- O equipamento deve possuir um sistema eletrônico de controle de temperatura suficiente para manter as temperaturas predeterminadas com oscilações menores que 5^{o}C na câmara aquecida eletricamente;
- O equipamento deve possuir uma câmara de resfriamento próxima à câmara aquecida eletricamente, dotada de alimentação de água para troca de calor com o lingote após o final da agitação mecânica, visando eliminar a necessidade de vazamento do material;
- O equipamento deve possuir propulsores para a agitação do metal contido no cadinho durante a solidificação;
- O equipamento deve possuir um motor com velocidade controlável ligado ao eixo do propulsor, para a sua movimentação;
- O equipamento deve estar acoplado a um tubo de argônio para manutenção de atmosfera inerte na câmara aquecida eletricamente, a qual deve ser relativamente isolada;

A câmara aquecida eletricamente onde o metal será agitado no estado semi-sólido deverá ainda possuir:

- Uma abertura para a adição do reforço.

- Um canal para a vazão de argônio, mantendo a atmosfera inerte.
- Um canal para a instalação de termopar para monitoramento da temperatura do material semi-sólido.

3.2 - Projeto

3.2.1 - Forno

A parte central e principal constituinte do equipamento é um forno onde será posicionado o cadinho, no qual será contido o metal líquido e promovida a sua agitação para a obtenção de pastas reofundidas. Este forno será construído a partir de dois cilindros concêntricos, cujo interior é a câmara do forno onde será posicionado o cadinho. As resistências elétricas necessárias para o aquecimento serão posicionadas na parte externa do cilindro interno. Na região entre os dois cilindros serão colocados isolantes refratários.

No cilindro externo serão soldadas duas abas, uma em cada extremidade. Nestas abas serão posicionados os parafusos que farão a ligação entre o cilindro externo e a base do forno e entre o cilindro externo e a tampa do forno.

No cilindro interno será soldado uma aba na extremidade inferior, onde serão posicionados os parafusos que farão a ligação entre o cilindro interno e a base do forno, e será soldada uma aba na extremidade superior, parte interna, que servirá como limite de curso para o movimento do cadinho.

Os parafusos serão do tipo *Allen* de 60 milímetros e ficarão entre pequenos tubos que servirão de guia para que a distância entre os cilindros e as tampa e base seja de 25 milímetros. Nestes espaços serão colocados isolantes refratários.

A entrada e a saída do cadinho do forno será através da base, que será circular com furo central, necessário para a passagem do cadinho. A tampa, com furo central para passar o eixo do propulsor, servirá para isolar a região interna onde ficará o cadinho e será mantida uma atmosfera inerte. A Figura 3.1 ilustra o esquema acima descrito e a Figura 3.2 ilustra suas dimensões envolvidas.

O aquecimento será resistivo, com uso de resistência de liga Cr-Ni, do tipo Kanthal A1. Uma potência de 1400 watts é suficiente para o aquecimento às temperaturas requeridas para a reofundição de ligas de alumínio, segundo cálculos de THIBES, L. G. (1991) e MARTINS, A.

C. (1996). As resistências serão devidamente enroladas e isoladas em missangas de alumina, que envolverão a parte externa do tubo interno do forno, como pode ser visto na Figura 3.1.

3.2.2 - Controle da Temperatura do Forno

A temperatura do forno será controlada por um sistema constituído de um módulo de potência tiristorizado marca Robert Shawn e um controlador e indicador de temperatura microprocessado marca Omron, modelo E5EX-A. Este sistema será montado em um módulo de controle, independente do equipamento, visando servir para outros equipamentos que necessitem o controle de temperatura. A Figura 3.3 apresenta esquema do sistema elétrico de controle de temperatura do forno.

3.2.3 - Estrutura do Equipamento

A base ou estrutura do equipamento, além de servir de suporte para o forno, tem como finalidade manter o equipamento em uma altura ideal para o seu manuseio. A base será quadrada com furo central, apoiada sobre quatro pés, sendo que um dos quatro pés será deslocado visando o movimento da câmara de refrigeração. A base do equipamento será fixada aos pés por sete parafusos e será fixada à base do forno por quatro parafusos. A Figura 3.4 ilustra a estrutura do equipamento, com suas dimensões características.

3.2.4 - Câmara de Refrigeração

A câmara de refrigeração será construída de modo a conter o cadinho no qual foi fabricado o compósito. Para sua construção serão utilizados 2 tubos concêntricos soldados em uma base, entre os quais circulará água. O tubo interno terá orifícios para que a água jorre em direção ao centro da câmara, onde o cadinho será refrigerado. A alimentação de água será feita por uma mangueira ligada a um dispositivo de junção junto ao tubo externo. A Figura 3.5 representa a câmara de refrigeração, com suas dimensões características.

3.2.5 - Suporte e Movimentação da Câmara de Refrigeração

A câmara de refrigeração terá como suporte um tubo, o qual ficará engastado a uma barra por sua vez presa a um eixo vertical. Este eixo vertical será ligado a um mecanismo de articulação ligado à base do forno. Dessa forma, a câmara de refrigeração se movimentará da posição logo abaixo do forno para uma posição lateral ao equipamento, evitando que o vapor d'água gerado pelo resfriamento suba em direção ao forno e facilitando a remoção do lingote de compósito produzido. A Figura 3.6 ilustra o suporte da câmara de refrigeração com suas

dimensões e a Figura 3.7 ilustra a movimentação da câmara de refrigeração durante o processo.

3.2.6 - Cadinho

O cadinho onde o metal líquido será agitado para a produção da pasta reofundida será construído a partir de um tubo com uma base circular em uma de suas extremidades, formando um copo. A parede interna do cadinho deverá ter ângulo de conicidade de 1,5 grau, para facilitar a saída do material solidificado. Na parte inferior do cadinho haverá um tubo para encaixar o eixo suporte. O cadinho terá capacidade para processar 120 centímetros cúbicos de metal. A Figura 3.8 mostra o desenho do cadinho projetado, com suas dimensões características.

3.2.7 - Suporte e Movimentação Vertical do Cadinho

O cadinho terá como suporte um eixo que se movimentará no interior do tubo que suporta a câmara de refrigeração. Na região central da base da câmara de refrigeração haverá um furo, onde a câmara de refrigeração será ligada ao eixo que servirá de apoio a ela. O mecanismo de movimentação vertical do cadinho será obtido pela movimentação do eixo interno que suporta o cadinho, em relação ao tubo externo. O eixo interno suportará o cadinho em duas posições: no interior da câmara do forno enquanto o material está em processamento e no interior da câmara de refrigeração, após completada a etapa de agitação da pasta, para o resfriamento final do lingote produzido. A Figura 3.9 ilustra o cadinho, a câmara de refrigeração e os tubos que servirão de suporte para o cadinho e farão o seu movimento vertical. A Figura 3.10 mostra o esquema do movimento vertical do cadinho.

3.2.8 - Propulsor

Serão fabricados dois tipos de propulsores para a promoção da agitação no metal líquido: um propulsor em forma de pá e um propulsor em forma de hélice de quatro pás. A Figura 3.11 ilustra os dois tipos de propulsores projetados, com suas dimensões características.

Serão testadas as eficiências dos dois tipos de propulsores na promoção de globularização do sólido em formação e na incorporação de reforço adicionado.

3.2.9 - Dispositivo para Fixação e Movimentação Vertical do Eixo do Propulsor

O propulsor será fixado a um eixo posicionado verticalmente sobre o cadinho. Este eixo será fixado a dois rolamentos que farão parte de um mecanismo de suporte e movimentação vertical do propulsor, fixado sobre a tampa do forno. A Figura 3.12 ilustra o dispositivo que fixa o eixo do propulsor aos rolamentos, enquanto a Figura 3.13 ilustra o tubo que servirá de guia para tal dispositivo, mostrando o rasgo para a sua movimentação. A Figura 3.14 ilustra o conjunto de suporte e movimentação do eixo do propulsor, juntos à tampa do forno. A Figura 3.15, por sua vez, ilustra o esquema do movimento vertical do eixo do propulsor.

O movimento do propulsor facilita a operação de rebaixamento do cadinho em direção à câmara de refrigeração, uma vez terminado o processamento do compósito, bem como pode promover uma melhor homogeneização da estrutura da pasta reofundida e adição do reforço durante o processo.

3.2.10 - Tampa do Forno

Através da tampa superior do forno passarão o reforço do material compósito a ser fabricado, o eixo do propulsor para agitação do material quando semi-sólido, o argônio para manutenção de atmosfera inerte e o termopar para monitoramento da temperatura no material em processamento, e ainda um visor para permitir a visualização do processo. A Figura 3.16 mostra o esquema da tampa superior do forno, com a localização de todos estes dispositivos. Estes dispositivos serão apresentados separadamente nos itens que se seguem.

3.2.11 - Porta para Adição do Reforço

Deverá haver uma porta na tampa do forno sobre o cadinho para permitir a adição de particulados da fase reforçante do material compósito; esta abertura ou porta deverá ficar fechada todo o tempo de processamento que não estiver ocorrendo a adição do reforço. Esta porta é constituída de um tubo de dimensões mostradas na Figura 3.17, que permite a deposição do particulado próximo à superfície do banho semi-sólido, na região central do vórtice promovido pelo propulsor. A Figura 3.17 ilustra o dispositivo, com suas dimensões características.

3.2.12 - Porta para Injeção de Argônio

Deverá haver uma porta na tampa do forno para injeção de argônio no seu interior, sobre o cadinho, visando tornar inerte a atmosfera durante o processamento do material. A Figura 3.18 ilustra o dispositivo de entrada de argônio, localizado próximo ao centro da tampa superior do forno e ao eixo do propulsor.

3.2.13 - Porta para Colocação de Termopar para Monitoramento da Temperatura do Banho

Deverá haver uma porta para colocação de um termopar no interior do cadinho, para o monitoramento da temperatura do material durante o processamento. Esta porta será constituída de um pequeno tubo atravessando a tampa do forno, conforme ilustra a Figura 3.19.

3.2.14 - Visor

Na tampa do forno será construído um visor para permitir o acompanhamento do processamento. A Figura 3.20 ilustra o visor sobre a tampa do forno, que é constituído de um tubo soldado à uma abertura na tampa, tendo em sua extremidade uma placa de vidro.

3.2.15 - Porta para Colocação de Termopar para Controle da Temperatura do Forno

A temperatura do forno deverá ser monitorada e controlada por termopar adequadamente posicionado em sua parede, próximo ao elemento resistivo. Para tanto, deverá haver uma porta para sua entrada no interior da parede do forno. Esta porta deverá ser construída a meia altura do forno, em posição e com dimensões segundo indicação da Figura 3.21.

3.2.16 - Motor

Um motor elétrico será utilizado para acionar o propulsor, que por sua vez promoverá agitação do metal líquido e compósito. Será utilizado motor adquirido no mercado, com as seguintes características:

Motor:	Potência	- 1/4 CV;
	Tensão	- 180 V;
	Rotação máxima	- 3600 RPM;

Ciclo	-	corrente contínua;
Fabricante	-	Indústria e Comércio Lavill LTDA.

Estas especificações estão de acordo com cálculos feitos por MARTINS, A. C. (1996), os quais indicam serem adequadas para a promoção da agitação necessária.

Será utilizado variador de corrente contínua para o controle da rotação do motor. Este variador apresenta as especificações abaixo:

Variador	Alimentação	- rede monofásica de 220 V, 60 Hz;
	Corrente nominal	- 2 A;
	Fabricante	- Newtronic Tecnologia LTDA.

O motor será acoplado junto à base do forno, através de um suporte soldado à base. O movimento de rotação será transmitido por um cabo do tipo "chicote", que sairá do eixo do motor e será ligado ao eixo do propulsor. A Figura 3.22 ilustra o suporte do motor e o motor a serem utilizados.

3.3 - Construção do Equipamento

Este equipamento foi construído a partir de recursos humanos e materiais existentes no Laboratório de Solidificação Aplicada do Departamento de Engenharia da Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica e com financiamento FAEP / UNICAMP (Referência Auxílio FAEP n. 51929.2). Foi também utilizado o Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia da Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica.

3.3.1 - Materiais Utilizados

O material escolhido para a fabricação do forno (exceto as resistências elétricas, as missangas e os isolantes refratários), do cadinho, da câmara de refrigeração e dos dispositivos sobre a tampa do forno foi o aço inoxidável. O material foi adquirido no mercado, na forma de chapas e tubos.

A tampa, a base e as flanges do forno foram cortadas de chapas circulares, assim como a base do cadinho, a base e o topo da câmara de refrigeração. As paredes do cadinho, forno e câmara de refrigeração foram feitas a partir de tubos.

Os propulsores, assim como o eixo do propulsor, os dispositivos de suporte e movimentação do eixo do propulsor, os dispositivos para colocação de termopares e injeção de argônio, foram também fabricados com aço inoxidável; assim como o visor, ao qual foi acrescentado uma janela em vidro transparente.

Para o isolamento térmico do forno, foram utilizadas fibras de alumina-silíca de alta compactação, de marca comercial Durabord® (Carborundum), e fibras de alumina-silíca de baixa compactação, de marca comercial Fiberfrax® (Carborundum).

Para a resistência elétrica foram utilizados 11 metros de fio Kanthal tipo A, diâmetro de 1,2 mm, isolados com missangas refratárias de 5 mm de diâmetro.

Para a base do forno e do motor foram utilizadas chapas de 10 mm de espessura de aço-carbono 1020 e tubos perfilados de aço-carbono para os pés da estrutura do equipamento. O mesmo tipo de aço-carbono 1020 foi utilizado para a fabricação do suporte da câmara de refrigeração.

Os tubos que realizam o movimento do cadinho foram confeccionados a partir tubos de aço-carbono.

Para a porta para a adição de reforço foi utilizado um pequeno cadinho de alumina, de que foi retirado o fundo e aço 1020 para a sua tampa.

3.3.2 - Métodos de Confecção das Partes Constituintes

A - Forno

As flanges do forno foram cortadas de chapas circulares de aço inoxidável, usinadas em um torno mecânico e furadas para colocação dos parafusos. As flanges foram, então, soldadas às duas extremidades dos tubos que constituem as paredes externa e interna do forno, conforme pode ser visto nas Figuras 3.1 e 3.2.

A base do forno foi furada nas posições dos parafusos que a fixam aos tubos (paredes do forno) e nas posições que fixam o conjunto do forno à estrutura do equipamento; foi usinada abertura para a passagem do cadinho.

A tampa foi furada nas posições do eixo do propulsor, das portas para termopar e injeção de argônio, da abertura para adição de reforço e do visor.

A resistência, após enrolada e isolada com missangas, foi enrolada na parte externa do tubo interno. As placas de Durabord® foram cortadas com o auxílio de uma serra manual.

O conjunto base, tubos interno (com a resistência enrolada) e externo e placa de Durabord® foi então montado utilizando dez parafusos tipo Allen, seis ligando a base ao tubo externo e quatro ligando a base ao tubo interno. Uma vez este conjunto montado, como pode ser visto em fotografia da Figura 3.23, foi colocado a fibra isolante Fiberfrax® na região entre os tubos externo e interno, como pode ser visto em fotografia da Figura 3.24. Após, é colocada a placa superior de Durabord® e a tampa do forno é parafusada.

B - Estrutura do Equipamento

A base da estrutura do equipamento foi furada nas posições dos parafusos que fixaram seus pés e dos parafusos que a fixaram à base do forno. O furo para a passagem do cadinho foi usinado em torno. O suporte do motor foi soldado à esta base e o suporte da câmara de refrigeração foi parafusado junto à base. Os pés da estrutura do equipamento foram serrados nas medidas de projeto e então soldados entre si. Após, os pés da estrutura foram fixados por parafusos à base do equipamento.

C - Câmara de Refrigeração

A câmara de refrigeração foi fabricada soldando-se 2 tubos concêntricos em uma base com furo central (para passar o tubo que movimenta o cadinho). O tubo interno, que constitui a parede interna da câmara, fora previamente furado para a passagem de água. Para a vedação superior da região entre os tubos foi soldada uma aba circular. O dispositivo para fixação da mangueira d'água foi soldado ao tubo externo da câmara de refrigeração. A mangueira foi fixada com auxílio de uma braçadeira. A Figura 3.25 mostra fotografia da câmara de refrigeração construída.

D - Cadinho

Para a fabricação do cadinho foi utilizado um tubo cuja parede interna foi usinada em torno para se obter um ângulo de conicidade de 1,5 grau. Após, foi soldado à sua base e também foi soldado, na parte inferior da base, um pequeno tubo para o encaixe com o eixo que movimentará o cadinho. A Figura 3.26 mostra fotografia do cadinho na posição dentro da câmara de refrigeração enquanto a Figura 3.27 mostra fotografia do cadinho elevado em relação à câmara de refrigeração, na altura correspondente ao interior do forno.

E - Propulsores

O propulsor tipo hélice foi construído a partir de uma barra de aço inoxidável com duas operações de conformação: uma de usinagem e outra de fresamento. A Figura 3.28 (a - vista superior) e (b - elevação) ilustra o produto obtido no torno e a Figura 3.28(c) ilustra o produto obtido na fresa. A inclinação das pás das hélices foram obtidas com o auxílio de uma lima manual. Após, as duas pás produzidas foram fixadas ao eixo através de um encaixe sob pressão. A Figura 3.29 apresenta fotografia do propulsor tipo hélice construído.

O propulsor tipo pá foi cortado, com o auxílio de uma serra manual, de uma folha de aço inoxidável de 2 mm de espessura. Foi, então, limado e soldado ao eixo do propulsor. A Figura 3.30 mostra fotografia do propulsor tipo pá, já pintado com alumina.

F - Dispositivo para Fixação e Movimentação Vertical do Eixo do Propulsor

O dispositivo que fixa o eixo do propulsor a dois rolamentos foi usinado e os rolamentos foram encaixados sob pressão, assim como foi fixado o eixo do propulsor aos dois rolamentos. O tubo guia para a movimentação vertical do eixo do propulsor foi usinado e o rasgo para o ajuste da posição do eixo foi usinado em fresa. O tubo guia foi soldado ao suporte e este foi soldado à tampa do forno. A Figura 3.31 mostra fotografia do forno, onde pode ser visto o dispositivo para fixação do eixo do propulsor.

G - Tampa do Forno

Sobre a tampa do forno foram colocados o visor, a abertura para adição do reforço, a porta para colocação de termopar para monitoramento da temperatura do material, a porta para injeção de argônio. O visor foi fabricado soldando-se um tubo sobre a tampa, com a inclinação de 45 graus, usinando-se uma arruela para a fixação do vidro. O cadinho utilizado na abertura para adição de reforço foi cimentado junto à tampa, utilizando-se para isto cimento refratário. A Figura 3.32 mostra fotografia na qual se vê a tampa do forno, o visor e a abertura para a adição de reforço.

H - Controladores de Temperatura do Forno e da Velocidade do Motor

A Figura 3.33 mostra o módulo controlador de temperatura do forno, onde pode ser visto um voltímetro (1) e um amperímetro (2) à esquerda, ligados à resistência elétrica do forno; o controlador Omron (3) ao centro, indicando em verde a temperatura programada e em

vermelho a temperatura medida (temperatura de controle). Sobre o módulo, pode ser visto o indicador de temperatura utilizado para medir a temperatura do banho (4).

O controlador de velocidade (5) do motor, dotado de um mostrador digital da velocidade do motor em rotações por minuto (6), foi instalado no mesmo painel, à direita.

3.3.3 - Equipamento Global

O equipamento global constituído possui, além do forno para a agitação da matriz semi-sólida, um módulo de controle da temperatura do forno e da velocidade do motor e um tubo de argônio para a manutenção de atmosfera inerte. A fotografia da Figura 3.34 apresenta o equipamento ao centro, tendo à direita, o módulo de controle de temperatura do forno e velocidade do motor e ao fundo, o tubo de argônio.

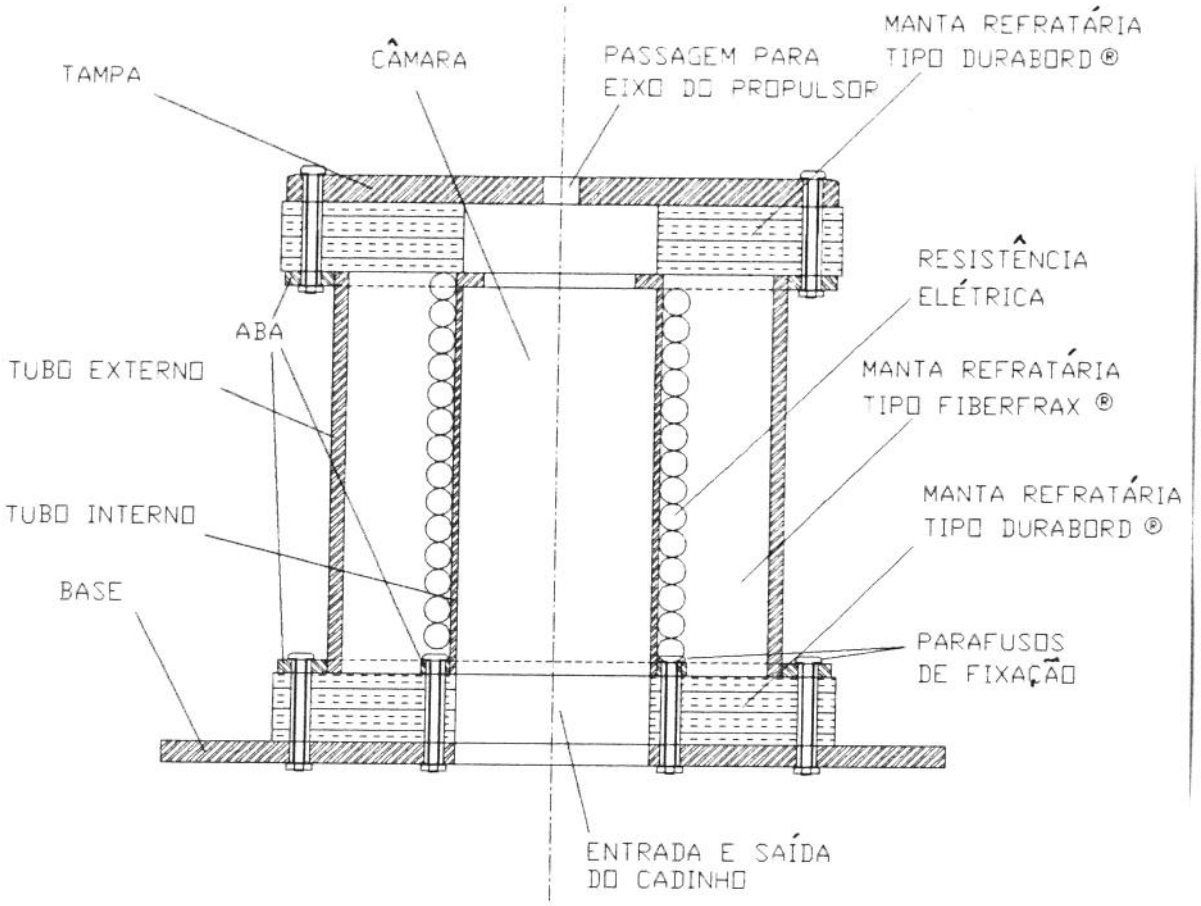


Figura 3.1 - Esquema representativo do forno projetado.

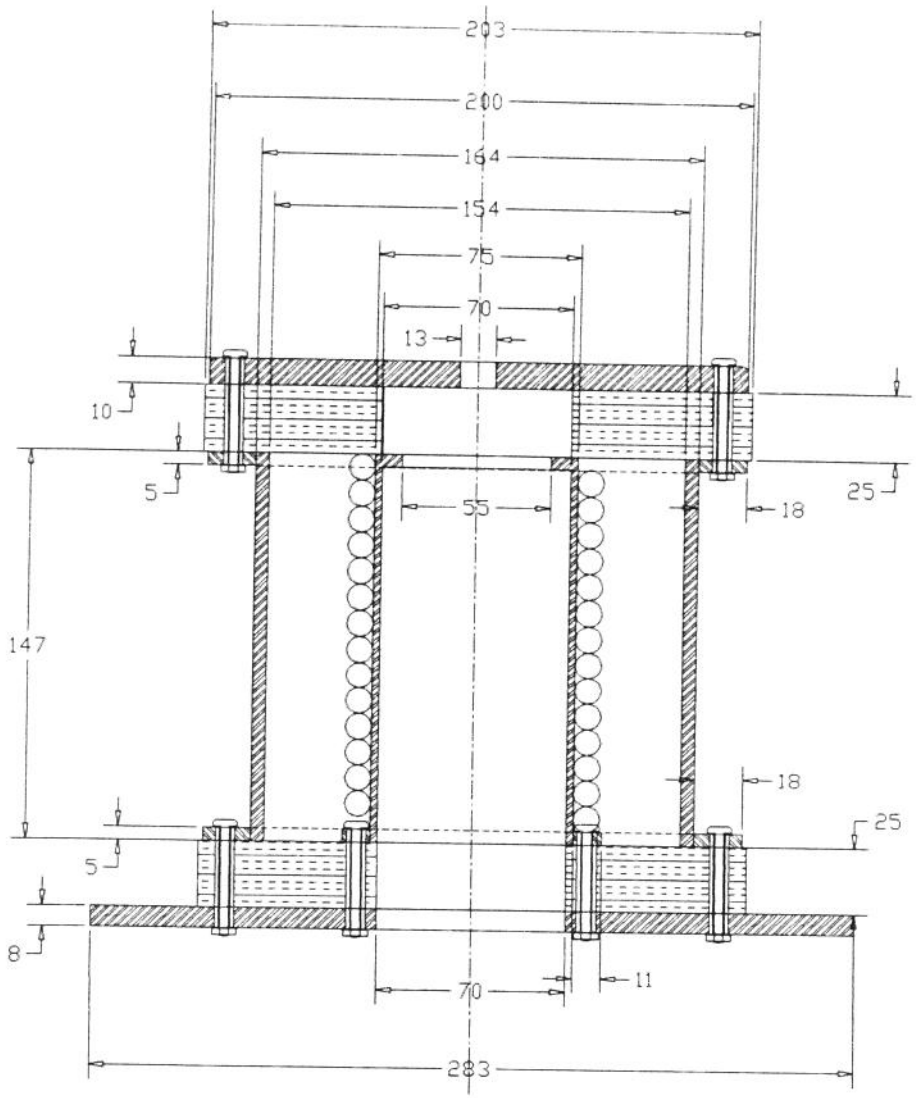


Figura 3.2 - Esquema representativo das dimensões do forno projetado (em milímetros).

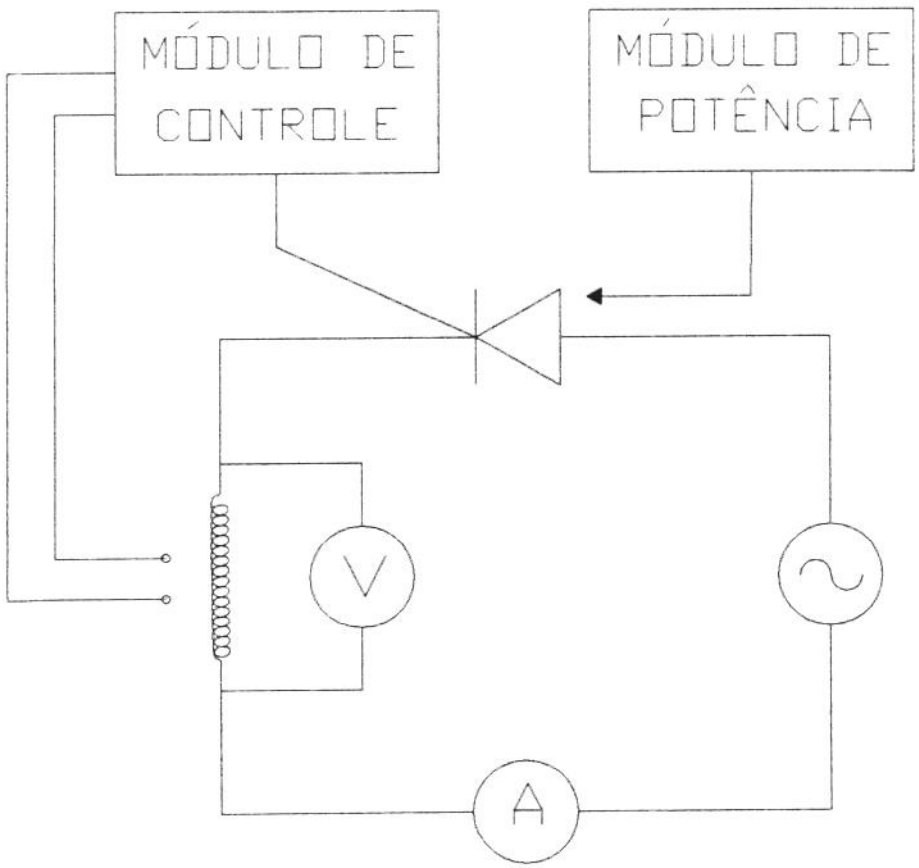


Figura 3.3 - Esquema representativo do sistema elétrico de controle de temperatura do forno.

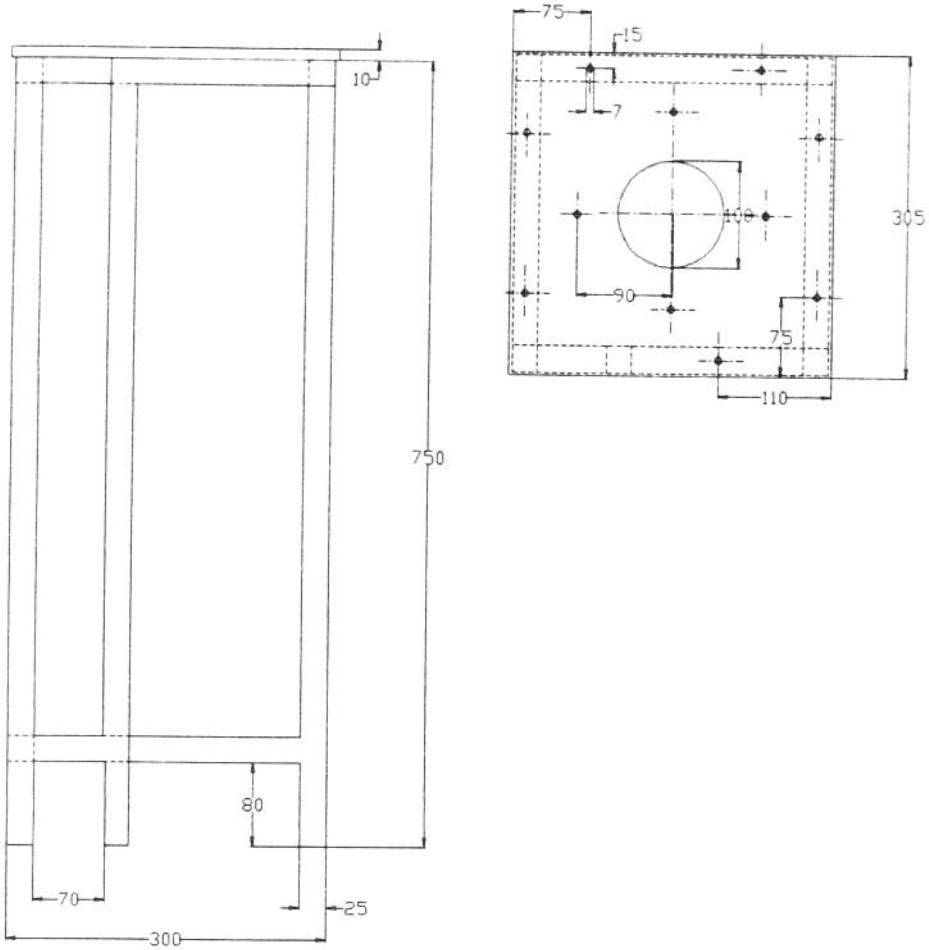


Figura 3.4 - Esquema representativo da estrutura do equipamento projetado (dimensões em milímetros).

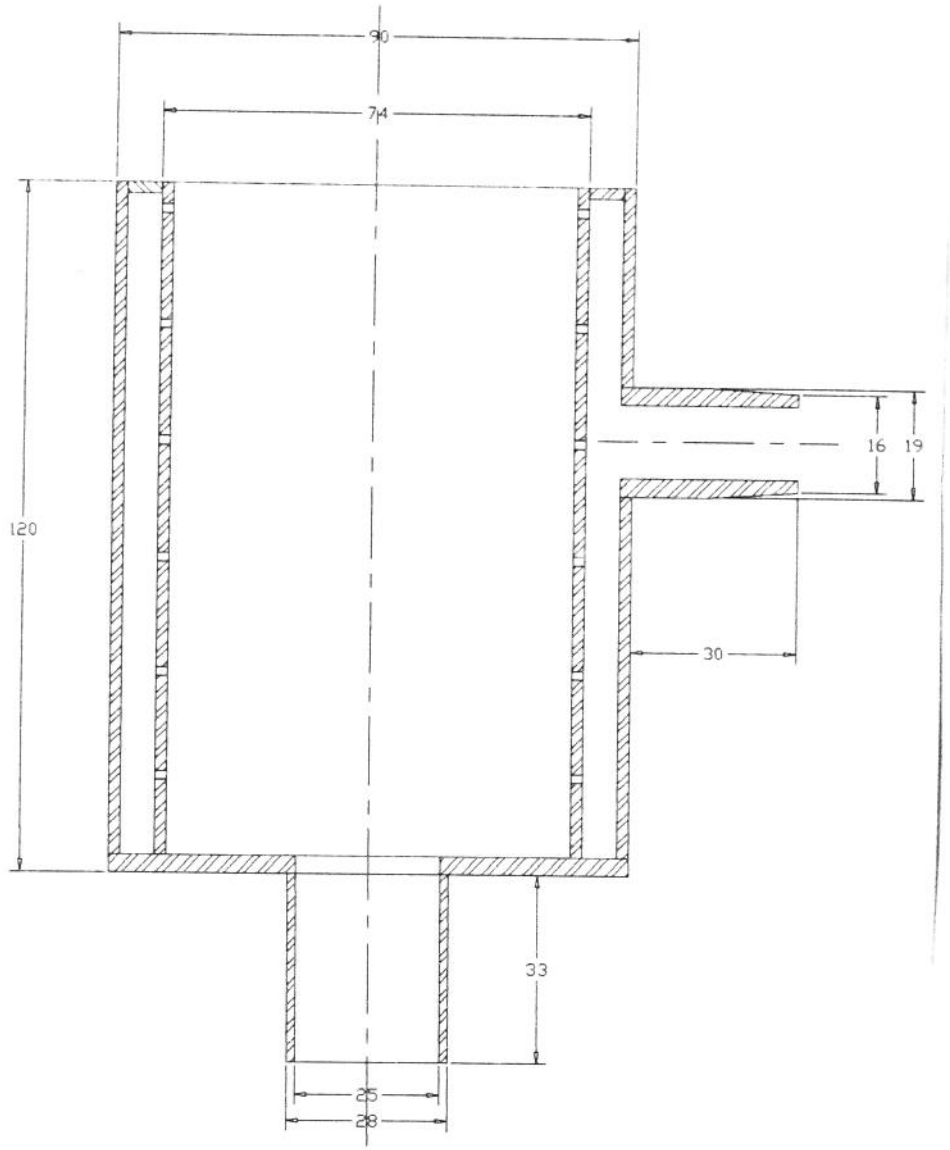


Figura 3.5 - Esquema representativo da câmara de refrigeração do equipamento projetado (dimensões em milímetros).

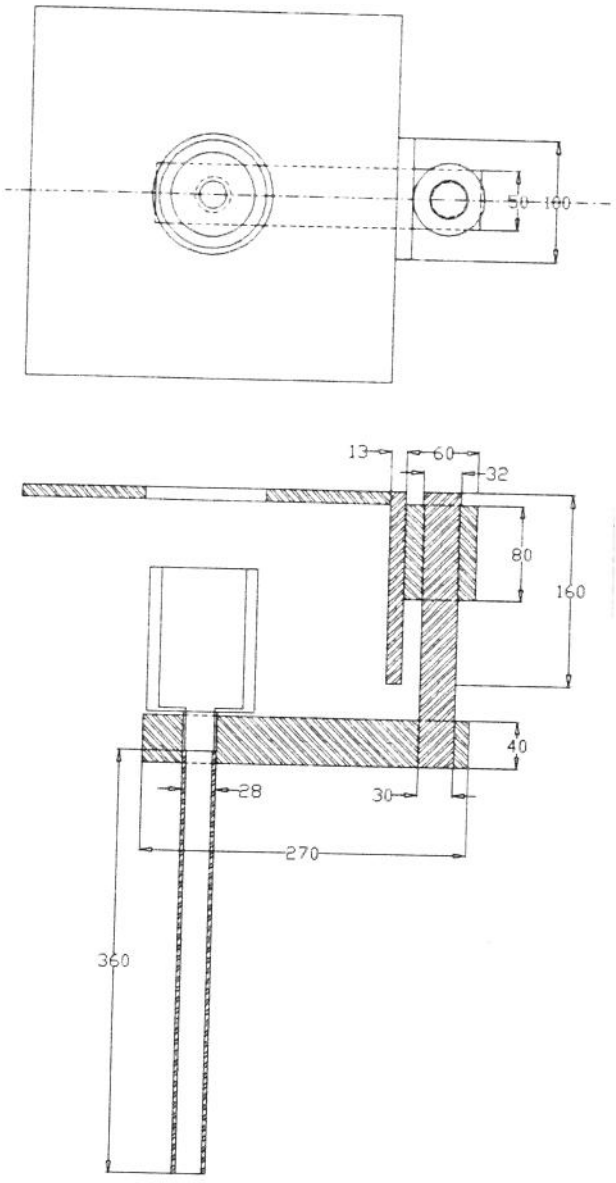
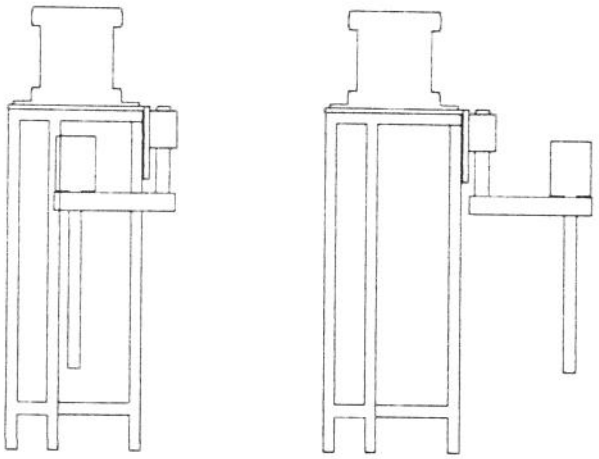


Figura 3.6 - Esquema representativo do dispositivo para suportar e movimentar a câmara de refrigeração do equipamento projetado (dimensões em milímetros).



(1) (2)

Figura 3.7 - Esquema representando a movimentação da câmara de refrigeração do lingote de compósito produzido (1) durante a produção do compósito e (2) durante a refrigeração.

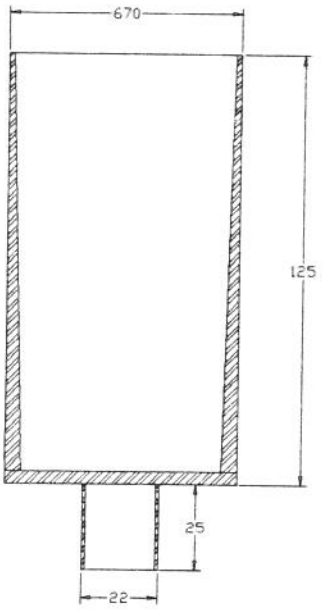


Figura 3.8 - Esquema representativo do cadinho do equipamento projetado (dimensões em milímetros).

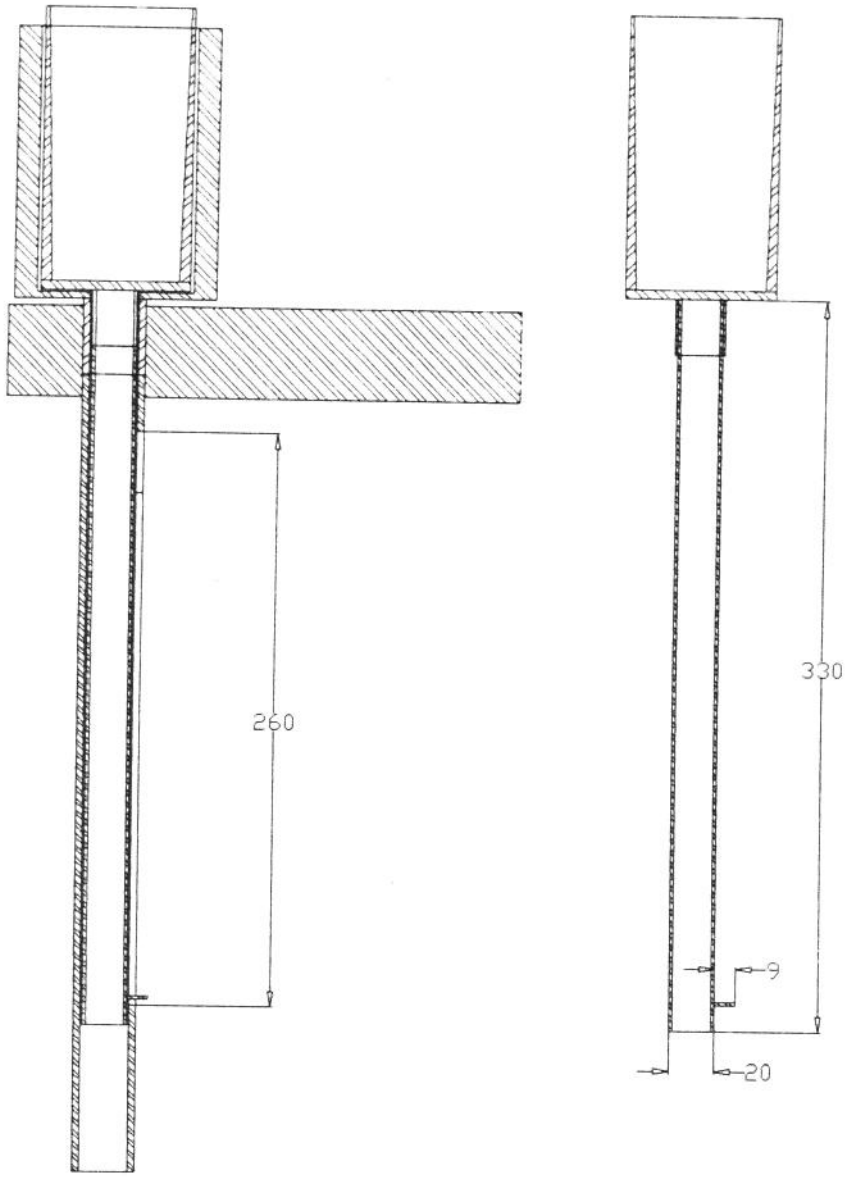
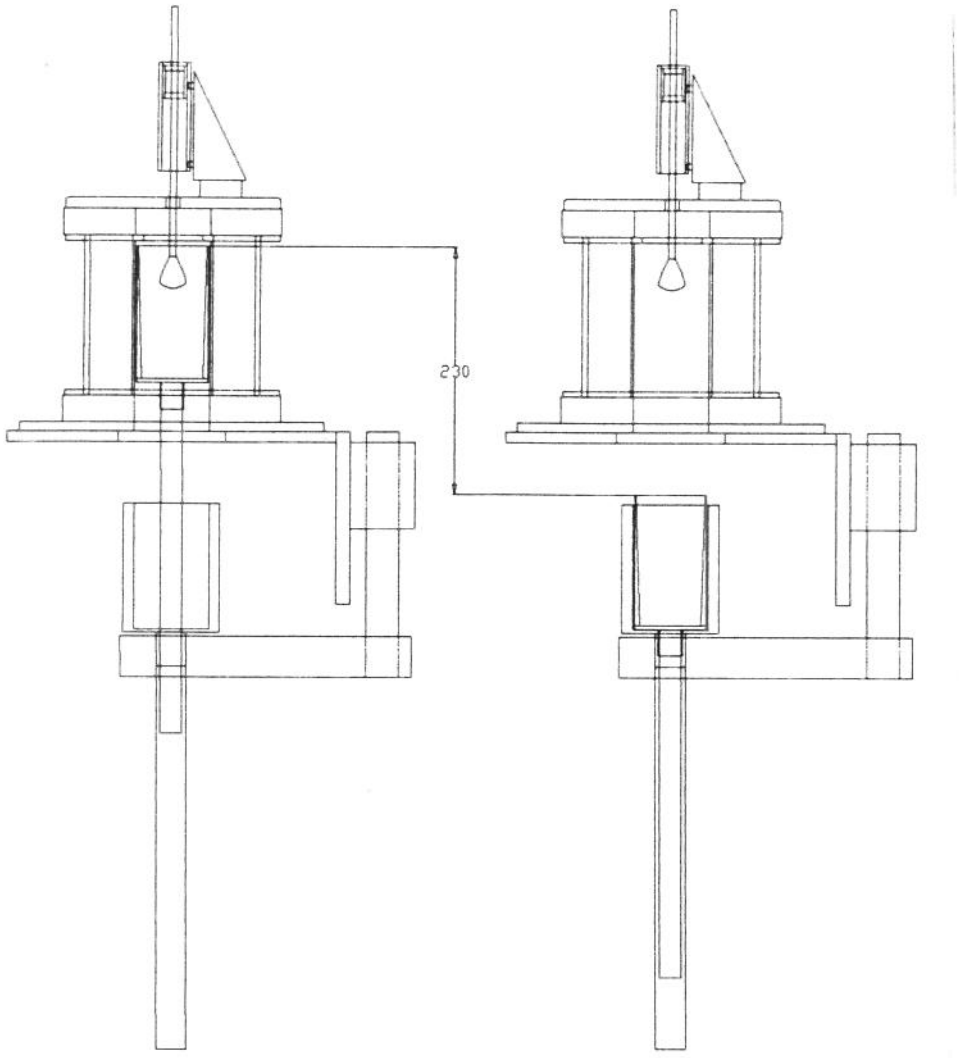
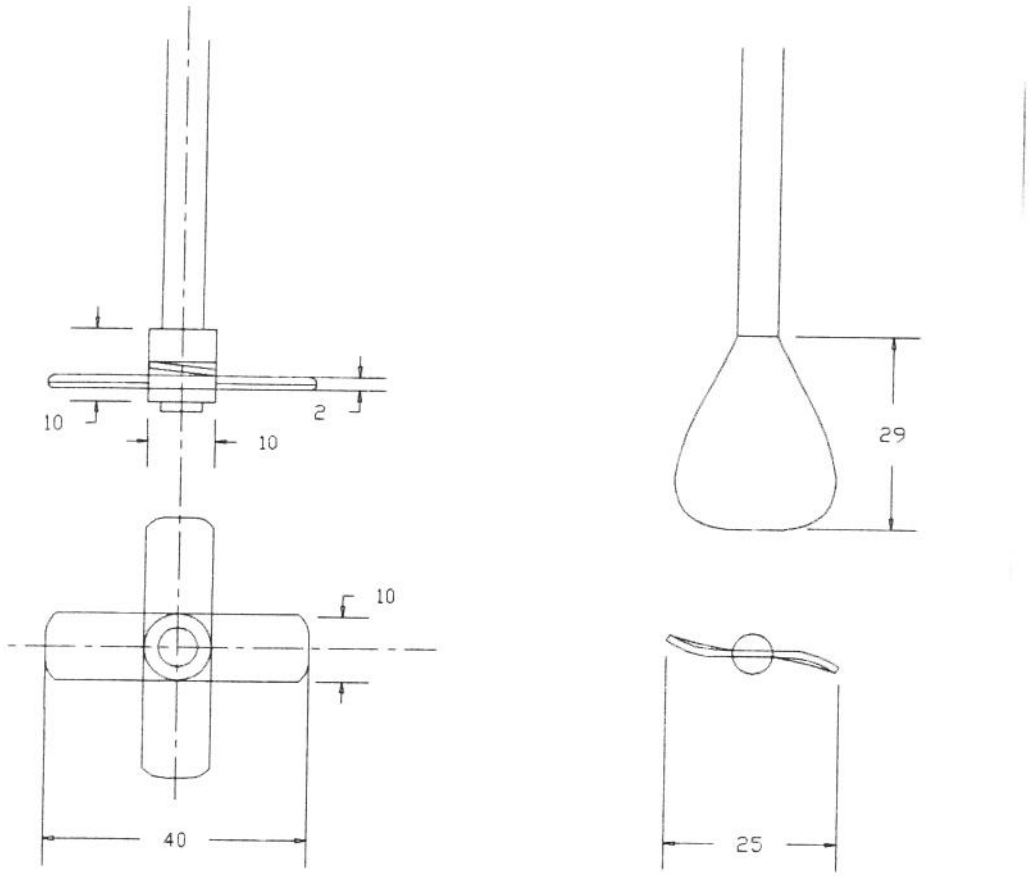


Figura 3.9 - Esquema representativo do suporte do cadinho (dimensões em milímetros).



(1) (2)

Figura 3.10 - Esquema do movimento vertical do cadinho, do interior do forno (1) para o interior da câmara de refrigeração(2).



(1) (2)

Figura 3.11 - Esquema representativo dos propulsores a serem utilizados para a agitação do líquido no equipamento projetado: tipo hélice (1) e tipo pá (2) (dimensões em milímetros).

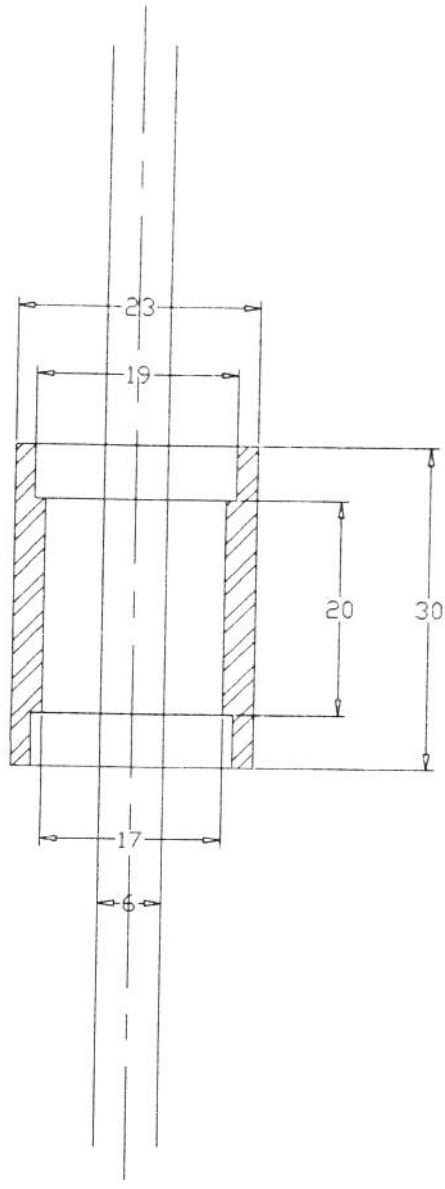


Figura 3.12 - Esquema representativo do dispositivo que fixa o eixo do propulsor a dois rolamentos (dimensões em milímetros).

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

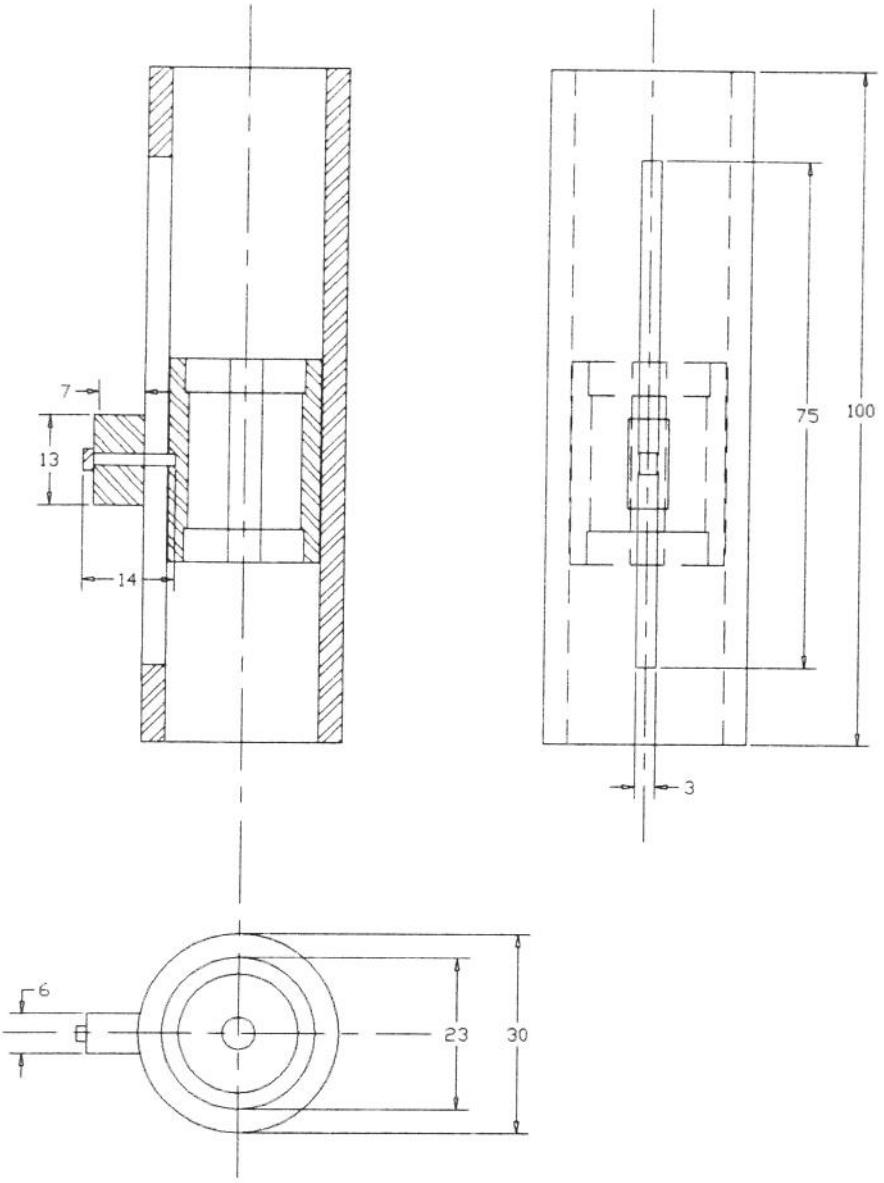


Figura 3.13 - Esquema representativo do tubo guia para a movimentação do eixo do propulsor (dimensões em milímetros).

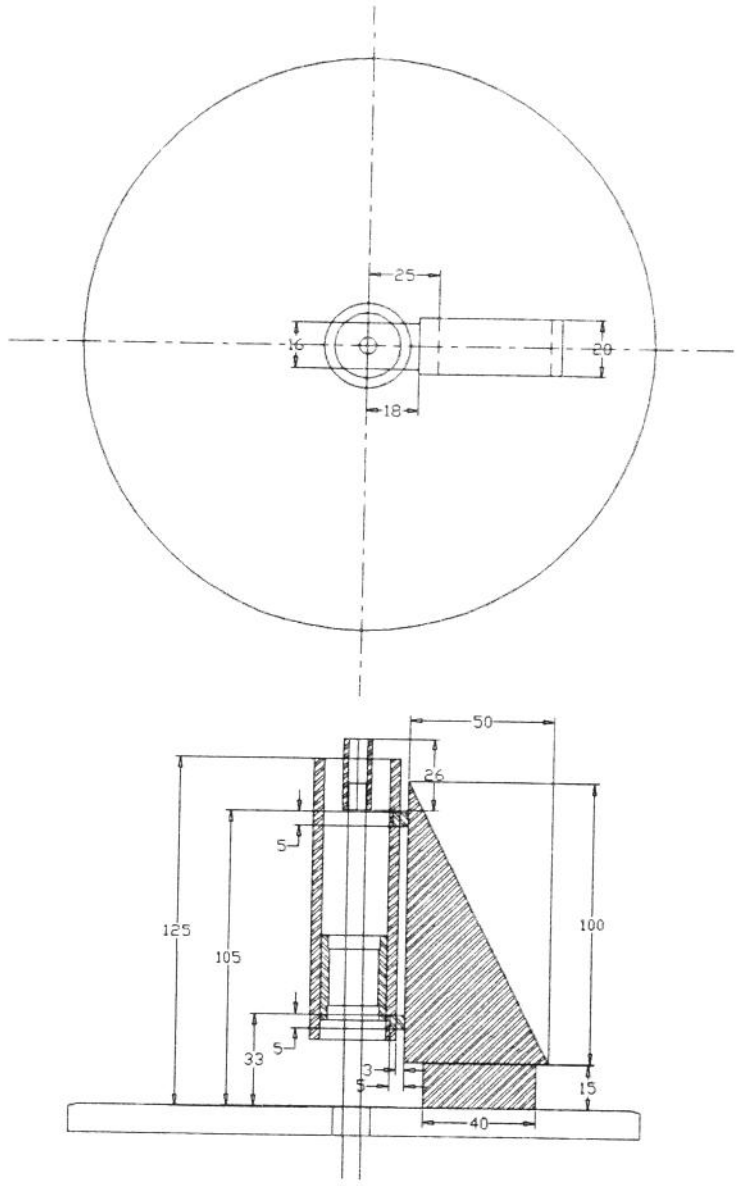
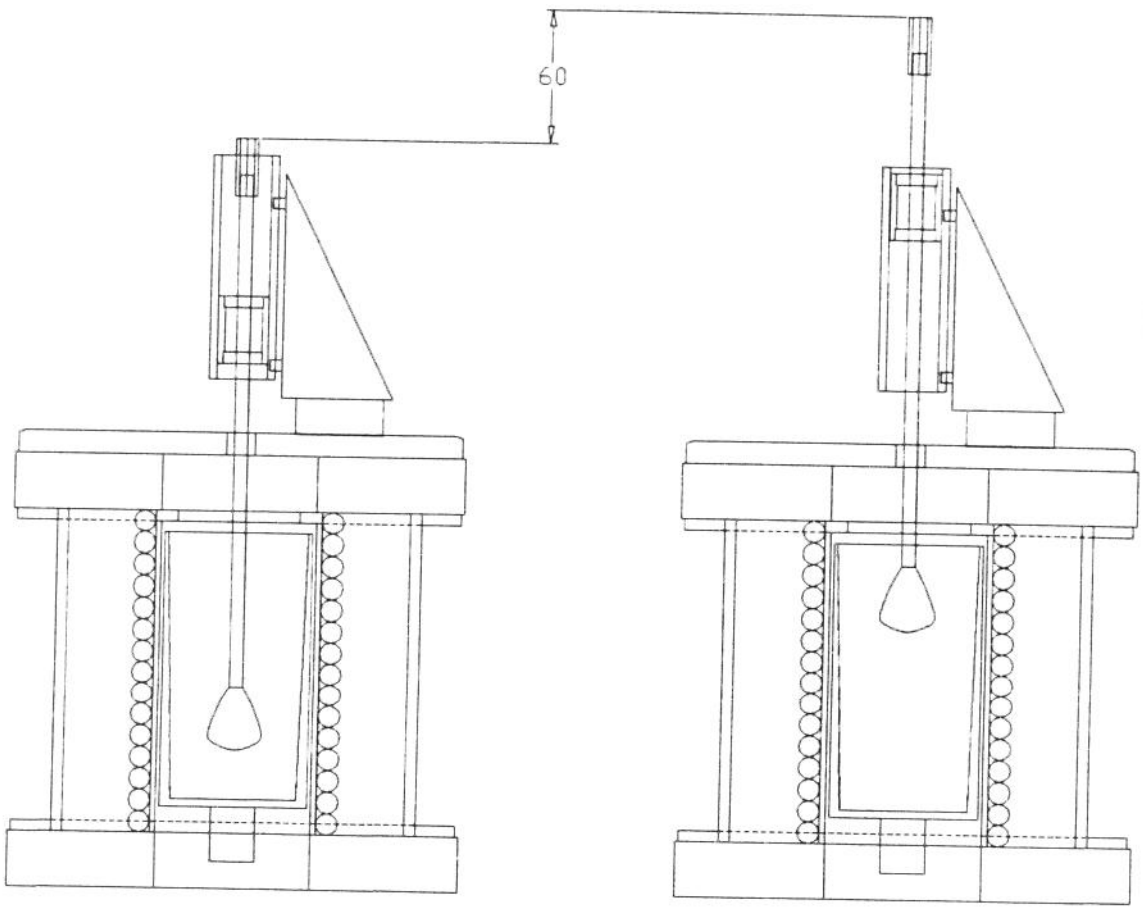


Figura 3.14 - Esquema representativo do conjunto para fixação do eixo do propulsor utilizado para a agitação do metal (dimensões em milímetros).



(1) (2)

Figura 3.15 - Esquema representando o movimento vertical do eixo do propulsor no interior do cadinho, na posição rebaixada para processamento (1) e na posição elevada para carregamento ou descarregamento (2).

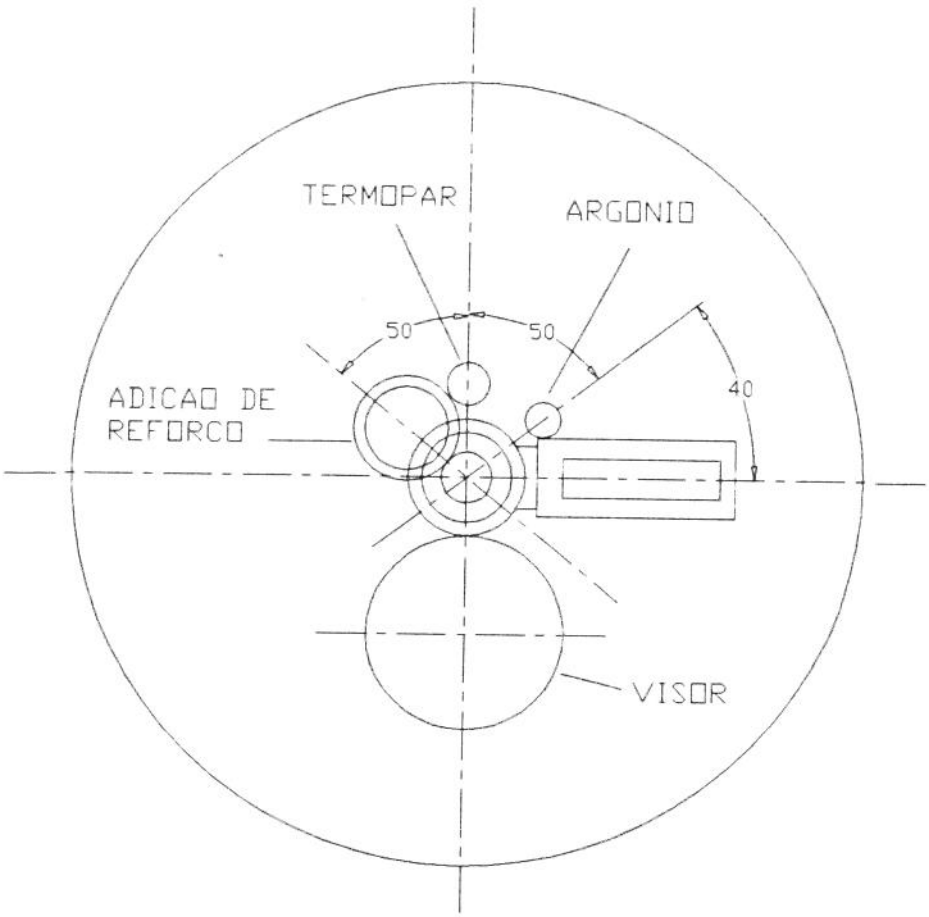


Figura 3.16 - Esquema representativo da tampa do forno (ângulos em graus).

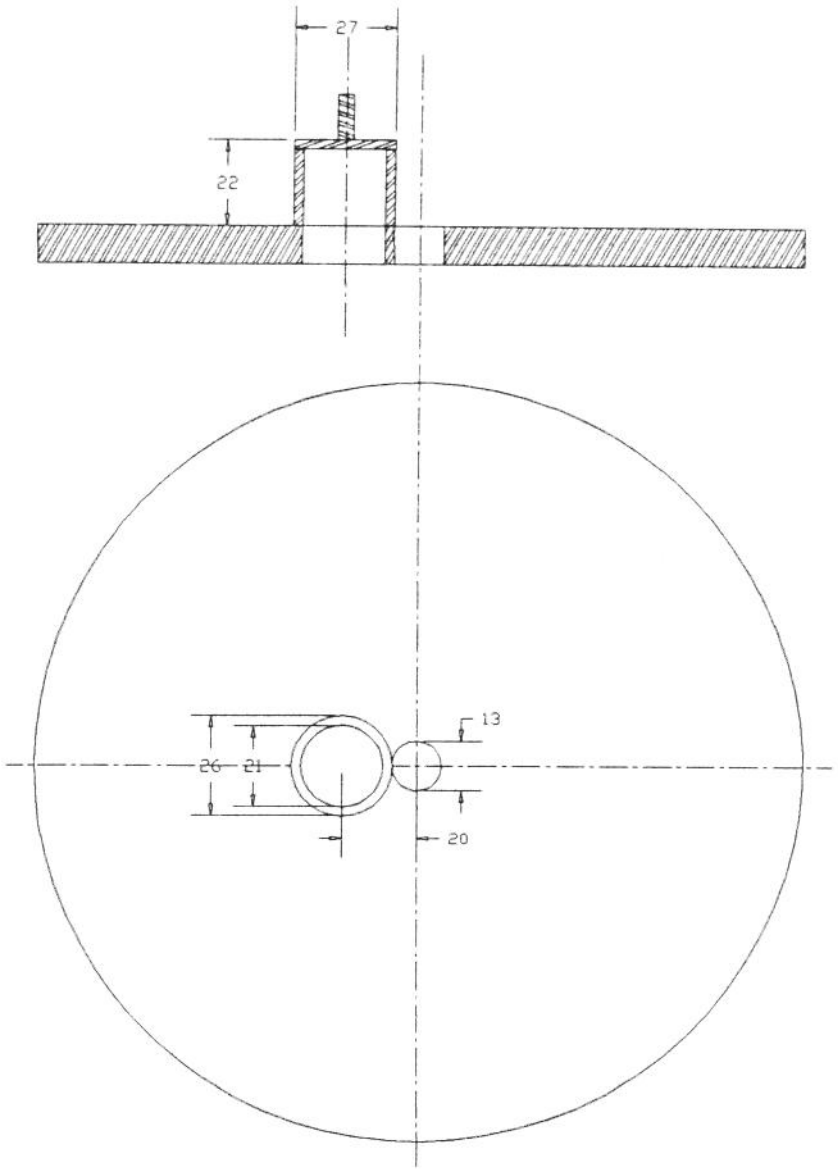


Figura 3.17 - Esquema representativo da porta de adição de reforço ao metal semi-sólido (dimensões em milímetros).

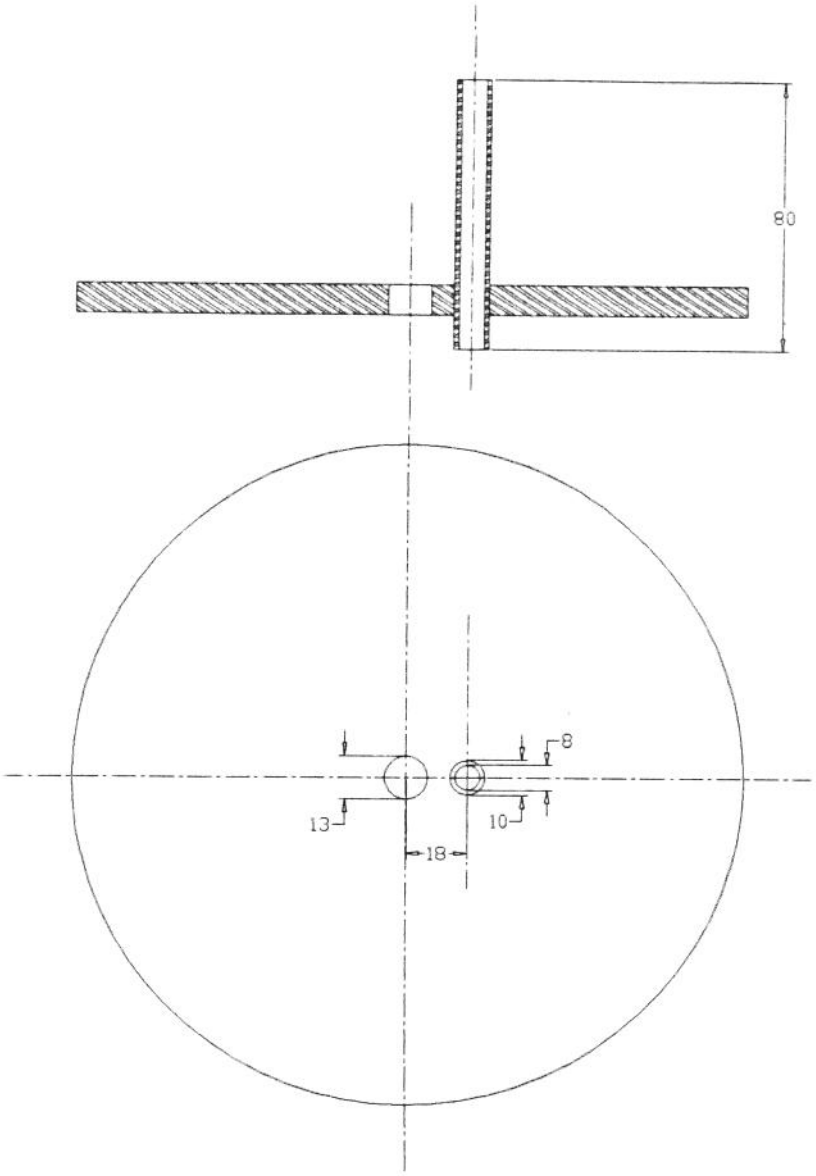


Figura 3.18 - Esquema representativo do canal para injeção de argônio no interior do forno (dimensões em milímetros).

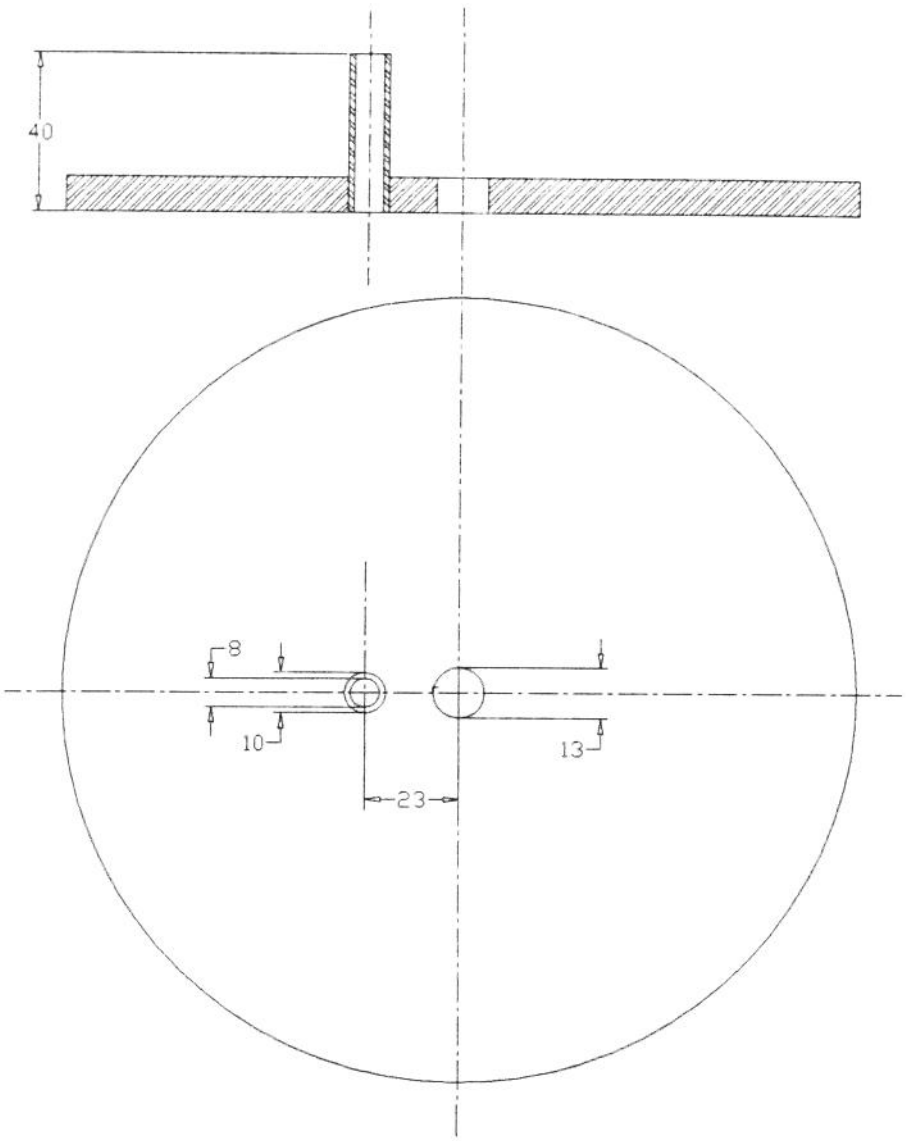


Figura 3.19 - Esquema representativo da porta para colocação de termopar para monitoramento de temperatura do metal em processamento (dimensões em milímetros).

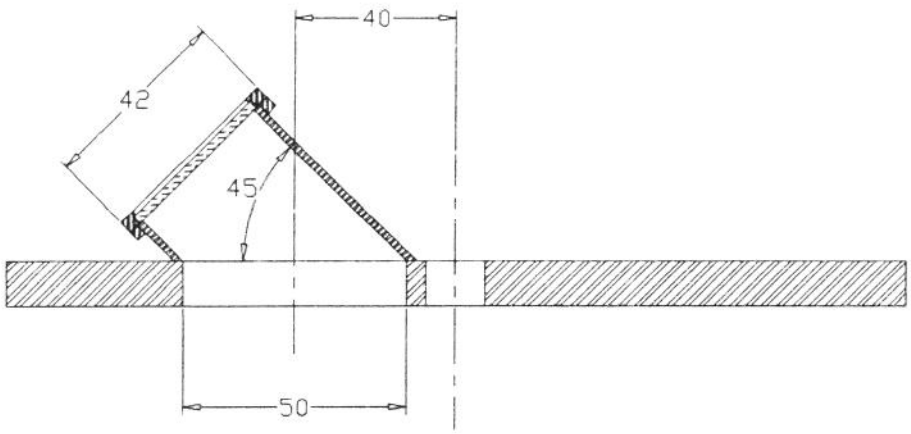


Figura 3.20 - Esquema representativo do visor posicionado na tampa do forno (dimensões em milímetro e em graus).

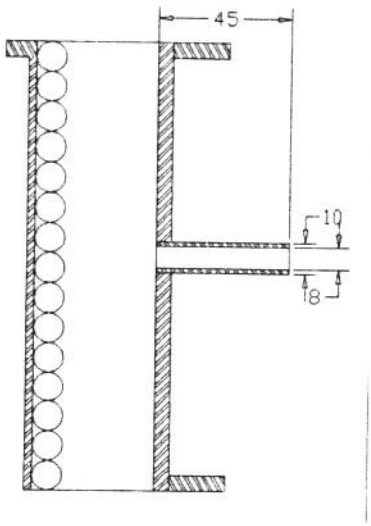


Figura 3.21 - Esquema representativo de porta para introdução de termopar para controle da temperatura do forno (dimensões em milímetros).

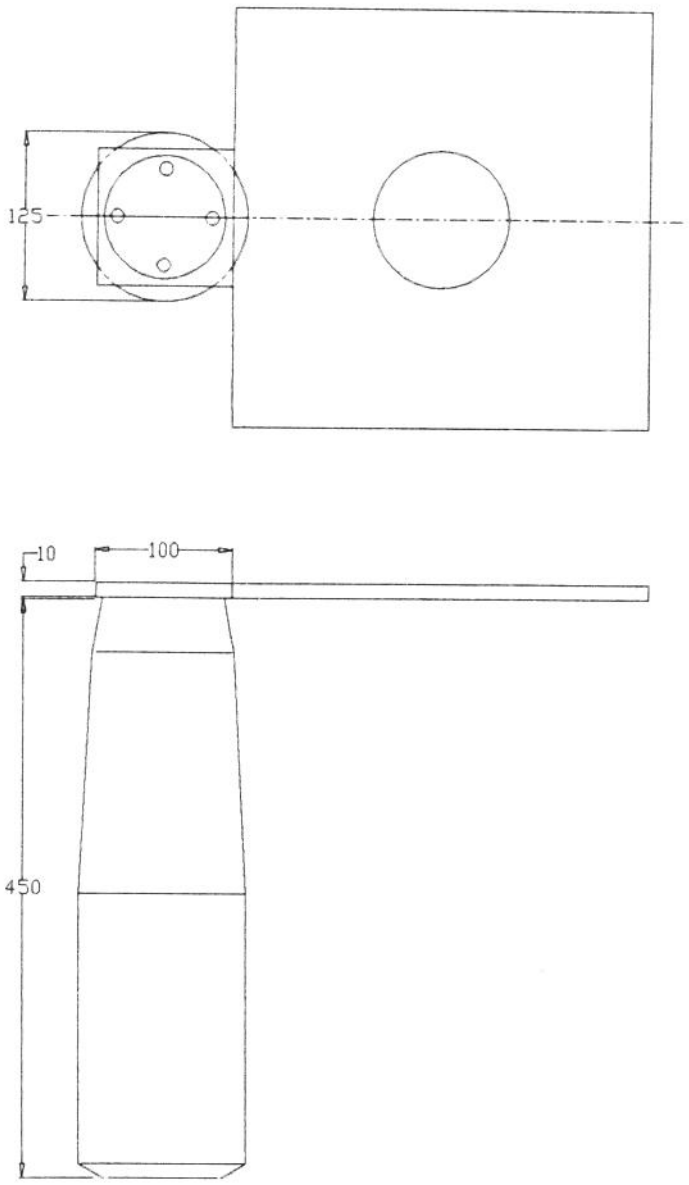


Figura 3.22 - Esquema representativo do suporte do motor e do motor projetados para o equipamento (dimensões em milímetros).

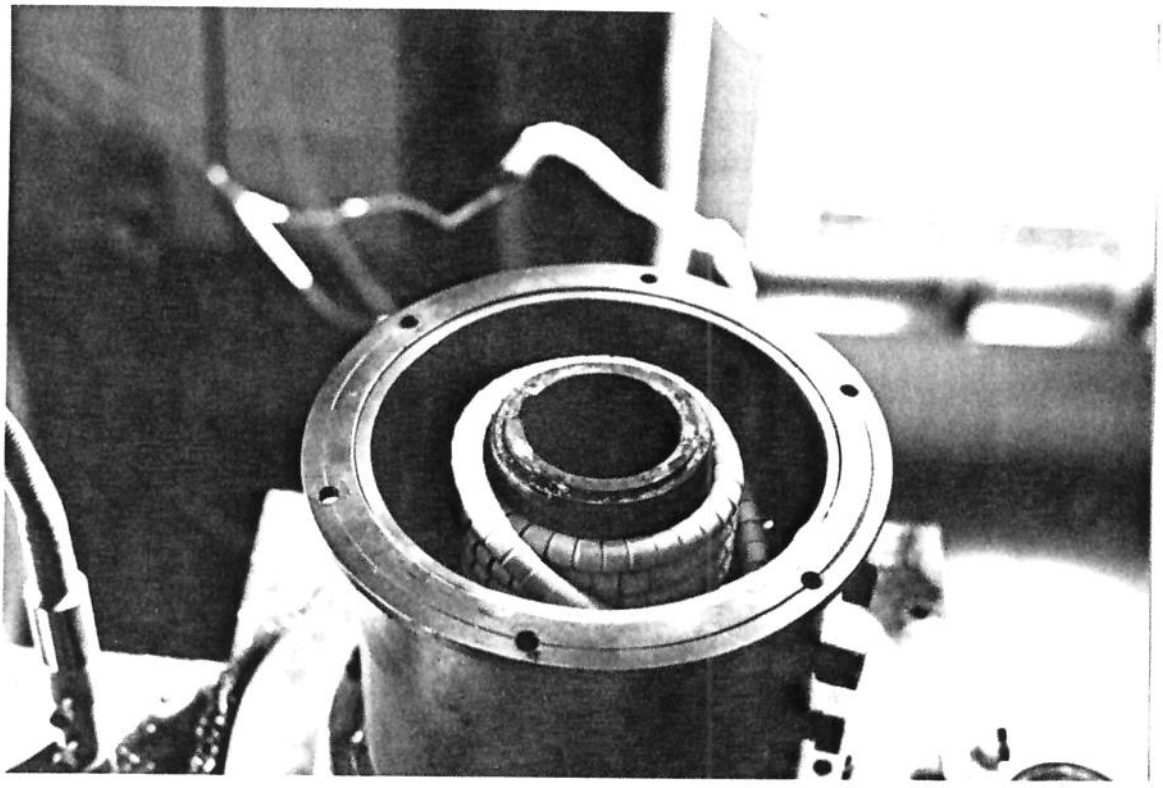


Figura 3.23 - Forno sendo montado, antes da colocação do isolante entre as paredes interna e externa.

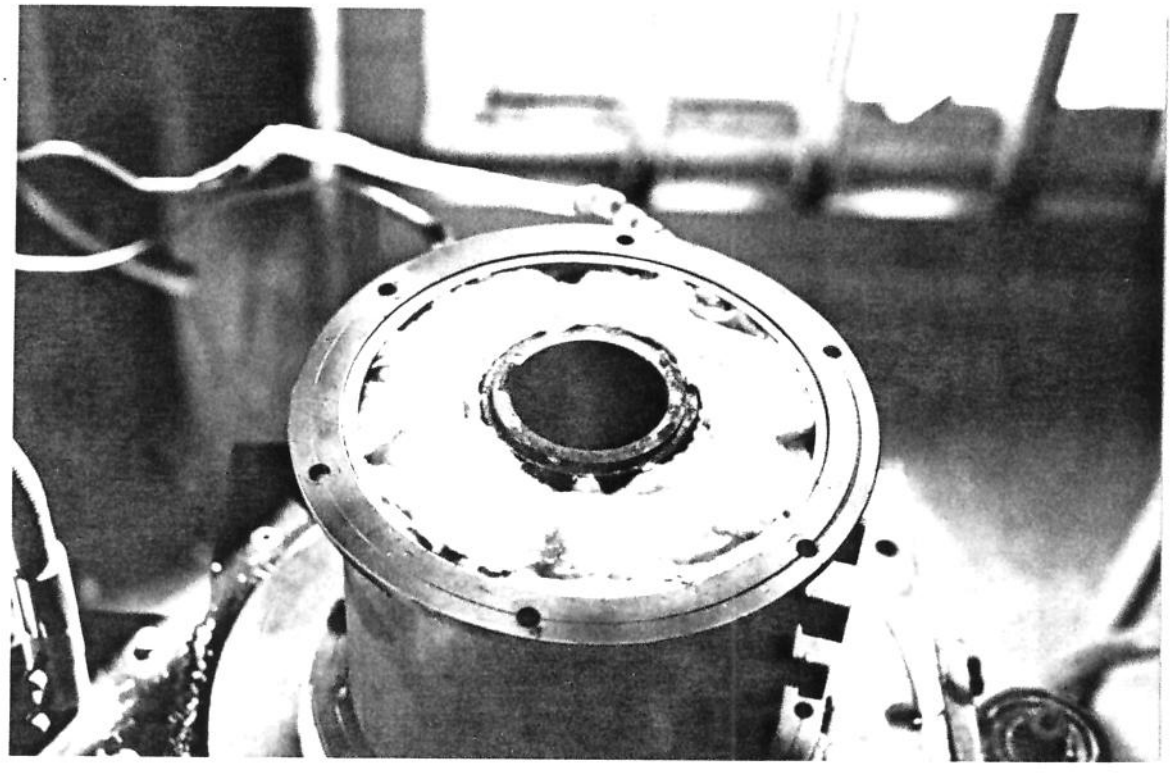


Figura 3.24 - Forno sendo montado, após da colocação do isolante entre as paredes interna e externa.

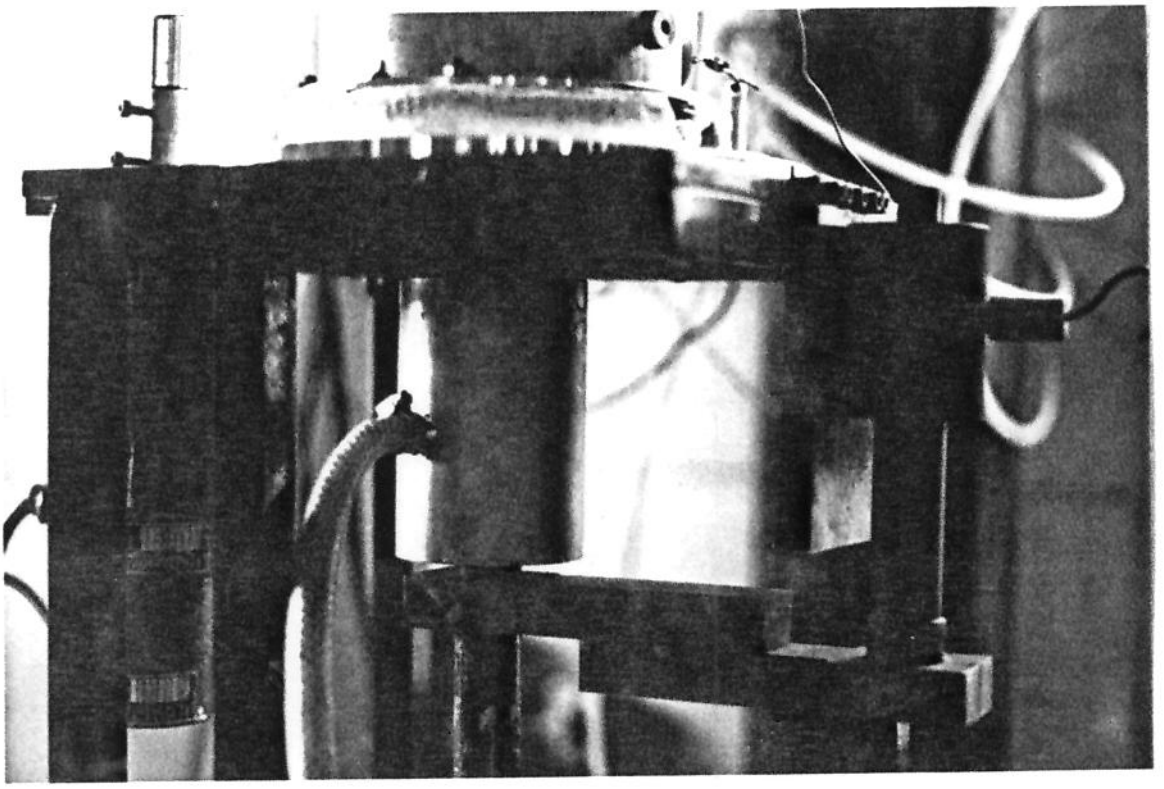


Figura 3.25 - Fotografia da câmara de refrigeração construída, em posição junto à base inferior do forno.

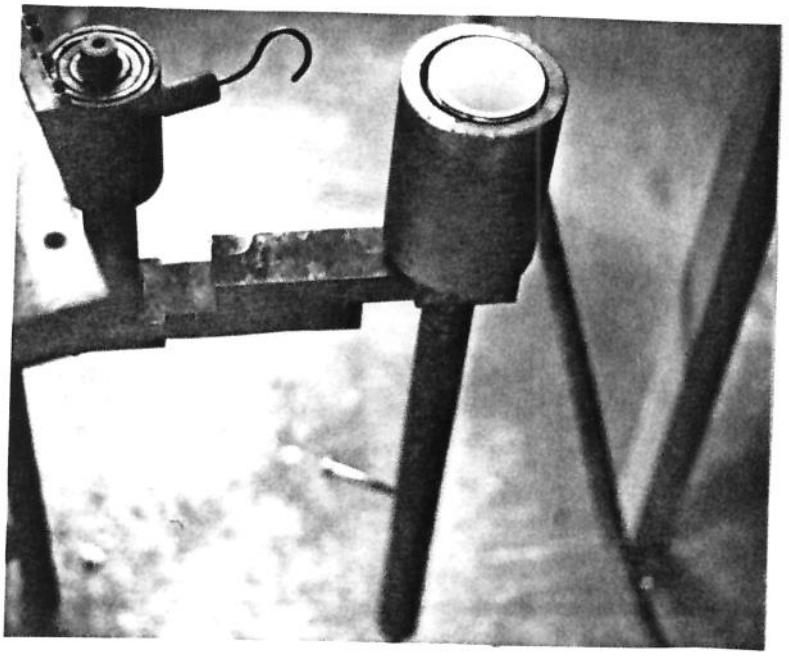


Figura 3.26 - Fotografia mostrando o cadinho na posição dentro da câmara de refrigeração.

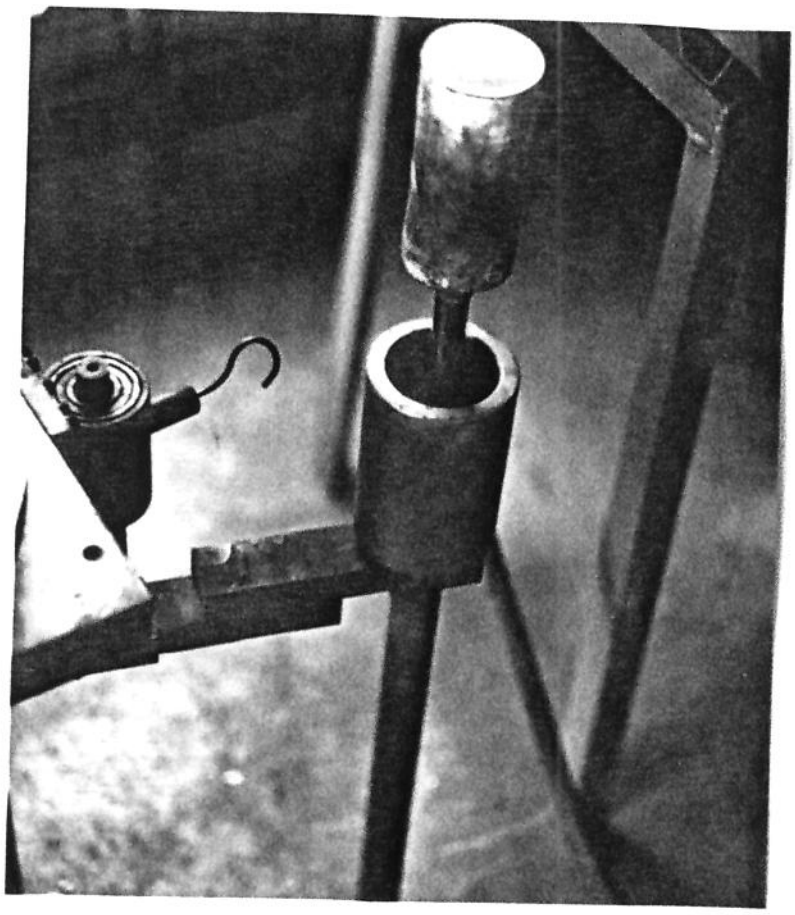
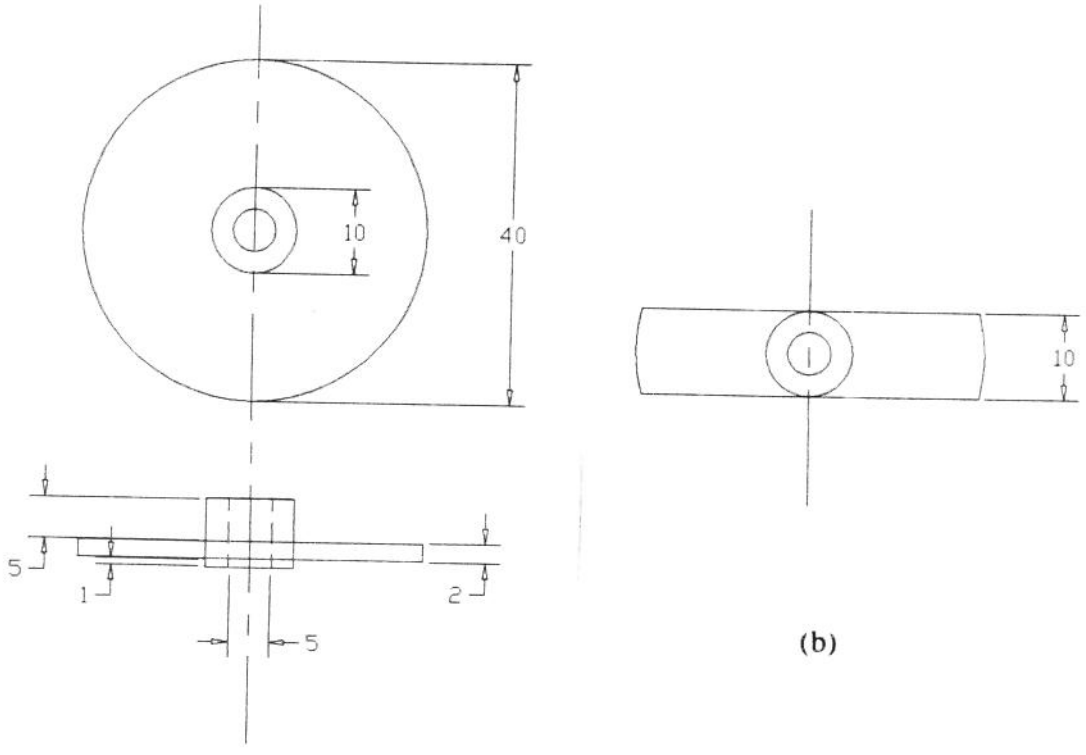


Figura 3.27 - Fotografia mostrando o cadinho elevado em relação à câmara de refrigeração.



(a) (b)

Figura 3.28 - Esquema representativo das etapas para a fabricação do propulsor tipo hélice:(a) produto obtido no torno e (b) vista superior do produto obtido na fresa (dimensões em milímetros).

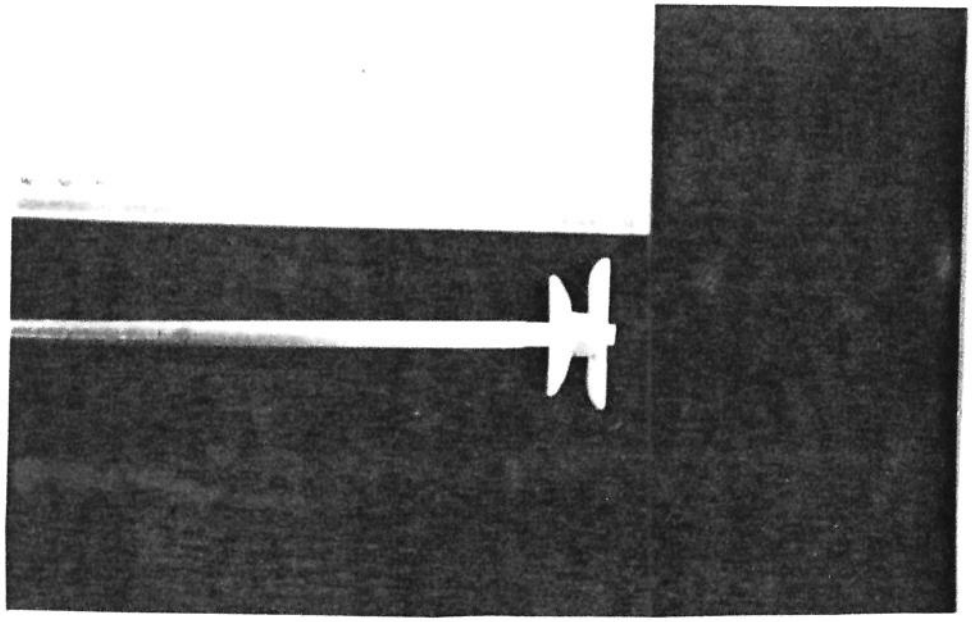


Figura 3.29 - Fotografia mostrando o propulsor tipo hélice construído.

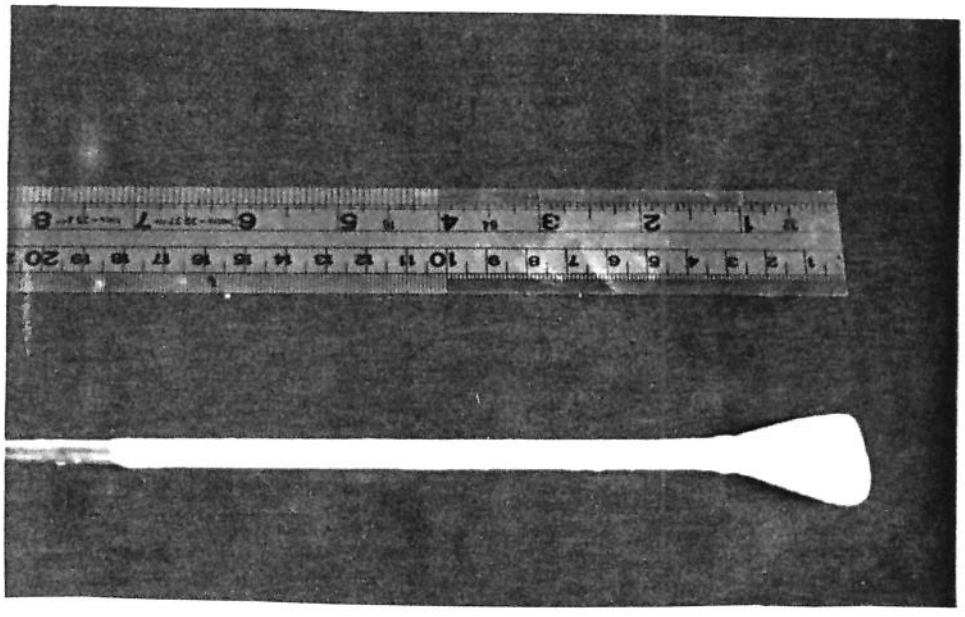


Figura 3.28 - Fotografia mostrando o propulsor tipo pá construído.

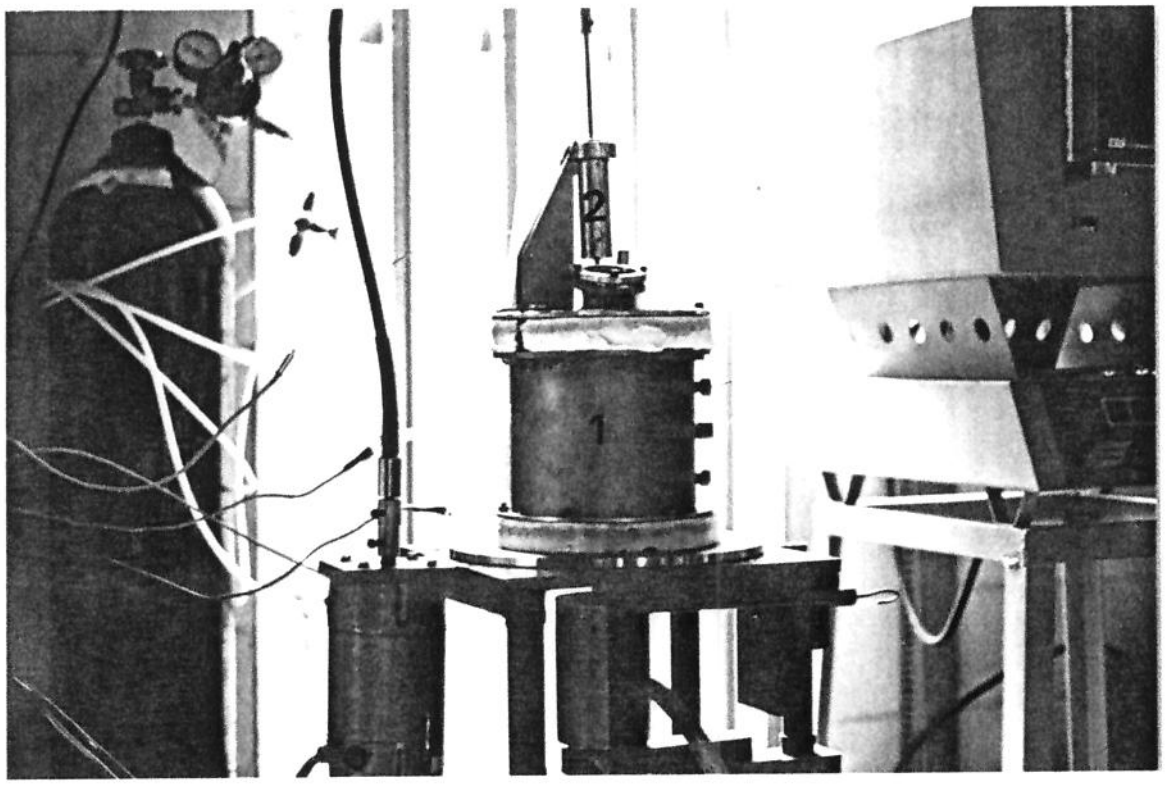


Figura 3.31 - Fotografia mostrando o forno (1) e o dispositivo para fixação do eixo do propulsor (2).

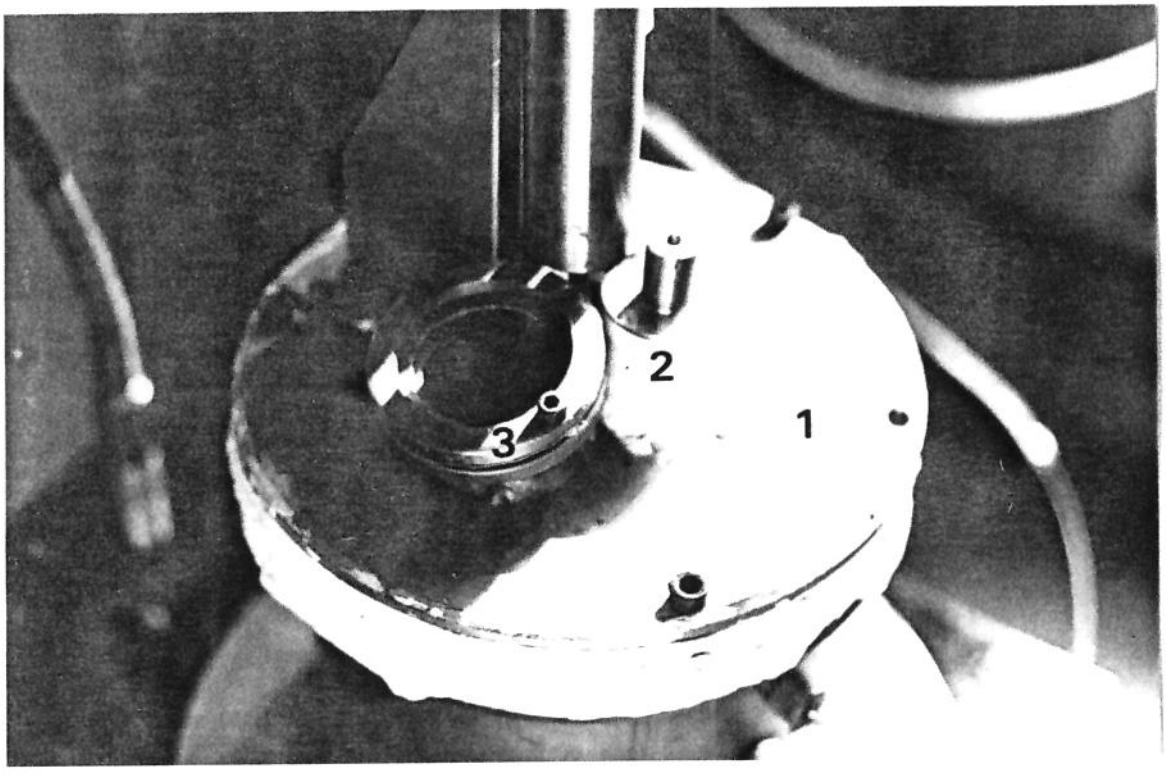


Figura 3.32 - Fotografia mostrando a tampa do forno (1), a abertura para adição de reforço (2) e o visor (3).

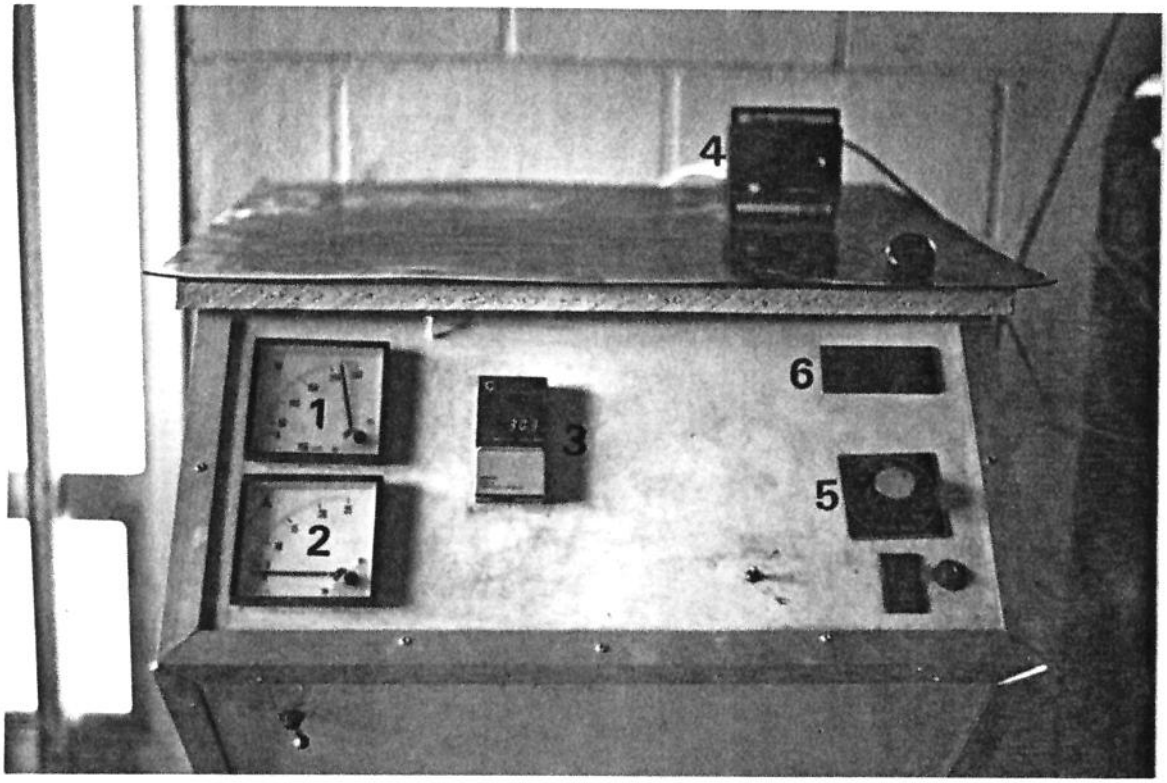


Figura 3.33 - Fotografia mostrando o painel com o módulo controlador de temperatura e controlador de velocidade do motor: (1) voltímetro, (2) amperímetro, controlador Omron (3), indicador de temperatura do banho (4), controlador de velocidade do motor (5) e mostrador de velocidade (6).

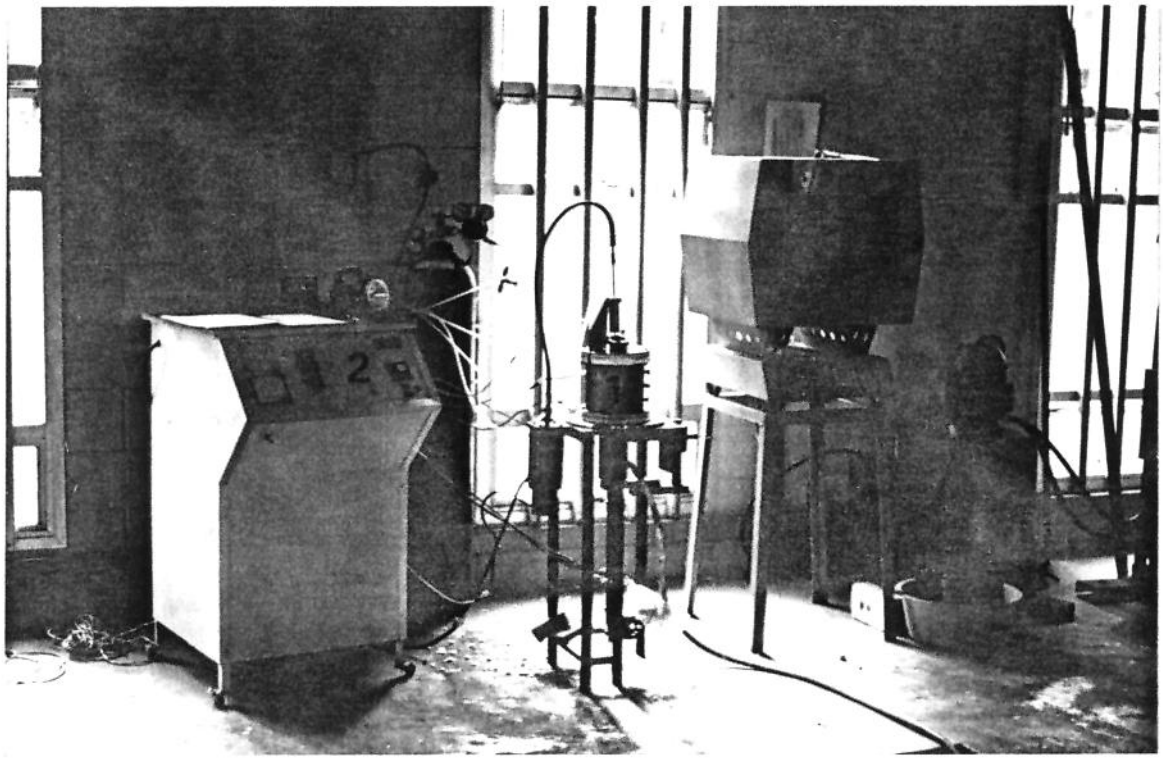


Figura 3.34 - Fotografia mostrando o equipamento global com o forno (1), o módulo de controle (2) e o tubo de argônio (3).

Capítulo 4

Materiais e Métodos

4.1 - Materiais Utilizados

Para os experimentos de produção de compósitos foram utilizados como matriz a liga de alumínio de designação AA 7075 (American Aluminum Association) e como reforço carboneto de silício particulado. Os materiais foram adquiridos no mercado e caracterizados antes de sua utilização.

4.1.1 - Matriz

A escolha do material para a matriz teve como critérios: a susceptibilidade à reofundição, já que o processo utilizado é o de compofundição; a potencialidade de aplicação prática e disponibilidade no mercado.

A liga escolhida, AA 7075, apresenta temperatura *liquidus* a 640 ^{o}C e *solidus* a 480 ^{o}C, conforme determinado por curva de resfriamento durante solidificação, portanto, com amplo intervalo de solidificação, o que facilita o seu processamento semi-sólido (em ligas com pequeno intervalo de solidificação, pequenas variações na temperatura levam a uma grande variação nas frações sólida e líquida no estado semi-sólido, causando grande variação na viscosidade da pasta e dificultando o seu processamento).

A liga AA 7075 é uma liga de elevada resistência mecânica com densidade de 2,8 g/cm^3 (AMERICAN SOCIETY FOR METALS) utilizada em aplicações estruturais em aeronaves. Apresenta em sua composição teores de magnésio variando de 2,1 a 2,9 %. Tem sido utilizada na produção de compósitos devido às suas propriedades mecânicas, baixa densidade e boa compatibilidade com reforços cerâmicos, dada a presença de magnésio. A presença deste elemento é considerada incentivadora do molhamento de partículas cerâmicas pelo metal líquido (HANUMANTH, G. S., IRONS, G. A., 1990).

Além disso, a liga AA 7075 é disponível no mercado nacional.

Sendo adquirida, foi caracterizada quanto à composição química, microestrutura típica de fundição e curva de resfriamento durante solidificação.

A Tabela 4.1 apresenta a composição química da liga utilizada, fornecida pelo fabricante (ALCAN DO BRASIL).

Tabela 4.1 - Composição química da liga da matriz.

Elemento	Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn
% em peso	5.64	2.53	1.56	0.36	0.19	0.18	0.08

Quanto à curva de resfriamento durante a solidificação, para a identificação aproximada das temperaturas *liquidus* e *solidus*, foi obtida no laboratório e é apresentada na Figura 4.1.

Podem ser observados dois pontos de inflexão da curva temperatura versus tempo, indicando o início da solidificação a 640 ^{o}C (temperatura *liquidus*) e o final a 480 ^{o}C (temperatura *solidus*).

Quanto à microestrutura típica de fundição da liga utilizada, pode ser observado na Figura 4.2 que é constituída de dendritas da fase primária alumínio-alfa (1), em cujos contornos se localizam as fases CuZn (2) e Mg_2Si (3). A fase CuZn também pode ser observada no interior das dendritas.

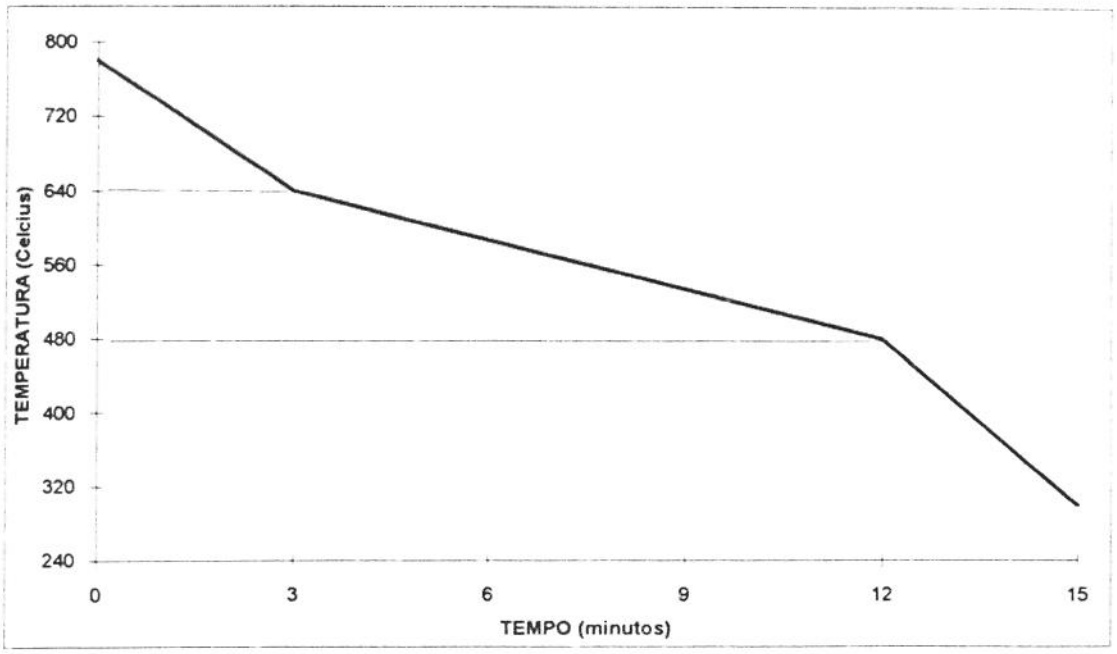
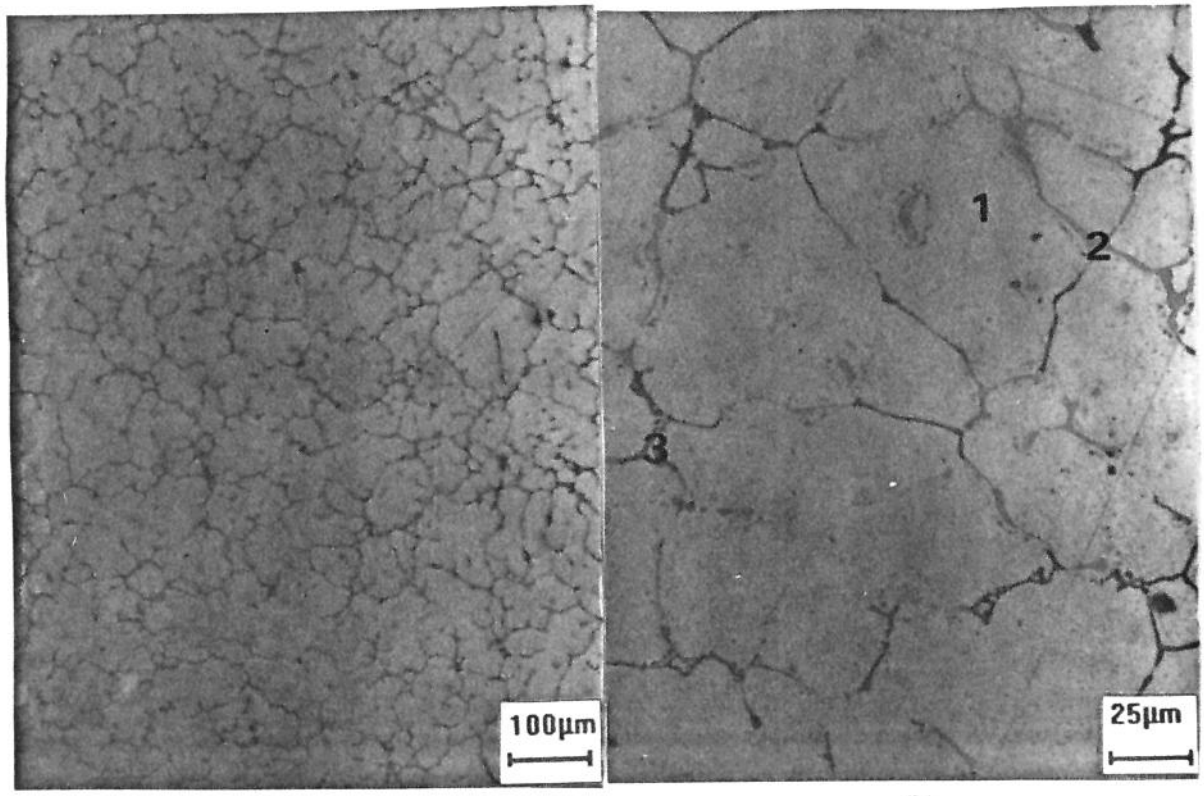


Figura 4.1 - Curva temperatura versus tempo durante resfriamento da liga AA 7075 utilizada no trabalho.



(a) (b)

Figura 4.2 - Microestruturas da liga AA7075 no estado fundido convencionalmente, com aumento de (a) 100 vezes e (b) 400 vezes. São indicadas as diferentes fases presentes: Alumínio-alfa (1); CuZn (2) e Mg_2Si (3).

4.1.2 - Reforço

Como reforço, foi escolhido para este trabalho o carboneto de silício na forma de partículas. O carboneto de silício é um material de elevado ponto de dissociação, acima de 2500 ^{o}C, sem chegar à fusão (catálogo da CARBORUNDUM DO BRASIL LTDA), elevada dureza e módulo de elasticidade. Devido a estas características, é um dos materiais mais populares como reforços de ligas metálicas. Ao contrário de outros materiais também populares no ramo dos compósitos como fibras de alumina, fibras de boro e fibras de carbono, o carboneto de silício é disponível no mercado nacional a reduzido custo.

Utilizou-se carboneto de silício do tipo "preto", tamanho de partículas malha 800, o que equivale a um tamanho médio equivalente entre 10 a 13μm, fabricado pela empresa EMAS Eletrometalúrgica Abrasivos Salta Ltda.

O carboneto de silício é formado pela reação de sílica com carbono (catálogo da CARBORUNDUM DO BRASIL LTDA), segundo a equação

$$SiO_2 + 3\,C = SiC + 2\,CO$$

em fornos elétricos especiais utilizando como fontes de sílica e carbono, areia e coque, respectivamente.

O carboneto de silício apresenta extrema dureza (2.000 - 3.000 na escala Vickers), alta condutividade térmica (0,061 cal/s.cm.^{o}C a 800^{o}C) e baixa expansão térmica (coeficiente linear $5{,}0 \times 10^{-6}$ entre 25^{o}C e 1.600^{o}C). Possui calor específico de 0,27 cal/g.^{o}C e resistência elétrica de 2,13 ohm/cm. Cristalograficamente, é um carboneto de silício alfa nas classes hexagonal e romboédrica do sistema hexagonal (catálogo da CARBORUNDUM DO BRASIL LTDA).

A morfologia característica das partículas de carboneto de silício utilizadas pode ser observada na Figura 4.3: apresentam morfologia de placas e polígonos com arestas agudas.

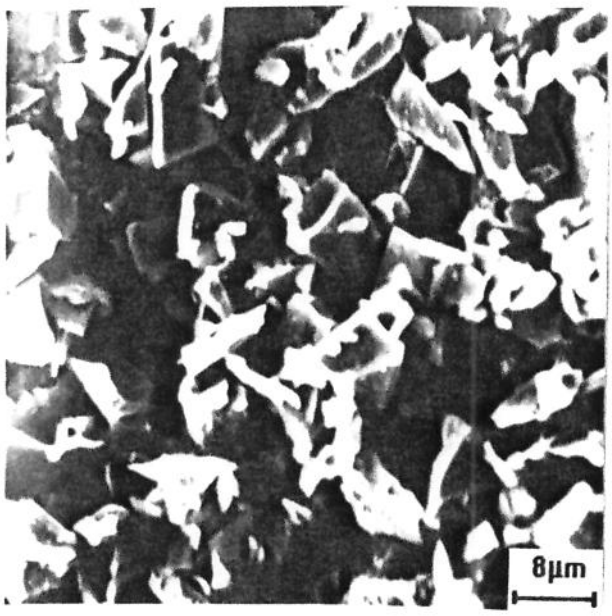


Figura 4.3 - Fotografia, obtida em microscópio eletrônico de varredura, mostrando partículas de carboneto de silício utilizadas.

Segundo o fabricante, a composição química do carboneto de silício adquirido é dada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química do reforço utilizado.

Componente	SiC	$Si+SiO_2$	Fe	Al	C livre
% em peso	98.87	0.60	0.18	0.09	0.15

4.2 - Métodos Experimentais

4.2.1 - Testes Preliminares do Equipamento

Foram feitos testes preliminares para observação do desempenho do equipamento projetado e construído, tanto do ponto de vista do seu comportamento mecânico (estrutura, propulsor, motor, sistema de extração do lingote) quanto do ponto de vista do comportamento térmico (forno e sistema de refrigeração).

4.2.2 - Testes de Reofundição

Inicialmente, após aprovado o desempenho geral do equipamento, foram feitos testes para a análise da sua eficiência na produção de pastas reofundidas, sem, portanto, a adição de reforço.

Para tanto, foram feitos experimentos variando-se diversos parâmetros, conforme indicado na Tabela 4.3, e analisadas as estruturas das pastas reofundidas obtidas.

Tabela 4.3 - Condições utilizadas para a produção de reofundidos.

Condição	Modo de Agitação	Temperatura de Agitação (°C)	Velocidade do Propulsor (rpm)	Tempo de Agitação (min.)
1	Resfriamento Contínuo	640 - 600	1000	80
2	Agitação Isotérmica	610	1000	45
3	Agitação Isotérmica	610	1000	10
4	Agitação Isotérmica	625	1000	10

As temperaturas de 610 e 625°C correspondem aproximadamente às frações sólidas de 65 e 85%, respectivamente, segundo equação de Scheil (FLEMINGS, M. C., 1974).

Durante o processo isotérmico, houve uma variação de temperatura no banho da ordem de no máximo 2°C.

4.2.3 - Testes de Produção de Compósitos

A - Experimento Típico

Este item descreve um experimento típico de produção de materiais compósitos no equipamento de compofundição projetado e construído segundo apresentado em capítulo anterior.

A1 - Alimentação do Equipamento com a Liga-Matriz Líquida

Primeiramente, a liga foi fundida em forno elétrico tipo poço, em um cadinho de carboneto de silício revestido com alumina. Devido à pequena capacidade de carga do equipamento (120 cm^3) optou-se pela fusão da matriz fora do equipamento, o que possibilita maior eficiência quando se pretende realizar ensaios sucessivos. Simultaneamente o forno para a produção dos materiais compósitos foi aquecido, juntamente com o cadinho ainda vazio, posicionado adequadamente no interior do forno.

À temperatura de 720 ^oC, o banho é transferido para o cadinho do equipamento de compofundição. Para se processar a transferência, o cadinho do equipamento deve ser deslocado da sua posição no interior do forno para a posição no interior da câmara de refrigeração e esta é movimentada para a posição aberta em relação ao equipamento. A temperatura do cadinho ao receber o metal líquido deve ser de 600 a 630 ^oC. Após o preenchimento do cadinho, a câmara de refrigeração é movimentada para a posição abaixo do forno e o cadinho é então movimentado para a sua posição no interior deste.

A Figura 4.4 mostra fotografia desta primeira etapa: a transferência da matriz no estado líquido, do forno que a fundiu para o equipamento de compofundição.

A2 - Produção do Reofundido

Após o cadinho ser movimentado para a região dentro do forno, a temperatura do banho passa a ser registrada a cada minuto por termopar de monitoramento mergulhado no banho metálico.

A temperatura do banho é continuamente levada à temperatura desejada, dependendo da condição a ser testada, quando é então abaixada a hélice e iniciada a rotação do motor, cuja velocidade é controlada segundo descrito no projeto, promovendo a agitação mecânica do metal líquido ou do metal semi-sólido. Trabalha-se com velocidades entre 800 a 1500 rotações por minuto sem problemas com a estabilidade do propulsor e do material em agitação.

Além do movimento de rotação da hélice promovido pelo motor, pode-se movimentar a hélice verticalmente, pelo dispositivo descrito no item PROJETO. Caso o controle de temperatura não seja bem realizado e a fração sólida alcançar um elevado valor ou a diferença resultante de mal fluxo do material em agitação provocar o aumento excessivo da viscosidade da pasta, ou até a sua total solidificação, a hélice poderá ficar presa dentro do material e este deverá então ser refundido dentro do equipamento.

da pasta, ou até a sua total solidificação, a hélice poderá ficar presa dentro do material e este deverá então ser refundido dentro do equipamento.

A agitação mecânica imposta ao material durante a solidificação interfere nos mecanismos de crescimento da fase sólida, alterando a estrutura resultante de dendrítica para reofundida, conforme discutido no Capítulo 2, promovendo a formação da pasta adequada à produção do compósito. Uma vez obtida a pasta reofundida, passa-se à etapa posterior, de adição do reforço.

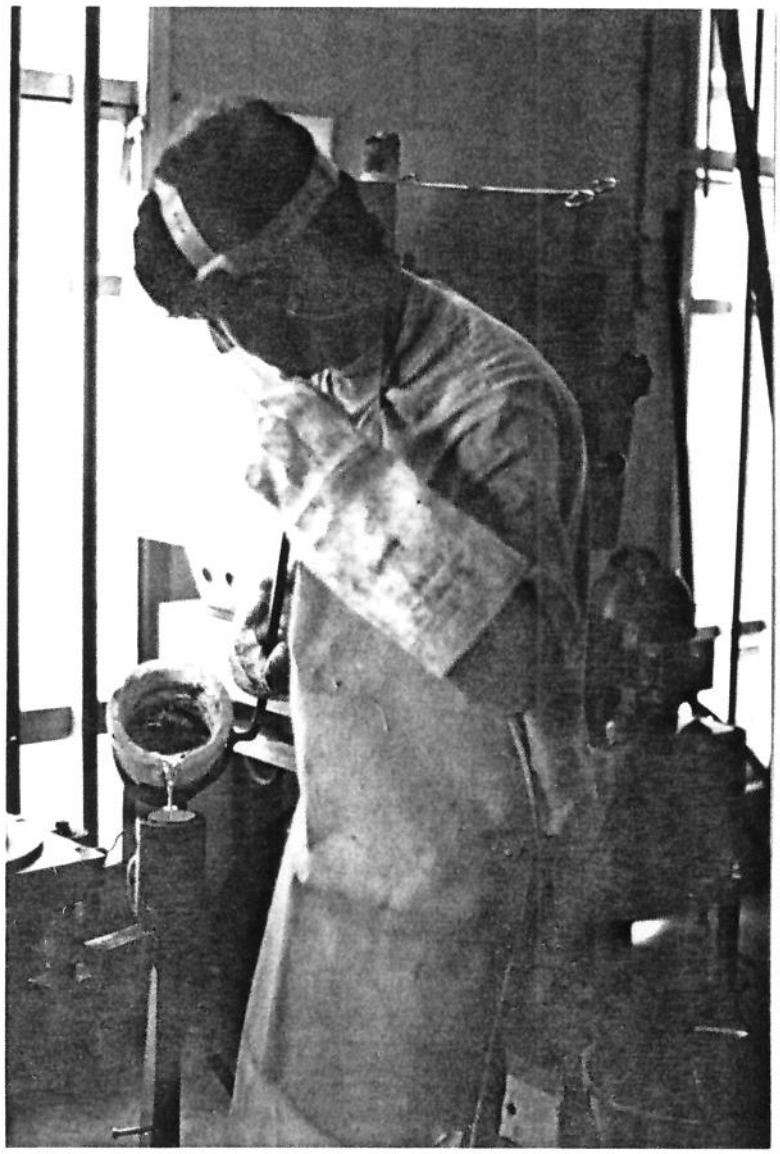


Figura 4.4 - Transferência da matriz no estado líquido, do forno que a fundiu para o equipamento de compofunfição.

A3 - Adição de Reforço

O reforço é previamente aquecido a 650 °C em forno mufla. O aquecimento se faz necessário para eliminar eventual umidade e para evitar resfriamento do metal fundido quando de sua adição. Para manusear o reforço, utilizam-se dispositivos especialmente fabricados como o ilustrado pela Figura 4.5, o quais têm capacidade para conter 10 gramas de carboneto de silício.

A adição é feita no metal já no estado de pasta reofundida, em temperaturas dentro da faixa semi-sólida e após um determinado tempo de agitação, com o auxílio de uma haste. A Figura 4.6 apresenta fotografia mostrando a etapa de adição do reforço.

Após a total adição, durante a qual é mantida constante a velocidade de agitação e a temperatura do metal, é completado o tempo total estipulado para a agitação (15 minutos), sendo então resfriado o compósito produzido.

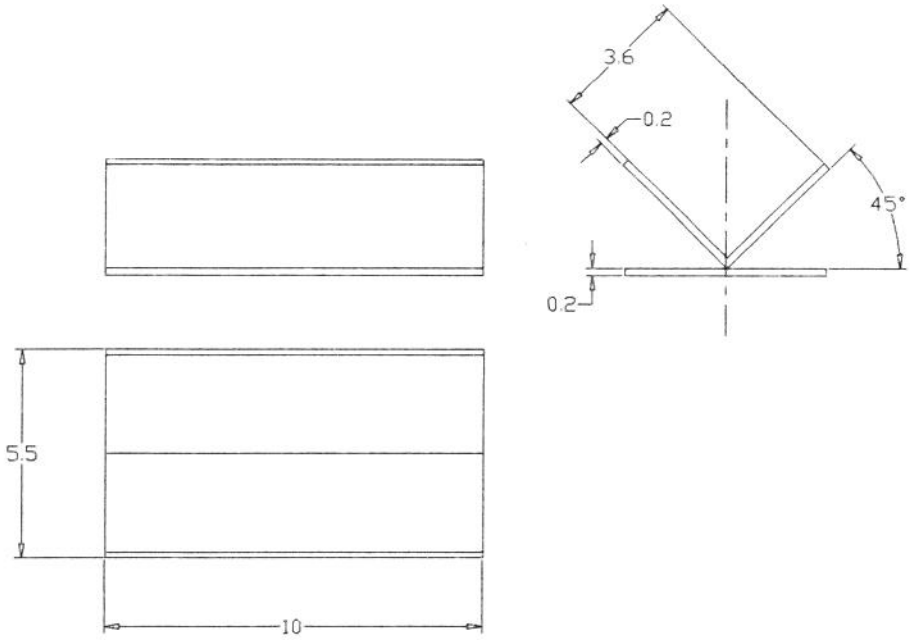


Figura 4.5 - Dispositivo para manuseio do reforço durante sua adição (dimensões em milímetros e graus).

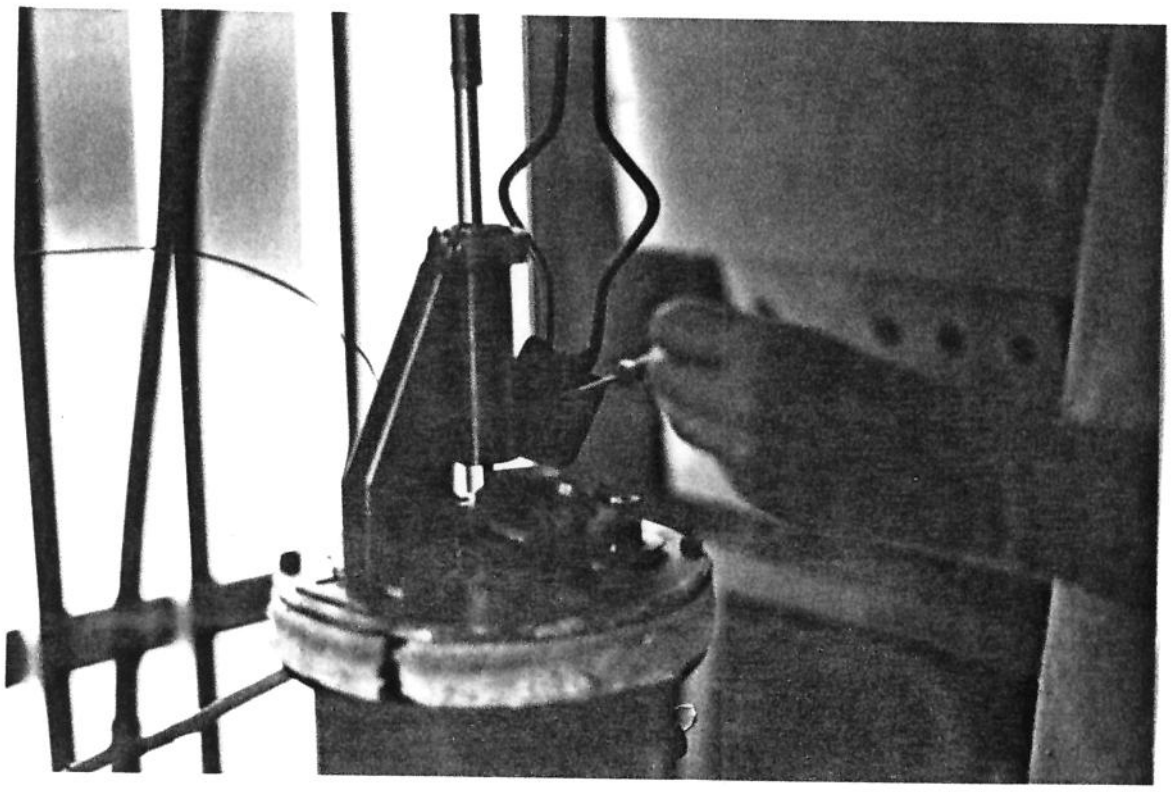


Figura 4.6 - Fotografia mostrando a adição do reforço à matriz reofundida.

A4 - Resfriamento do Compósito

Após a agitação do metal semi-sólido e a adição do reforço à pasta semi-sólida, o resfriamento deve ser o mais rápido possível, para manter a estrutura reofundida obtida na temperatura de processamento. A hélice deve então ser levantada da pasta, o termopar de monitoramento também deve ser retirado da pasta, a água da câmara de refrigeração é acionada, abaixa-se o cadinho e movimenta-se a câmara de refrigeração para a posição aberta, na qual os vapores gerados pelo resfriamento do material não sobem em direção ao forno. O cadinho já resfriado pode ser manuseado e o material compósito pode ser retirado com certa facilidade devido ao ângulo da parede interna do cadinho de 1,5 grau.

O lingote produzido é então utilizado para preparo de amostras para a análise de sua estrutura.

B - Parâmetros Variados

Compósitos foram produzidos em diferentes condições. A Tabela 4.4 mostra os parâmetros variados para a etapa de produção de compósitos.

Tabela 4.4 - Condições utilizadas para a produção de compósitos.

Condição	Temperatura (°C)	Velocidade do Propulsor (rpm)	Tempo de Agitação (min)	Quantidade de Reforço (gramas)
1	610-605	1000	15	20 (4%vol)
1a	610-605	1000	15	40 (8%vol)
2	610-605	1500	15	20
2a	610-605	1500	15	40
3	625-620	1000	15	20
3a	625-620	1000	15	40
4	625-620	1500	15	20
4a	625-620	1500	15	40

C - Rota Alternativa

Uma rota alternativa para a produção de compósitos foi também testada. Nesta rota, após a adição do reforço na pasta reofundida, eleva-se a temperatura até 650 °C, mantendo-se a agitação constante. Nesta temperatura, a matriz se apresenta no estado líquido, sendo a viscosidade da liga fundida menor que a viscosidade da pasta. Supõe-se que os gases eventualmente absorvidos durante a incorporação do reforço possam ser eliminados mais facilmente. A temperatura é, então, reduzida continuamente até 625 °C sob agitação constante. Como velocidade do propulsor para estes ensaios, utilizou-se 1500 rpm. Após, o material é resfriado de maneira semelhante ao processo anteriormente descrito. Esta rota foi

testada por Morita e co-autores (MORITA, Y e co-autores, 1994), apresentando resultados satisfatórios na eliminação de poros. A Figura 4.7 mostra esquema representativo do procedimento para a produção de compósito pela rota alternativa, com refusão.

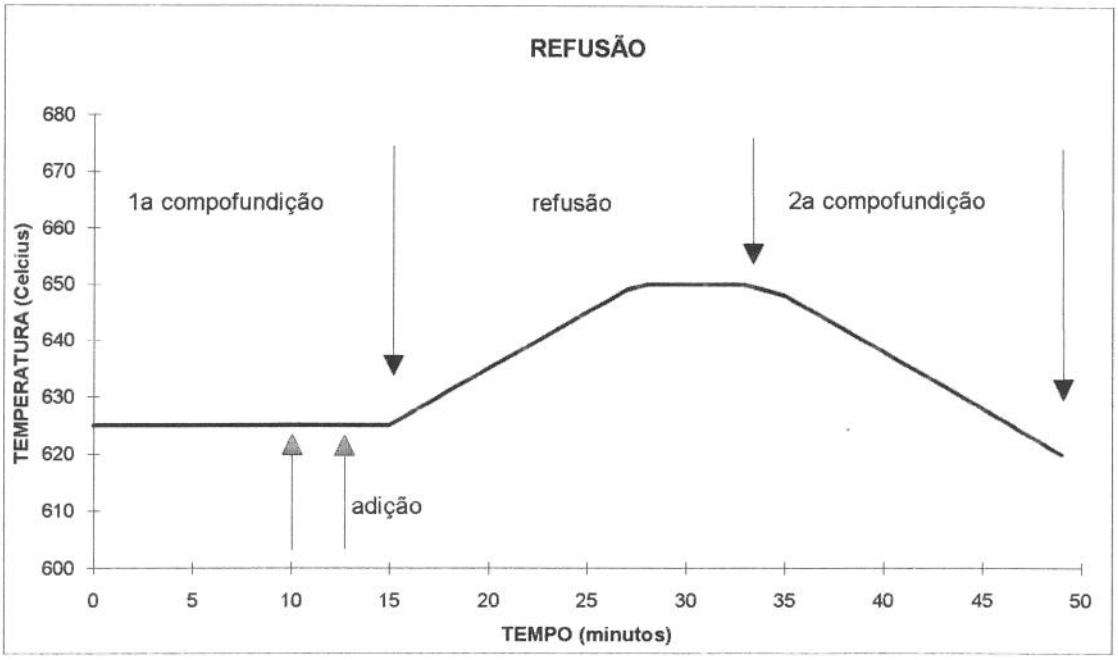


Figura 4.7 - Esquema representativo do procedimento (variação da temperatura do material com o tempo) de produção de compósito com refusão.

4.2.4 - Análise dos Resultados

Os lingotes de reofundidos e compósitos produzidos foram inicialmente analisados visualmente quanto ao acabamento superficial, limpeza, rechupe, formação de vazios em geral.

Em seguida foram seccionados longitudinalmente, sendo uma das superfícies preparada para a análise macrográfica, segundo a técnica: lixa-se em uma única direção até a lixa malha 600 para metais não ferrosos. Após, faz-se o ataque em solução de 10 gramas de hidróxido de sódio em 90 ml de água, mantida a 65 +- 5 ^{o}C, por 20 segundos. Lava-se em água e mergulha-se em solução de 50 % em volume de ácido nítrico e 50 % em volume de água, apenas para retirar a camada de óxido formada pelo primeiro ataque. Lava-se novamente em água e seca-se a amostra. A amostra está pronta para ser então fotografada.

A segunda metade do lingote é novamente seccionada para obtenção de amostra para análise micrográfica. Prepara-se uma amostra da região superior do lingote, próxima ao vazio resultante do espaço ocupado pela hélice durante a agitação, e uma amostra da região inferior do lingote.

A técnica utilizada foi a seguinte: embutimento, lixamento até malha 1200, polimento em pasta de diamante de 6 micra e de 1 mícron. Após o polimento, faz-se o ataque em ácido fluorídrico 0,5 % em volume, por 10 a 15 segundos. Após, as amostras são fotografadas em microscópio óptico Olympus PME.

Microanálises foram efetuadas para a caracterização das fases presentes na microestrutura da liga utilizada em microscópio eletrônico de varredura Jeol - JXA - 840A.

Capítulo 5

Resultados e Discussões

5.1 - Equipamento Construído

5.1.1 - Desempenho Mecânico Geral

O equipamento projetado e construído apresentou desempenho mecânico geral durante operação para produção de reofundidos e de compósitos bastante bom.

Não houve vibração excessiva da estrutura, os propulsores se mostraram eficientes para a agitação do material, a potência do motor utilizado foi adequada para a promoção das velocidades de agitação requeridas, o sistema mecânico de extração do cadinho do forno e o sistema de refrigeração também se mostraram adequados ao propósito a que foram construídos.

O sistema de controle de velocidade de agitação também se mostrou adequado.

Um problema apresentado pelo equipamento projetado e construído diz respeito à presença do propulsor no interior do metal semi-sólido e ao seu desgaste em operação. Estes problemas são inerentes ao tipo de processo de reofundição envolvendo agitação mecânica.

A elevada viscosidade de pastas reofundidas em repouso e a sua dependência com a fração sólida presente fazem necessário um rigoroso controle da velocidade de agitação e da temperatura durante o processamento. Se a velocidade sofre redução, o aumento da viscosidade da pasta provoca o travamento do propulsor; o mesmo ocorre se a temperatura de trabalho é reduzida. Para a liga utilizada neste trabalho, temperaturas inferiores a 600^{o}C e velocidades inferiores a 800 rpm provocaram o travamento do propulsor, por permitir

excessiva interação entre glóbulos da pasta, promovendo por sua vez excessivo aumento da viscosidade da pasta. Nestes casos se torna necessária a refusão da liga.

Uma melhoria no sistema de agitação pode ser sugerida: o sistema tipo chicote para a transmissão da potência do motor ao propulsor tornou-se um ponto de limitação, pois, quando a viscosidade da pasta se elevava em demasia, a transmissão falhava com o travamento do propulsor dentro da pasta. Um sistema rígido de transmissão por engrenagens possibilitaria a agitação de pastas com viscosidades mais elevadas do que as que foram agitadas com o sistema tipo chicote.

Neste trabalho foram adotadas, portanto, temperatura mínima de 600 ^{o}C e velocidade de agitação mínima de 1000 rpm.

Quanto à velocidade de agitação máxima, esta é limitada por valores em que começam a ocorrer vibração excessiva e lançamento de material para fora do cadinho. Em experimentos preliminares foram testadas velocidade de até 2500 rpm, quando começaram ocorrer vibrações significativas. Nos experimentos foi adotada a velocidade máxima de 1500 rpm.

Quanto ao desgaste do propulsor, este era esperado devido às solicitações de contacto em temperaturas elevadas entre o propulsor e a pasta reofundida ou a pasta reofundida e reforçada, a qual é extremamente abrasiva, visto que o reforço utilizado possui elevada resistência à abrasão e é utilizado comercialmente como abrasivo. O propulsor é o componente crítico, com relação ao desgaste, neste tipo de equipamento.

Foi inicialmente testado propulsor tipo hélice, mas descartado devido ao desgaste excessivo apresentado. A Figura 5.1 apresenta fotografia do propulsor tipo hélice testado, em que se mostra o excessivo desgaste a que foi submetido. Comparar com a Figura 3.29, que apresenta o propulsor antes da utilização.

O outro tipo de propulsor utilizado, tipo pá, que pode ser visto na Figura 3.30, apresentou melhor resistência ao desgaste e maior eficiência na promoção de vórtice no metal em agitação, o qual é necessário para auxiliar a incorporação do reforço à liga reofundida.

Este tipo de agitador foi então adotado nos experimentos.

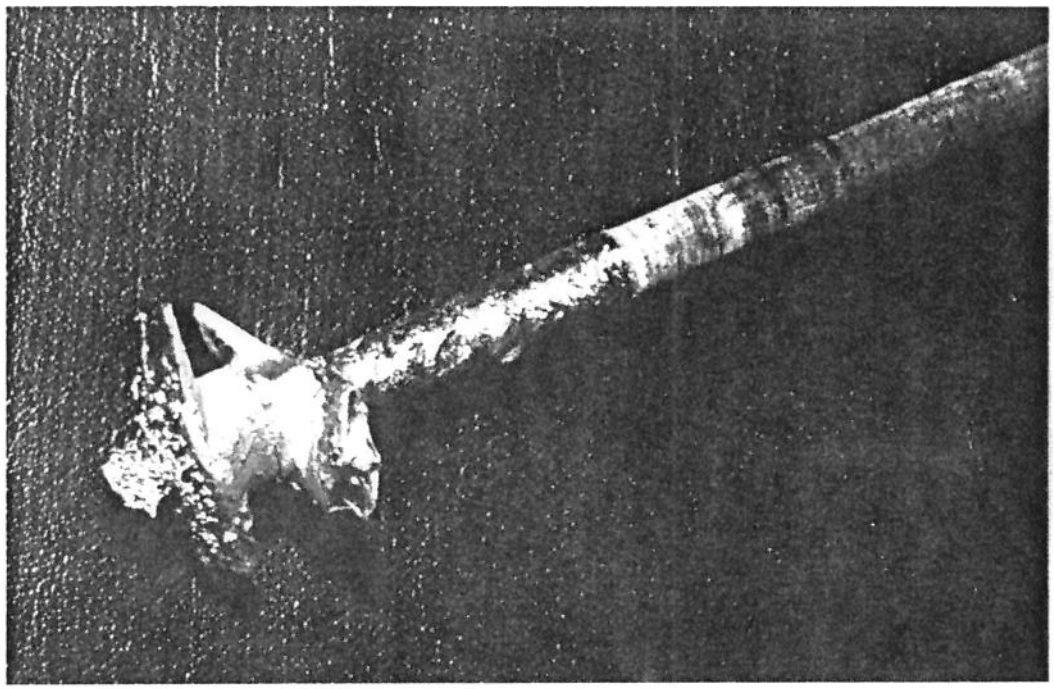


Figura 5.1 - Fotografia apresentando o propulsor tipo hélice testado em ensaios preliminares.

5.1.2 - Desempenho Térmico

O comportamento térmico do forno projetado e construído se mostrou excelente. O forno apresentou elevada estabilidade de temperatura em trabalho.

Após atingida a temperatura programada, o controlador microprocessado garante o fornecimento somente da potência necessária para a reposição das perdas de calor para o ambiente. Assim, a temperatura do forno apresentou variação de apenas +- 1 ^{o}C em relação à temperatura programada para trabalho, entre 600 e 700 ^{o}C.

A temperatura no banho metálico se apresenta sempre inferior à temperatura de controle do forno, tendendo a se estabilizar em torno de 30 a 35 ^{o}C abaixo desta. Isto ocorre devido à posição do termopar de controle do forno, junto ao elemento resistivo, distante, portanto, do interior do cadinho onde a temperatura do banho metálico é monitorada.

A Figura 5.2 apresenta o comportamento térmico do equipamento durante um longo experimento preliminar. A curva superior mostra a temperatura de controle do forno medida junto ao elemento resistivo. Os degraus observados são alterações voluntárias para se medir a resposta da temperatura do banho metálico, temperatura esta que é mostrada pela curva inferior. Pode-se observar a tendência da temperatura do banho metálico se manter entre 30

a 40 ^{o}C abaixo da temperatura de controle do forno e também sua estabilização após algum tempo.

Como o metal foi transferido já líquido para o cadinho do equipamento, houve necessidade da espera para a homogeneização e estabilização da temperatura do banho, antes do inicio da agitação para a promoção de reofundição. Testes preliminares mostraram que a temperatura ideal para o vazamento da liga fundida é de 720 ^{o}C e a temperatura ideal para o equipamento preparado para receber o metal líquido é de 650 ^{o}C. Dessa forma, o tempo de espera para a homogeneização e estabilização da temperatura do banho é bastante reduzido.

A Figura 5.3 apresenta o comportamento térmico do equipamento durante um experimento típico para a obtenção de reofundidos a 610 ^{o}C, com velocidade de agitação do semi-sólido de 1000 rpm. A curva superior mostra a temperatura de controle do forno medida junto ao elemento resistivo e a curva inferior mostra a temperatura monitorada por termopar dentro do banho metálico. Pode-se também observar a tendência da temperatura do banho metálico se manter entre 30 a 40 ^{o}C abaixo da temperatura de controle do forno. Após a estabilização da temperatura do banho à temperatura de trabalho, esta se mantém constante, num determinado ponto no interior do cadinho, durante todo o processamento.

A diferença de temperaturas detectada ao longo da altura do cadinho, no interior do banho metálico, foi da ordem de 5 ^{o}C entre a superfície superior do banho e o fundo do cadinho (sendo maior próximo à superfície superior). Na posição do centro da altura do cadinho a temperatura do banho foi 2 ^{o}C inferior à temperatura da superfície superior.

Esta variação de temperaturas não é significativa para ligas de reofundição, as quais apresentam grande intervalo de solidificação.

5.2 - Liga Reofundida sem Reforço

5.2.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas

A Figura 5.4 apresenta o aspecto geral dos lingotes reofundidos da liga AA7075 obtidos nas diferentes condições de processamento conforme apresentadas na Tabela 4.3, isto é, em a) o material foi submetido a agitação por 80 minutos, a 1000 rpm, com taxa de resfriamento do banho de 0,5^{o}C/min entre 640 e 600 ^{o}C (condição 1); em b) o material foi submetido à agitação por 45 minutos, a 1000 rpm, em regime isotérmico a 610 ^{o}C (condição 2); em c) o material foi submetido à agitação por 10 minutos, a 1000 rpm, em regime isotérmico a 610 ^{o}C

(condição 3) e em d) o material foi submetido à agitação por 10 minutos, a 1000 rpm, em regime isotérmico a 625 ^{o}C (condição 4).

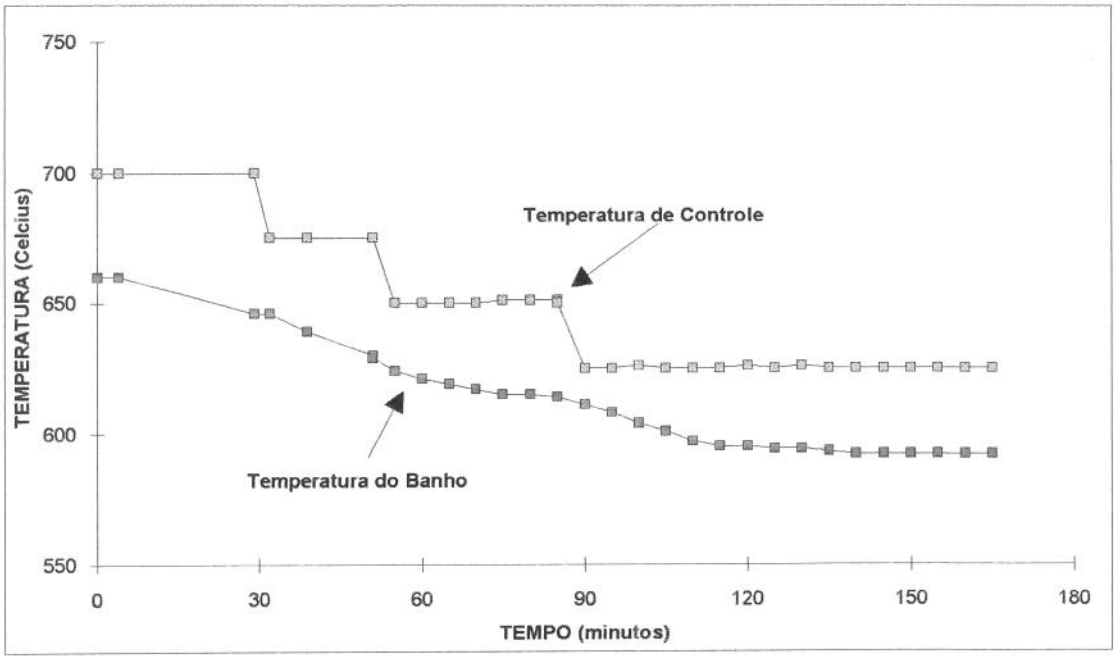


Figura 5.2 - Temperaturas de monitoramento do banho metálico e de controle do forno ao longo de um experimento de teste preliminar, sob agitação de 1000 rpm.

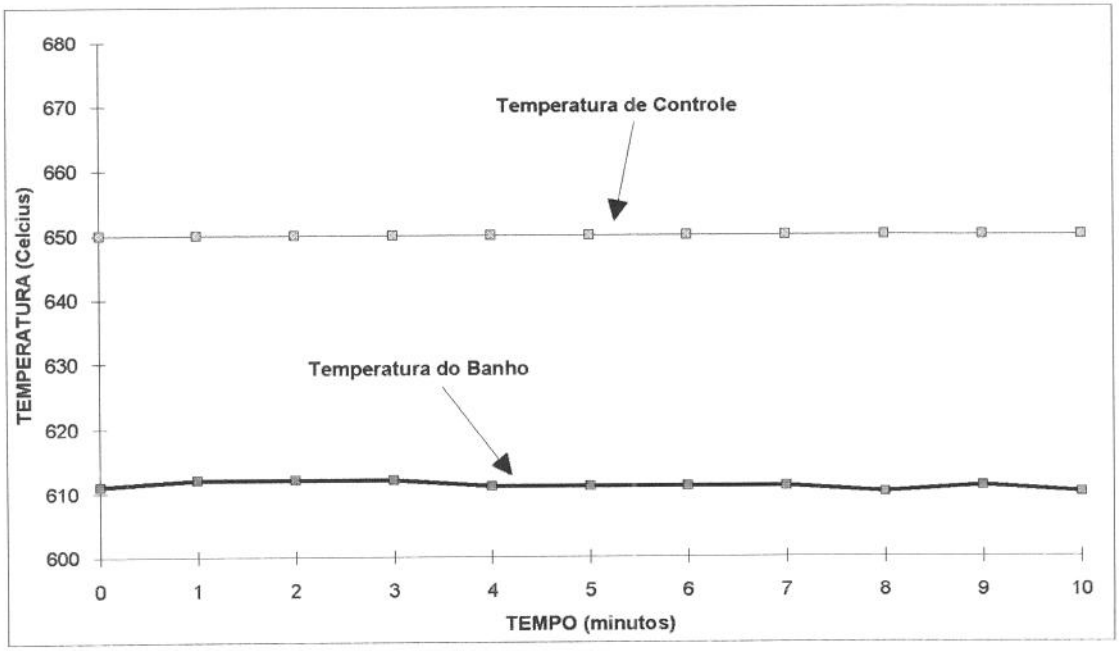


Figura 5.3 - Temperaturas de monitoramento do banho metálico e de controle do forno ao longo de um experimento típico de reofundição.

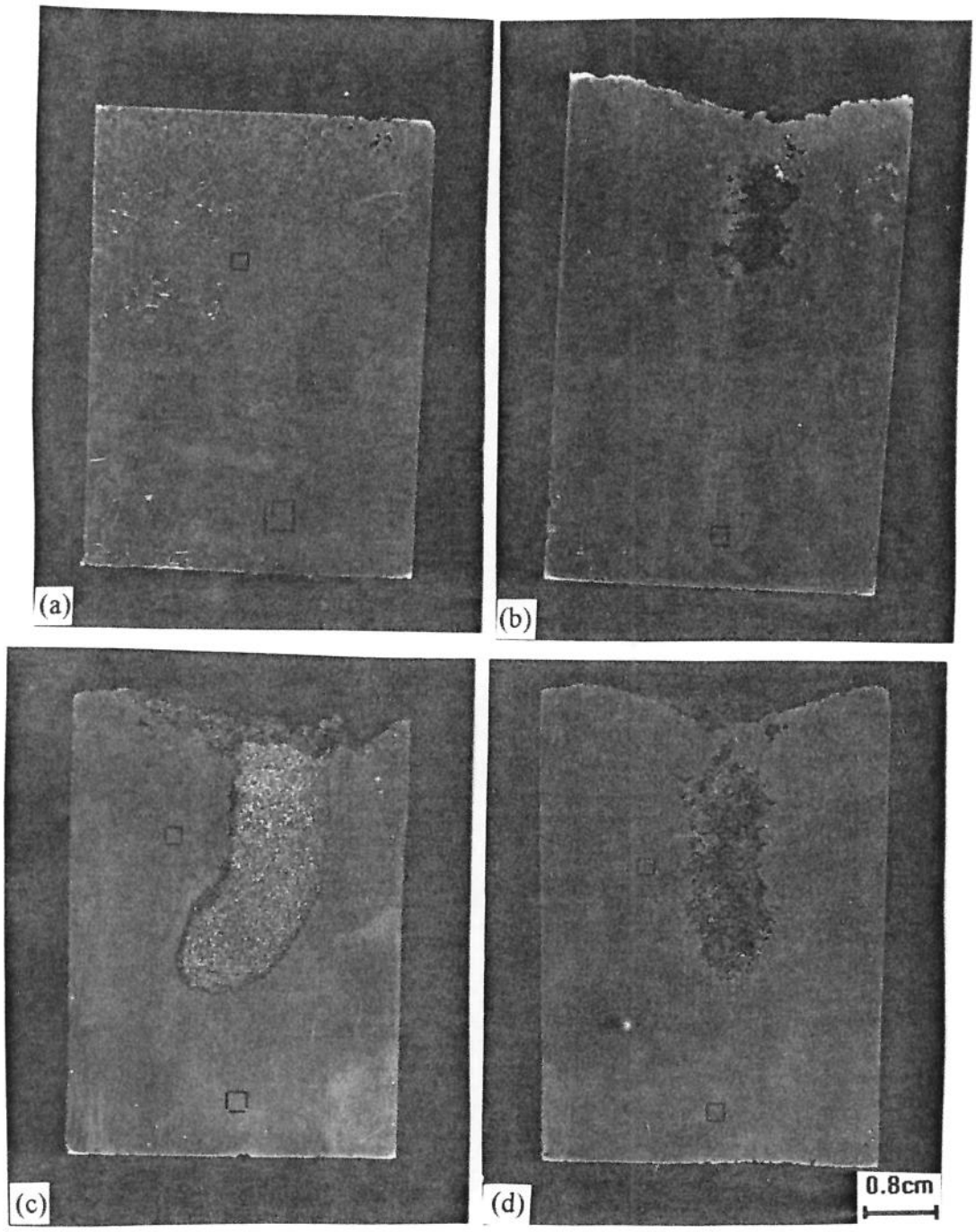


Figura 5.4 - Aspecto geral dos lingotes reofundidos da liga AA7075 (indicadas as regiões para micrografias), obtidos nas condições:

(a) agitação por 80 minutos, 1000 rpm, durante resfriamento contínuo de 640 a 600 °C

(b) agitação isotérmica por 45 minutos, 1000 rpm, a 610 °C

(c) agitação isotérmica por 10 minutos, 1000 rpm, a 610 °C

(d) agitação isotérmica por 10 minutos, 1000 rpm, a 625 °C

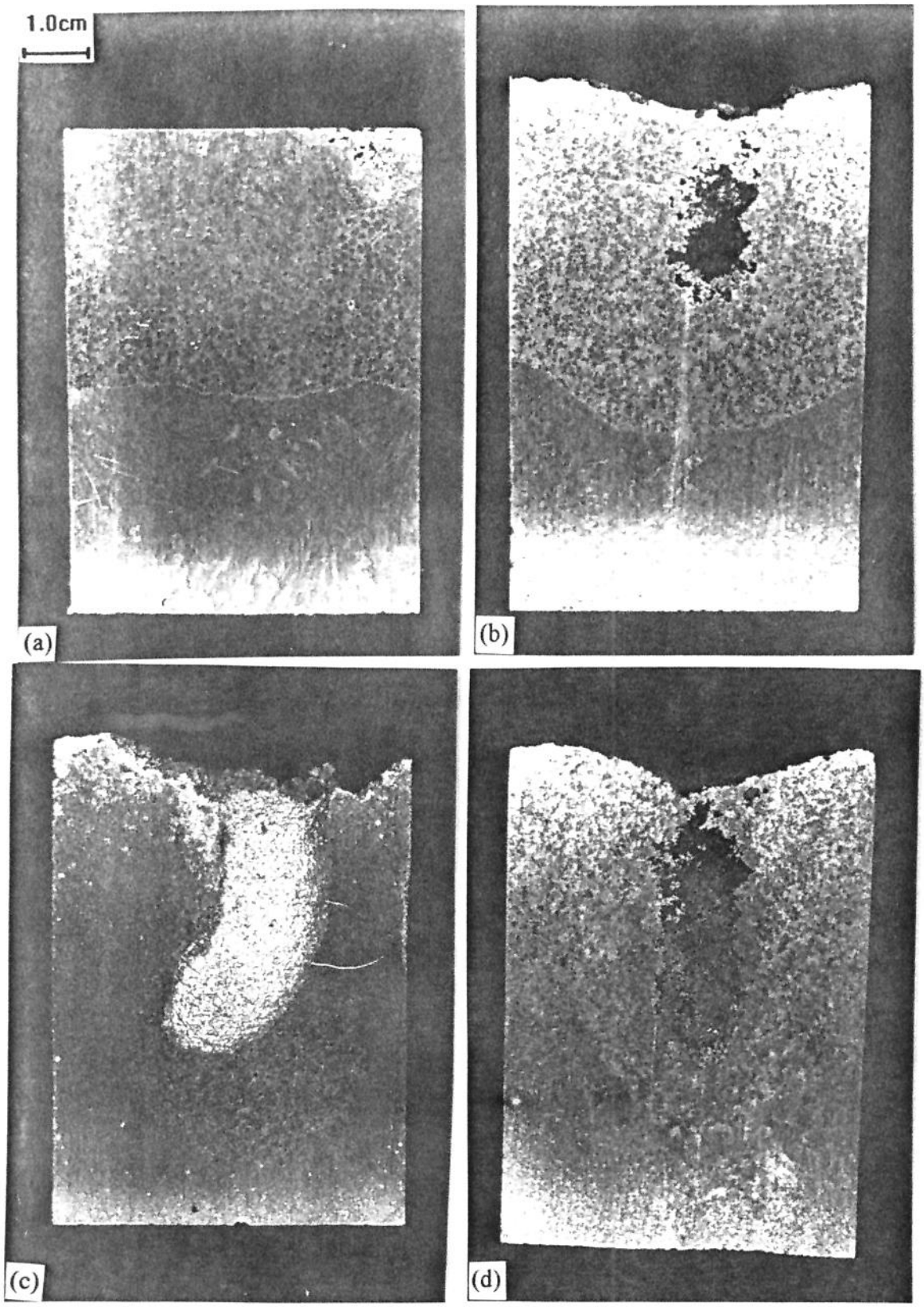


Figura 5.5 - Macrografias dos lingotes reofundidos da liga AA7075 obtidos nas condições:
(a) agitação por 80 minutos, 1000 rpm, durante resfriamento contínuo de 640 a 600 °C
(b) agitação isotérmica por 45 minutos, 1000 rpm, a 610 °C
(c) agitação isotérmica por 10 minutos, 1000 rpm, a 610 °C
(d) agitação isotérmica por 10 minutos, 1000 rpm, a 625 °C

Pode ser observada em todos os casos a ausência de rechupes acentuados na superfície livre dos lingotes, característicos de solidificação altamente direcional. Pode-se notar extensa região central de vazios, podendo atingir a superfície livre do metal, para os lingotes produzidos por agitação isotérmica. Vazios localizados e extensos não são observados no lingote obtido por reofundição com agitação durante resfriamento contínuo do material (lingote a). Em todas as condições não se nota a presença de macrovazios fora da região central dos lingotes.

Pode-se notar ainda nas amostras produzidas com maiores tempos de agitação, amostras a) e b) relativas a tempos de 80 e 45 minutos, respectivamente, a presença de duas regiões de granulometria diferenciada: a parte superior do lingote parece apresentar granulometria mais grosseira.

Estas regiões podem ser melhor observadas nas macroestruturas apresentadas na Figura 5.5, para os mesmos lingotes.

As macrografias revelam em todos os casos a presença extensiva de grãos equiaxiais de reduzidas dimensões por todo o volume do lingote. Somente na região inferior da amostra obtida por agitação durante resfriamento contínuo (condição 1) é notada a presença de uma pequena região de grãos colunares de reduzidas dimensões, junto à base do lingote.

Podem ser notados, em todos os casos, dois tipos distintos de estruturas, com linha de separação entre elas bem definidas, no caso dos lingotes a) e b) (condições 1 e 2), produzidos com os mais elevados tempos de agitação, ou não bem definidas, no caso dos lingotes c) e d) (condições 3 e 4).

A região superior ao redor do vazio central se apresenta macroestruturalmente como glóbulos envoltos por uma fase contínua, provavelmente constituída pelo líquido na pasta reofundida. A parte inferior de todos os lingotes parece ser mais densa, talvez indicando a decantação da fase sólida globular na pasta reofundida.

As microestruturas apresentadas a seguir auxiliam na identificação destas distintas regiões macroestruturais.

5.2.2 - Microestruturas

A Figura 5.6 apresenta microestruturas típicas da região superior (a) e inferior (b) do lingote da liga reofundida sob agitação a 1000 rpm durante resfriamento contínuo de 640 a 600°C, com tempo total de agitação de 80 minutos (condição 1). Podem ser observados, na parte superior, glóbulos da fase primária alumínio-alfa de grandes dimensões, cercados de significativa quantidade de pequenas ramificações dendríticas também de fase primária alfa e de fases secundárias.

Estas fases secundárias foram identificadas por microanálise como sendo CuZn (1), Mg_2Si (2) - sendo estas as mesmas fases secundárias observadas na estrutura de referência - e $FeAl_3$ (3). Esta fase não foi observada na estrutura de referência e a sua presença nos reofundidos é provavelmente produto da contaminação de ferro do cadinho e propulsor durante o processamento.

Este tipo de estrutura é característico de processos de reofundição por agitação, quando a quantidade de líquido presente na pasta é muito elevada. Neste caso, não há interação suficiente entre partículas sólidas em crescimento, para a promoção da formação de glóbulos esféricos de pequenas dimensões, bem como a taxa de resfriamento final imposta à pasta reofundida não é suficiente para suprimir o crescimento dendrítico do líquido presente entre os glóbulos sólidos da pasta, dada a sua grande quantidade.

A região entre glóbulos, constituída no lingote solidificado de fase alfa dendrítica e fases secundárias, constituía a fase líquida no estado pastoso. O resfriamento final do líquido presente na pasta, já cessada a agitação, produziu a morfologia dendrítica observada entre os glóbulos anteriormente formados na pasta.

Podem ser observadas formações dendríticas também a partir dos glóbulos da fase primária presentes na pasta reofundida, crescidas no seu resfriamento.

A região inferior do lingote apresenta estrutura globular típica de reofundidos, mas agora com reduzida fração líquida nas regiões interglobulares e elevado nível de coalescimento dos glóbulos.

Estas micrografias mostram claramente a separação das fases sólida e líquida na pasta reofundida durante o seu processamento: o sólido globular tende a decantar produzindo heterogeneidades macro e microestrutural no lingote reofundido. O "adensamento" na região

inferior do lingote pode provocar aumento do tamanho de glóbulos aí presentes, por coalescência de contornos, já que seu contacto é estimulado.

São observados alguns microporos na estrutura, mas em quantidade coerente com a liga fundida convencionalmente, mostrando que a reofundição não provocou aumento na microporosidade da liga, já que todos os ensaios foram efetuados sob atmosfera de argônio.

A Figura 5.7 apresenta microestruturas típicas da região superior (a) e inferior (b) do lingote da liga reofundida em regime isotérmico a 610 ^{o}C, com velocidade de agitação de 1000 rpm, por 45 minutos (condição 2). Como no lingote produzido durante resfriamento contínuo (condição 1), também podem ser observados, na parte superior, glóbulos da fase primária alumínio-alfa de grandes dimensões, cercados de significativa quantidade de pequenas ramificações dendríticas também de fase primária alfa e das mesmas fases secundárias.

Como no lingote produzido durante resfriamento contínuo, também podem ser observadas formações dendríticas a partir dos glóbulos da fase primária presentes na pasta reofundida, crescidas no seu resfriamento.

A região inferior do lingote apresenta estrutura globular, típica de reofundidos, com reduzida fração líquida nas regiões interglobulares se comparada à região superior do mesmo lingote, porém, com maior fração líquida nas regiões interglobulares se comparada à região inferior do lingote produzido na condição 1. Este fato pode ser consequência do menor tempo de processamento da condição 2 em relação à condição 1, levando ao menor grau de separação entre sólido e líquido na pasta reofundida.

Estas micrografias também mostram claramente a separação das fases sólida e líquida na pasta reofundida durante o seu processamento produzindo heterogeneidade macro e microestrutural no lingote reofundido.

São observados alguns microporos na estrutura, também em quantidade coerente com a liga fundida convencionalmente.

A Figura 5.8 apresenta microestruturas típicas da região superior (a) e inferior (b) do lingote da liga reofundida em regime isotérmico a 610 ^{o}C, com velocidade de agitação de 1000 rpm, por apenas 10 minutos (condição 3). Pode ser observada uma estrutura mais homogênea de glóbulos da fase primária alumínio-alfa com dimensões inferiores aos produzidos pelas condições com maior tempo de agitação, cercados de menor quantidade de fase dendrítica resultante da fase líquida da pasta reofundida.

As fases sólida e líquida são melhor distribuídas por todo o cadinho, sendo que a parte superior apresenta quantidade maior de fase líquida caracterizada por dendritas finas.

Também pode ser observada melhor distribuição de fases secundárias, que se apresentam agora mais finas. A melhor distribuição de líquido por todo o volume de material, em regiões interglobulares, preveniu a presença de regiões com elevados volumes de líquido e a consequente redução da taxa de resfriamento, o que permitiria a formação de fases secundárias grosseiras como as observadas nas micrografias dos lingotes obtidos por processamento nas condições 1 e 2.

No presente caso, a agitação por 10 minutos a 610^{o}C produziu estruturas altamente isotrópicas conforme mostrado nas Figuras 5.8a e 5.8b.

Este tipo de estrutura é característico de processos de reofundição por agitação bem sucedidos, com menor quantidade de líquido presente na pasta, esta possuindo, portanto, maior viscosidade.

Nesta condição de processamento, não houve tempo suficiente para que o sólido globular decantasse produzindo heterogeneidade macro e microestrutural no lingote reofundido.

São observados em menor quantidade microporos na estrutura. A maior quantidade de porosidade concentrou-se na região central do cadinho.

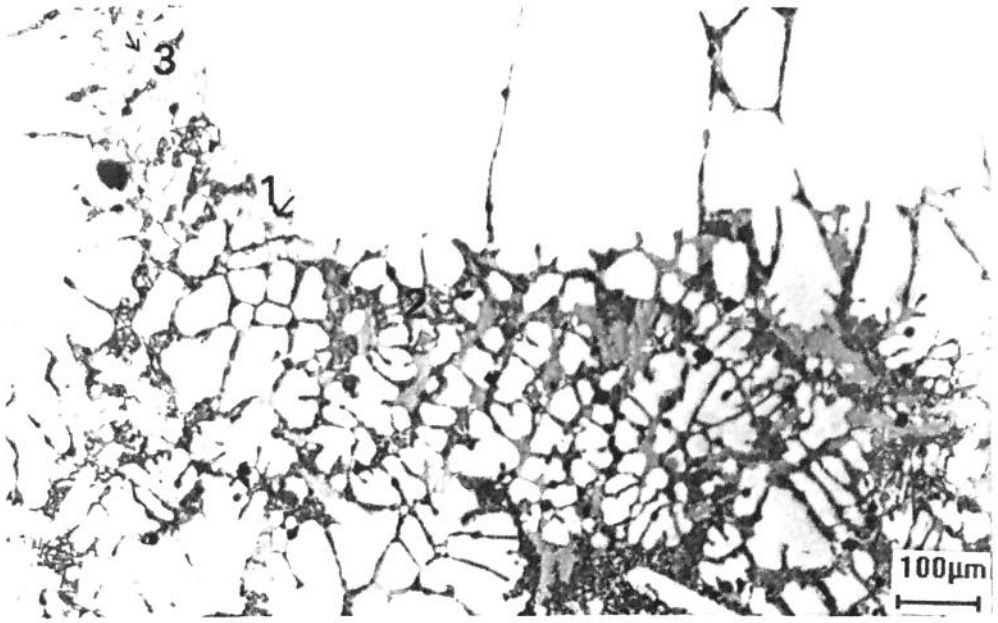
A Figura 5.9 apresenta microestruturas típicas da região superior (a) e inferior (b) do lingote da liga reofundida produzida com os mesmos parâmetros que a condição 3, apenas aumentando-se a temperatura de 610 para 625 ^{o}C (condição 4). A maior quantidade de fase líquida prejudicou a homogeneidade da estrutura e tornou menos globular a morfologia da fase primária alumínio-alfa.

A distribuição das fases sólida e líquida também apresenta maior quantidade de fase líquida caracterizada por dendritas finas na parte superior do lingote .

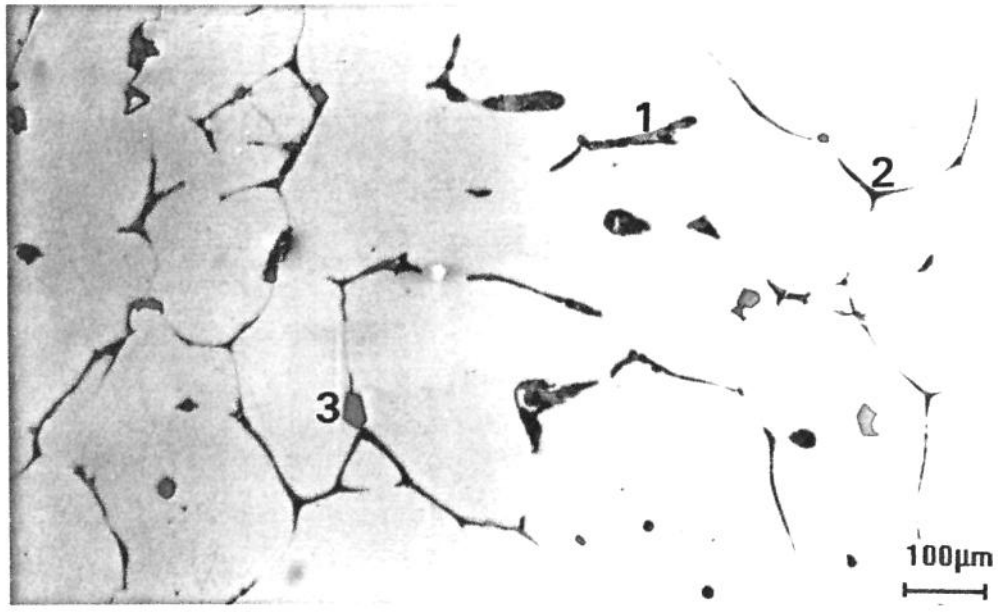
Como nas condições anteriores, podem ser observadas na região superior do lingote formações dendríticas também a partir dos glóbulos da fase primária presentes na pasta reofundida, crescidas no seu resfriamento.

A região inferior do lingote apresenta estrutura globular típica de reofundidos com menor fração líquida nas regiões interglobulares.

Não são observados microporos na estrutura. Toda porosidade concentrou-se na região central do cadinho.

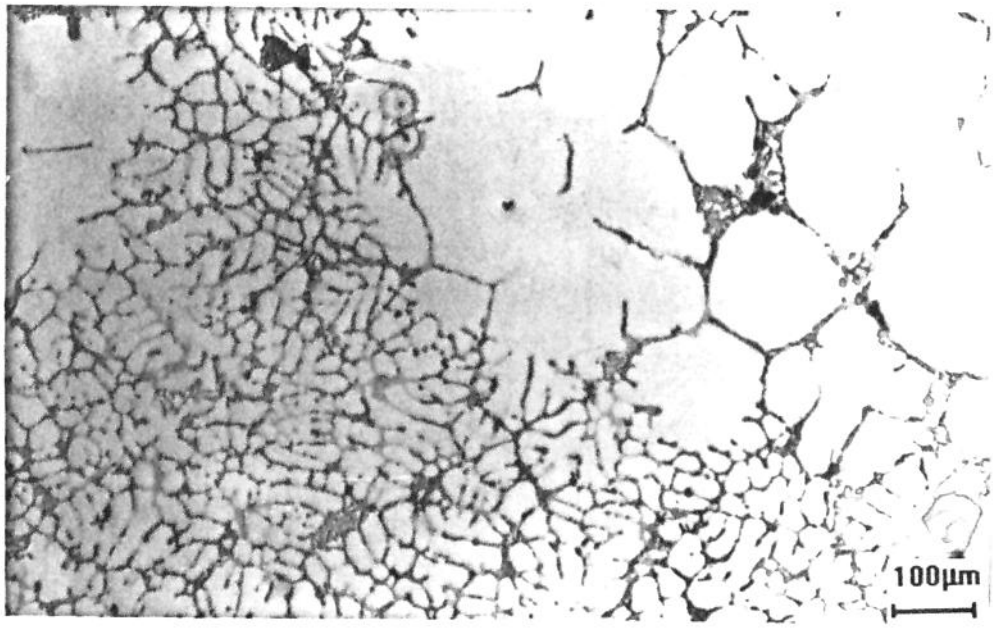


(a)

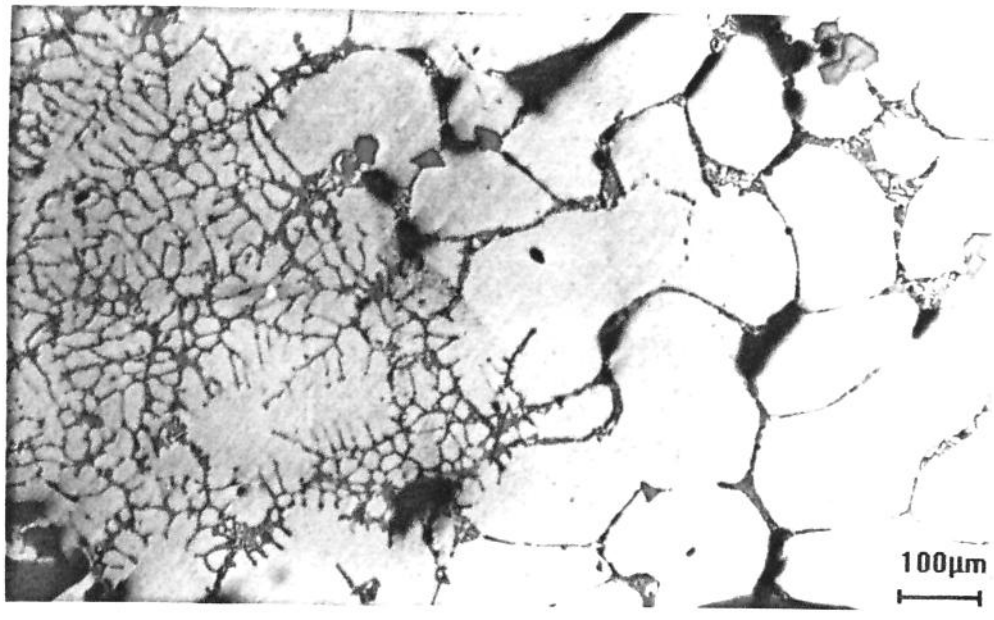


(b)

Figura 5.6 - Microestruturas da liga AA7075 no estado reofundido, produzida com agitação de 1000 rpm por 80 minutos, sob resfriamento contínuo entre 640 e 600 ^{o}C, retirada da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b). Fases secundárias identificadas como: CuZn (1), com coloração cinza claro; Mg_2Si (2), com coloração escura; e $FeAl_3$ (3), com morfologia mais regular de coloração cinza claro.

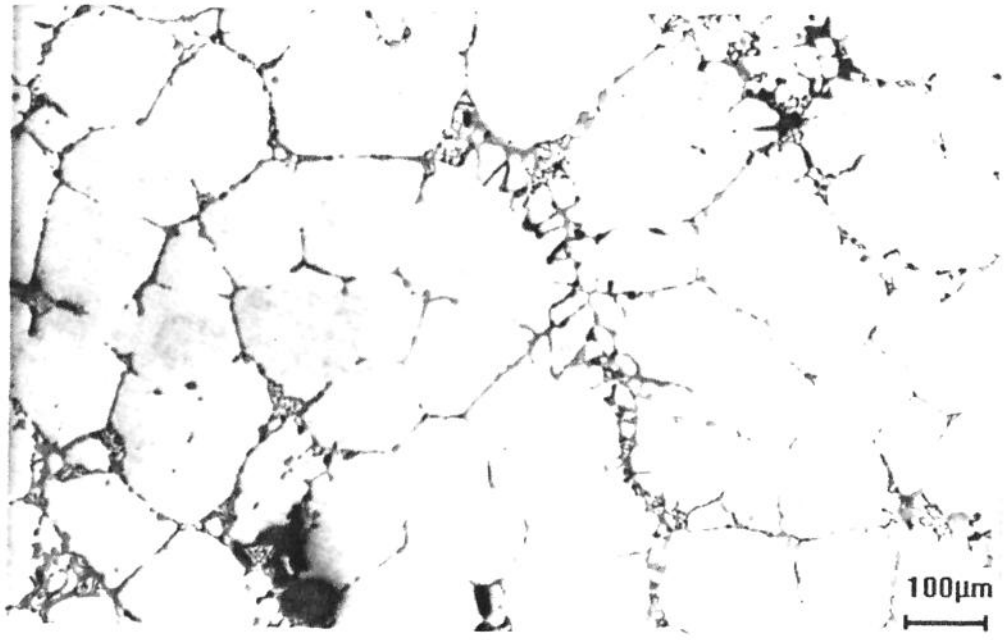


(a)

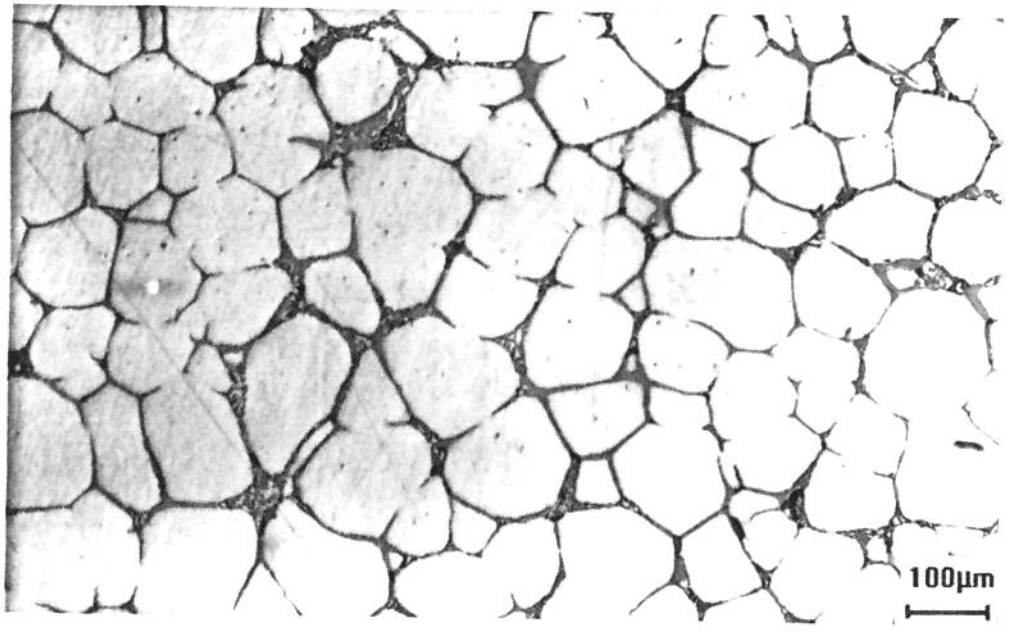


(b)

Figura 5.7 - Microestruturas da liga AA7075 no estado reofundido, produzida com agitação de 1000 rpm a 610 °C por 45 minutos, retirada da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

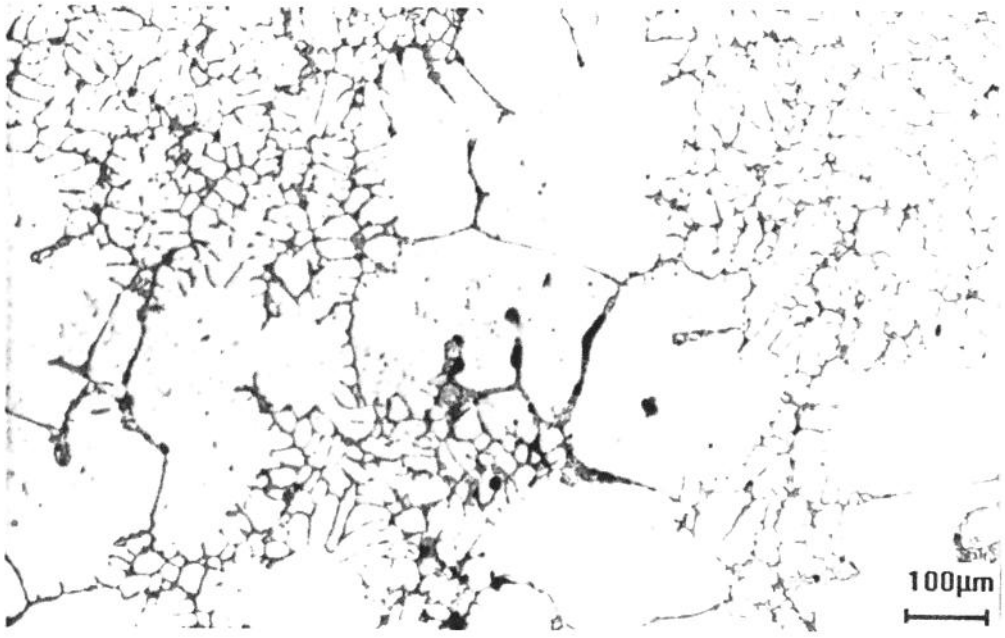


(a)

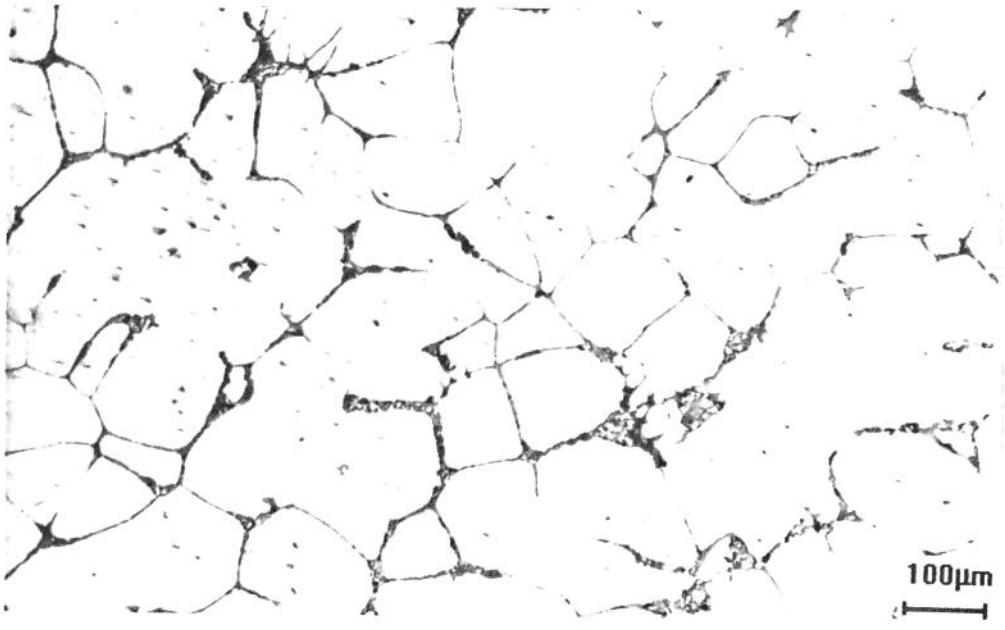


(b)

Figura 5.8 - Microestruturas da liga AA7075 no estado reofundido, produzida com agitação de 1000 rpm a 610 °C por 10 minutos, retirada da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).



(a)



(b)

Figura 5.9 - Microestruturas da liga AA7075 no estado reofundido, produzida com agitação de 1000 rpm a 625 °C por 10 minutos, retirada da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

5.3 - Discussões Sobre o Reofundido

5.3.1 - Defeito Resultante da Presença do Propulsor

Um grande vazio dentro do lingote, na região onde atuava o propulsor durante a agitação da liga, pode ocorrer em certas condições. A alta viscosidade da pasta impede o escoamento suficiente para colapsar, antes do resfriamento, o espaço deixado após a saída do propulsor. Este vazio pode se estender até a superfície superior.

Este defeito está relacionado com a temperatura de agitação da liga no estado semi-sólido, a qual, por determinar a fração volumétrica das fases líquida e sólida, determina a viscosidade da pasta. Assim, a comparação dos lingotes obtidos nas condições 3 e 4 e apresentados nas Figuras 5.4c) e d), respectivamente, mostra que a condição de processamento a 610^{o}C por 10 minutos leva à formação de um grande vazio, que vai até a superfície do lingote, enquanto que a condição de processamento a 625^{o}C leva à formação de um vazio menor, que chega também próximo à superfície do lingote. A viscosidade menor da pasta a 625^{o}C permite um melhor escoamento e, portanto, redução do material carregado pela pá propulsora.

Este defeito também está relacionado com o tempo de agitação. Fazendo a comparação dos lingotes obtidos nas condições 2 e 3 e apresentados nas Figuras 5.4.b) e c), respectivamente, observa-se que o vazio ocasionado no lingote na condição 2, após agitação por 45 minutos a 610^{o}C, é menor que o vazio ocasionado no lingote na condição 3, após agitação por apenas 10 minutos a 610^{o}C. O maior tempo de processamento permite maior decantação da fase sólida e, portanto, maior migração da fase líquida para a região superior do lingote, fazendo com que, nessa região, a viscosidade seja diminuída o suficiente para a pasta escoar mais em direção ao vazio deixado pelo propulsor após este ter sido retirado da pasta.

Pode-se observar a inexistência do defeito no lingote obtido na condição 1, que foi colapsado. Este experimento foi realizado com resfriamento contínuo por 80 minutos, iniciando-se a agitação a 640^{o}C e finalizando a 600^{o}C. No caso deste experimento, a viscosidade da pasta foi baixa o suficiente para colapsar, antes do resfriamento, o espaço vazio deixado pela saída do propulsor do material após a agitação. O longo tempo de processamento foi suficiente para provocar significativa migração de fase líquida para a região superior do lingote, conforme já analisado, permitindo a retirada do propulsor sem arraste significativo de material.

5.3.2 - Heterogeneidade das Microestruturas

Conforme mostrado na Figura 5.5 (macrografias) e nas Figuras 5.6 a 5.9 (micrografias) dos lingotes reofundidos produzidos, suas estruturas são constituídas em maior ou menor grau por regiões de diferentes características, reflexo da heterogênea distribuição das fases sólida e líquida nos lingotes. Esta descontinuidade é mais definida nos lingotes produzidos em situações de elevado tempo de processamento, condições 1 e 2, ou, respectivamente, Figuras 5.5a) e b).

Durante a agitação, os glóbulos que vão sendo formados tendem a decantar motivados pela maior densidade do sólido formado em relação ao líquido restante, o que aumenta a heterogeneidade das taxas de deformação presentes no material. Os glóbulos decantados, sujeitos a menores taxas de deformação que o restante do material no cadinho, podem sofrer um processo de coalescimento, como pode ser observados na Figura 5.6b, que mostra a microestrutura da posição inferior do cadinho obtido na condição 1. O resultado deste processo de coalescimento é o aumento do tamanho de glóbulos ou grãos, conforme pode ser constatado se comparadas as microestruturas das Figuras 5.6 e 5.7. Neste último caso, a melhor distribuição de líquido reduziu o adensamento da região inferior do lingote e a possibilidade de coalescimento de glóbulos sólidos.

A heterogeneidade macroestrutural parece ser menos dependente da temperatura na agitação isotérmica do que do tempo de processamento: os lingotes obtidos nas condições 3 e 4 e apresentados nas Figuras 5.5c) e d), respectivamente, apresentam semelhantes macroestruturas, sem uma linha divisória de regiões distintas tão marcante quanto os lingotes obtidos com maiores tempos de agitação, ou seja, os lingotes obtidos nas condições 1 e 2 e apresentados nas Figuras 5.5a) e b).

Os itens seguintes discutem melhor o efeito do tempo e temperatura de processamento na estrutura dos reofundidos obtidos.

5.3.3 - Efeito do Tempo de Agitação

Conforme discutido no Capítulo 2, a agitação do metal durante sua solidificação interfere na morfologia da fase sólida em formação, transformando-a de dendrítica para globular, através do dobramento e fragmentação de braços dendríticos devido às correntes cisalhantes (VOGEL, A., DOHERTY, R. D. e CANTOR, B., 1977) e através de engrossamento de ramos dendríticos, quer por mecanismos de Ostwald (transporte de átomos de superfícies de maior energia ou superfícies de pequeno raio de curvatura, para superfícies de menor energia ou superfícies de grande raio ou raio negativo, envolvendo a dissolução de braços dendríticos

menores, a difusão de soluto no líquido e a incorporação de soluto em braços dendríticos mais grosseiros, abaixando, assim, a energia do sistema), ou por mecanismos de coalescência (difusão entre contornos que se tocam) (MORTENSEN, A., 1988).

O tempo de processamento nas temperaturas da faixa semi-sólida modifica as características da estrutura de pastas reofundidas, afetando os processos de engrossamento dendrítico, por serem controlados por taxas de difusão no líquido e entre contornos, mais acentuadamente que os processos de dobramento e fragmentação, estes mais dependentes das taxas de deformação presentes. Maior tempo de processamento pode resultar em maior nível de engrossamento dendrítico, para elevadas frações sólidas e/ou reduzidas velocidades de agitação. Portanto, o aumento do tempo em temperaturas da faixa semi-sólida leva a um aumento no diâmetro médio dos glóbulos, tanto por mecanismos tipo Ostwald, quanto por mecanismos de aglomeração e coalescência de glóbulos.

No caso dos experimentos realizados, o maior tempo de processamento permitiu uma maior separação entre as fases sólida e líquida motivada pela decantação dos glóbulos da fase sólida e migração do líquido restante para a região superior do cadinho, como pode ser observado através das microestruturas da região superior e inferior dos lingotes relativos às condições 1 e 2, apresentadas na Figura 5.6. Sendo a fração sólida função da temperatura na região semi-sólida, o tempo de processamento em experimentos isotérmicos não altera a fração sólida total do material, porém, a separação entre as fases sólida e líquida ocorrida nos experimentos de maior duração (condição 1 e 2) alterou localizadamente a fração sólida nas regiões superior e inferior do lingote, aumentando-a na região inferior do lingote e diminuindo-a na região superior.

O aumento da fração líquida na região superior do lingote diminui a taxa de resfriamento a que o material semi-sólido é submetido após a agitação, nesta região. Menores taxas de resfriamento interferem na precipitação das fases secundárias, resultando na morfologia mais grosseira das fases secundárias observadas nas condições 1 e 2, com maiores tempos de agitação.

O aumento do tempo de agitação promove aumento do diâmetro e prejuízo da morfologia esférica dos glóbulos das regiões inferiores dos lingotes produzido nas condições 1 e 2 devido ao seu coalescimento pelo seu contato após a decantação. Nas situações de maior fase líquida presente, como nas regiões superiores dos mesmos lingotes, a maior presença de líquido leva à produção de poucos e maiores glóbulos. O aumento do tempo leva à maior separação e menor interação entre glóbulos sólidos nesta região, dificultando a separação daqueles eventualmente coalescidos.

O tempo de agitação também aumenta o coalescimento dos glóbulos formados, com contornos que se tocam. A comparação entre as Figuras 5.7b e 5.8b, com as regiões inferiores dos lingotes obtidos nas condições 2 e 3, respectivamente, mostra um estágio mais avançado de coalescimento dos grãos da fase primária após um tempo maior de agitação.

As diferentes condições testadas evitaram a formação de rechupes na superfície superior do lingote, mostrando que a agitação isotérmica do material por 10 minutos foi suficiente para evitar a solidificação direcional praticamente da mesma forma que a agitação isotérmica do material por 45 minutos.

5.3.4 - Efeito da Temperatura de Agitação

A temperatura de agitação define termodinamicamente as frações relativas das fases sólida e líquida. Dessa forma, o aumento da temperatura de agitação diminui a viscosidade da pasta reofundida por diminuir a fração sólida presente no semi-sólido. No entanto, isto deve ser visto com cuidado, pois a viscosidade também é função da taxa de deformação e da interação entre os glóbulos da fase primária.

A globularização da fase sólida em reofundidos obtidos por agitação do líquido, processo em que se trabalha com uma fração sólida mais elevada, diminui com o aumento da temperatura de processamento devido à menor interação dos glóbulos da fase sólida presentes.

A maior temperatura de agitação também leva à formação de glóbulos menores, visto a menor quantidade de sólido formado.

A menor temperatura de agitação resultou em menor quantidade de fase dendrítica presente no lingote obtido na condição 3, processado isotermicamente a 610^{o}C por 10 minutos, cujas microestruturas estão apresentadas na Figura 5.8, que no lingote obtido na condição 4, processado isotermicamente a 625^{o}C por 10 minutos, cujas microestruturas estão apresentadas na Figura 5.9.

A globularização da fase sólida observada no lingote processado isotermicamente à temperatura de 625^{o}C por 10 minutos é menor que a globularização da fase sólida observada no lingote processado isotermicamente à temperatura de 610^{o}C por 10 minutos, devido à menor fração sólida presente e consequente menor interação entre os glóbulos formados, o que pode ser verificado observando-se as microestruturas obtidas nestas condições de processamento.

Também não se observa formação de fases secundárias grosseiras com o aumento de temperatura nos lingotes produzidos, o que era esperado pela maior quantidade de líquido presente e consequente menor taxa de resfriamento final, dada a melhor distribuição do líquido por todo o volume do lingote.

A maior temperatura pode resultar também em maior taxa de coalescência entre contornos que se tocam, visto que a difusão atômica na fase sólida aumenta com o aumento da temperatura. Pode-se observar na Figura 5.9b) o inicio de um processo de coalescência dos glóbulos da fase primária da região inferior do lingote agitado à 625^{o}C por 10 minutos, o que não ocorre com o lingote agitado à 610^{o}C por 10 minutos (Figura 5.8b).

5.3.5 - Porosidade

A microporosidade em estruturas fundidas pode ter duas principais origens: gases retidos e vazios de contração.

Quanto ao primeiro caso, a quantidade de microporos observada nas amostras reofundidas é coerente com a observada na mesma liga obtida por fundição convencional. Mesmo com elevados tempos de agitação, não foi observado aumento significativo na quantidade de poros no material.

Lembrando que todos os experimentos foram efetuados sob atmosfera de argônio, isto se explica.

Quanto a microporosidade devida à contração de solidificação, deve-se levar em consideração que o resfriamento a que a pasta é submetido após o processo de agitação leva à solidificação apenas a fração líquida. A fração sólida ao se solidificar durante a agitação pode acomodar facilmente a contração dado o caráter pastoso do material circundante. Sendo assim, a porosidade deve ocorrer basicamente entre os braços dendríticos resultantes da fase líquida quando em processamento.

No entanto, quando os glóbulos da fase primária ficam próximos entre si, ocorre a incorporação do último líquido a se solidificar nos glóbulos adjacentes, conforme pode ser constatado nas Figuras 5.10 e 5.11

A reofundição não aumentou a porosidade em relação à fundição convencional.

5.3.6 - Condição para Adição de Reforço

A adição de partículas de reforço para a produção de compósitos será feita na liga no estado pastoso reofundido.

Este capítulo apresentou resultados mostrando que as condições de reofundição determinam a estrutura da pasta reofundida e auxiliam na determinação dos parâmetros operacionais a serem utilizados para a compofundição.

Assim, tempos longos de agitação devem ser evitados devido à promoção de heterogeneidade na estrutura no lingote, ao desgaste maior das peças do equipamento em contacto com a pasta, especialmente o propulsor, além de serem menos atrativos economicamente. Os experimentos de compofundição serão então realizados após a obtenção da estrutura reofundida da pasta após 10 minutos de agitação.

A agitação sob resfriamento contínuo será descartada devido também ao elevado tempo de processamento necessário para a diminuição desejada da temperatura. Apenas para os experimentos de refusão, a segunda compofundição será sob resfriamento contínuo.

Quanto a temperatura de agitação, embora a microestrutura resultante no experimento a 610^{o}C seja superior, do ponto de vista da esfericidade dos grãos da fase primária, a pequena porcentagem de fase líquida nesta temperatura pode inviabilizar a eficiente incorporação da fase reforçante, visto que a entrada do reforço aumenta ainda mais a porcentagem de fase sólida no material e, portanto, aumenta a viscosidade da pasta, podendo levar ao travamento do propulsor. Assim, a adição de reforço será tentada não apenas à 610^{o}C, mas também à 625^{o}C, objetivando diminuir a viscosidade da pasta para evitar o problema acima descrito.

Com o mesmo objetivo - diminuir a viscosidade - será também testada uma velocidade de agitação superior à utilizada nos experimentos com reofundido. Assim, serão utilizadas as velocidades de 1000 e 1500 rpm

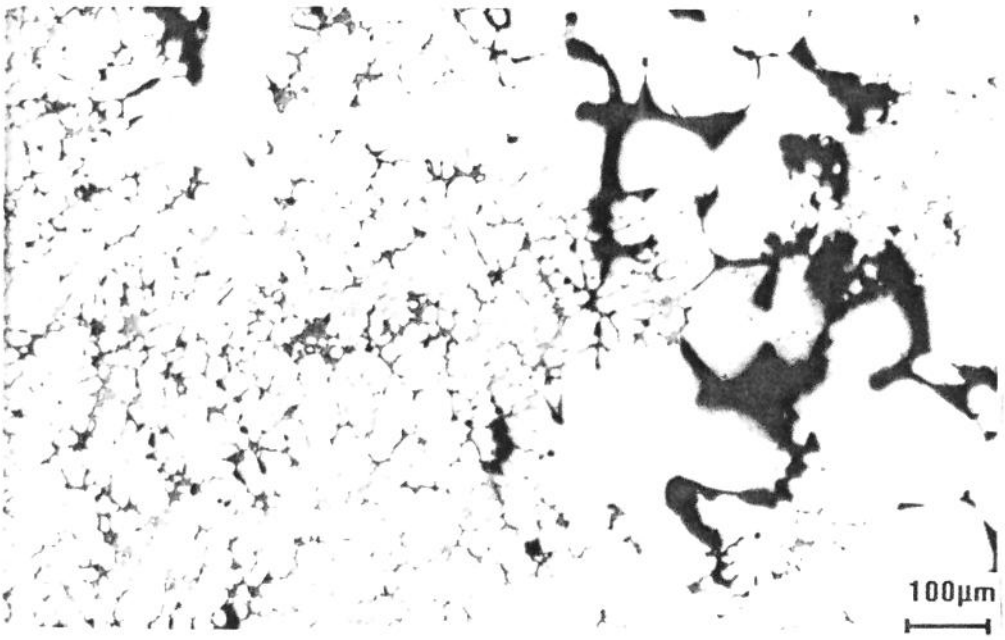


Figura 5.10 - Porosidade entre os grãos da fase primária observada na região superior da amostra processada isotermicamente a 625°C por 10 minutos (condição 4).

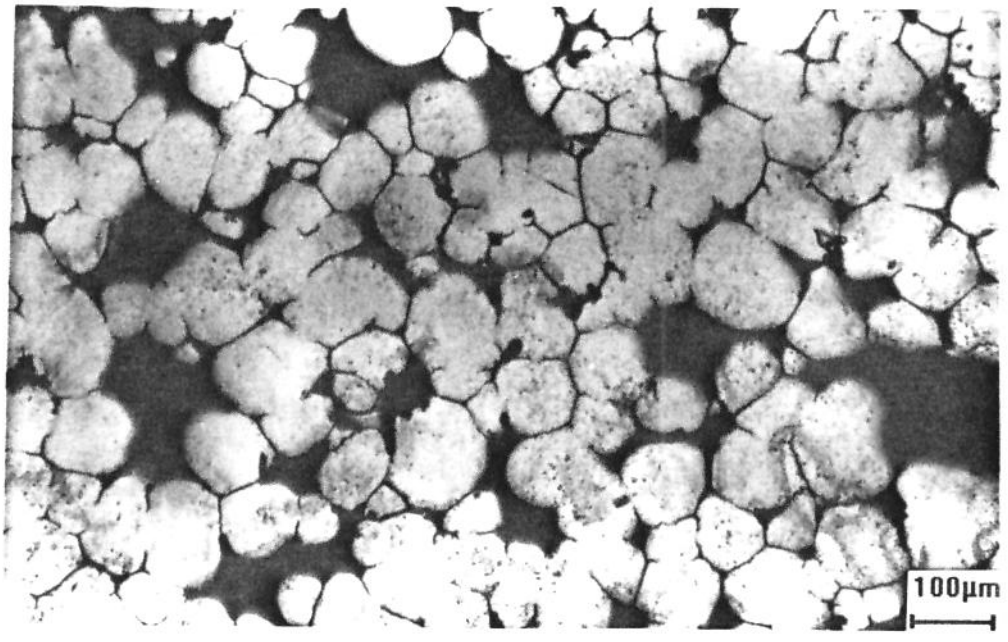


Figura 5.11 - Região globularizada com porosidade entre os glóbulos observada na região inferior da amostra processada isotermicamente a 610°C por 10 minutos (condição 3).

5.4 - Compósitos Obtidos

Os experimentos de produção de compofundidos foram realizados após a obtenção da liga no estado semi-sólido reofundido. Nos experimentos de compofundição realizados, houve uma maior variação da temperatura da pasta durante o processo quando comparado com a variação observada no processamento para reofundição, devido a interferência térmica do reforço adicionado. Mesmo assim, esta variação foi de, no máximo, 5°C ao longo dos experimentos realizados.

5.4.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas

A Figura 5.12 apresenta fotografia de lingotes de compósitos reofundidos da liga AA7075 obtidos pelo equipamento projetado e construído, conforme descrito no Capítulo 3. Pode-se observar o defeito resultante da presença do propulsor ocupando o centro da superfície superior do lingote e o defeito resultante da presença do termopar de monitoramento próximo à borda da superfície superior do lingote, locais indicados por (1) e (2), respectivamente.

A Figura 5.13 apresenta o aspecto geral dos lingotes compofundidos da liga AA7075 obtidos nas diferentes condições de processamento conforme apresentadas na Tabela 4.4, isto é, em a) o material foi submetido a agitação por 15 minutos, a 1000 rpm, entre 615 e 610°C, no qual foram adicionados 20 gramas de reforço (condição 1); em b) o material foi submetido a agitação por 15 minutos, a 1500 rpm, entre 615 e 610°C, no qual foram adicionados 20 gramas de reforço (condição 2); em c) o material foi submetido a agitação por 15 minutos, a 1000 rpm, entre 630 e 625°C, no qual foram adicionados 20 gramas de reforço (condição 3); em d) o material foi submetido a agitação por 15 minutos, a 1500 rpm, entre 630 e 625°C, no qual foram adicionados 20 gramas de reforço (condição 4); em e) o material foi submetido aos mesmos parâmetros operacionais (temperatura, tempo e velocidade de agitação) do item anterior, ou seja, agitação por 15 minutos, a 1500 rpm, entre 630 e 625°C, porém, adicionando-se 40 gramas de reforço (condição 4a).

Os compósitos obtidos nas condições 1a, 2a e 3a, correspondentes à adição de 40 gramas de reforço, não são apresentados pois não houve adequada incorporação, dadas as condições de reduzida velocidade de agitação ou reduzida temperatura aliado ao elevado teor de carboneto de silício.

Rechupes localizados de contração devido à solidificação direcional não são notados em nenhuma das condições. Os vazios observados apresentam claramente contornos granulados, indicando a presença de estrutura globular.

Pode ser observada a presença de grandes vazios nas condições de menor temperatura ou velocidade de agitação na parte central dos lingotes devido, conforme discutido anteriormente, à dificuldade de escoamento da pasta de elevada viscosidade. Podemos notar uma extensa região central de vazios atingindo a superfície livre do metal, para os lingotes obtidos nas condições 1, 2 e 3, Figuras 5.13a, b e c, respectivamente. Os dois lingotes obtidos nas condições 4 e 4a não apresentam extensa região central de vazios, porém apresentam macrovazios distribuídos por todo o lingote. O lingote em que se adicionou a maior quantidade de reforço apresenta também maior quantidade de macrovazios espalhados pelo lingote (comparar as Figuras 5.13e e d, respectivamente). No lingote em que se adicionou a menor quantidade de reforço há formação de um colarinho superior de poros.

Pode-se notar ainda na amostra obtida na condição 3, Figura 5.13c) a presença de duas regiões de granulometria diferenciada: a parte superior do lingote parece apresentar granulometria mais grosseira e a parte inferior, apenas próxima à base, uma região de granulometria mais fina. Também pode-se notar nas amostras obtidas nas condições 1 e 2 a presença de uma região diferenciada em torno ao vazio deixado pelo propulsor, aparentemente com acúmulo de fase reforçante, sugerindo a má distribuição desta fase nestas condições de processamento. Não se nota regiões diferenciadas nos dois lingotes obtidos na condição 4.

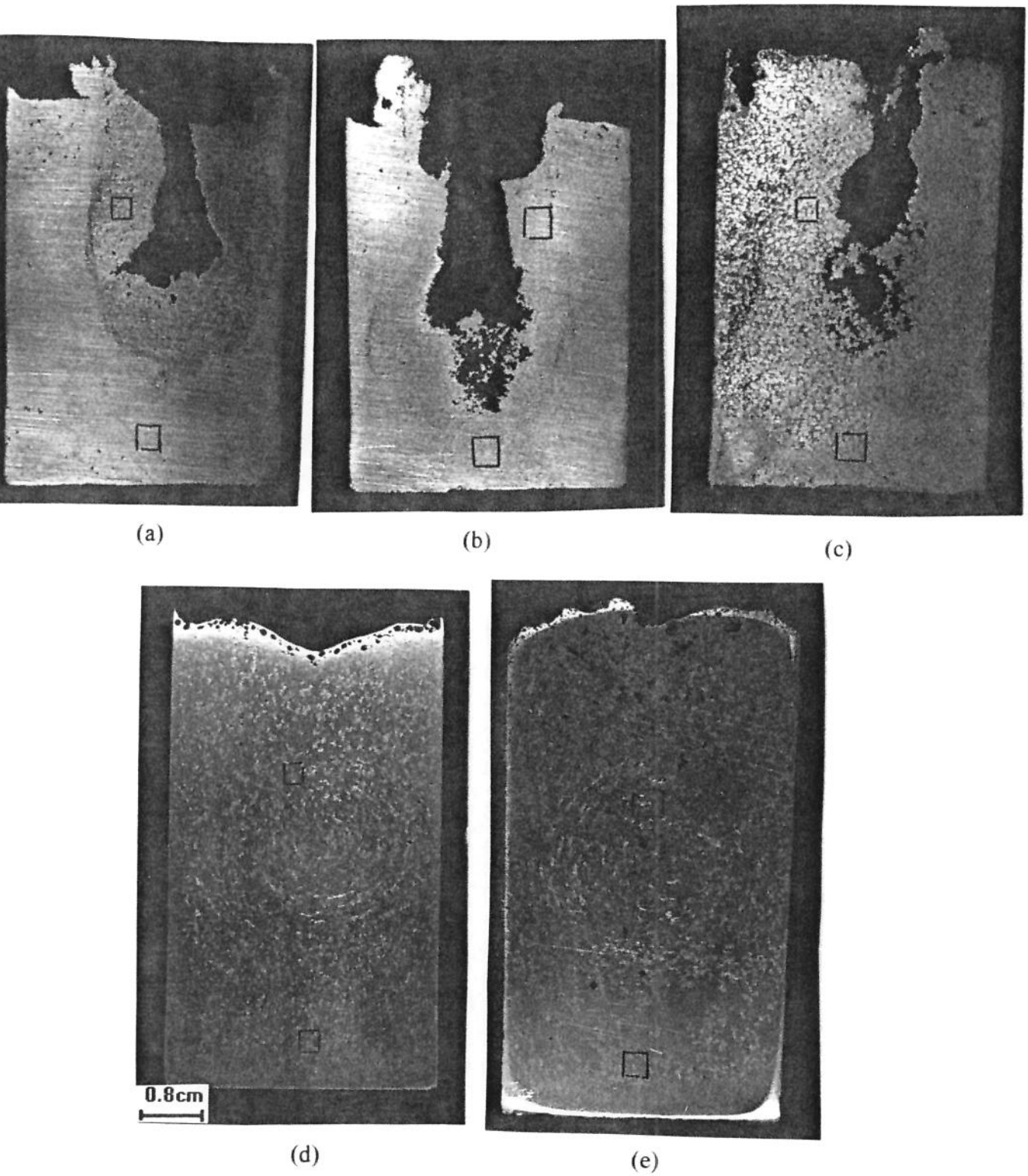
Estas regiões podem ser melhor observadas nas macroestruturas apresentadas na Figura 5.14, para os mesmos lingotes.

As macrografias revelam em todos os casos a presença extensiva de grãos equiaxiais de reduzidas dimensões por todo o volume do lingote.

Os lingotes de compósitos obtidos apresentam macroestruturas mais homogêneas que as apresentadas pelos lingotes reofundidos, no entanto também se observa a formação de regiões distintas em algumas situações: à menor temperatura, independente da velocidade de agitação, de maneira semelhante ao ocorrido nos experimentos de reofundição. Nota-se uma granulação mais grosseira na região próxima ao vazio central nas Figuras 5.14 a e b, referentes ao lingotes obtidos nas condições 1 e 2, respectivamente.

As microestruturas apresentadas a seguir auxiliam na caracterização das estruturas obtidas e distribuição do reforço.

Figura 5.12 - Aspecto dos lingotes compofundidos após sua extração do cadinho do equipamento projetado e construído. Indicados os vazios deixados pela presença do propulsor (1) e os vazios deixados pela presença do termopar de monitoramento do banho (2).



(a) (b) (c)

(d) (e)

Figura 5.13 - Aspecto geral dos lingotes compofundidos da liga AA7075 (indicadas as regiões para micrografias), obtidos nas condições:

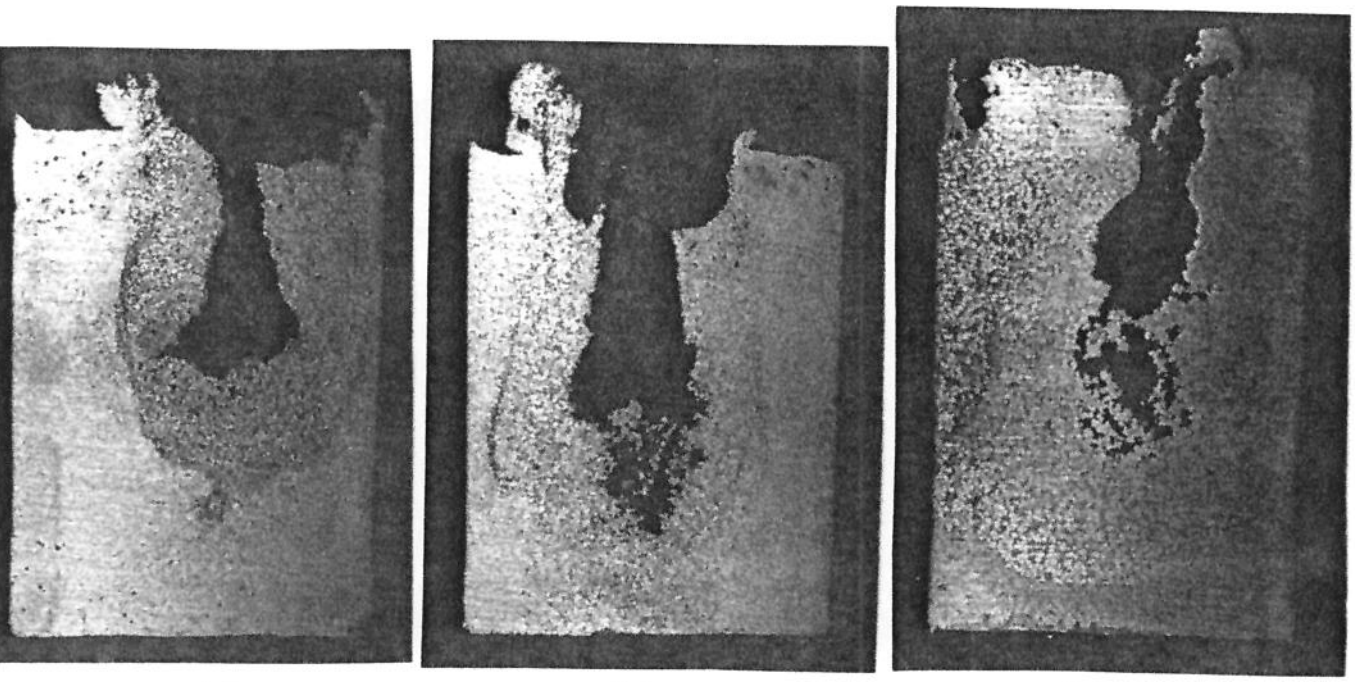
(a) 1000 rpm, entre 615 e 610 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(b) 1500 rpm, entre 615 e 610 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

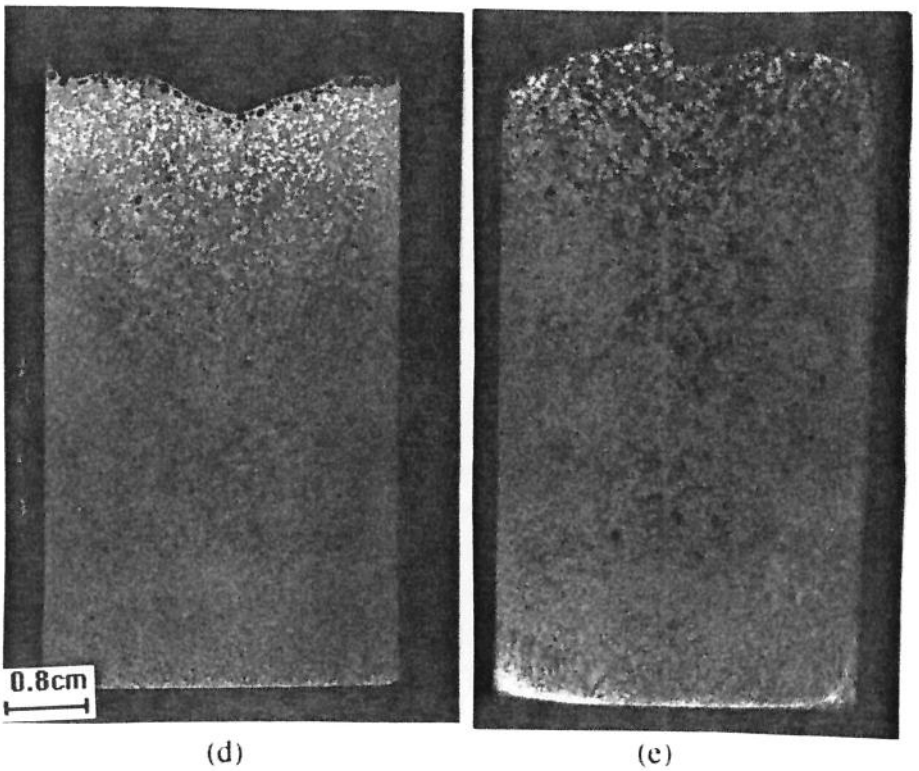
(c) 1000 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(d) 1500 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(e) 1500 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 40 gramas de reforço.



(a) (b) (c)



(d) (e)

Figura 5.14 - Macrografias dos lingotes compofundidos da liga AA7075 obtidos nas condições:

(a) 1000 rpm, entre 615 e 610 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(b) 1500 rpm, entre 615 e 610 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(c) 1000 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(d) 1500 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 20 gramas de reforço.

(e) 1500 rpm, entre 630 e 625 ^{o}C, 40 gramas de reforço.

5.4.2 - Microestruturas

A Figura 5.15 apresenta microestruturas típicas da região superior do lingote, próxima do vazio central onde se notou granulação mais grosseira e da região inferior, retiradas da amostra processada sob agitação de 1000 rpm por 15 minutos, entre 615 e 610^{o}C, em que se adicionou 20 gramas de carboneto de silício (condição 1), com macroestrutura apresentada na Figura 5.14a.

Podem ser observados na Figura 5.15a, glóbulos da fase primária alumínio-alfa, com a fase reforçante do compósito localizada entre os mesmos glóbulos, em grande quantidade. Esta microestrutura é típica de compósitos de matriz metálica reforçado com particulados, fabricados no estado semi-sólido reofundido (CORNIE, J. A. e co-autores, 1990; CARNAHAN, R. D. e co-autores, 1990; HORSTEN, M. G. e co-autores, 1992; LICEAGA, J. F. e co-autores, 1993; QUAAK, C. J., KOOL, W. H., 1994). A fase reforçante se localiza na região ocupada pela fase líquida na pasta, devido à rejeição das partículas de reforço pela fase sólida que se forma durante a agitação (RIBES, H. e co-autores, 1990).

Na parte inferior do lingote, Figura 5.15b, observa-se glóbulos da fase primária alumínio-alfa cercados de pequena quantidade de fase secundária precipitada junto aos seus contornos. Não é notada a presença da fase reforçante, como resultado da pequena quantidade de líquido presente nesta região.

Estas micrografias mostram claramente a má distribuição da fase reforçante na pasta compofundida durante o processamento na condição 1, produzindo heterogeneidade macro e microestrutural no lingote compofundido, resultante da separação entre as frações sólida e líquida ocorrida.

A Figura 5.20 mostra com maior aumento a incorporação da fase reforçante. Pode-se observar as partículas de segunda fase identificadas por microanálise como sendo CuZn e $FeAl_3$ nucleadas junto às partículas de carboneto de silício. Observa-se também a ausência da fase secundária de coloração escura identificada por microanálise como sendo Mg_2Si na liga inicialmente caracterizada.

Microporosidade, em pequena quantidade, foi observada junto às partículas do reforço.

A Figura 5.16 apresenta microestruturas típicas da região superior do lingote e próxima do vazio central e da sua região inferior, retiradas da amostra processada sob agitação de

1500 rpm por 15 minutos, entre 615 e 610°C, em que se adicionou 20 gramas de carboneto de silício (condição 2).

Podem ser observados na Figura 5.16a, relativa a região superior, glóbulos da fase primária alumínio-alfa, com a fase reforçante do compósito localizada entre os mesmos glóbulos, enquanto na parte inferior do lingote, Figura 5.16b, observa-se glóbulos da fase primária alumínio-alfa cercados de fase dendrítica fina e fases secundárias precipitadas junto aos contornos interdendríticos, praticamente sem a presença da fase reforçante do compósito.

Estas micrografias mostram claramente a má distribuição da fase reforçante na pasta compofundida durante o processamento na condição 2, produzindo heterogeneidade macro e microestrutural no lingote compofundido. As partículas de reforço tendem a ficar na região superior do lingote.

O reforço aparenta estar melhor distribuído no lingote obtido nesta condição (1500 rpm, 615 - 610°C) do que na anterior apresentada (1000 rpm, 615 - 610°C). É notado agora (Figura 5.16a) menor grau de aglomeração de partículas de carboneto de silício na região superior do lingote quando comparado com a Figura 5.15a.

Podem ser observadas na microestrutura apresentada na Figura 5.16b, formações dendríticas a partir da fase globular primária presentes na pasta, crescidas no seu resfriamento, indicando reduzida taxa de resfriamento neste local.

Podem ser observados poros na estrutura situados junto às partículas de reforço e nas regiões interdendríticas.

A Figura 5.17 apresenta microestruturas típicas da região superior do lingote (a) e da região inferior (b), retiradas da amostra processada sob agitação de 1000 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625°C, em que se adicionou 20 gramas de carboneto de silício (condição 3).

Podem ser observados na Figura 5.17a e b, a fase primária alumínio-alfa com morfologia grosseira, cercadas de fase com morfologia dendrítica fina, com elevado nível de porosidade. O aspecto da microestrutura aqui observada é similar ao obtido na amostra reofundida sem reforço processada a 625°C por 10 minutos sob agitação de 1000 rpm, diferenciando-se apenas pelo elevado nível de porosidade na fase dendrítica fina.

A fase reforçante do compósito é mais difícil de ser observada nestas microestruturas, porém, ela está localizada nos poros observados. Com maior aumento, a Figura 5.21 mostra

um poro com partículas de reforço agrupadas em sua superfície, em que se pode ver mais claramente a localização da fase reforçante associada aos poros. Semelhante problema foi relatado por MOHANTY e co-autores (1995).

Estas micrografias mostram a melhor homogeneidade do lingote processado sob tais parâmetros, em comparação aos lingotes obtidos nas condições 1 e 2, isto é, a quantidade relativa sólido/líquido parece ser semelhante em todas as regiões do lingote. Porém, a adição do reforço à maior temperatura carregou para dentro do semi-sólido gases em quantidade excessiva.

A grande dimensão dos poros observada indica a possibilidade de aglomeração (sem incorporação) de partículas de carboneto de silício, arrancadas no polimento, conforme alerta a dificuldade no polimento destas amostras.

A Figura 5.18 apresenta microestruturas típicas da região superior do lingote (a) e da região inferior (b), retiradas da amostra processada sob agitação de 1500 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625^{o}C, em que se adicionou 20 gramas de carboneto de silício (condição 4).

Pode ser observada na Figura 5.18a, que a fase primária alumínio-alfa se apresenta com poucos glóbulos de grandes dimensões, cercada de fase dendrítica fina e fases secundárias, com elevado nível de porosidade, indicando grande quantidade de líquido na pasta reofundida nesta região. As partículas de reforço estão situadas nessa região mais porosa. A localização do reforço está também aqui associada à porosidade.

Na Figura 5.18b, pode ser observada estrutura dendrítica com reforço entre os ramos dendríticos. Não é observada estrutura globular, indicando ineficiência do processo de reofundição neste caso, provavelmente devido às elevadas temperatura e velocidade utilizadas. Novamente se observa a localização preferencial do reforço na fase líquida durante o processamento.

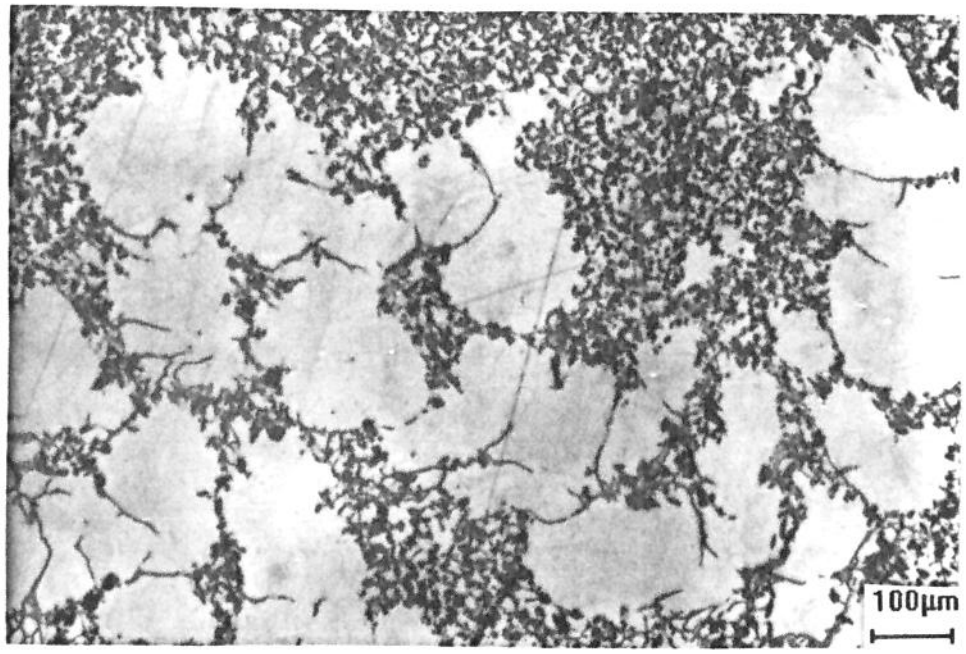
Estas micrografias mostram a dificuldade de se promover a estrutura globular por todo o volume do lingote em experimentos de compofundição realizados nesta condição.

A Figura 5.19 apresenta microestruturas típicas da região superior do lingote (a) e da região inferior (b), retiradas da amostra processada sob agitação de 1500 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625^{o}C, em que se adicionou 40 gramas de carboneto de silício (condição 4a).

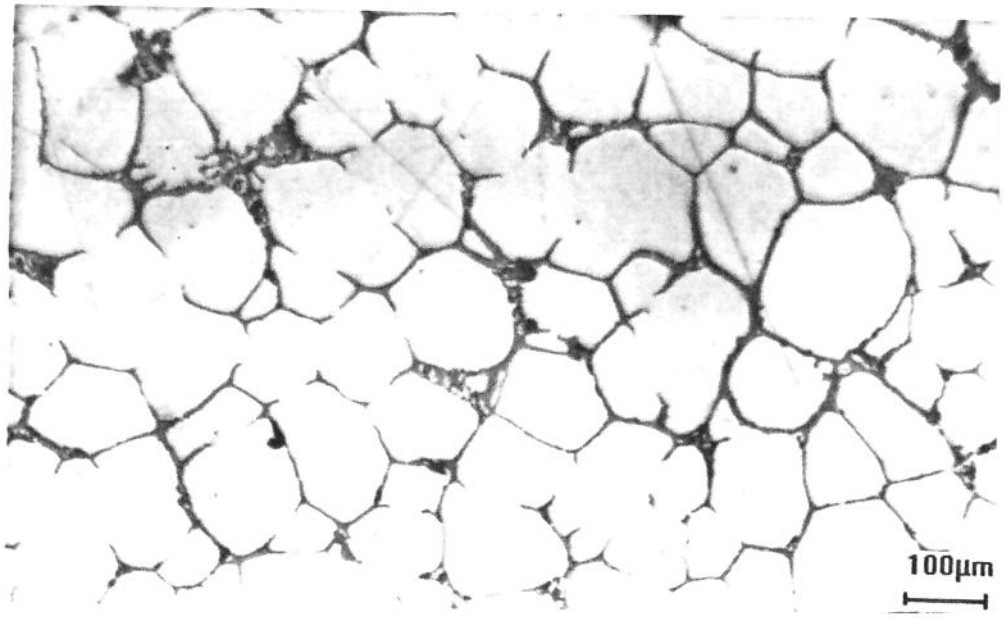
Pode ser observada na Figura 5.19a, a fase primária alumínio-alfa com morfologia globular grosseira, cercada de fase dendrítica fina e fases secundárias, com elevado nível de porosidade. As partículas de reforço estão situadas nessa região mais porosa, em maior quantidade que a observada na condição anteriormente apresentada, com menor quantidade de reforço adicionado. A localização do reforço está aqui novamente associada à porosidade.

Na Figura 5.19b, pode ser observado estrutura globular com reforço entre os glóbulos.

Comparando-se as condições relativas às Figuras 5.19b e 5.18b, pode-se observar que a maior quantidade de reforço e, portanto, maior fração sólida total na pasta, auxiliou a produção de estrutura reofundida.

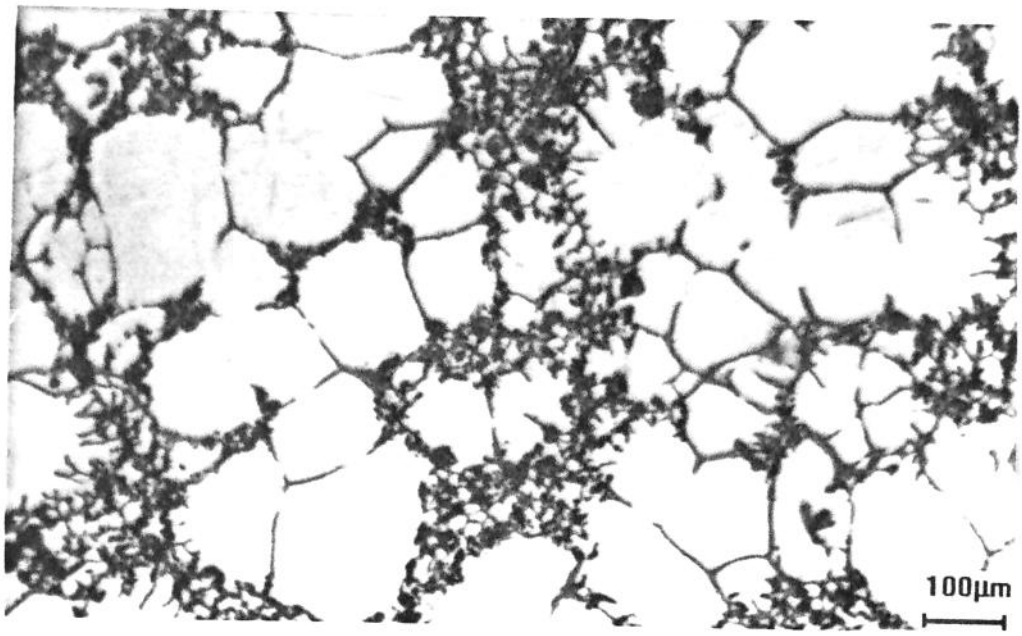


(a)

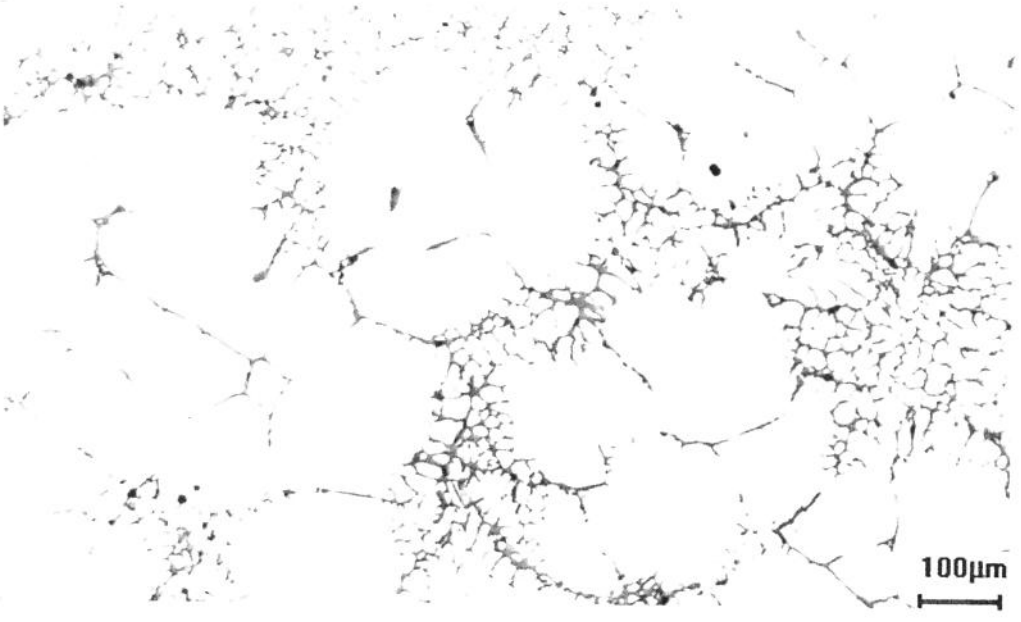


(b)

Figura 5.15 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida com agitação de 1000 rpm por 15 minutos, entre 615 e 610^{o}C, reforçada com 20 gramas de carboneto de silício, retiradas da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

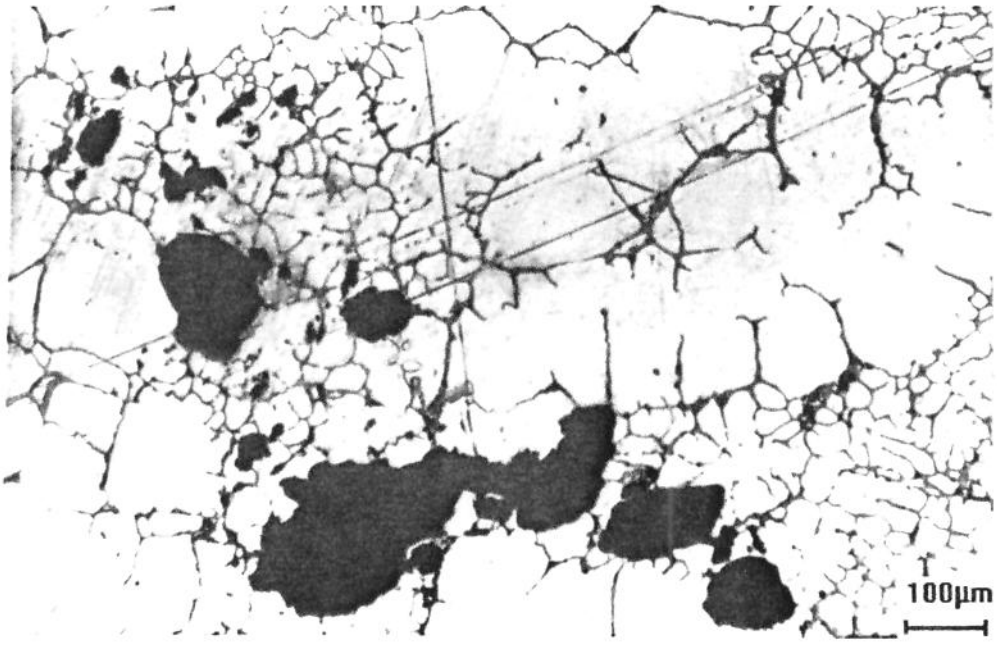


(a)

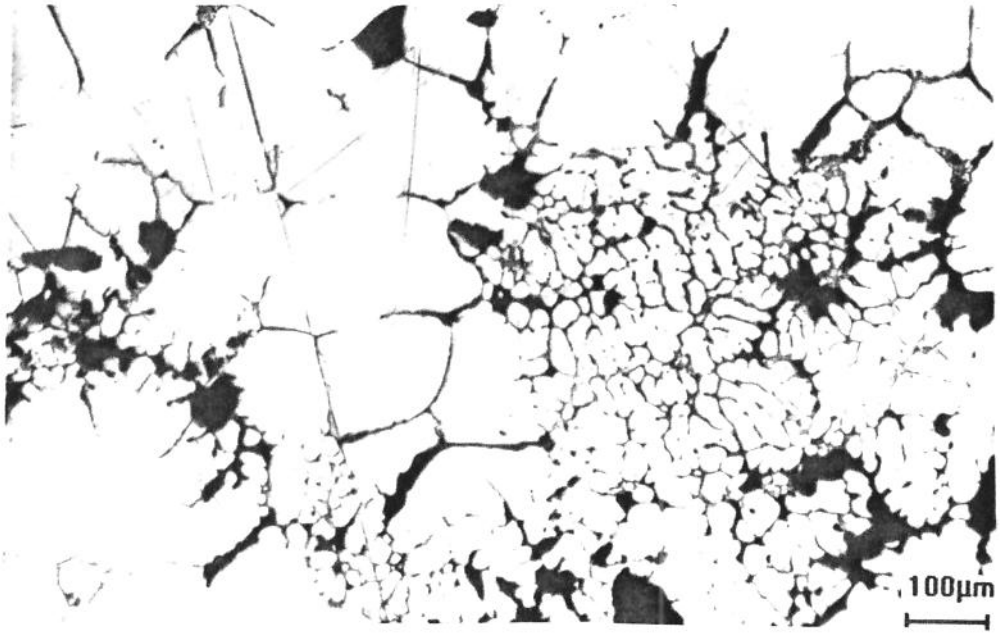


(b)

Figura 5.16 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida com agitação de 1500 rpm por 15 minutos, entre 615 e 610°C, reforçada com 20 gramas de carboneto de silício, retiradas da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

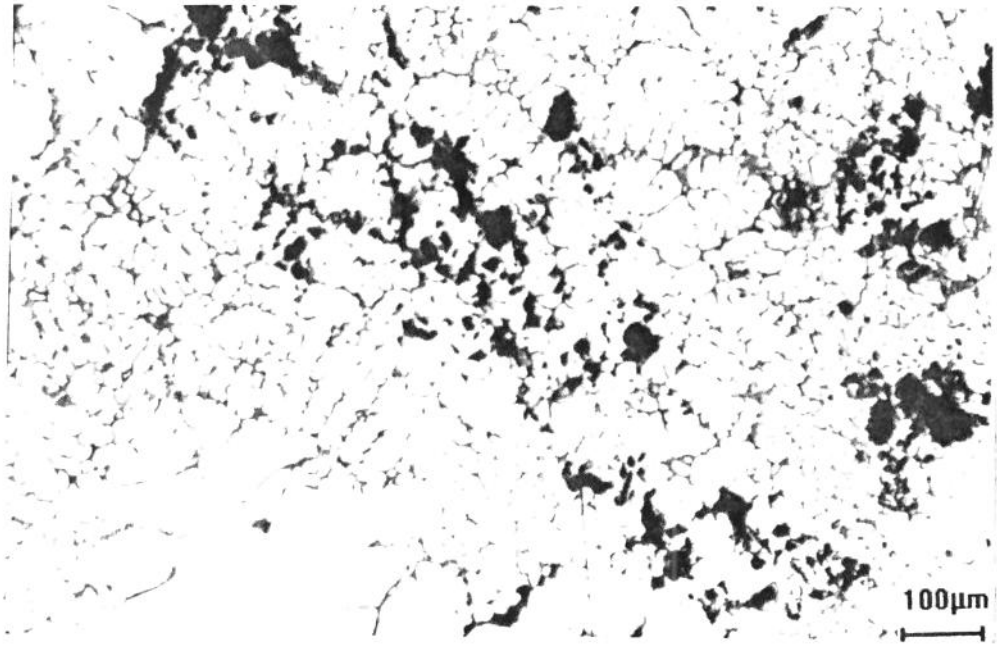


(a)

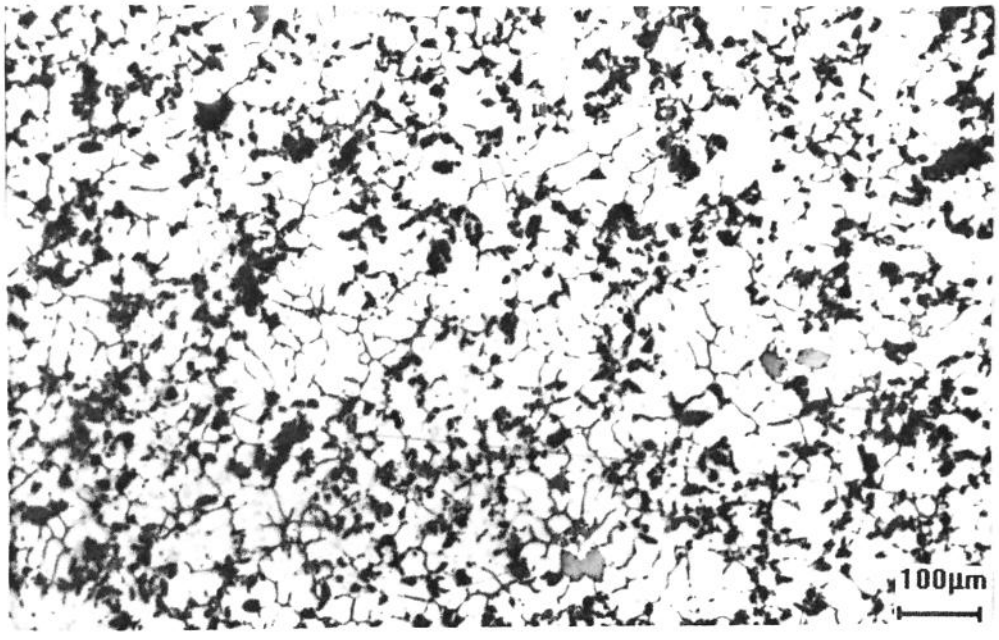


(b)

Figura 5.17 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida com agitação de 1000 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625ºC, reforçada com 20 gramas de carboneto de silício, retiradas da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

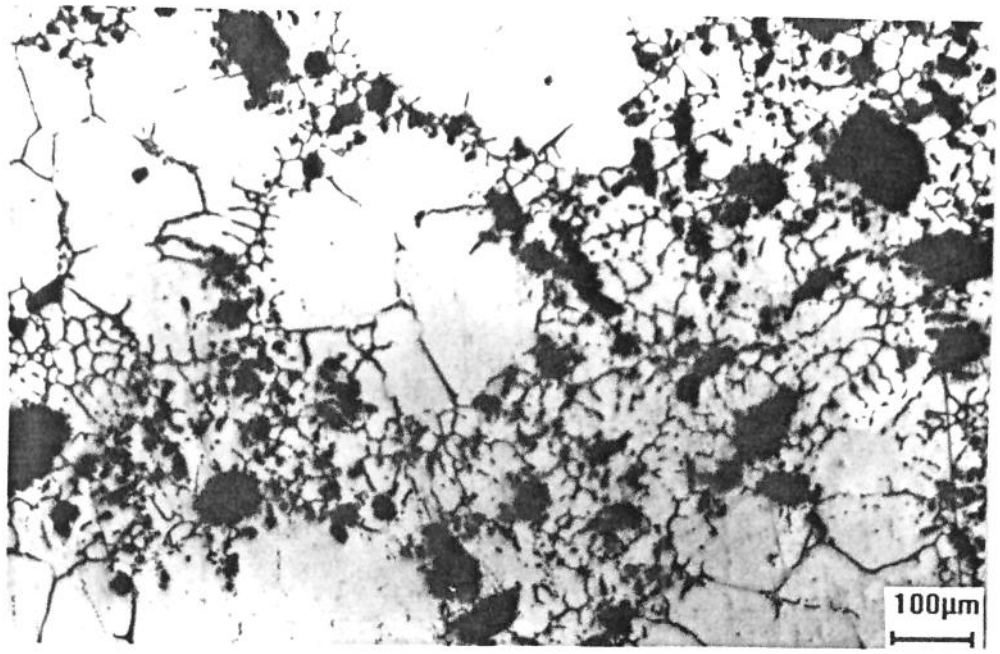


(a)

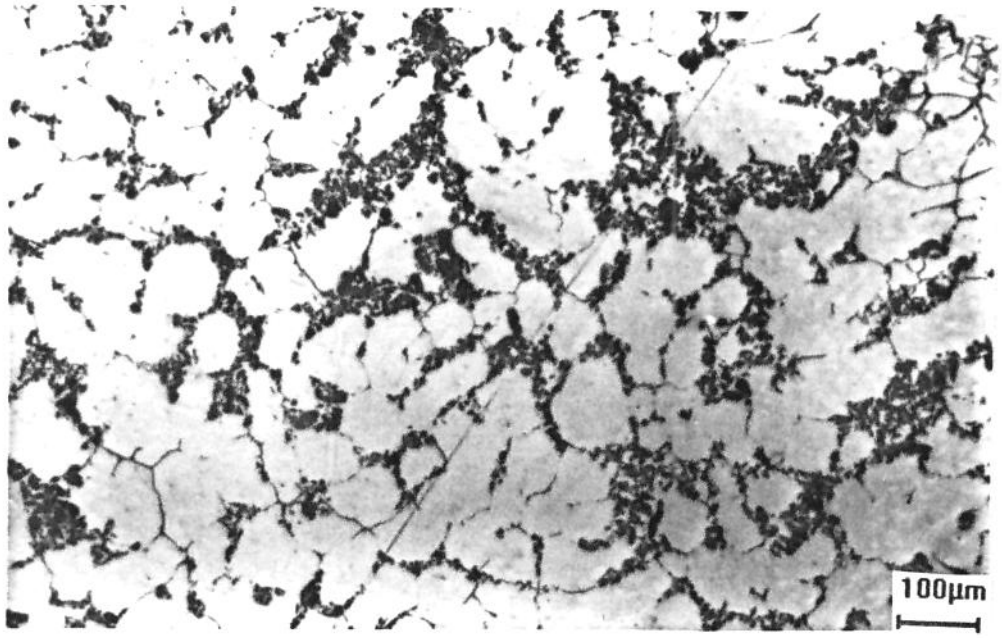


(b)

Figura 5.18 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida com agitação de 1500 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625°C, reforçada com 20 gramas de carboneto de silício, retiradas da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).



(a)



(b)

Figura 5.19 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida com agitação de 1500 rpm por 15 minutos, entre 630 e 625°C, reforçada com 40 gramas de carboneto de silício, retiradas da região superior do lingote (a) e da região inferior do lingote (b).

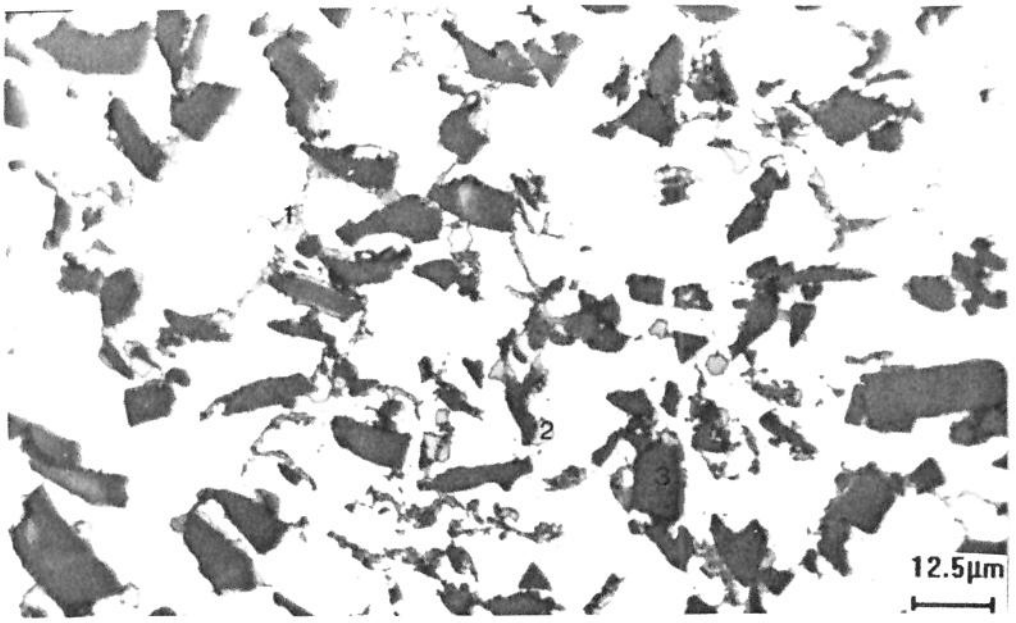


Figura 5.20 - Partículas de reforço incorporadas à liga metálica em amostra processada entre 615 e 610°C com agitação de 1000 rpm por 15 minutos. Indicadas as fases CuZn (1), $FeAl_3$ (2) e partícula de reforço SiC (3).

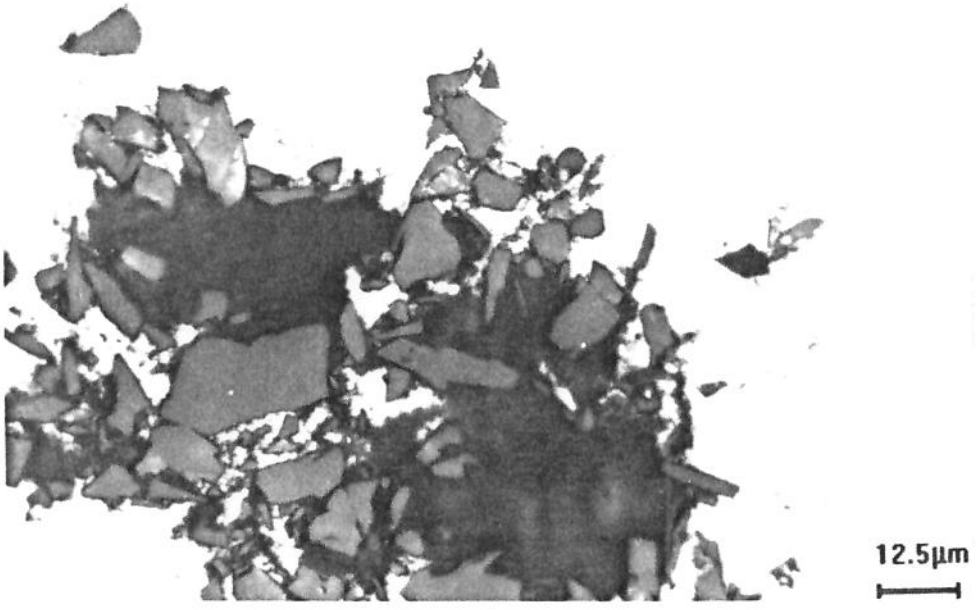


Figura 5.21 - Partículas de reforço associadas a poros em amostra processada entre 630 e 625°C com agitação de 1000 rpm por 15 minutos.

5.5 - Discussões Sobre o Compósito Obtido

5.5.1 - Defeito Resultante da Presença do Propulsor

Assim como nos lingotes reofundidos, a presença do propulsor dentro da pasta pode resultar em um grande vazio dentro do lingote, na região onde atuava, devido à alta viscosidade da pasta que impede o escoamento suficiente para colapsar, antes do resfriamento, o espaço deixado após a saída do propulsor. Este vazio pode se estender até a superfície superior, devido à presença do eixo e a saída do propulsor no final do experimento.

Este defeito está relacionado com a temperatura de agitação do compósito no estado semi-sólido, a qual, por determinar a fração volumétrica das fases líquida e sólida presentes, influencia significativamente a viscosidade da pasta, conforme já discutido. Assim, a comparação dos lingotes obtidos nas várias condições, através da Figura 5.13, nos mostra que sempre as condições de processamento entre 615 e 610^{o}C, tanto com velocidade de agitação de 1000 rpm quanto de 1500, tendem a formação de um grande vazio, que vai até a superfície do lingote, enquanto que a condição de processamento entre 630 e 625^{o}C, não necessariamente leva à formação de vazio central.

Assim como a temperatura, a velocidade de agitação também é um parâmetro determinante na ocorrência do vazio central. Comparando-se os lingotes obtidos na condição 3 e 4, apresentados nas Figuras 13.c e 13.d, observa-se que a eliminação do vazio é obtida com o aumento da velocidade de agitação. A eliminação do vazio central no lingote com maior velocidade de agitação pode ser explicada pelas maiores taxas de deformação causada pela maior velocidade de agitação, que leva à menor viscosidade da pasta, dado o seu comportamento não newtoniano, podendo assim, escoar plenamente e colapsar o vazio.

À menor temperatura de processamento a elevada fração sólida presente requereria provavelmente maior velocidade de agitação para ter sua viscosidade reduzida o suficiente para colapsar o vazio deixado pelo propulsor.

5.5.2 - Heterogeneidade das Microestruturas da Matriz Metálica

De forma similar aos experimentos de reofundidos apresentados anteriormente, nos lingotes compofundidos houve separação das fases líquida e sólida na pasta, ocasionando maior presença da fase líquida na região superior dos lingotes, de forma mais intensa ou menos intensa dependendo das condições de processamento.

Tal heterogeneidade na distribuição da fase líquida é influenciada pela velocidade de agitação à que o material foi submetido durante o processamento. Comparando-se as Figuras 5.15 e 5.16, referentes a processamento entre 615 e 610°C com velocidades de agitação de 1000 e 1500 rpm, respectivamente, pode-se observar que a maior velocidade de agitação da segunda condição leva a uma melhor distribuição da fração líquida, comparada à primeira condição e consequentemente melhor distribuição do reforço no material.

No caso da maior temperatura de processamento, estrutura globular pode ser obtida somente para a menor velocidade de agitação (Figura 5.17), mas com grande quantidade de líquido entre os glóbulos grosseiros da fase primária.

O reduzido tempo de agitação e elevada quantidade de líquido presente preveniram acentuada separação sólido/líquido, de modo que estruturas mais homogêneas por todo o lingote foram obtidas nesta condição. Esta separação pode ocorrer, no entanto com reduzida velocidade de agitação: é o que se observa no lingote apresentado na Figura 5.14c. Pode-se observar, junto à base, uma microestrutura mais fina que o restante do lingote, sugerindo o inicio do processo de decantação semelhante ao verificado nas amostras reofundidas. Isto provavelmente tenha sido causado pela menor velocidade de agitação a que o experimento foi realizado aliado à maior fase líquida presente na pasta.

Outro aspecto marcante ocorreu no lingote processado com maior temperatura e velocidade de agitação (630 a 625°C e 1500 rpm) e menor quantidade de reforço adicionada (20 gramas): não se observa estrutura globularizada por todo o volume do lingote, apenas alguns glóbulos são observados na região superior. Novamente as partículas do reforço se localizam na região líquida, em maior quantidade na região inferior do lingote. Esta região apresenta estrutura dendrítica, com elevado teor e boa dispersão de partículas de carboneto de silício. Com o resfriamento, obteve-se a microestrutura observada na Figura 5.18b, estrutura esta típica de processo de fabricação de compósitos no estado líquido (JIN, I., LLOYD, D. J., 1990; CORNIE, J. A e co-autores, 1990).

Com o aumento do teor de reforço no compósito obtido nas mesmas condições de temperatura e velocidade de agitação, já se observa (Figura 5.19) estrutura reofundida, com glóbulos de maior dimensões e maior quantidade de líquido na região superior e glóbulos de menores dimensões, mais regulares e homogêneos, e menor quantidade de líquido, na região inferior do lingote.

O maior teor de reforço utilizado neste caso acarreta o aumento da fração sólida global no material, permitindo a globularização da estrutura e obtenção de pasta reofundida.

5.5.3 - Distribuição da Fase Reforçante

A observação das macrografias apresentadas pela Figura 5.14 evidencia a má distribuição da fase reforçante pelo volume do lingote, nas duas condições de menor temperatura de processamento. Esta má distribuição da fase reforçante é, junto com a porosidade gerada pela adição do reforço, um dos principais problemas a serem solucionados para a otimização dos materiais obtidos por este processo de fabricação.

A maior viscosidade da pasta devido a menor fração líquida determinada pela menor temperatura impede a fácil circulação do reforço pela pasta, o qual fica confinado nas regiões próximas ao propulsor. A observação das microestruturas mostradas nas Figuras 5.15 e 5.16 evidencia a grande quantidade de reforço na região superior dos lingotes produzidos à menor temperatura.

Entretanto, quando se trabalhou com temperatura maior, uma melhor distribuição do reforço pôde ser obtida, e no entanto, ainda não adequada, como pode ser observado pela análise das micrografias apresentadas nas figuras 5.18 e 5.19.

O aumento do tempo de agitação do semi-sólido pode melhorar a distribuição do reforço por promover maior dispersão, porém, nos experimentos com reofundidos, o tempo de agitação causou excessiva heterogeneidade das microestruturas por promover a separação sólido/líquido na pasta, motivo pelo qual não foi agora empregado, conforme já discutido.

O aumento da velocidade de agitação também leva à melhor distribuição da fase reforçante pelo lingote, como pode ser observado comparando-se as macrografias dos lingotes obtidos nas condições 1 e 2, Figuras 5.14a e b, respectivamente. Porém, não foi suficiente para promover a completa distribuição do reforço pelo lingote.

As microestruturas obtidas mostram que é necessária uma distribuição homogênea de líquido e sólido na pasta reofundida, para se obter distribuição homogênea do reforço, já que este se localiza sempre no líquido.

MOHANTY e co-autores (1995), também observam má distribuição de reforço na compofundição, no entanto, trabalhando com liga de alumínio-silício e reforço de óxido de alumínio e carboneto de silício particulados, obtiveram melhor distribuição da fase reforçante com a modificação do mecanismo de adição do reforço. Os autores introduziram o reforço abaixo da superfície do banho através de um mecanismo de injeção onde o reforço é colocado

em um pequeno cilindro e empurrado por um êmbolo para dentro do banho. Mesmo assim, ocorreram problemas de aglomeração de partículas de reforço.

PILLAI, R. M. e co-autores, 1990 obtiveram os melhores resultados quanto à distribuição da fase reforçante em compósitos apenas pela adequação dos parâmetros de processo, trabalhando com liga de alumínio-silício-magnésio e reforço de partículas de grafite e fibras de carbono.

Voltando ao nosso caso, este problema talvez possa ser minimizado com alterações no equipamento que venham a garantir taxas de deformação mais altas e melhores distribuídas pelo volume do cadinho, como por exemplo, alterações na geometria do cadinho e do propulsor. Alteração no tipo de transmissão de movimento do motor para o propulsor, propiciando uma transmissão mais rígida da potência do motor ao propulsor também deve levar a um melhor desempenho do equipamento e provavelmente melhorar a distribuição da fase reforçante.

5.5.4 - Porosidade

Observa-se o aumento da porosidade geral nas amostras compofundidas em relação às amostras reofundidas. Esta porosidade é introduzida no material pela adição do reforço, que traz, adsorvido em sua superfície, gases para dentro da matriz (CORNIE, J. A. e co-autores, 1990), mesmo tendo sido previamente aquecido para sua eliminação.

A porosidade ocorreu em maior intensidade nas amostras processadas na maior temperatura e concentrou-se junto a fase dendrítica fina, resultante da fase líquida da pasta semi-sólida. Observando-se as macroestruturas das Figuras 5.14d e e) e as microestruturas dos mesmos lingotes, apresentadas pelas Figuras 5.18 e 5.19, pode-se observar a grande quantidade de poros introduzida no lingote processado sob as maiores temperatura e velocidade de agitação. Pode-se também observar que a maior quantidade de reforço adicionado ao lingote apresentado na Figura 5.14e produziu um maior nível de porosidade, resultado este que confirma a dependência da quantidade de reforço adicionado à pasta com a quantidade de poros gerados pela adição (KLIER, E. M., 1988; CORNIE, J. A. e co-autores, 1990).

Uma solução eficaz para o problema de gases adsorvidos junto às partículas de reforço é o emprego de vácuo durante a introdução do reforço (KLIER, E. M., 1988), o que aumenta o custo do processo. Outra possível solução foi testada e será apresentada mais adiante como rota alternativa da refusão.

5.5.5 - Efeito da Temperatura de Agitação

A temperatura de agitação define as frações relativas das fases sólida e líquida, presentes na matriz, conforme já discutido. No reofundido, a menor temperatura utilizada produziu uma estrutura mais globular com menor quantidade de fase líquida, resultando na melhor condição para o reofundido.

Nos experimentos de compofundidos, a temperatura mostrou-se decisiva quanto à distribuição das frações liquida e sólida na pasta, à obtenção da estrutura globular na liga-matriz, à incorporação e distribuição de reforço pelo volume do lingote e à porosidade causada pela adição do reforço.

A maior temperatura melhorou a distribuição da frações sólido/líquida na pasta, para ambas as velocidades de agitação empregadas, devido à menor viscosidade. Porém, não impediu a solidificação dendrítica na amostra em que se empregou a maior velocidade de agitação e menor quantidade de reforço, como pode ser visto na Figura 5.18b). Assim, a maior temperatura não garantiu a formação da estrutura globular na liga-matriz.

Entretanto, a menor temperatura, que propicia maior viscosidade na pasta, dificultou a dispersão do reforço pela liga semi-sólida reofundida. Porém, otimizou a incorporação das partículas cerâmicas ao metal, como pode ser visto pelas Figuras 5.20 e 5.21, relativas a amostras processadas em temperaturas menor e maior, respectivamente. A mais eficiente incorporação do reforço é devida à maior força de dragagem que a pasta mais viscosa exerce sobre as partículas para incorporá-las, também resultando em um menor nível de porosidade associada à adição de reforço. Temperaturas maiores resultaram na melhor distribuição de reforço pelo volume do lingote, mas sua incorporação foi prejudicada pela excessiva associação aos macroporos gerados, como pode ser visto pela Figura 5.21.

A análise das microestruturas dos compósitos apresentadas mostram que a porosidade está sempre associada a regiões de elevada concentração de partículas de reforço (a Figura 5.21 mostra com mais detalhes a presença de partículas de carboneto de silício ao redor de um vazio), isto é, a regiões de alta fração líquida.

Assim, a quantidade de poros é maior nos lingotes processados com a maior temperatura, em que a grande quantidade de líquido pôde permitir a aglomeração de partículas de reforço.

5.5.6 - Efeito da Velocidade de Agitação

A velocidade de agitação interferiu nos resultados obtidos com os compofundidos quanto à distribuição das frações liquida e sólida na pasta, à distribuição de reforço pelo volume do lingote e a quantidade de reforço que pode ser adicionado à pasta sem causar problemas. A velocidade de agitação foi variada nos experimentos de compofundição, em que foram empregadas as velocidades de 1000 e 1500 rpm.

Pode-se verificar a melhor distribuição das fases sólida e líquida na pasta nos lingotes obtidos à velocidade de agitação de 1500 (condição 2 e 4).

Nos experimentos realizados com maior temperatura, a condição de menor velocidade de agitação (condição 3) levou à formação de uma região próxima a base do lingote com estrutura diferenciada, como pode ser visto pela Figura 5.14c, enquanto que a maior velocidade de agitação levou à maior homogeneidade estrutural, como pode ser observado pela Figura 5.14d. As maiores taxas de cisalhamento aplicadas dificultam a decantação e promovem a melhor distribuição da fração líquida pelo lingote

A maior velocidade objetivou, através do aumento das taxas de cisalhamento aplicadas a pasta, melhorar não só a distribuição da fração líquida pelo volume do cadinho, mas sobretudo melhorar a distribuição da fase reforçante. Observando-se as macrografias das Figura 5.14 a e b), constata-se a melhor distribuição do reforço na amostra de maior agitação, porém, o que se observa na Figura 5.18b) é que as parâmetros aqui empregados não resultaram na efetiva distribuição do reforço até às regiões mais distantes do propulsor, mesmo com a presença de fase líquida nestas regiões.

Também a maior velocidade de agitação propicia uma maior quantidade possível de reforço adicionado à pasta. A maior velocidade de agitação produz um vórtice maior no metal semi-sólido, possibilitando, assim, introdução de maior quantidade de reforço. Assim, na velocidade de agitação de 1500 rpm e temperatura de processamento entre 630 e 625^{o}C foi possível a adição do dobro da quantidade de reforço à pasta na condição de mesma temperatura e velocidade de agitação de 1000 rpm.

5.5.7 - Efeito da Quantidade de Reforço Adicionada

A quantidade de reforço na pasta compósita altera a viscosidade desta devido à alteração na fração sólida total (FLEMINGS e co-autores, 1992; QUAAK, C. J. e KOOL, W. H., 1994).

Durante a adição do reforço ocorre um aumento localizado da viscosidade na região superior e próxima ao propulsor, devido ao fato que a adição do reforço é feita por cima do banho e leva um certo tempo para que o reforço adicionado se disperse pelas regiões mais distantes. Este aumento da viscosidade é proporcional à quantidade de reforço adicionado, impedindo a adição de mais que 20 gramas para as condições de menor temperatura, não importando a velocidade de agitação, e impedindo também a adição de mais que 20 gramas para a condição de maior temperatura e menor velocidade de agitação (condição 3).

A maior viscosidade da pasta devido à menor temperatura aliada ao aumento viscosidade devido ao aumento da fração sólida total após a adição foi proibitiva quando se tentou a adição de 40 gramas de reforço. Entretanto, quando se trabalhou com a maior temperatura, este efeito foi menor devido à menor viscosidade da pasta nesta temperatura, e assim foi possível a adição de 40 gramas de reforço com a condição de maior velocidade de agitação.

No entanto, a maior quantidade de reforço resultou em maior porosidade, indicando a dependência da porosidade com a quantidade de reforço adicionada, resultado este em acordo com KLIER, E. M. (1988).

A presença de maior quantidade de reforço, à maior temperatura, propiciou a formação de estrutura reofundida, por auxiliar a interação entre partículas sólidas para a promoção da sua globularização (comparar as Figuras 5.18b e 5.19b).

Como foi observado, a adição de partículas de reforço à pasta reofundida é preferencial em relação à adição em líquidos devido principalmente à sua melhor incorporação no primeiro caso.

LICEAGA e co-autores (1993) também observam má distribuição do reforço para baixas frações volumétricas de fase reforçante (5%) e melhor distribuição da mesma para maiores frações volumétricas (15%), quando trabalhou com ligas recicladas de alumínio 2024 e 6061 reforçada com carboneto de silício particulado. Entretanto, no caso do trabalho aqui apresentado, a adição de maior quantidade de reforço não foi possível pelo aumento significativo da viscosidade na região superior do lingote, bloqueando a adição da quantidade desejada.

5.6 - Compósitos Obtidos por Rota Alternativa

5.6.1 - Aspecto Geral e Macroestruturas

A Figura 5.22 apresenta o aspecto geral do lingote compofundido da liga AA7075 obtido por rota alternativa, que consiste em refundir toda a fase sólida da pasta compósita após a incorporação do reforço, visando eliminar ou diminuir a porosidade provocada pelo processo de compofundição, segundo sugestão de MORITA, Y., 1994.

Pode ser observada a ausência de rechupe acentuado na superfície livre do lingote, característicos de solidificação altamente direcional. Pode-se notar extensa região central de vazios, atingindo a superfície livre do metal. Vazios localizados e extensos fora da região central também são observados no lingote obtido pela rota alternativa.

A macrografia, apresentada na Figura 5.23, revela a presença extensiva de grãos equiaxiais de reduzidas dimensões por todo o volume do lingote, envoltos por uma fase contínua, provavelmente constituída pelo líquido na pasta reofundida.

5.6.2 - Microestruturas

A Figura 5.24 apresenta microestruturas típicas da região superior (a) e inferior (b) do lingote da liga compofundida e refundida. Podem ser observados, na parte superior, glóbulos irregulares da fase primária alumínio-alfa, cercados de significativa quantidade de pequenas ramificações dendríticas também de fase primária alfa e de fases secundárias com presença de fase reforçante.

De um modo geral, a estrutura observada é mais grosseira do que as obtidas na compofundição anteriormente relatadas, devido ao maior tempo de resfriamento empregado no resfriamento após a refusão (conforme a Figura 4.7), necessário para nova promoção de estrutura reofundida.

A região inferior do lingote apresenta estrutura dendrítica, indicando que não foi alcançada a estrutura reofundida por toda a extensão do lingote. Existe a presença de reforço também na região inferior do lingote, o que mostra a melhor distribuição do reforço pelo lingote.

São observados poros na estrutura, sobretudo nas regiões dendríticas finas da região superior do lingote, mostrando que a refusão não eliminou a porosidade conforme esperado.

5.7 - Discussão Sobre a Refusão

A observação da Figuras 5.24 mostra que a estrutura reofundida não foi alcançada em todo o volume do cadinho, mas somente em regiões próximas ao propulsor, devido à alta temperatura de processamento e velocidade de agitação (descarga a 625^{o}C, velocidade de agitação de 1500 rpm).

O objetivo da refusão é a eliminação da porosidade resultante da adição do reforço, conforme testado com resultados satisfatórios por (MORITA, Y. e co-autores, 1994). A menor viscosidade da pasta compósita com a total fusão da liga-matriz facilita a saída de gases do material pela migração das bolhas de ar para a superfície do banho.

Os resultados aqui alcançados não foram satisfatórios. Observa-se porosidade na amostra obtida pela rota alternativa, mostrando que a refusão não foi eficiente, como era esperado. A porosidade concentra-se, como no caso dos compofundidos anteriormente apresentados, junto a fase dendrítica resultante da fase líquida da pasta em processamento.

Os parâmetros envolvidos no experimento de refusão devem ser otimizados para a efetiva eliminação da porosidade e a promoção de estrutura globular no compósito obtido. Porém, deve ser salientado o maior custo envolvido com esta solução. O maior tempo necessário para o aumento da temperatura, refusão da fração já solidificada e o abaixamento contínuo da temperatura para nova promoção de estrutura globular, aumentam consideravelmente o desgaste dos materiais em contacto com o banho aumentam também as reações química entre o reforço e a liga, que no estado totalmente fundido possui maior reatividade.

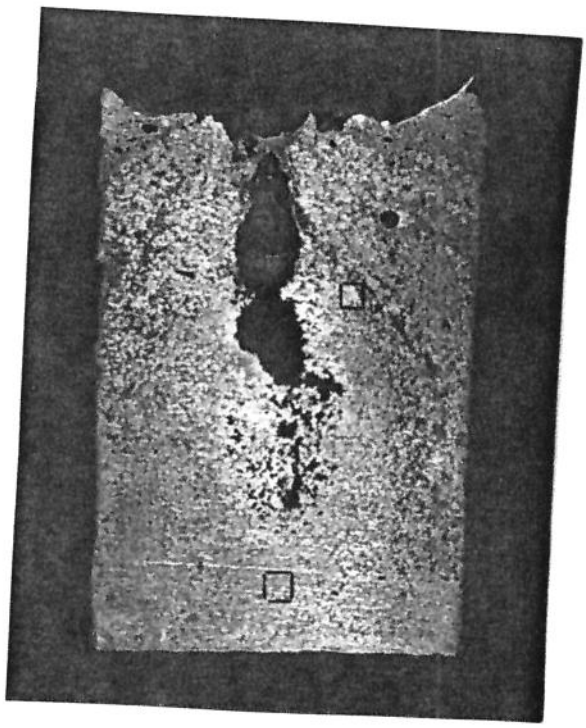
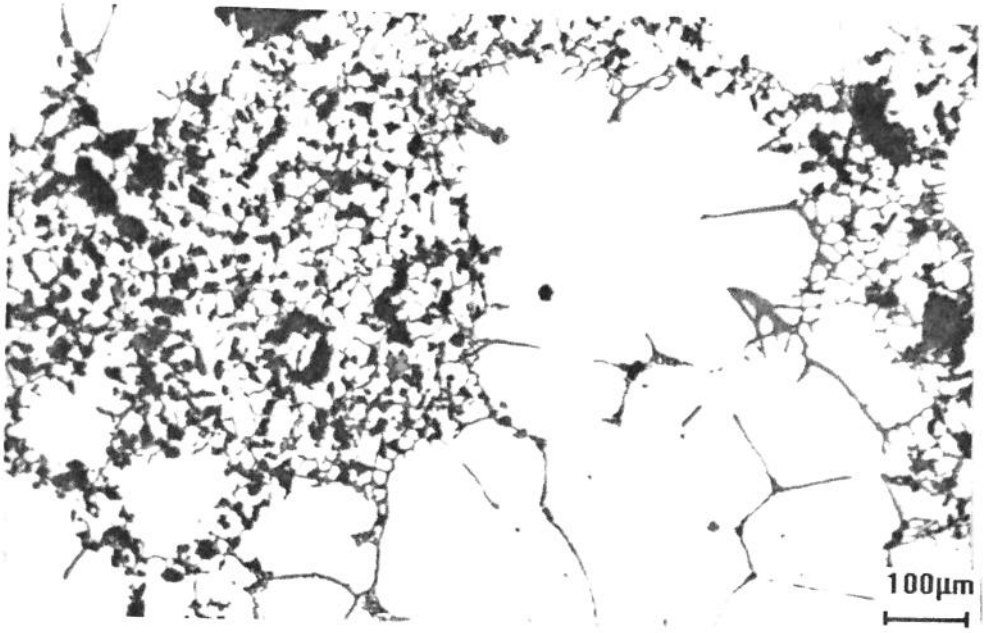
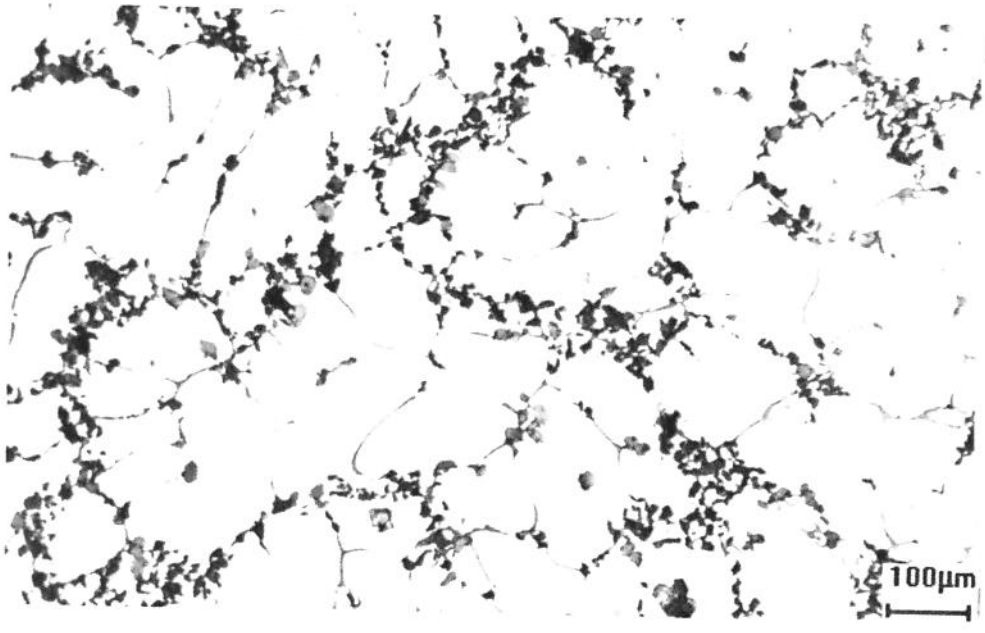


Figura 5.22 - Aspecto geral do lingote obtido pela rota alternativa (indicadas as regiões para micrografias).

Figura 5.23 - Macrografia do lingote obtido pela rota alternativa.



(a)



(b)

Figura 5.24 - Microestruturas da liga AA7075 no estado compofundido, obtida por refusão após incorporação do reforço, retiradas da região superior (a) e da região inferior (b) do lingote.

Capítulo 6

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

6.1 - Conclusões

6.1.1 - Quanto aos Objetivos Propostos

Os objetivos inicialmente propostos foram atingidos visto que o equipamento projetado e construído para processamento de lingotes reo e compofundidos pôde ser utilizado eficientemente para a produção de vários testes, em que se utilizou a liga de alumínio AA7075 e carboneto de silício, que puderam ser analisados em função dos parâmetros de processamento empregados e, assim, verificar a influência desses parâmetros na qualidade de compósitos obtidos por compofundição.

6.1.2 - Quanto ao Equipamento Projetado e Construído

O equipamento projetado e construído foi capaz de produzir reofundidos e compofundidos com microestrutura típica em certas condições, sendo, portanto, adequado para obtenção de tais estruturas.

O equipamento projetado e construído apresentou bom desempenho mecânico e excelente desempenho térmico, podendo produzir condições de processamento com velocidades de agitação do banho metálico desde as mais baixas velocidade até velocidades próximas à 2000 rpm, dentro de intervalos de temperatura de 2^{o}C, no caso de reofundidos, e 5^{o}C, no caso de compofundidos.

Os lingotes fabricados no equipamento são facilmente extraídos. A presença do propulsor dentro da pasta pode resultar em um grande vazio dentro do lingote, na região onde atuava, devido à alta viscosidade da pasta que impede o escoamento suficiente para colapsar, antes do resfriamento, o espaço deixado após a saída do propulsor. Este problema pode ser

relevado se pensarmos em utilização dos lingotes produzidos em processos de conformação, como os processos de tixoforjamento.

6.1.3 - Quanto aos Reofundidos Obtidos

Foram obtidos reofundidos com estruturas típicas, com porosidade coerente com a observada em processos convencionais de fundição, os quais foram utilizados para estimar as condições para a adição de reforço à pasta reofundida.

Quanto aos parâmetros variados, pode ser resumida as suas influências sobre as características macro e microestruturais:

- Temperatura: o aumento da temperatura de processamento diminui a esfericidade dos glóbulos obtidos, aumenta significativamente a quantidade de fase líquida na pasta, diminuindo, dessa forma, a viscosidade da pasta.
- Tempo: o aumento do tempo de processamento leva à separação das frações líquidas e sólidas na pasta, o que produz acentuada heterogeneidade macro e microestrutural.

6.1.4 - Quanto aos Compofundidos Obtidos

Foram obtidos compofundidos com estruturas típicas, com maior porosidade que a observada nos lingotes reofundidos, devido ao processo de adição das partículas de reforço no material semi-sólido reofundido.

Os principais problemas observados são a maior dificuldade de dispersão da fase reforçante pelo volume do lingote em pastas de maior viscosidade, resultando em má distribuição desta fase, e a pouca incorporação do reforço em pastas de menor viscosidade, quando não são quebrados os aglomerados de partículas que vão para o interior da pasta, carregando consigo gases.

Quanto aos parâmetros variados, pode ser resumida as suas influências sobre as características macro e microestruturais:

- Temperatura: o aumento da temperatura de processamento, como no caso da reofundição, diminui a esfericidade dos glóbulos obtidos, aumenta significativamente a quantidade de fase líquida na pasta, diminuindo, dessa forma, a viscosidade da pasta. Assim, menores temperaturas resultam em melhor incorporação do reforço, com menor porosidade causada devido ao processo de adição, porém, não levam a desejada distribuição da fase

reforçante pelo lingote. Maiores temperaturas levam à melhor distribuição da fase líquida pelo volume do lingote, consequentemente melhor distribuição da fase reforçante, porém, com pior incorporação desta, devido à maior porosidade associada ao processo de adição.

- Velocidade de agitação: maiores velocidades de agitação levam à melhor distribuição das frações sólida e líquida na pasta, melhorando a distribuição da fase reforçante e possibilitando maior quantidade de reforço adicionada à pasta sem problemas.

- Quantidade de reforço adicionada: a maior quantidade de reforço adicionada produz maior porosidade no produto compofundido devido ao processo de adição do reforço. A maior quantidade também auxilia a obtenção de estrutura globular devido à maior fração sólida total da pasta.

6.2 - Sugestões para Próximos Trabalhos

Visando melhorar as características do equipamento, pode ser trocado o modo de transmissão de movimento para o propulsor, para evitar travamento do equipamento. Também pode ser melhorado o sistema de adição do reforço, construindo para isto um forno acoplado somente para o aquecimento do reforço.

Com as amostras obtidas pelo equipamento, podem ser realizadas caracterizações das propriedades mecânicas. Espera-se sensível aumento na resistência à abrasão (desgaste). Propriedades como resistência à ruptura e alongamento não devem ser, do mesmo modo aumentadas, devido às características morfológicas do reforço.

Também, com as amostras obtidas, podem ser realizadas operações de conformação mecânica, visando eliminar a porosidade resultante da adição do reforço, elevando assim as propriedades mecânicas.

Referências Bibliográficas

AMERICAN SOCIETY FOR METALS - "Metals Handbook" - Ed. ASM, vol. 7.

BERTRAND, C., PATRICK, P., 1996 - "Electromagnetic Stirred Billet of Wrought and Casting Alloys with Thixotropic Properties: Development and Production Results" - Proceedings of the Fourth International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Sheffild, U.K, p.169 - 173.

BLAIS, S., LOVE, W., PLUCHON, C., 1996 - "Structure Control by Electromagnetic Stirring and Reheating at Semi-solid State" - Proceedings of the Fourth International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Sheffild, U.K, p.187 - 192.

BROWN, S. B., KUMAR, P., MARTIN, C. L., 1992 - "Exploiting and Characterizing the Fundamental Rheology of Semi-solid Materials" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.183 - 192.

CARBORUNDUM - "Catálogo Geral - EMAS Eletro Metalurgica Abrasivos Salto Ltda".

CARNAHAN, R. D., DECKER, R. F., BRADLEY, N., FREDERICK, P., 1990 - New Manufacturing Process for Metal Matrix Composites Synthesis" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p.101 - 106.

CARON, S., MASOUNAVE, J., 1990 - "A Literature Review on Fabrication Techniques of Particulates Reinforced Metal Composites" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 79 - 87.

CARON, S., MASOUNAVE, J., 1990 - "Fabrication of MMCs by a Bottom Mixing Foundry Process" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p.107 - 113.

CHAWLA, K. K., 1987 - "Composites Materials - Science and Technology" - Springer-Verlag, New York.

CORNIE, J. A., MOON, H. K., FLEMINGS, M. C., 1990 - "A Review of Semi-solid Slurry Processing of Al Matrix Composites" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 63 - 78.

FLEMINGS, M. C., 1974 - "Solidification Processing" - Editora McGraw Hill, USA.

FLEMINGS, M. C., RIEK, R. G., YOUNG, K. P., 1976 - "Rheocasting Processes" - AFS International Cast Metals Journal, p.11 - 22.

FLEMINGS, M. C., CHEN. S. F., DIEWWANIT, I., CORNIE, J. A., 1992 - "Rheology and Struture of Some Aluminum Base Composites" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.202 - 210.

FLEMINGS, M. C., 1994 - "Semi-solid Processing" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.3 - 6.

GHOSH, P. K., RAY, S., 1990 - "Influence of Process Parameters on the Reacted Layer at Particle-Matrix Interface in Compocast Al (Mg)-Al2O3 Composite" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 23 - 30.

HANUMANTH, G. S., IRONS, G. A., 1990 - "Mixing and Wetting in Metal Matrix Composite Fabrication" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 41 - 46.

HORSTEN, M. G., QUAAK, C. J., KOOL, W. H., 1992 - "Pseudoplastic and Thixotropic Behaviour of Al/SiC Composites in the Semi-solid State" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.359 - 363.

ILEGBUSI, O. G., SZEKELY, J., 1988 - "The Engulfment of Particles by an Electromagnetically Stirred Melt" - J Colloid and Interface Science, p.567 - 574.

JASTRZEBSKI, Z. D., 1987 - "The Nature and Properties of Engineering Materials" - John Wiley & Sons, New York.

JIN, I., LLOYD, D. J., 1990 - "Solidification of SiC Particulate Reinforced Al-Si Alloy Composites" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 47 - 52.

KATTAMIS, T. Z., NAKHLA, A. I., 1992 - "Rheological, Microestrutural and Constitutional Studies of Semi-solid Al-4.5%Cu - 1.5%Mg Alloy" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.237 - 247.

KLIER, E. M., MORTENSON, A., CORNIE, J. A., FLEMINGS, M. C., 1988 - "Fabrication of Cast Particulate Reinforcement Metals Via Pressure Infiltration" - Jor. of Materials Science.

LEGOUX, J. G., L'ESPÉRANCE, G., SALVO, L., SUÉRY, M., 1990 - "Influence of Particle Oxidation on the Interfacial Structure of SiC Reinforced Al-1% Mg Alloys" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 31 - 40.

LEVENSPIEL, O., 1984 - "Engineering Flow and Heat Exchange" - Plenum Press, New York and London, p.91 - 95.

LICEAGA, J. F., TSAKIROPOULOS, P., IRIGOYEN, R., ZALAYA, A., GOÑI, J., 1993 - "Microstructure - Property Studies in Rheocast SiC_p Reinforced MMCs Based on Recycled Aluminium Alloy Matrices" - Proceedings of International Conference of Composite Materials, Madrid, Espanha, volume 1, p.430 - 435.

MARTINS, A. C., 1996 - "Projeto e Construção de Equipamento para a Produção de Compósitos Particulados de Ligas Não-ferrosas" - Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia Mecanica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica, Brasil.

METCALFE, A. G., 1974 - "Interfaces in Metal Matrix Composites" - Academic Press, New York, London.

MIWA, K., TAKASHI, I., OHASHI, T., 1992 - "Fabrication of SiC Whisker Reinforced Aluminum Alloy Matrix Composites by Compocasting Process" - Proceedings of the Second

International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.398 - 405.

MOHANTY, P. S., SAMUEL, F. H., GRUZLESKI, J. E., 1995 - "Studies on Addition of Inclusions to Molten Aluminum Using a Novel Technique" - Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 26B, p.103 - 109.

MORITA, Y., OZAWA, K., ANDO, Y., YAHATA, S., NANBA, A., 1994 - "Compocasting Conditions and Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composite Reinforced by SiC Particles" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.429 - 439.

MORTENSEN, A., 1988 - "On the Influence of Coarsening on Microsegregation" - Metallurgical Transaction A, Maio, p. 327 - 334.

PILLAI, R. M., KELUKUTTY, V. S., UPADHYAYA, R., PAI, B. C., SATYANARAYANA, K. G., 1990 - "Semi-solid Processing of Aluminium Alloys Dispersed with High Wt% of Graphite Particulates", Principles of Solidification and Materials Processing - vol 2, R. Trivedi, J. A. Sekhar, J. Mazumdar, Trans Tech Publications, Suiça.

QUAAK, C. J., KOOL, W. H., 1994 - "Properties of Semisolid Aluminium Matrix Composites" - Materials Science and Engineering, p. 277 - 282.

RIBES, H., SUÉRY, M., L'ESPÉRANCE, J. G., 1990 - "Microscopic Examination of the Interface Region in 6061 - Al/SiC Composites Reinforced With As-Received and Oxidized SiC Particles" - Metallurgical Transactions A - Volume 21A, p.2489 - 2496.

ROBERT, M. H., 1989 - "Proposição de um Novo Processo para a Obtenção de Pastas Metálicas Reofundidas" - Tese apresentada à Faculdade de Engenharia Mecanica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção de título de Professora Livre Docente, Brasil.

ROBERT, M. H., 1993 - "Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries" - Transactions of the Japan Foundrymen's Society, Volume 12, p.45 - 51.

ROHATKI, P. K., 1986 - "Interfacial Phenomenon in Cast Metal-Ceramic Particle Composites" - Interfaces in Metal-Matrix Composites, Ed. by A. Dhingra and S. G. Fishman, TMS, Warrendale, PA, p.185 - 202.

ROHATKI, P. K., ASTHANA, R., 1988 - "Transfer of Particles and Fibers from Gas to Liquid During Solidification Processing of Composites" - Cast Reinforced Metal Composites, S. G. Fishman and A. Dhingra eds., ASM International, p.61 - 66.

SWARTZBECK, G. W., KATTAMIS, T. Z., 1974 - "Solute redistribution in a Duplex Dendritic Structure" - Journ. of Materials Science 9, p.635 - 643.

THIBES, L. A. G., 1991 - "Desenvolvimento de Processo para Obtenção de Pastas Reofundidas de Metais e Ligas Não-ferrosas" - Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia Mecanica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica, Brasil.

TILLER, W. A., O'HARA, S., 1967 - "On the Mechanisms of Cristal Multiplication During Solidification in the Presence of Fluid Motion - Part 2" - Proceedings of the Solidification of Metals Conference, Brighton, U. K., dezembro, p.27 - 36.

URTIGA FILHO, S. L., 1994 - "Obtenção e Caracterização de Compósitos do Tipo In Situ no Sistema AlNb" - Tese apresentada à Faculdade de Engenharia Mecanica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção de título de Doutor em Engenharia Mecânica, Brasil.

VOGEL, A., 1978 - "Turbulent Flow and Solidification: Stir-cast Microstructure" - Metal Science, p.576 - 578.

VOGEL, A., DOHERTYM R. D., CANTOR, B., 1977 - "Stir-cast microstructure and Slow Crack Growth" Int. Conference in Solidification and Casting, Sheffield, Inglaterra, p518 - 525.

Sugestões para Leitura

BAYOUMI, M. A., EL-KHATIB, O., FAT-HALLA, N., 1994 - "Wear Characteristics of Duplex Al-Si/SiC Composites Produced by Semi-solid Forming" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japão, p.451 - 460.

CÁU, E. R., ROBERT, M. H., 1992 - "Obtention of Rheocast Strutures of M-2 and 308-L Stainless Steel by S.I.M.A." - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.1 - 10.

CHIARMETTA, G., ZANARDI, L., 1994 - "Production of Structural Components by Thixoforming Aluminium Alloys" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.235 - 244.

COLLOT, J., SHEN, J. Y., LAVAILLANT, C., BISSON, C., YIASEMIDES, G. P., 1992 - "Semi-solid Processing of Magnesium Alloys" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.11 - 21.

FISHMAN, S. G., 1990 - "Interfacial Science Of Structural Composites: Debonding Aspects" - Proceedings of "Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", Montréal, Québec, Canada, p. 1 - 16.

GABATHULER, J. P., BARRAS, D., KRÄHENBÜHL, Y., WEBER, J. C., 1992 - "Evaluation of Various Processes for the Production of Billets with Thixotropic Properties" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.33 - 46.

ICHIKAWA, K., 1994 - "Stirring Synthesis Process and Rheocast Process of Intermetallic Alloys" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.201 - 210.

KENNEDY, A. R., CLYNE, T. W., 1992 - "The Migration Behaviour of Reinforcing Particles During the Solidification Processing of MMCs" - Proceedings of the Second

International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.376 - 381.

KIRKWOOD, D. H., 1994 - "European Trends in Semisolid Processing" - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.19 - 23.

KIUCHI, M., SUGIYAMA, S., 1992 - "A New Process to Manufacture Semi-solid Metals" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.47 - 56.

KUMAR, P., MARTIN, C. L., BROWN, S. B., 1992 - "Flow Behavior of Semi-solid Alloy Slurries" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.248 - 262.

MAY, W. A., MIDSON, S. P., YOUNG, K. P., 1992 - "Semi-solid Metal Forming of Highly Loaded XD™ Aluminum Alloy Composites" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.390 - 397.

MOSCHINI, R., 1992 - "Manufacture of Automotive Components by Semi-liquid Forming Process" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.149 - 158.

OKANO, S., 1994 - "Research Activities in Rheo-Technology Ltd." - Proceedings of the Third International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Tokyo, Japan, p.7 - 18.

STEFANESCU, F., NEAGU, G., 1992 - "Some Considerations Concerning Metal Matrix Composites With Wear Resistance" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.417 - 426.

VIVÈS, C., 1992 - "Production of Metal Matrix Composites by Means of New MHD Rheocasters" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.436 - 439.

YARANDI, F. M., ROHATGI, P. K., RAY, S., 1992 - "Two Phase Flow Behavior and Microestructure in Aluminum Alloys - SiC Particulate Reinforced Composites" - Proceedings of the Second International Conference on the "Processing of Semi-solid Alloys and Composites", Massachusetts, U.S.A., p.447 - 465.