PROJETO, CONSTRUÇÃO DE EQUIPAMENTO PARA OBTENÇÃO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA PARTICULADOS, UTILIZANDO O PROCESSO DE FUNDIÇÃO COM AGITAÇÃO MECÂNICA

KRATUS RANIERI

Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista,
para a obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica na área de
Materiais

Orientador: **Prof. Dr. Carlos Kiyan**

Guaratinguetá
2004

DADOS CURRICULARES

NASCIMENTO	21/.05/1956 – Cachoeira Paulista/SP
1970 – 1973	Curso técnico/profissionalizante em Eletrotécnica Colégio Técnico Industrial - Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista
1975 - 1980	Curso de Graduação – Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia Mecânica do Campus de Guaratinguetá
2002 - 2004	Curso de Pós-graduação, título Mestre em Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista

Dedico este trabalho a
minha mãe Arlette,
ao meu pai Rafael Américo,
à Lúcia , Gabi e Bia.

Agradecimentos

Antes de tudo, agradeço ao Prof. Dr. Carlos Kiyan, orientador desse trabalho, por sua enorme dedicação a este projeto e pelo entendimento claro do seu significado.

Agradeço ao Aluísio, que foi o incentivador e iniciador desta empreitada.

Não tenho como expressar minha gratidão para com o corpo de funcionários e professores do DMT, representados pelo Chefe de Departamento, Prof. Dr. Valdir Guimarães, e em especial ao Odir e ao Eli, pela sua generosidade e dedicação.

Por sua ajuda, dedicação, boa vontade e paciência, agradeço às bibliotecárias da Biblioteca da FEG, e às secretárias da pós-graduação.

Minha gratidão também às empresas Alcoa, CBA – Companhia Brasileira de Alumínio, Roclan, Metalúrgica Guará e Metalúrgica B. Silva, que colaboraram com doações de materiais e insumos.

Agradeço ao pessoal do DEMAR – FAENQUIL, pela grande ajuda na fabricação do forno e pelo uso do microscópio eletrônico.

Agradeço à CAPES pela bolsa por dez meses, que foi fundamental para a conclusão do trabalho.

E, por fim, agradeço à FUNDUNESP, representada pelos senhores Vagner José Oliva e Valter Biasolli, cujo apoio, por meio da linha de financiamento “Auxílio à Pesquisa”, tornou possível este projeto.

ESTE PROJETO TEM O

APOIO DA FUNDUNESP

PROCESSO 00063/03 - DFP

“*Embora ninguém possa voltar atrás e fazer um novo começo, qualquer um pode começar de novo e fazer um novo fim”*.

atribuído a Chico Xavier

SUMÁRIO

Folha de rosto **01**
Folha de aprovação **02**
Dados curriculares **03**
Dedicatória **04**
Agradecimentos **05**
Epígrafe **07**
Sumário **08**
Relação de Figuras **11**
Relação de Tabelas **15**
Resumo **16**
Abstract **17**

1 INTRODUÇÃO **18**
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS 18
1.2 OBJETIVOS 19
1.3 HISTÓRICO 20
1.4 APLICAÇÕES 22
1.5 COMPÓSITOS PARTICULADOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO 28

2 PROCESSAMENTO DE CMM – ASPECTOS TÉCNICOS E CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS **30**
2.1 DEFINIÇÃO DE COMPÓSITOS 30
2.2 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA 31
2.3 REFORÇO 31
2.3.1 Fibras contínuas 32
2.3.2 Monofilamentos 34
2.3.3 Particulados 34
2.3.4 Fibras curtas ou descontínuas 36
2.3.5 ““whisker”” 36
2.4 MATRIZES 38
2.5 INTERFACE 38
2.6 DESIGNAÇÃO E PADRONIZAÇÃO DOS CMM 39

2.7 CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE CMM 41
2.8 PROCESSAMENTO NO ESTADO LÍQUIDO 42
2.8.1 Agitação mecânica 42
2.8.2 Processamento semi – sólido: compofundição, reofundição e tixofundição 43
2.8.3 Fundição sob pressão e infiltração sob pressão 43
2.8.4 Infiltração sob pressão mecânica 44
2.8.5 Processamento por pulverização 46
2.8.6 Processo por reação (compósitos in-situ) - solidificação direcional de eutéticos 47
2.9 PROCESSAMENTO NO ESTADO SÓLIDO 49
2.9.1 Metalurgia do pó 49
2.9.2 União por difusão de folhas metálicas 50
2.10 PROCESSAMENTO NO ESTADO DE VAPOR 51
2.10.1 Deposição física de vapor (Physical Vapor Deposition – PVD) 51

3 PROCESSO DE FUNDIÇÃO POR AGITAÇÃO MECÂNICA 52
3.1 INTRODUÇÃO 52
3.2 FATORES QUE INFLUENCIAM O PROCESSO 53
3.2.1 Homogeneidade da distribuição do reforço 54
3.2.2 Adsorção 57
3.2.3 Fatores que reduzem a adsorção 57
3.2.4 Métodos para melhorar a adsorção 58
3.2.5 Adição de elementos de liga 59
3.2.6 Recobrimento das partículas cerâmicas 60
3.2.7 Tratamento térmico das partículas cerâmicas 60
3.2.8 Porosidade 61
3.2.9 Reatividade química entre matriz e reforço 62
3.3 VARIAÇÕES DOS PROCESSOS NA PRODUÇÃO POR AGITAÇÃO MECÂNICA 63

4 MATERIAIS E MÉTODOS 67
4.1 CONCEPÇÃO E PROJETO 67
4.1.1 Parâmetros e elementos básicos 67
4.1.2 Descrição e detalhes 68
4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS 80
4.2.1 Material da matriz – liga AA 356 80
4.2.2 Material de reforço – Alumina 84
4.3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS 85
4.3.1 Preparação dos lingotes 90

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 101

6 CONCLUSÃO 121

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 122

8 REFERÊNCIAS 123

9 BILIOGRAFIA CONSULTADA 127

RELAÇÃO DE FIGURAS

Figura 1.1	Espadas cerimoniais japonesas	21
Figura 1 2	Custo relativo de CMM (LINDROOS, 1995)	25
Figura 1.3	Compostos intermetálicos com diferentes morfologias – liga de alumínio 2014 (TORRALBA, 2003)	29
Figura 2.1	Microestrutura de um pré-formado mostrando a morfologia da fibra (PENG, 2002)	32
Figura 2.2	CMM com reforço em fibra contínua Nextel 440/Al acima,seção reta; abaixo, superfície (BLUCHTER,2001)	33
Figura 2.3	Arames de compósito de Al/ alumina produzidos pelo processo de infiltração sob pressão contínua (BLUCHTER, 2001)	33
Figura 2.4	Monofilamento de SiC, recoberto com liga de Ti – 5Al - 5V (WARD-CLOSE , 1999)	34
Figura 2.5	Micrografia óptica de liga de Al reforçada com partículas de carbeto de silício fabricada por processo de agitação mecânica (SEO, 1996)	35
Figura 2.6	Monocristais hexagonais lamelares de alumínio α (MASSARDIER, 1995)	36
Figura 2.7	Microestrutura de compósito com fibras curtas – processo por infiltração (PENG, 2002)	36
Figura 2.8	“whisker” de SiC produzido pelo processo vapor líquido. Diâmetro de 3 a 10 μm (ASM, 1987)	37
Figura 2.9	Esquema do princípio básico da fundição por agitação (HASHIM, 2002)	42

Figura 2.10	Esquema de infiltração sob pressão mecânica (MICHAUD, 2001)	45
Figura 2.11	Esquema de infiltração por pressão a gás (MICHAUD, 2001)	45
Figura 2.12	Esquema de fundição pelo processo Osprey (CLYNE, 1993)	47
Figura 2.13	Micrografia de compósito Ni-Cr/TaC 6% em volume, solidificado unidirecionalmente, após ataque profundo para revelar as fibras de TaC (CLYNE, 1993)	48
Figura 2.14	Processo convencional de metalurgia do pó (TORRALBA, 2003)	50
Figura 3.1	Esquemas de agitadores do tipo radial. O tipo b apresenta ligeira inclinação das pás com o eixo (ANIBAN, 2002)	55
Figura 3.2	Modelos de agitadores mecânicos (HASHIM, 1999)	55
Figura 3.3	Dimensões de cadinho e agitador. D – diâmetro do cadinho; d – diâmetro do agitador; T - altura do líquido; w – altura da lâmina do agitador; c – folga entre o agitador e o fundo do cadinho(ANIBAN, 2002)	56
Figura 4.1	Microestrutura da liga AA 356 (GORDON, 1992)	68
Figura 4.2	Microestrutura da liga AA 356 (GORDON, 1992)	68
Figura 4.3	Sistema alumínio - silício	69
Figura 4.4	Curva de solidificação da liga AA 356 (JENG, 1997)	70
Figura 4.5	Vista geral do equipamento	74
Figura 4.6	Montagem completa do dispositivo	75
Figura 4.7	Hastes utilizadas. Pode-se observar o forte desgaste devido ao ataque pelo alumínio	76
Figura 4.8	Desenho da haste utilizada nos experimentos	77
Figura 4.9	Cura do forno	78

Figura 4.10 Tubo de PVC retirado do interior do forno durante o processo de cura. A deformação é devida ao aquecimento, próximo de 100 °C. As estrias no PVC são marcas devidas a pontos de contato com a resistência 79
Figura 4.11 Desenho do forno 80
Figura 4.12 Vista do interior do forno com tubo para injeção de argônio à direita e termopar à esquerda. A figura mostra também a tampa em forma de rosca bipartida do forno. A trincas na parede do forno são consideradas normais 81
Figura 4.13 Cadinho com primeiro lingote fundido com forte oxidação 82
Figura 4.14 Desenho do cadinho 83
Figura 4.15 Detalhe do cadinho e sistema de movimentação. A manivela à esquerda da figura aciona os cabos de aço que movimenta a travessa de suporte do cadinho 84
Figura 4.16 Fluxograma do processo estudado 87
Figura 4.17 Lingoteira em aço utilizada para vazamento 88
Figura 4.18 Lingoteira desmontada 88
Figura 4.19 Detalhe do vazamento 89
Figura 4.20 Temperaturas de superaquecimento 100
Figura 4.21 Temperaturas de início de incorporação 100
Figura 4.22 Temperaturas de vazamento 100
Figura 4.23 Tempo total de agitação 100
Figura 5.1 Microestrutura em microscópio óptico – amostra do lingote 5 102
Figura 5.2 EDS de varredura – amostra do lingote 5 103
Figura 5.3 EDS de varredura – amostra do lingote 5 104
Figura 5.4 Microestrutura em microscópio óptico da amostra do lingote 17 105
Figura 5.5 Amostra do lingote 17, em estereoscópio (20 X) 106
Figura 5.6 Amostra do lingote 17, em estereoscópio (20 X) 106
Figura 5.7 Amostra do lingote 17, em estereoscópio (20 X) 106
Figura 5.8 Micrografia óptica de amostra da liga AA 356, sem adição de reforço 107

Figura 5.9	MEV – imagem de elétron secundário – Liga AA 356 – mesmo processo, sem reforço	107
Figura 5.10	Microestrutura de amostra do lingote 18 em microscópio óptico	108
Figura 5.11	MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18	108
Figura 5.12	MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18	109
Figura 5.13	MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18	109
Figura 5.14	MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18	111
Figura 5.15	MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18	111
Figura 5.16	EDS de varredura na região (a) – amostra do lingote 18	112
Figura 5.17	Amostra do lingote 19 – microscópio óptico	115
Figura 5.18	MEV – imagem de elétron retroespalhado – amostra lingote 19	116
Figura 5.19	EDS da região (a) – amostra do lingote 19	117
Figura 5.20	MEV – imagem de elétron retroespalhado – amostra lingote 21	118
Figura 5.21	EDS da região (a) – amostra do lingote 21	119
Figura 5.22	Amostra do lingote 22 – agitação no estado totalmente líquido	120

RELAÇÃO DE TABELAS

Tabela 1.1	Comparação entre metais e CMM (HAMOUDA,1996)	23
Tabela 1.2	Comparação do comportamento de metais e CMM em ensaios de tração e compressão (HAMOUDA, 1996)	24
Tabela 1.3	Critérios de seleção e requisitos para CMM (TAHA, 2001)	26
Tabela 1.4	Perspectivas de fabricação de CMM no início da década de 80 (WEETON, 1987)	27
Tabela 1.5	Aplicação de CMM no Japão (LINDROOS, 1995)	28
Tabela 3.1	Comparação entre fatores para a avaliação de um processo.	53
Tabela 3.2	Tipos de agitadores e relação d/D escolhidos por pesquisadores para a síntese de CMM (ANIBAN, 2002)	56
Tabela 3.3	Relações entre w/D, escolhidas por alguns pesquisadores (ANIBAN, 2002)	57
Tabela 3.4	Quadro de procedimentos adotados por alguns pesquisadores.	65
Tabela 3.5	Quadro de procedimentos adotados por alguns pesquisadores.	66
Tabela 4.1	Propriedades da alumina	71
Tabela 4.2	Resumo dos procedimentos 1,2,3,4	98
Tabela 4.3	Resumo dos procedimentos 5,6,7,8	98
Tabela 4.4	Resumo dos procedimentos 9,10,11,12	99
Tabela 4.5	Resumo dos procedimentos 13,14,15,16	99
Tabela 4.6	Resumo dos procedimentos 17,18,19,20	99
Tabela 4.7	Resumo dos procedimentos 21,22	100
Tabela 5.1	Espectro – amostra do lingote18 (EDS)	113
Tabela 5.2	Espectro - amostra de lingote 18 – Fase 2 (EDS pontual)	114
Tabela 5.3	Espectro - amostra de lingote 18 – Fase 3 (EDS pontual)	114
Tabela 5.4	Espectro – EDS da região da Figura 5.14	116
Tabela 5.5	EDS de varredura – lingote 21,mesmo processo – sem reforço	118

RANIERI, K. **Projeto, construção de equipamento para obtenção de compósitos de matriz metálica particulados, utilizando o processo de fundição com agitação mecânica**. 2004. 127 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

RESUMO

Este trabalho apresenta o projeto e a construção de um equipamento para a produção de lingotes de compósitos de matriz metálica, com ligas de baixo ponto de fusão, e material de reforço na forma de pó cerâmico. O equipamento pode operar em temperaturas de até 1000 °C e carga de aproximadamente 800 g de metal. Possui um sistema para agitação do metal fundido e a possibilidade de controle dos principais parâmetros, térmicos e mecânicos, do processo de fundição com agitação mecânica. São descritas as diferentes partes do equipamento, e apresentados resultados utilizando a liga Al7%Si com reforço de alumina, sem recobrimento, e em granulações diferentes. A rota utilizada envolve a fusão do metal, seguida pelo seu resfriamento até temperaturas entre as linhas *liquidus* e *solidus,* seguida pela mistura da alumina, por determinado tempo, e o reaquecimento para vazamento. O equipamento mostrou-se eficiente na obtenção de compósitos particulados. Os lingotes obtidos foram analisados por microscopia eletrônica de varredura, EDS e microscopia óptica.

PALAVRAS-CHAVE: Compósito de matriz metálica, reforço particulado, fundição com agitação mecânica.

RANIERI, K. **Project, construction of an equipament for synthesis of particulated metal matrix composite, using mechanical stir casting**. 2004. 127 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

ABSTRACT

This work presents the project and construction of an equipment for synthesis of particulated metal matrix composite ingots, with low melting point, and ceramic as reinforcement material, using mechanical stir casting. The equipment can operate in temperatures up to 1000° C and loading of about 800g of metal. It has a system to stir the metal with the possibility of controling the main, thermal and mechanical, parameters of the process. Different parts of the equipament are described and results are presented by using the Al 7% Si alloy, with alumina, without recovering, and with different granulation. The process used was melting the metal followed by its cooling up to temperatures between *liquidus* and *solidus* lines, followed by the mixing of alumina and the reheating for pouring . The equipment was efficient in the obtainment of particulated metal matrix composite. The ingots obtained were analysed through electronic microscopy, EDS and optical microscopy.

KEY WORDS: metal matrix composite, particulated reinforcement, mechanical stir casting

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.2 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O principal objetivo, quando se trabalha com materiais compósitos, é combinar as qualidades desejáveis dos materiais metálicos (dutilidade) e dos materiais cerâmicos (dureza). A adição de partículas refratárias de alta resistência mecânica a uma matriz metálica dúctil produz um material cujas propriedades são intermediárias entre as da matriz metálica e a dos reforços cerâmicos. Controlando-se a quantidade e a distribuição do reforço, como também as condições de processamento, podem ser obtidos materiais com alta tenacidade, boa resistência mecânica e ao desgaste, associado a baixo peso, características que combinadas são muito importantes em várias aplicações da engenharia. Embora a produção, através de processos de fundição, de compósitos de matriz metálica reforçadas com carbeto de silício, tenha merecido o estudo de vários pesquisadores (SEO, 1995; HASHIM, 2001; BRABAZON, 2002; ADBDEL-AZIM, 1995), não existe estudo sistemático do comportamento de compósitos utilizando alumina como material de reforço, que tem custo inferior ao do carbeto de silício.

Outro fator que tem restringido a utilização em massa de compósitos de matriz metálica é o alto custo de sua produção. Portanto, é de grande relevância a obtenção e caracterização de materiais compósitos produzidos a baixo custo. Neste trabalho, será avaliado o método de fundição com agitação, de custo relativamente baixo, para a produção de compósitos de matriz metálica.

O material utilizado como matriz foi determinado por tendências internacionais na pesquisa e na indústria. A liga metálica de alumínio Al 7% Si (AA 356) é de fabricação comercial, tendo disponibilidade relativamente fácil. Vem sendo utilizada, na fabricação de estruturas de aeronaves, pistão de motores a explosão e de uma maneira geral, em aplicações onde é exigida grande resistência mecânica, aliada a altas temperaturas, baixo peso, resistência à corrosão e boa fundibilidade (LINDROOS, 1995; TAHA, 2001;WEETON, 1987). Também apresenta um largo intervalo de solidificação, muito útil para o presente estudo. Por isso, é justificável a idéia de

melhorar a sua aplicabilidade. Essa liga, já é usada intensivamente em compósitos com reforço de carbeto de silício.

Por outro lado, existe interesse no desenvolvimento da alumina como reforço, pelo seu reduzido preço, e também por ser quimicamente mais inerte do que o carbeto, contornando o problema da formação de compostos intermetálicos indesejáveis, que podem diminuir a resistência do compósito. Pelos motivos expostos, o uso da alumina já vem sendo objeto de estudo em outros sistemas com matriz de alumínio. Porém, justamente pela sua inércia química, a incorporação da alumina na matriz é mais difícil, e apresenta-se como um bom campo de pesquisa. Os processos, desenvolvidos para sua incorporação, são protegidos por patentes (GIESKES, 1991).

1.3 OBJETIVOS

Este trabalho tem os seguintes objetivos:

1. Projeto e construção de um equipamento eficaz, para produção e estudo da fabricação de compósitos de matriz metálica particulado, pelo processo de fundição com agitação.
2. Produção de lingotes de compósitos utilizando a liga Al 7% Si e alumina, com granulometria variada.
3. Observação e análise dos lingotes produzidos.

O equipamento projetado não existe no mercado. O seu projeto foi determinado pelos seguintes fatores:

a. fácil construção;

b. baixo custo;

c. operação em temperaturas de até 1000 °C;

d. carga de até aproximadamente 800 g de metal;

e. controle dos parâmetros do processo;

f. fácil operação;

g. possibilidade de sua utilização para estudos futuros em diferentes rotas;

f. uso para a produção de reofundidos, e produção de ligas metálicas de composição específica.;

Os testes com os lingotes produzidos foram analisados com os recursos da microscopia eletrônica e óptica.

1.4 HISTÓRICO

Tem sido grande a busca por engenheiros e metalurgistas da possibilidade de produzir materiais que possuam alta resistência mecânica e extrema ductilidade. Alta resistência significa a possibilidade de grandes carregamentos, e a ductilidade previne a ocorrência de fraturas repentinas e catastróficas. Por outro lado, essas propriedades geralmente são incompatíveis. Os materiais compósitos podem oferecer o equilíbrio entre resistência e ductilidade. O material mais duro, chamado reforço, é responsável pela resistência, e a ductilidade é devida a matriz menos resistente. Fraturas frágeis do reforço não podem se propagar continuamente, já que são retardadas pela matriz mais macia (VINSON, 1975).

Compósito é mais uma concepção de engenharia do que um material específico. Deve-se atentar que, em muitas estruturas vivas de animais e vegetais, fibras resistentes (celulose no caso de madeira e hidroxiapatite nas estruturas ósseas de animais) envolvidos por uma matriz, lignina e colágeno, respectivamente, são compósitos da mesma concepção que a da engenharia. Asas de pássaros ou corpos de peixes são bem projetados em termos de baixo peso e eficiência aerodinâmica. Em estruturas biológicas, a matriz, além de desempenhar um papel por suas propriedades mecânicas, também permite a passagem de fluidos necessários à vida. A mecânica dos compósitos pode explicar muita das propriedades desses materiais.

A idéia de se combinar um par de materiais de propriedades conhecidas, para se obter um efeito que nenhum deles isoladamente mostraria, é universal. Podem-se citar, como exemplos, o concreto armado e o asfalto, mas não são considerados compósitos no sentido aqui adotado, porque os elementos estão dispostos de uma forma claramente distinta, e as dimensões dos constituintes são grandes. São mais conhecidos como estruturas de engenharia; entretanto, os princípios da interação de dois materiais são os mesmos dos compósitos.

Desde que o homem percebeu que a combinação de materiais diferentes resultava em produtos com propriedades superiores, passou a buscar essas combinações. Tem–se conhecimento que tijolos de argila reforçados com palha vegetal já eram usados séculos aC, bem como o uso de laminados de madeira. A Bíblia Êxodos, Capítulo 5, versículo 7 (BÍBLIA SAGRADA) refere-se à necessidade de se introduzir palha dentro do barro para fazer tijolos, e muitas construções antigas são feitas desse material que é usado até hoje. Na história mais recente, pode-se constatar que os arcos mongóis eram feitos de tendões de gado, madeira e seda, mantidos juntos por adesivos. Outros exemplos são as espadas cerimoniais japonesas[*], que eram feitas a partir de vários tipos de aços laminados. Hastes de ferro foram usadas para reforçar a alvenaria no século XIX, permitindo o desenvolvimento do concreto armado (WEETON, 1987). Resinas fenólicas reforçadas com fibras de asbestos foram introduzidas no início do século XX.

Figura 1.1 – Espada Katana (KENWAKAI)

O primeiro barco de fibra de vidro foi construído em 1942; plásticos reforçados também foram usados em aviões e em componentes elétricos nesta época. As primeiras fibras de boro e fibras de carbono de alta resistência foram introduzidas no início da década de 60, com aplicação em componentes aeronáuticos em 1968. Compósitos de matriz metálica como, Boro /Alumínio, foram introduzidos na década

[*] Um dos fatores que faz da espada japonesa sem igual é o modo pelo qual a lâmina é fabricada, laminando tipos diferentes de aço juntos para forjar a lâmina. A aplicação dessas técnicas de fabricação é que dá durabilidade e resistência contra quebra e foram determinadas por análise metalúrgica de lâminas de espadas antigas.

de 70. A Dupont desenvolveu a fibra Kevlar* em 1973. E, no final da década de 70, iniciou-se a aplicação de materiais compósitos na indústria aeronáutica, automobilística, artigos esportivos e indústria biomédica. A década de 80 marca um significativo aumento na utilização de compósitos. Na atual fase da pesquisa, a ênfase tem sido o desenvolvimento dos compósitos de matriz metálica ou cerâmica como também carbono / fibra de carbono, para utilizações em altas temperaturas. Existem inúmeras aplicações em tubulações enterradas, componentes de barcos, automóveis, artigos esportivos, estruturas de aviões e espaçonaves. (DANIEL, 1994)

1.4 APLICAÇÕES

O grande interesse nos compósitos de matriz metálica repousa em sua boa rigidez e resistência mecânica, baixo peso específico, bom desempenho a altas temperaturas e baixa expansão térmica. Estudos (HAMOUDA, 1996, TAHA, 2001) indicam que o uso desses materiais pode promover um ganho de até 60% em peso de um componente, sem prejuízo de desempenho. Embora a maioria dos metais e suas ligas possam ser usadas como matrizes, na prática, a escolha é limitada aos metais mais leves pela procura de ganho em peso de partes estruturais.

Expondo as razões para a aplicação de CMM na indústria automobilística, Marco Valente (2001) afirma que a necessidade de diminuição do peso total do veículo com o objetivo de reduzir o consumo e a emissão de gases de exaustão, tem-se tornado cada vez maior, devido a razões ambientais e sociais. A possibilidade de substituir alguns componentes, aumentando desenpenho e diminuindo o peso total do automóvel, conduz a uma intensa pesquisa no campo dos compósitos de matriz metálica, especialmente os compósitos de matriz de alumínio particulados, pelo seu baixo custo.

A Tabela 1.1 apresenta as maiores diferenças e similaridades entre metais não-reforçados e compósitos. A Tabela 1.2 apresenta alguns valores em ensaios de tração e compressão para alumínio e seus compósitos. (HAMOUDA, 1996)

---

* Nome comercial das “aramidas”. São termoplásticos utilizados mais freqüentemente com matrizes poliméricas, como epóxis e poliésteres. Aplicações típicas são; coletes à prova de balas, artigos esportivos, pneus, carcaça de mísseis, gaxetas, etc (CALLISTER, 2002)

Tabela 1.1 – Comparação entre metais sem e CMM (HAMOUDA, 1996)

Metais	Compósitos de matriz metálica
Material é homogêneo	O material contém partículas e interface metal/partícula
Propriedades mecânicas são constantes e podem ser listadas em tabelas padrão	As propriedades mecânicas variam e freqüentemente são caracterizadas em termos da fração de reforço
Resistência à compressão e à tração são aproximadamente iguais em magnitude	Resistência à compressão maior que à tração
Tenacidade à fratura e ductilidade são altas	Tenacidade à fratura e ductilidade são relativamente baixas
Material é dúctil tanto sob tração como compressão	Material dúctil sob compressão e frágil sob tração
Falhas são localizadas e ocorrem em bandas de cisalhamentos ou empescoçamento	Falhas podem ocorrer devido à falta de coesão das partículas ou fratura dúctil da matriz
Tensões residuais devido à tratamentos térmicos podem ser aliviadas	Tensões residuais induzidas por incompatibilidades de coeficientes térmicos entre matriz e reforço
Metais podem usinados	CMM também podem ser usinados
Amolecimento térmico é abrupto	Amolecimento térmico gradual

Tabela 1.2 – Comparação do comportamento de metais e CMM em ensaios de tração e compressão (HAMOUDA, 1996)

	Al puro	Compósito Al 3% Cu – 15% SiC	Compósito Al 2% Li – 15% SiC
Módulo de elasticidade (GPa)	70,6	100	100
Tensão de escoamento (MPa)	10-35 (16)*	400 (319)*	500 (308)*
Alogamento máximo/ou redução máxima(%)	>75%	6% (60)%	2,3% (52%)
Limite de resistência à tração(MPa)	50-90 (78)	610 (400)	550 (359)

*Os valores entre parênteses foram obtidos em ensaios de compressão

Levando em conta que o material compósito é projetado especificamente para uma determinada aplicação, quatro quesitos principais devem ser considerados:

- Características funcionais – especificação do material;
- Compatibilidade entre os constituintes;
- Processamento;
- Custo.

A resistência mecânica e a rigidez, consideradas na sua variação com a temperatura, representam propriedades importantes no projeto de compósitos de matriz metálica. Pela combinação adequada da matriz com o reforço, é possível produzir materiais com características físicas específicas. O quesito baixo peso específico é o que torna o alumínio, magnésio, e suas ligas, materiais bastante usados.

Uma boa ligação entre reforço e matriz oferece uma efetiva transferência de carga da matriz para o reforço. A engenharia oferece formas de se melhorar a adsorção, como: alterações na superfície do reforço (por tratamento térmico, oxidação ou recobrimento) e alterações nas rotas de processamento. Devido a diferenças de comportamento termo-elástico da matriz e do reforço, variações de temperatura podem causar incompatibilidades no compósito.

O processamento é determinante na microestrutura e no custo. Apenas para comparação, alguns exemplos de fator de multiplicação de custos, considerando o tipo de processamento, em relação à liga não-reforçada, são os seguintes: 7 vezes para A356 + 20% SiC_p fabricado por fundição, 24 a 400 vezes, para infiltração por compressão; e de 500 a 1000 vezes para, fibras contínuas. A Figura 1.2 ilustra a evolução dos custos de fabricação, em função do processo de fabricação e das características do reforço (TAHA, 2001).

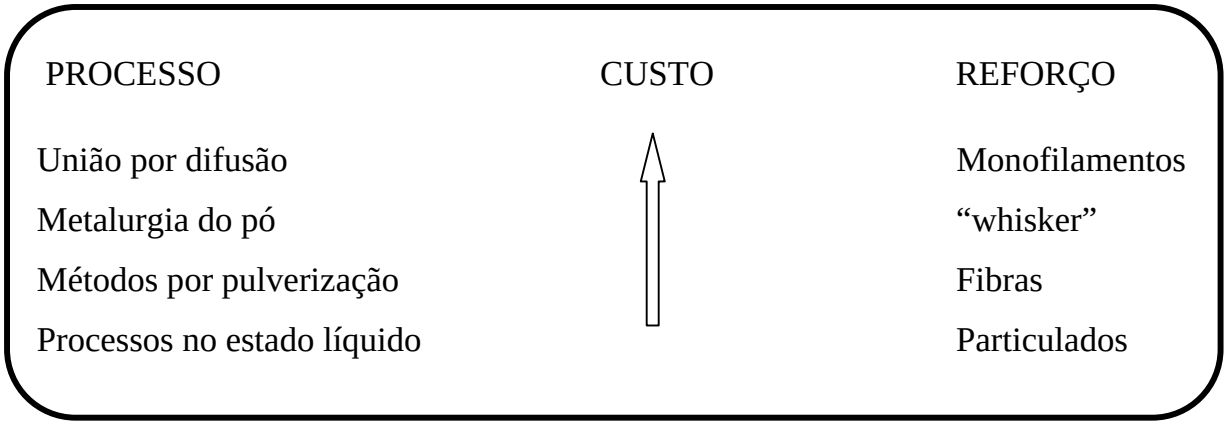


Figura 1.2 - Custo relativo de CMM (LINDROOS, 1995)

Tabela 1.3 – Critérios de seleção e requisitos para CMM (TAHA, 2001)

Critérios		Requisitos de projeto
Projeto	Propriedades mecânicas	Alta resistência Alta rigidez
	Propriedades físicas	Propriedades a altas temperaturas Baixa massa específica Expansão térmica
Compatibilidade	Ligação matriz-partícula Combinação de expansão térmica Estabilidade térmica	Deve ser boa Fator limitador
Processamento	Microestrutura	Distribuição uniforme de partículas
	Formabilidade Integridade Simplicidade	Produto semi-acabado Ausência de gases e porosidade
Custo		Baixo fator de multiplicação com respeito à liga não-reforçada

O fator custo é o mais relevante para o futuro comercial dos compósitos de matriz metálica. Nos últimos 20 anos, os CMM tiveram um rápido desenvolvimento em aplicações onde esse fator era considerado secundário, e a questão crítica era a necessidade de alta resistência associada a peso mínimo. Mais recentemente, a redução dos custos da matéria-prima, dos processos de fabricação e a necessidade de materiais com características específicas, ampliaram o uso comercial dos compósitos de matriz metálica.

Atualmente, um considerável número de empresas de grande porte estão engajadas no desenvolvimento de CMM. Quanto maior a quantidade e a atividade dessas grandes corporações, nesse setor, maior a tendência de queda nos preços, tornando mais promissor o futuro dos compósitos de matriz metálica.

Para ilustrar a evolução da produção de CMM, pode-se observar, na Tabela 1.4, qual a perspectiva que se tinha, no início da década de 80, para a aplicação de CMM. E a Tabela 1.5 apresenta algumas dessas projeções que se tornaram realidade na indústria japonesa.

Tabela 1.4 - Perspectivas de fabricação de CMM no início da década de 80 (WEETON, 1987)

Aplicação	Propriedades desejáveis	Sistema sugerido
Aeroespacial		
Estruturas	Baixo peso, boa rigidez	B/Al, B/Mg, Gr*/Mg
Antenas	Baixo peso, boa rigidez	B/Al, B/Mg, Gr/Mg
Aeronáutica		
Colunas	Baixo peso, rigidez, resist. ao calor	B/Al, SiC_p†/Al
Longarinas	Baixo peso, rigidez, tenacidade	B/Al, SiC_p/Al
Carenagem	Baixo peso, rigidez	B/Al,SiC_p/Al, Gr/Al
Caixa de asa	Baixo peso, rigidez, tenacidade	B/Al, SiC_p/Al
Armação	Baixo peso, rigidez, tenacidade	B/Al,,SiC_p/Al, Gr/Al
Esticador	Baixo peso, rigidez, tenacidade	B/Al, SiC_p/Al, Gr/Al
Viga de piso	Baixo peso, rigidez, tenacidade	B/Al, SiC_p/Al, Gr/Al
Pás de turbina e hélice	Baixo peso, rigidez, resistência ao calor	B/Al, SiC_p/Al, Gr/Al
Helicópteros		
Caixa de transmissão	Baixo peso, boa rigidez, dureza	Al_2O_3/Mg, Al_2O_3/Al
Estrutura treliçada	Baixo peso, boa rigidez, dureza	SiC_p/Al, Al_2O_3/Al
Chapa de tanque	Baixo peso, boa rigidez, dureza	SiC_p/Al, Al_2O_3/Al
Trem de pouso	Baixo peso, boa rigidez, dureza	SiC_p/Al, Gr/Al
	Baixo peso, boa rigidez, dureza	SiC_p/Al, Al_2O_3/Al
Automobilística		
Bloco de motor	Baixo peso, rigidez, resistência ao calor	SiC_p/Al
Chassis	Baixo peso, rigidez, dureza	SiC_p/Al
Biela	Baixo peso, boa rigidez, dureza	SiC_p/Al
Elétrica		
Escovas de motores	Condutividade, resistência à abrasão	Gr/Cu
Cabos e Contatos elétricos	Condutividade, resistência mecânica	Gr/Cu
Médica		
Próteses	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, SiC_p/Al
Artigos esportivos		
Raquete de tênis	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Esqui	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Taco de golfe	Baixo peso, boa rigidez, flexibilidade	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Quadro de bicicleta	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Quadro de motos	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Quadro de bicicleta	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Quadro de motocicleta	Baixo peso, boa rigidez, dureza	B/Al, Gr/Al, SiC_p/Al
Outros		
Mancais		Gr/Pb
Abrasivos		B/SiC_p SiC/ Al_2O_3
Equipamentos para processos químicos		Al_2O_3/Pb

* O símbolo “Gr” refere-se a grafite
† O índice “p” significa particulado

Tabela 1.5 – Aplicação de CMM no Japão (LINDROOS, 1995)

Produto	**Sistema**	**Processo de Fabricação**	**Características de Aplicação**	**Ano (Fabricante)**
Anéis Reforço de pistão	Al_2O_3/ liga de Al	*	Baixo peso, resistência à abrasão e à alta temperatura	1983 (Toyota)
Artigos para golfe Chaves de fenda	SiC_p/liga Al	*	Baixo peso, resistência à abrasão	1984 (Nippon Carbon)
Juntas de estruturas espaciais	SiC_w[*]/7075	FC laminação	Baixa expansão térmica	1988 (Mitubishi)
Palhetas de compressor	SiC_w/Al 17%Si-4%Cu	FC	Resistência à abrasão, baixa expansão térmica	1989 (Sanyo)
Cilindro para absorver choques	SiC_p/ Liga de Al	Compofundição FC Extrusão	Baixo peso, resistência à abrasão, difusão térmica	1989 (Mitubishi Aluminum)
Quadros de bicicletas	SiC_w/liga de Al	Metalurgia do pó Extrusão	Baixo peso, alta rigidez	1989 Kobe steel)
Pistão de motores diesel	SiC_w/liga de Al	FC	Baixo peso, resistência à abrasão	1989 (Niigata)
Cilindros de motores	Al_2O_3,CF/liga de Al	FC a baixa pressão	Resistência à abrasão, baixo peso	!991 (Honda)

* Informação não disponível.

1.5 COMPÓSITOS PARTICULADOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO

A tendência, na pesquisa de compósitos de matriz de alumínio, é o desenvolvimento de técnicas de produção mais baratas, especialmente para aqueles com reforço descontínuo. A maioria das técnicas de processamento secundário, comerciais, como: extrusão, forjamento e laminação, que são utilizadas no processamento de alumínio, podem ser também utilizadas no processamento de compósitos de matriz de alumínio. Tradicionalmente, os processamentos no estado líquido, como as várias técnicas de fundição e os métodos da metalurgia do pó, são

[*] O índice “w” significa ““whisker””

utilizados na produção de compósitos particulados com matriz de alumínio. As técnicas de metalurgia do pó são difíceis de automatização e não correspondem a produção mais econômica. O mais simples, econômico e mais usado método para a produção de componentes sólidos de alumínio são as diversas técnicas de fundição. Portanto, é natural que se dê ênfase ao desenvolvimento dessas técnicas para a produção de compósitos com matriz de alumínio (LINDROOS, 1995)

Como reforço em ligas de alumínio, é comum o uso de partículas cerâmicas, em especial SiC (carbeto de silício) e Al_2O_3 (alumina). O carbeto de silício é disponível em uma vasta gama de granulometria, promove aumento do módulo de elasticidade, resistência à tração e melhora na resistência à abrasão.

O segundo reforço mais usado, a alumina (Al_2O_3), quando comparado com o SiC é mais estável e inerte e tem um comportamento melhor frente à corrosão e a altas temperaturas, além de ter custo inferior. Recentemente, uma nova família de reforços tem sido usada com resultados promissores: os compostos intermetálicos. Os sistemas mais usados são o Ni-Al e Fe-Al e Al-Nb. A Figura 1.5 apresenta intermetálicos com diferentes morfologias. Um dos problemas que devem ser controlados com os intermetálicos é a alta reatividade com a matriz (TORRALBA, 2003).

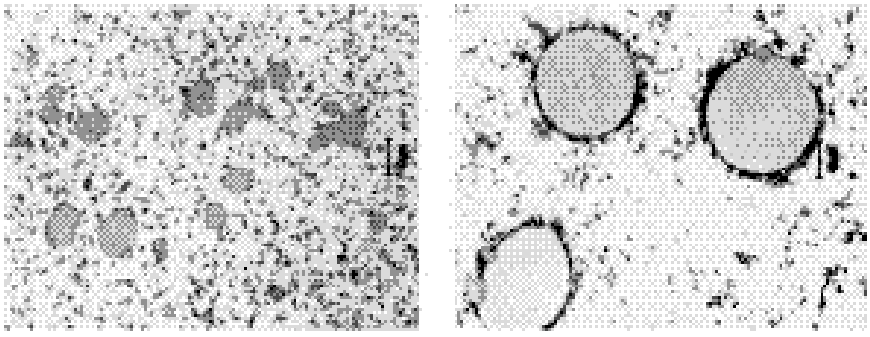


Figura 1.3 – Compostos intermetálicos com diferentes morfologias – liga de alumínio 2014 (TORRALBA, 2003).

2. PROCESSAMENTO DE CMM – ASPECTOS TÉCNICOS E CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS

2.1 DEFINIÇÃO DE COMPÓSITOS

Muitos materiais, artificiais ou naturais, podem ser chamados de compósitos, tornando a definição desse material complexa. Uma definição de compósito é de um sistema material consistindo de duas ou mais fases, cujas propriedades e desempenho mecânico são projetados para serem superiores aos dos constituintes atuando independentemente. Uma das fases é usualmente descontínua ou dispersa, tem maior dureza e resistência e é chamado **reforço,** enquanto que a fase menos dura, de menor resistência e contínua é chamada **matriz**. Algumas vezes, devido a interações químicas ou outros efeitos de processamento do material, uma fase adicional, chamada **interface ou interfase**, surge entre a matriz e o reforço.(DANIEL, 1994)

Complementando essa definição pode-se dizer que:

a)material compósito refere-se a um material distinto de uma estrutura constituída de vários elementos ligados; é um material específico usado para a fabricação de componentes de formas variadas.

b)o compósito é produzido via uma combinação física de pelo menos dois materiais pré – existentes; isso distingue um compósito de materiais polifásicos, como aços e ferros fundidos, onde uma ou mais fases resultam de uma transformação. Entretanto muitos compósitos são obtidos por processos reativos, como os eutéticos direcionalmente solidificados.

Os compósitos constituídos de três ingredientes distintos são chamados de **compósitos híbridos.** São obtidos pela combinação de dois ou mais tipos diferentes de reforço no interior de uma única matriz (CALLISTER, 2002).

2.2 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA

A princípio, pode–se combinar qualquer par de materiais para formar um compósito (metais, cerâmicas, polímeros, vidros e outros). A combinação determina-se em função das propriedades que se desejam obter e de limitações tecnológicas.

Compósitos de Matriz Metálica, designados nesse trabalho por **CMM**, são aqueles materiais em que pelo menos um dos constituintes é um metal ou liga metálica formando uma base, de tal forma que o outro constituinte esteja encravado nela, é chamado reforço. Exemplos de matrizes são alumínio, magnésio, titânio; e de reforço, alumina, carbeto de silício, fibras de aço, partículas de grafite.

2.3 REFORÇO

O reforço é importante na caracterização dos materiais compósitos e existem diversas classificações desse constituinte. Para Degister(1997), há duas grandes classes de reforços: particulados e fibras, sendo que as fibras podem ser aproximadamente divididas em contínuas e descontínuas. O material de reforço é caracterizado pela composição química, formato, dimensões, fração volumétrica e distribuição espacial dentro da matriz. O reforço contínuo caracteriza-se por fibras longas. As fibras podem ser unidirecionais, em ângulo reto umas com as outras ou orientadas aleatoriamente. Nesse último caso, pode-se considerar o material quase isotrópico. O reforço descontínuo é constituído de elementos individuais encravados na matriz, por exemplo, particulados, fibras curtas, “whiskers”. Podem ser direcionados ou aleatórios, sendo marcadamente anisotrópicos, no primeiro caso, e quase isotrópicos, no segundo. (DANIEL, 1994). Em alguns processos de fabricação, especialmente por infiltração, o reforço, geralmente consistindo de fibras curtas ou partículas, é montado formando um conjunto poroso chamado pré – formado. O pré-formado é usualmente fabricado pela sedimentação de fibras a partir de uma suspensão líquida. Para manter a sua integridade e estabilidade durante o processo de fabricação, usam-se aglutinantes(DANIEL, 1994).

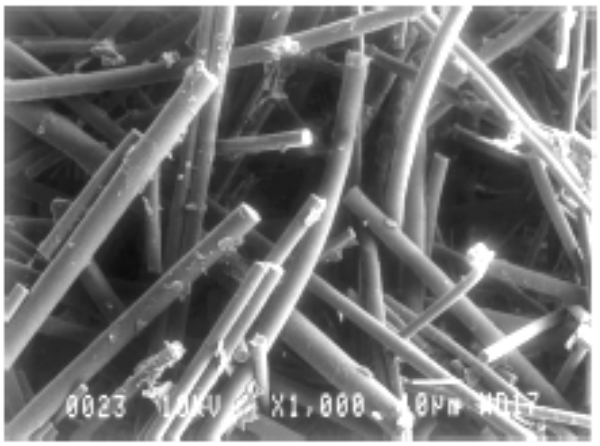


Figura 2.1 – Microestrutura de um pré-formado, apresentando a morfologia da fibra (PENG, 2002)

2.3.1 Fibras contínuas

As fibras metálicas são pouco empregadas devido a possíveis ataques químicos pela matriz, alteração da microestrutura, pela elevação de temperatura de trabalho, e à fácil oxidação das fibras de metais refratários(W, Mo, Nb, etc). Por isso, as fibras cerâmicas têm tido um grande desenvolvimento. Uma das primeiras fibras contínuas foi o BORSIC, que é constituído por fibras de boro, depositadas sobre um núcleo de tungstênio, com revestimento de carbeto de silício. As fibras mais empregadas são as de boro, alumina e carbeto de silício (COSTA, 2001). Normalmente é carregada em bobinas com cabos, sendo cada cabo constituído de muitas fibras de diâmetro típico entre 3 a 30 μm. Dependendo do processo de produção, as fibras podem ser recobertas por polímeros e ligeiramente entrelaçadas. São designadas pelo número de fibras por cabo.

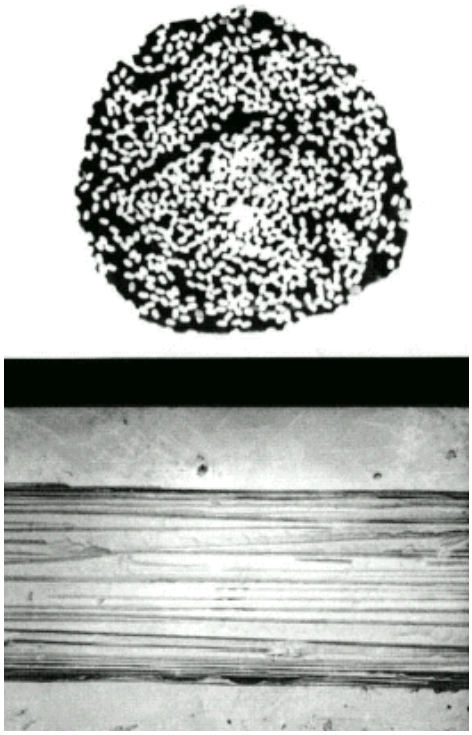


Figura 2.2 - CMM com reforço de fibra contínua Nextel * 440/Al – acima,seção reta; abaixo. superfície (BLUCHTER,2001)

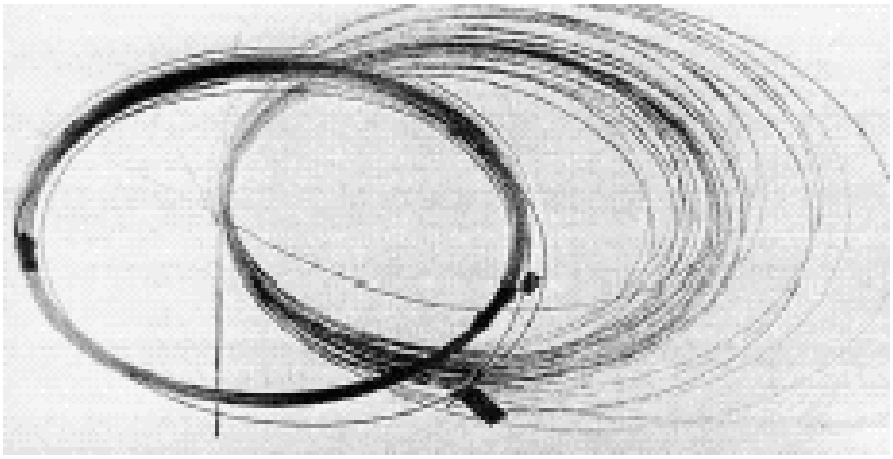


Figura 2.3 - Arames de compósito de Al/ alumina produzidos pelo processo de infiltração sob pressão contínua. Comprimento: aprox 300 m, diâmetro: 1,6 mm, taxa de produção: 12 m/mim (BLUCHTER, 2001).

* Nextel é o nome comercial de fibras de alumínio α, produzida pela 3M (St. Paul, MN, EUA) (MOSER, 2001)

2.3.2 Monofilamentos

Como nas fibras contínuas, exceto pelo diâmetro maior, tipicamente superior a 100 μm, os monofilamentos são geralmente produzidos por deposição direta sobre a fibra, que funciona como um núcleo (usualmente carbono ou tungstênio)

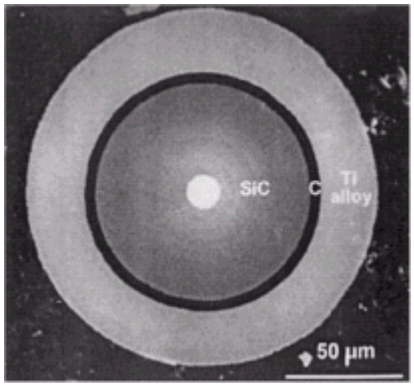


Figura 2.4 - Monofilamento de SiC , coberto com liga de Ti – 5Al - 5V, observado em microscópio eletrônico de varredura (WARD CLOSE , 1999).

2.3.3 Particulados

Um reforço é considerado particulado quando todas a suaS dimensões são aproximadamente iguais. Podem ter formato esférico, cilíndrico, lâminas ou outras formas equiaxiais (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1987). Normalmente estão dispersos aleatoriamente dentro da matriz. São considerados quase homogêneos e quase isotrópicos. Podem ser metálicos ou cerâmicos (DANIEL, 1994), mono ou policristalinos, com diâmetro típico maior do que 1 μm (TAHA, 2001).

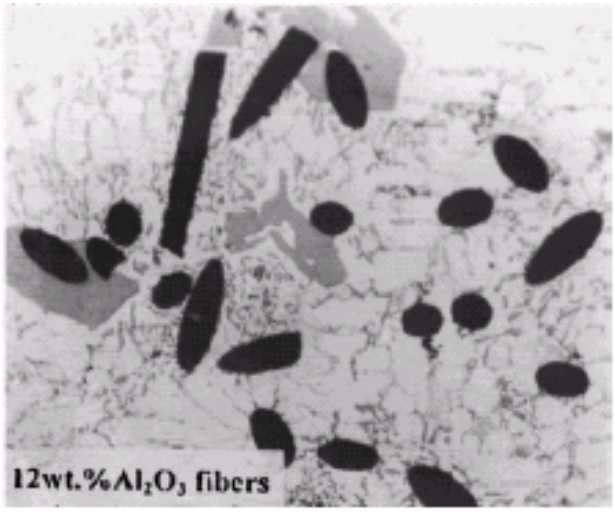


Figura 2.5 - Micrografia óptica de liga de Al reforçada com partículas de carbeto de silício fabricada por processo de fundição (El – Azim, 2002)

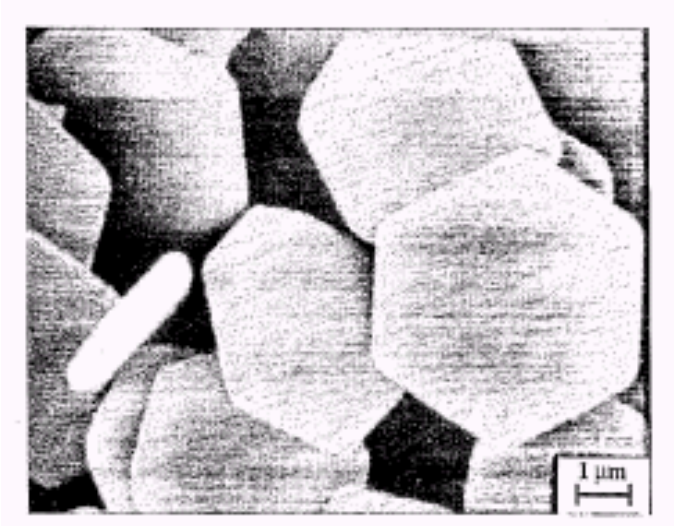


Figura 2.6 - Monocristais hexagonais lamelares de alumínio α (MASSARDIER, 1995)

2.3.4 Fibras curtas ou descontínuas

As fibras descontínuas normalmente utilizadas para a produção de CMM são mesclas de óxidos com diâmetros entre 3 e 5 μm. Conduzem a propriedades inferiores às fibras contínuas, e seu custo é comparativamente menor (COSTA, 2001).

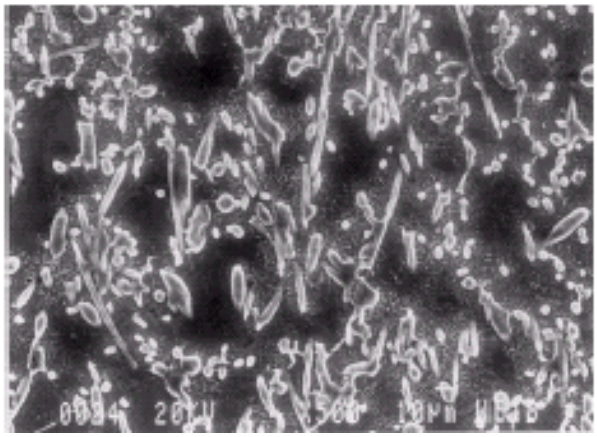


Figura 2.7 - Microestrutura de compósito de matriz de liga alumínio com fibras curtas de alumina (PENG, 2002).

2.3.5 “whisker” *

São monocristais alongados, com alto grau de pureza e relação entre comprimento(L) e diâmetro(D) grande, a maioria variando de 50 a 100 vezes, e diâmetro típico menor que 1 μm (ASM, 1987).

Numerosos materiais podem ser preparados como “whisker”, incluindo metais, óxidos, carbetos e compostos orgânicos. A resistência do “whisker” pode ser comparada à das fibras de vidro. O desempenho do “whisker” em altas temperaturas é muito superior a de outras fibras. Entretanto, sua pequena dimensão torna difícil a manipulação. Os cristais de “whisker” podem ser produzidos utilizando-se diversos processos, como o processo de evaporação - condensação e mecanismo vapor - líquido - sólido (VINSON, 1975). Os principais “whisker” disponíveis comercialmente

* A palavra inglesa ““whisker”” significa literalmente “fio de barba ou bigode”, alguns tradutores têm aportuguesado o termo para “uísquer”.

são de SiC e Si_3N_4. Recentemente, sua utilização tem sofrido restrições, em alguns países, pelo seu caráter cancerígeno (COSTA, 2001).

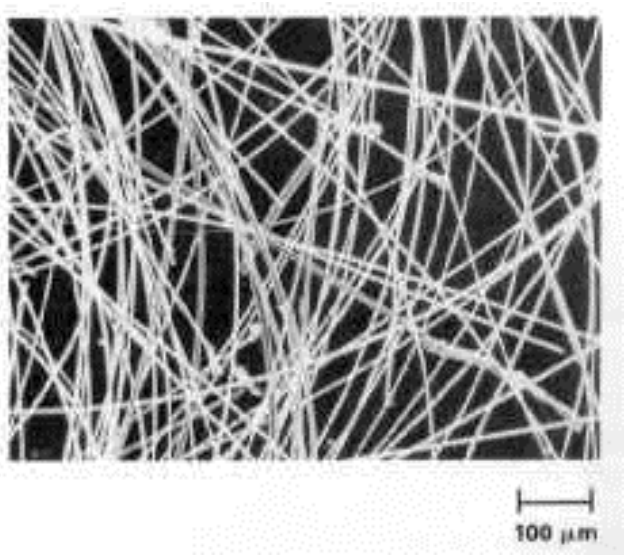


Figura 2.8 – “Whisker” de SiC produzido pelo processo vapor líquido. Diâmetro de 3 a 10 μm (ASM, 1987)

2.4 MATRIZES

O desenvolvimento comercial de CMM tem se concentrado em três materiais para matrizes, o alumínio, o magnésio e o titânio, pela baixa densidade e ductilidade que apresentam (HULL,1996). Recentemente, outras matrizes têm despertado o interesse, como o aço, em aplicação de processos na indústria química onde os requisitos são resistência à corrosão e resistência à abrasão. Vários aços inoxidáveis e superligas também podem ser usados como matrizes (LINDROOS, 1995).

2.5 INTERFACE

A interface matriz-reforço condiciona as propriedades mecânicas finais do compósito. A interface é uma região de composição química variável para cada sistema de compósitos que constitui a união entre matriz e o reforço e assegura a transferência de cargas entre ambas (CLYNE, 1993).

Os principais parâmetros para se obter uma interface ideal são:

A adsorção* ou "molhabilidade" entre a matriz e reforço deve ser boa. Nessa questão, a natureza termodinâmica dos elementos e suas energias superficiais são importantes

- As forças de união devem ser suficientes para transmitir os esforços da matriz para o reforço.
- As uniões devem ser estáveis ao longo do tempo e dentro da faixa de temperatura de trabalho do compósito.
- As áreas de reação entre matriz e reforço devem ser limitadas e não devem afetar o material de reforço.
- Os coeficientes de dilatação térmica dos constituintes devem ser similares para limitar os efeitos de tensões internas.

É difícil classificar os tipos de uniões, mas pode-se tentar uma generalização:

1. matriz e o reforço são não-reativos e insolúveis;

* Adsorção - ação de certas substâncias sólidas que têm a propriedade de fazer aderir outras à sua superfície. É designada no jargão da indústria como "molhabilidade"

2. matriz e o reforço são não-reativos, mas solúveis; e

3. matriz e o reforço são reativos e solúveis

No primeiro caso, a união é exclusivamente mecânica. Esse tipo de união pode existir no caso de reforços com superfície rugosa. A ausência de união química conduz a compósitos com propriedades medíocres. A união com adsorção e dissolução tem lugar nos compósitos reforçados com qualquer elemento, exceto os óxidos. A matriz "molha" ou dissolve parcialmente os elementos de reforço sem que se forme nenhum composto entre ambos, existindo interações eletrônicas a curta distância. Nas uniões em que ocorrem reações químicas, estas podem ser simples ou uma seqüência de reações.

Existem fatores que podem desestabilizar a interface, como a dissolução que causa a perda parcial de reforço, reações interfaciais que causem a diminuição das propriedades do compósito e degradação da interface quando sujeita a ciclos térmicos(COSTA, 2001).

2.6 DESIGNAÇÃO E PADRONIZAÇÃO DOS CMM

Os CMM são designados, na maioria das vezes, pelo seu reforço. Por exemplo, CMM reforçado com fibras curtas, CMM reforçado com monofilamento, CMM particulados e os chamados **cermets**[*]**,** que são reforçados com material cerâmico, mas tipicamente com muito mais cerâmica do que metal (menos que 20 % de metal em volume). Contudo, dependendo da relação cerâmica / metal, são tratados como CMM ou simplesmente como cerâmica.

Merece consideração a sugestão da American Aluminium Association (AAA) para um sistema de nomenclatura de CMM com alumínio. O sistema deve indicar a composição e ao mesmo tempo o processo. Podem ser designados da seguinte forma: designação aceita para o constituinte da matriz / abreviação do material de reforço / fração volumétrica percentual em peso com o símbolo do tipo (formato) de reforço, com a letra "p", para particulados, "s" (short), para fibras curtas. Por exemplo: matriz

---

[*] "Cermet" ou "ceramet" é o termo formado pelas primeiras letras de "ceramic" e "metal" e refere-se à mistura de cerâmica e metal.

de liga de magnésio AM10, reforçada com fibras contínuas de carbono do tipo T300 orientada perpendicularmente, com fração volumétrica de 65%, é designada por “AM10 / C – T300 / 65 F – 0 / 90°” ; matriz de liga de alumínio AA6061, reforçada por partículas de alumina com 22% em volume, é designada como “AA6061/Al_2O_3/ 22p ”. Podem ser acrescentadas informações adicionais, conforme a necessidade, usando-se a seguinte forma: “ . . . / categoria / tratamento térmico”. A categoria é simplesmente uma indicação da etapa de conformação final: “extrudado” ou “ fmp”, para fundição em molde permanente, enquanto o tratamento térmico é especificado com o padrão da liga da matriz como “T6” ou “O”. Uma designação mais específica para o exemplo acima é: “AA6061 / Al_2O_3 / 22p / extrudado / T6”(PRADER, 2003).

O sistema ainda está em experimentação, e o caminho é longo, pois os CMM ainda não estão totalmente desenvolvidos.

2.7 CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE CMM

A classificação dos processos de fabricação tem mudado ao longo dos últimos anos como conseqüência da evolução da pesquisa, com o surgimento de novas tecnologias e novos quesitos de projeto. O modelo consagrado no momento é a classificação determinada pelo estado físico da matriz, ou seja, processamento no estado líquido, processamento no estado sólido e deposição da matriz, a partir de um estado semi-sólido ou vapor. O sistema de produção tem uma importante influência no tipo de material que será produzido, na sua microestrutura, nos custos e, portanto, na aplicação do compósito.

O processamento é essencialmente a introdução do reforço dentro da matriz com uma distribuição mais uniforme possível. O maior problema é se obter uma adesão apropriada entre a matriz e o reforço e assim haver uma boa transferência de tensões entre as fases. Nem todas as combinações de reforço e matriz são compatíveis e, em muitos casos, não podem ser processadas. Se a ligação for fraca, é necessário promover a adesão através de recobrimento do reforço (WILLIAN, 1998). Por outro lado, a adsorção, a ligação, ou a reatividade excessiva entre matriz metálica e o reforço cerâmico, é questão controvertida para a maioria dos CMM (LINDROOS, 1995).

Os métodos de processamento que têm aplicação comercial são protegidos por patentes.

2.8 PROCESSAMENTO NO ESTADO LÍQUIDO

Basicamente o processamento, no estado líquido, abrange dois grupos : por agitação ou pela infiltração da matriz líquida no reforço.

2.8.1 Agitação mecânica

Esse processo envolve simplesmente a mistura mecânica do metal líquido com o reforço, tipicamente particulado, seguido de solidificação. É objeto desse trabalho e será mais bem detalhado na seção seguinte. A agitação pode ser promovida por meios mecânicos, eletromagnéticos ou por injeção de gás. O maior problema é a aglomeração das partículas e a sua expulsão pela matriz líquida. Existem diversas técnicas que podem ser usadas na tentativa de se resolver estas questões.

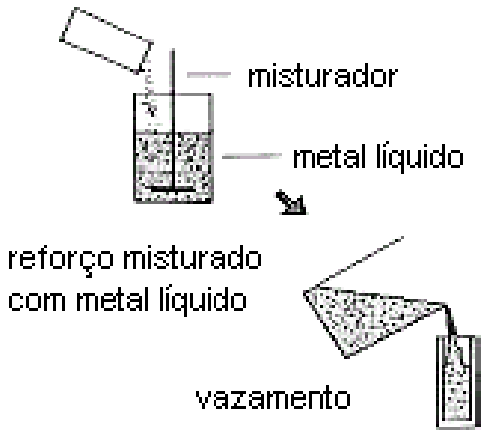


Figura 2.9 - Esquema do princípio básico da fundição por agitação (HASHIM, 2002a)

2.8.2 Processamento semi – sólido: compofundição, reofundição e tixofundição

O processo de reofundição foi descoberto na década de 70 por cientistas do MIT. Consiste na obtenção de uma estrutura tixotrópica (não dendrítica) pela vigorosa agitação do metal líquido até a sua solidificação (KAZAKOV, 2001). Esta estrutura é também chamada de globular. O reaquecimento do metal a uma temperatura próxima da temperatura de fusão, porém inferior, transforma-o em uma pasta semi-sólida (como um sorvete), tornando o material extremamente adequado para fundição, evitando muitos dos defeitos característicos desse processo. O metal reofundido pode ser estocado, para posterior utilização. Na produção industrial de componentes via semi - sólidos, a etapa final é a fundição em matriz sob alta pressão da liga no estado pastoso com estrutura não dendrítica; é o processo conhecido como tixofundição. (BRABAZON, 2001)

No processo de reofundição, partículas ou fibras curtas podem ser incorporadas na pasta que está sob forte agitação, é denominado compofundição. Este processo permite a fabricação de peças quase acabadas, devido à redução da resistência à deformação da pasta semi - fundida. Nos compósitos particulados, a presença do material de reforço (partículas) acelera a globulização do metal, se comparada com ligas sem reforço, reduzindo até certo ponto a necessidade de agitação durante a solidificação.(THANH, 1994)

2.8.3 Fundição sob pressão e infiltração sob pressão

O termo “fundição sob pressão” tem sido usado para denominar vários processos nos quais a pressão é imposta a um sistema em solidificação. Muitas das técnicas utilizadas na fabricação de compósitos por infiltração são derivadas de processos industriais já consagrados de fundição sob pressão de metais e suas ligas, tipicamente alumínio e magnésio (MICHAUD, 2000). A distinção básica entre estes e a fundição convencional, por pressão em moldes, é que a pressão continua durante a solidificação, deformando a estrutura dendrítica e compensando a contração por causa

do resfriamento. Além disso, o movimento do cilindro compressor é mais lento, e as pressões são maiores do que na fundição convencional.(CLYNE,1993)

Na infiltração sob pressão, o ponto inicial é um pré-formado feito com o material de reforço. O metal líquido é então introduzido dentro do pré-formado preenchendo os seus poros. Em sistemas onde a adsorção entre o reforço e a matriz é boa, o preenchimento pode ser alcançado somente por forças de capilaridade; de outra forma, é necessário o uso de força externa (RALPH, 1997). Metais como alumínio, magnésio e cobre são usados como matrizes, devido ao seu ponto de fusão relativamente baixo (VINSON, 1975). As técnicas podem ser: infiltração espontânea, infiltração sob pressão mecânica, infiltração sob pressão de gases, infiltração sob vácuo, fundição por investimento sob pressão, infiltração em molde permanente, infiltração por centrifugação, infiltração por ultra – som, infiltração eletromagnética, infiltração por pulverização. Nesse trabalho são mencionadas apenas as técnicas industriais mais comuns.

2.8.4 Infiltração sob pressão mecânica

No processo de infiltração sob pressão mecânica, um pistão hidráulico aplica uma pressão controlada sobre o metal líquido para se conseguir a infiltração no pré-formado sem danificá-lo. O pistão forma uma parte significativa do molde, como mostra a Figura 3.2. O processo pode ser assistido a vácuo para facilitar a infiltração e a possibilidade de se trabalhar com pressões menores. A pressão aplicada varia de 10 a 100 MPa, dependendo da aplicação do material (MICHAUD, 2001). Depois de completada a infiltração, é aplicada uma alta pressão para eliminar defeitos de rechupe durante a solidificação do metal. Este processo é muito versátil, conseguindo-se produtos semi-acabados com bom controle da microestrutura e boas propriedades. As desvantagens são o custo alto e o fato de que o reforço deve ser autoportante, antes da infiltração, fato que limita a geometria e a dimensão da peça a ser produzida (RALPH, 1997).

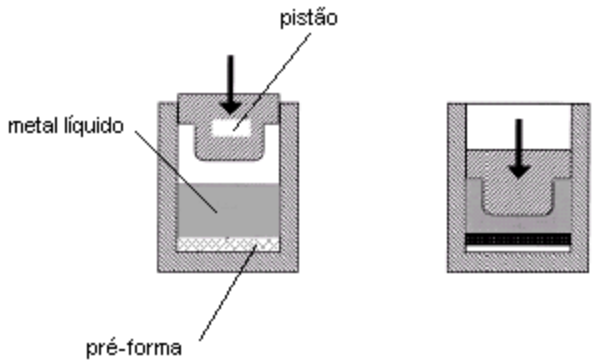


Figura 2.10 - Esquema de infiltração sob pressão mecânica (MICHAUD, 2001)

Com o objetivo de se evitar danos ao pré-formado ou uma distribuição não-homogênea das fibras, por causa da alta pressão, gás pressurizado pode ser usado para direcionar o metal para dentro do pré-formado como apresentado na Figura 2.11. Esse procedimento faz com que se consiga trabalhar a pressões mais baixas.(CARREÑO-MORELLI, 1998)

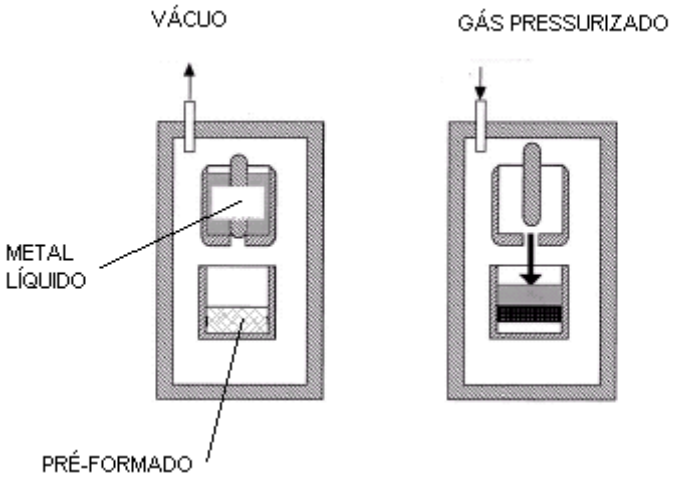


Figura 2.11 - Esquema de infiltração por pressão a gás (MICHAUD, 2001)

2.8.5 Processamento por pulverização

Foram desenvolvidos alguns processos nos quais se faz colidir um fluxo de gotículas metálicas simultaneamente com reforço particulado, pulverizado contra um coletor frio, de maneira a se formar um depósito de compósito. Se o reforço for de fibras, pode ser colocado sobre o coletor e pulverizado posteriormente com o metal líquido. As técnicas empregadas podem ser de duas classes, dependendo se o fluxo de gotículas é produzido a partir do metal líquido ou pela alimentação contínua de metal frio dentro de uma zona quente de injeção rápida. De uma forma geral, os métodos de pulverização são caracterizados por uma rápida solidificação, baixo tero de óxidos, níveis de porosidade significativos e dificuldade para obtenção de uma distribuição homogênea do reforço (CLYNE, 1993)

Processo Osprey

O processo de pulverização foi desenvolvido pela Osprey Metals Ltd (Neath, Reino Unido) na década de 80. É um método para a elaboração de material bruto pelo direcionamento de um fluxo atomizado de metal líquido sobre um coletor dentro de uma câmara fechada; tais processos são conhecidos hoje genericamente por “processos Osprey”. A ALCAN introduziu uma adaptação desse sistema para a produção de CMM, pela injeção simultânea de partículas cerâmicas, embora com limitado sucesso comercial (DANIEL, 1994). O sistema é relativamente versátil e oferece a possibilidade de produtos acabados ou semi-acabados. Também pode ser usado para recobrimento superficial (RALPH, 1997). Embora seja um processamento com a matriz no estado líquido, a velocidade de solidificação na superfície coletora é muito rápida, evitando-se reações indesejáveis entre o reforço e a matriz. A grande vantagem desse processo é a sua flexibilidade. É possível se produzir compósitos “in situ” pelo uso de dois pulverizadores, ou o reforço pode ser depositado em camadas (LINDROOS, 1995). A Figura 3.4 apresenta um esquema de um dispositivo típico para a produção de lingotes cilíndricos.

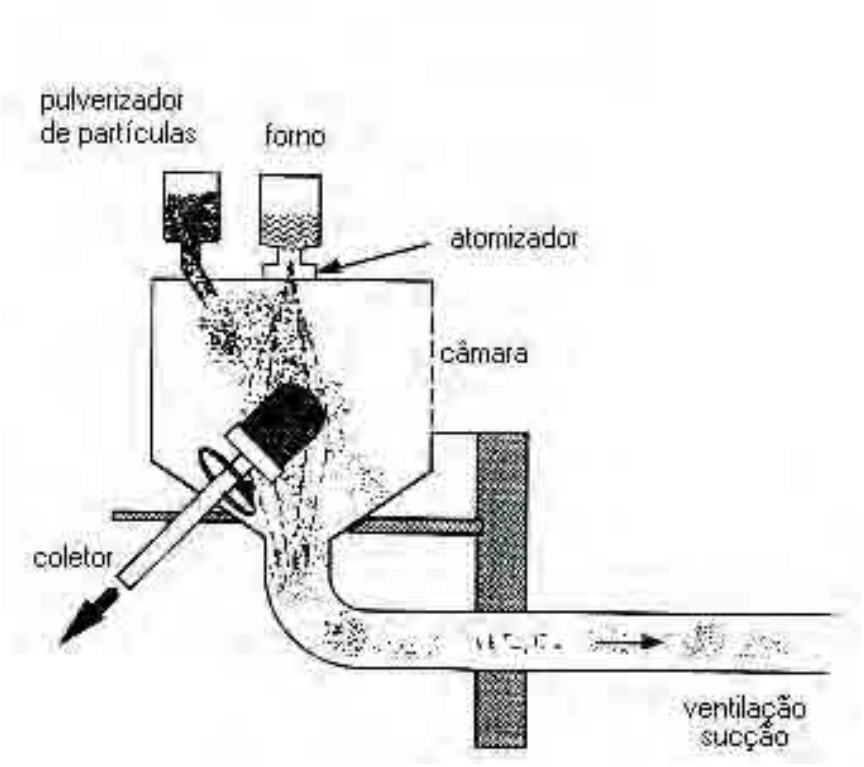


Figura 2.12 – Esquema de fundição pelo processo Osprey (CLYNE, 1993).

2.8.6 Processo por reação (“compósitos in-situ”) - solidificação direcional de eutéticos

A solidificação unidirecional é usada há longo tempo para a produção de material anisotrópico com alto grau de regularidade microestrutural. Em alguns casos especiais, os procedimentos de solidificação unidirecional podem ser usados para a produção de fundidos que de fato são compósitos de matriz metálica. Uma liga binária de composição exatamente eutética resfria a uma determinada temperatura e forma duas fases. Se a fração volumétrica de uma das fases for suficientemente baixa, é energeticamente favorável a sua solidificação em forma de fibras, ao invés de lamelas comuns (CLYNE, 1993).

Dependendo da abrangência da definição de CMM, ferros fundidos e aços poderiam estar enquadrados nessa classe de compósitos, e, assim, para alguns materiais a definição é correta. Os processos reativos superam os problemas de

adsorção entre reforço particulado e matriz, mostrando a possibilidade da produção de dispersões ultrafinas e uniformes, mas um novo problema surge, que é como controlar os tipos e o número de fases e de reforço (JUNVON, 1997)

Martin Marietta Corporation desenvolveu um processo para a fabricação de matriz de alumínio com ““whisker”s” de boretos ou carbetos complexos. Os ““whisker”s” são preparados “in-situ” a partir de elementos do grupo Ti, Zr, Hf, V, Hb, Ta, Cr, Mo e W. Como exemplo os ““whisker”s” podem ser TiNbB, TiTa, NbHfB e TiNbMoB ou carbetos complexos do tipo TiVC, TiNbC, TiZrC e TiTaC. (A nomenclatura descreve apenas os elementos presentes e não a proporção estequiométrica) Os constituintes são misturados como partículas, com diâmetro superior a 45 μm, compactadas à pressão de 275 MPa, e a reação é iniciada pelo aquecimento por rádio-freqüência (GIESKES, 1991).

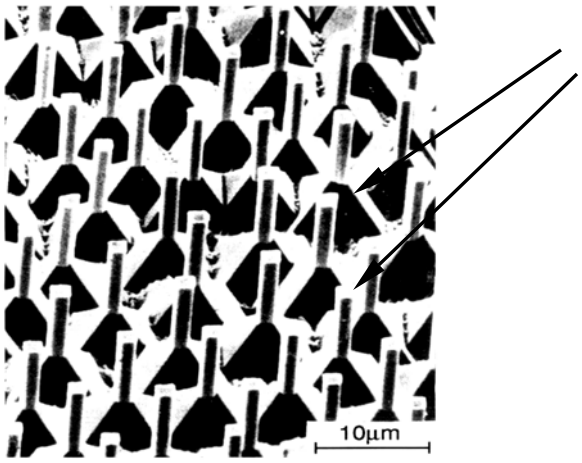


Figura 2.13 - Micrografia de compósito Ni-Cr/TaC 6% em volume, solidificado unidirecionalmente, após ataque profundo para revelar as fibras de TaC (CLYNE, 1993).

2.9 PROCESSAMENTO NO ESTADO SÓLIDO

2.9.1 Metalurgia do pó

O processo de metalurgia do pó usualmente envolve a mistura de pós da liga da matriz com os elementos de reforço, seguido por compactação e sinterização. Portanto usam-se temperaturas mais baixas do que em outros processos, com menor interação entre matriz e reforço (TORRALBA, 2003). O roteiro convencional do processo de metalurgia do pó na fabricação de CMM compreende:

1. Mistura;
2. Consolidação, p.ex., pressão à quente; e
3. Processamento secundário, p. ex., extrusão, laminação (ZHANG, 1998).

A deformação plástica a frio é normalmente aplicada quando há sinterização preliminar, e a deformação plástica a quente ocorre somente quando pressão a frio é aplicada (KACZAMAR, 2000). É importante que todas as partículas estejam homogeneamente distribuídas na mistura para se obter uma boa microestrutura. Quando são ““whisker”s” o material de reforço, requer-se o uso de partículas da matriz com granulometria menor, para aumentar o empacotamento e se obter uma boa dispersão de fibras. Pode ser difícil de se obter uma mistura homogênea, especialmente com fibras (e particularmente com “whisker”), que tendem a persistir na forma de aglomerados com espaços intersticiais muito pequenos para a penetração das partículas da matriz. O tamanho relativo das partículas da matriz e reforço é uma questão significativa na metalurgia do pó de CMM. (CLYNE, 1993) Se a diferença de dimensões entre as partículas da matriz e do reforço é pequena, pode haver uma distribuição uniforme do reforço durante o processamento secundário, mas, quando a diferença é grande, uma boa distribuição torna-se mais difícil, especialmente se a fração volumétrica do reforço for grande (ZHANG, 1997). Portanto, pode ser estabelecida uma relação entre dimensões do pó matriz , do reforço e a fração volumétrica. Todas as propriedades do CMM podem ser melhoradas, nas etapas finais, através de forjamento, laminação e extrusão (TORRALBA, 2003). A Figura 3.6

apresenta o processamento básico, e a Figura 2.14, uma seqüência típica de extrusão para CMM .(TORRALBA, 2003). A técnica da metalurgia do pó para a fabricação de CMM tem sido largamente utilizada com ligas de magnésio, de alumínio e ligas de cobre (KACZAMAR, 2000). É uma técnica versátil que oferece excelente controle sobre o conteúdo de reforço (CLYNE, 1993). Entretanto, o processo tende a ser mais caro do que no processamento líquido e envolve questões de riscos para a saúde e acidentes, como pirofosforicidade e explosividade, respectivamente.

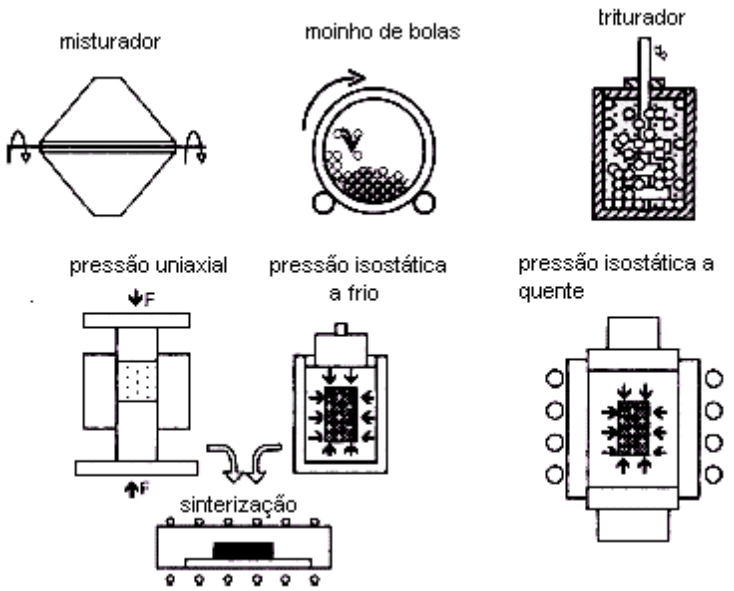


Figura 2.14 - Processo convencional de metalurgia do pó (TORRALBA, 2003).

2.9.2 União por difusão de folhas metálicas

É uma técnica utilizada principalmente com fibras longas e que consiste na colocação de um arranjo de fibras entre finas folhas metálicas, seguidas por operações de pressão a quente (CLYNE, 1993). Devido a algumas propriedades inerentes ao titânio, que é a capacidade de absorver grandes quantidades de impurezas e de dissolver seu próprio óxido, a temperaturas de 700°C (as condições adequadas de

produção envolvem temperaturas de 900°C por algumas horas), tem se explorado extensivamente o desenvolvimento de CMM avançados com matrizes de titânio e reforço de fibras longas. O processo é caro, mas podem ser encontradas aplicações em casos críticos. Um sistema mais barato e menos sofisticado tem sido estudado recentemente e tem como objetivo o desenvolvimento de alumínio reforçado de custo relativamente baixo na produção de fios para linhas de transmissão de energia elétrica (RALPH, 1997).

2.10 PROCESSAMENTO NO ESTADO DE VAPOR

2.10.1 Deposição física de vapor (“Physical Vapour Deposition – PVD”)

Muitos processos PVD têm sido usados na fabricação de CMM. Todos são relativamente lentos, sendo que o mais rápido é o processo por evaporação, que envolve a vaporização térmica de material em um vácuo relativamente alto. Um processo para fabricação de fibras longas de titânio reforçado envolve a passagem contínua da fibra, através de uma região que tem uma alta pressão relativa do metal a ser depositado, onde a condensação acontece para se produzir uma fina cobertura sobre a fibra. O vapor é produzido pela incidência de um feixe de elétrons de alta potência (~10kW) sobre a extremidade de uma barra sólida. (CLYNE, 1993)

3. PROCESSO DE FUNDIÇÃO POR AGITAÇÃO MECÂNICA

3.1 INTRODUÇÃO

Em linhas gerais, esta técnica envolve a fusão do material da matriz seguida pela introdução do reforço com agitação por meios mecânicos. A próxima etapa é a solidificação sob determinadas condições para se obter uma distribuição adequada da fase dispersa na matriz. O processo por agitação é relativamente simples e barato e produz compósitos com propriedades comparáveis aos daqueles obtidos por métodos sofisticados e caros (XIANDONG, 1997). Pode ser feito pelo uso de equipamento convencional de fundição e conduzido de forma contínua ou não-contínua. Vem sendo utilizado comercialmente para a produção de compósitos particulados com matriz de alumínio e é adequado para utilização em processamento secundário (HULL, 1996).

O processo por agitação é considerado promissor. Suas vantagens estão na simplicidade, no custo (que é o mais baixo entre todos os sistemas de produção de compósitos de matriz metálica), na possibilidade de produção em massa, além de permitir a produção de peças com grande variação de formas e dimensões. O custo de preparação de compósitos pelo processo de agitação é de cerca de um terço a metade do custo de outros processos competitivos, e, para grandes volumes de produção, o custo projetado cai para um décimo. A Tabela 4.1 faz uma comparação entre alguns fatores em diferentes processos de fabricação (HASHIM, 1999).

Tabela 3.1 – Comparação entre alguns fatores relevantes para a avaliação de um processo de fabricação de CMM (HASHIM, 1999).

Processo	Forma e dimensões	Fração volumétrica	Danos ao reforço	Custo
Agitação	Grande variação de formatos e dimensões; peças superiores a 500 kg	Acima de 30 %	nenhum	baixo
Fundição por compressão	Limitado pelo forma do pré-formado; espessuras superiores a 2 cm	Acima de 45%	severos	médio
Metalurgia do pó	Formato variado; dimensões restritas	*	Fraturas	alto
Pulverização	Formatos restritos; grandes dimensões	De 30% a 70%	*	alto
Processo Lanxide	Limitado pelo pré-formado; restrição a dimensões	*	*	alto

* não informado

Observa-se que a maioria dos processos para fabricação de compósitos, utilizados atualmente, tem em comum a complexidade e o alto custo, o que implica limitações comerciais na aplicação desses materiais.

3.2 FATORES QUE INFLUENCIAM O PROCESSO

Na preparação de compósitos de matriz metálica pelo processo de agitação, há muitos fatores que devem ser considerados, incluindo os seguintes:

1. a dificuldade de se conseguir uma distribuição uniforme do reforço;
2. a adsorção entre os principais constituintes;
3. a porosidade; e
4. a reações químicas entre a matriz e o reforço (HASHIM, 1999).

Com o objetivo de se encontrar propriedades ótimas, a distribuição do reforço deve ser a mais uniforme possível, a adsorção e adesão entre os constituintes devem

ser otimizadas, o nível de porosidade deve ser reduzido e evitadas possíveis reações químicas entre o reforço e a liga da matriz.

3.2.1 Homogeneidade da distribuição do reforço

Há muitas fontes de heterogeneidade do reforço, na produção de compósitos por agitação, incluindo aglomeração e sedimentação do particulado na matriz líquida e segregação como resultado do avanço da interface sólido/líquido durante a solidificação. Esse último efeito é provavelmente o mais difícil de se eliminar. Pode-se melhorar a situação por uma solidificação suficientemente rápida (CLYNE, 1993).

A distribuição do reforço é influenciada durante todas as etapas do processamento:

(a) distribuição do particulado na matriz líquida como resultado da agitação.

(b) distribuição do particulado na matriz líquida, após a agitação, mas antes da solidificação.

(c) redistribuição do particulado como resultado do processo de solidificação.

O tipo de agitador utilizado, a temperatura durante a agitação, a quantidade e a natureza das partículas são alguns dos principais fatores a serem considerados na investigação desse fenômeno. A dispersão apropriada do particulado na matriz é também afetada pela velocidade, pela temperatura de vazamento e pelo sistema de canais de alimentação. O método de introdução das partículas na matriz líquida é um dos aspectos mais importantes no processo de fundição. Ele ajuda na dispersão adequada do reforço (HASHIM, 1999).

O tipo de agitador utilizado desempenha um papel importante na obtenção de homogeneidade. Parâmetros como, diâmetro, largura, ângulo entre pá e eixo e o número de pás do agitador são cruciais. Para a obtenção das melhores características do compósito, é essencial um entendimento apropriado dos parâmetros do agitador. Os agitadores radiais podem ser dois tipos (Figura 3.1). O processo de mistura de CMM difere dos sistemas prescritos pela engenharia química. A razão principal é que o

estudo da mistura de suspensões sólidas, na engenharia química, considera uma perfeita adsorção entre as partes; não é o que acontece na maioria dos CMM, onde a adsorção é extremamente pobre. Alguns trabalhos têm usado o agitador do tipo radial para a produção de CMM (ANIBAN, 2002). A Figura 3.2 apresenta esquemas de outros tipos de agitadores que também podem ser utilizados.

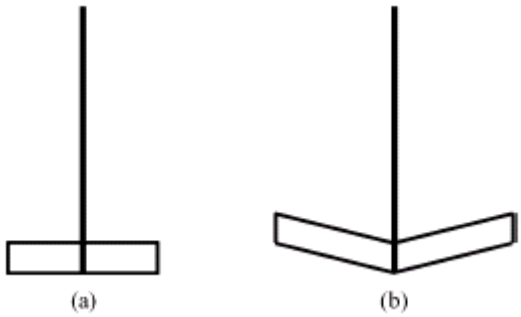


Figura 3.1 – Esquemas de agitadores do tipo radial. O tipo b apresenta ligeira inclinação das pás com o eixo (ANIBAN, 2002)

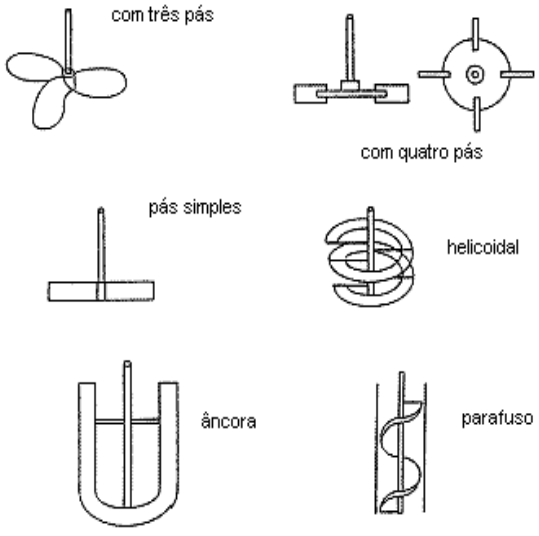


Figura 3.2 –Esquemas de agitadores mecânicos (HASHIM, 1999).

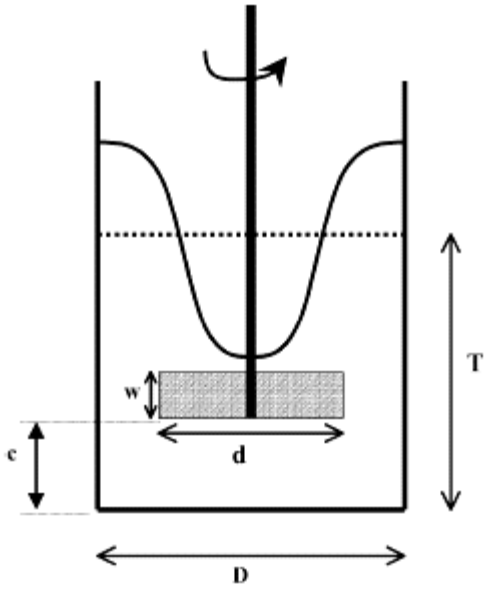


Figura 3.3 – Dimensões de cadinho e agitador. D – diâmetro do cadinho; d – diâmetro do agitador; T - altura do líquido; w – altura da lâmina do agitador; c – folga entre agitador e o fundo do cadinho (ANIBAN, 2002).

A literatura menciona que alguns pesquisadores têm utilizado agitadores axiais para a síntese de CMM, e as dimensões relativas d/D – agitador/cadinho (veja Figura. 3.3) estão apresentadas na tabelas 3.1 e 3.2.

Tabela 3.2 – Tipos de agitadores e relação d/D escolhidos por pesquisadores para a síntese de CMM (ANIBAN, 2002).

Pesquisador	CMM	Tipo de agitador	d/D
Rana et al.	Al-SiC_p	Radial	0,63
Surappa e Rohatgi	Al-grafite	Axial	0,32
Quigley et al.	Al-$Al_2O_{3\,p}$	Axial	0,75
Mohanty et al.	Al-$Al_2O_{3\,p}$	Axial	0,454
Ghosh and Ray	Al-$Al_2O_{3\,p}$	Axial	0,63

Tabela 3.3 – Relações entre w/D (ver Figura 3.3), escolhidas por alguns pesquisadores (ANIBAN, 2002).

Pesquisador	CMM	w/D
Rana et al.	Al-SiC	0,5
Zurrapa e Rohatgi	Al-grafite	0,25
Badia et al.	Al-grafite	0,3

3.2.2 Adsorção

A adsorção pode ser definida como a habilidade de um líquido para cobrir a superfície de um sólido; relaciona-se com a extensão do contato entre líquido e sólido. A incorporação bem-sucedida de partículas cerâmicas sólidas, em um metal fundido, requer que o metal possa "molhar" a fase sólida. A questão envolve a química na superfície e a tensão superficial. Devem ser consideradas a contaminação e a oxidação de camadas da superfície sólida. As providências que podem ser tomadas para melhorar a adsorção incluem o recobrimento do reforço, a adição de elementos de liga na matriz líquida, o tratamento térmico das partículas e a irradiação por ultra-som no fundido (HASHIM, 1999).

3.2.3 Fatores que reduzem a adsorção

Geralmente, a presença de películas de óxido sobre a superfície do metal líquido impede a adsorção do metal. Esta camada de óxido cria uma barreira nas partículas impedindo a penetração do metal, especialmente quando o reforço é introduzido pela parte superior do fundido. O alumínio tem uma grande afinidade com o oxigênio; por exemplo, a 400°C, é formada uma camada de 50 nm em uma liga de alumínio em 4horas (!981WEFER[*], K., apud HASHIM, 2001a). Portanto, é muito difícil evitar a formação de óxidos em sistemas baseados em alumínio.

[*] WEFER, K., Aluminium 57 (1981) p 722-726 apud HASHIM, J. et al. The wettability by molten aluminium alloy. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 119, n. 2, p. 324-328, 2001.

Tem sido observado que a superfície de partículas cerâmicas normalmente está coberta com uma camada de gás oriunda da atmosfera. Esta camada impede o contato do metal líquido com a superfície de cada partícula individualmente; quando a concentração do particulado cresce, as camadas de gás tendem a formar pontes levando à total expulsão do particulado pelo metal líquido. Portanto, é essencial que essas camadas de gases sejam retiradas antes da síntese do compósito. O procedimento usual é o tratamento térmico das partículas.

As propriedades da superfície das partículas também afetam a adsorção, que pode ser reduzida pela absorção de contaminação sobre a mesma. Por exemplo, a adsorção do SiC por metal é freqüentemente diminuída pela presença de camadas de óxidos de silício sobre a superfície sólida. Como resultado, observa-se uma temperatura de transição entre a situação de adsorção e não-adsorção. Esta temperatura é determinada pela cinética de difusão do metal através da camada de óxido.

A completa adsorção torna-se mais difícil de se obter com a diminuição do tamanho da partícula por causa do aumento da energia superficial requerida, para que a superfície do metal deforme-se, para atingir diâmetros menores, para envolver a partícula. Partículas menores são também mais difíceis de dispersar pelo aumento da área superficial. Pós muito finos têm a tendência de aglomerar (HASHIM, 2001a).

3.2.4 Métodos para melhorar a adsorção

Muitas tentativas têm sido feitas para melhorar a adsorção de partículas por ligas de alumínio. Como por exemplo:

(a) adição de elementos de liga;

(b) recobrimento das partículas cerâmicas; e

(c) tratamento das partículas cerâmicas.

3.2.5 Adição de elementos de liga

Os compósitos produzidos por técnicas no estado líquido apresentam uma grande melhoria na adsorção quando elementos reativos são adicionados à liga. Por exemplo, a adição de magnésio, titânio ou zircônio reduz a tensão superficial do metal líquido, diminuindo a energia superficial da interface sólido/líquido.

Nos sistemas de compósitos com matriz de alumínio, o magnésio tem um efeito maior, nesse sentido, que outros elementos já testados como cério, lantânio, zircônio, titânio, bismuto, chumbo, zinco ou cobre. O magnésio tem sido usado com sucesso particularmente em promover a adsorção da alumina. A redução da tensão superficial é bastante abrupta na fração de 1% em peso; Sukumaran et al concluíram que a adição de magnésio se faz necessária durante a síntese do compósito A356 – SiC, pelo método de agitação mecânica, e determinaram que a fração ótima para se obter a melhor distribuição e melhores propriedades mecânicas deve ser ao redor de 1% em peso. A adição abaixo desse valor resulta na formação de aglomerados e em uma distribuição não-uniforme.

O magnésio também evita reações na superfície das partículas com a formação de novos compostos, reduzindo a energia na interface sólido/líquido. É um poderoso eliminador de oxigênio, reagindo com o oxigênio presente na superfície das partículas, aumentando a adsorção das mesmas e reduzindo a tendência à aglomeração.

Apesar da grande influência e utilidade do magnésio , deve haver cuidados na sua adição, pois o seu excesso no alumínio líquido altera a microestrutura pela formação de constituintes de baixo ponto de fusão que deterioram as propriedades mecânicas. A adição de 3 % em peso de magnésio na liga A356 permite a formação da fase de Mg_5Al_8 com ponto de fusão de 450°C. A fluidez do metal líquido também é diminuída com a adição de magnésio (HASHIM, 2001a).

3.2.6 Recobrimento das partículas cerâmicas

O recobrimento das partículas cerâmicas com metal, antes da síntese do compósito, é uma forma de se melhorar a adsorção das partículas. Quase todos os metais líquidos “molham” bem metais sólidos. podem ser aplicados recobrimentos de diversas formas como deposição química por vapor, diversas formas de deposição por plasma, cementação, processos sol- gel.

Níquel e cobre são usados como material para recobrimento em vários sistemas de compósitos. Prata e cromo também têm sido propostos. Entretanto, o níquel é mais freqüentemente usado nos sistemas com alumínio. A interação entre o recobrimento e o metal líquido, durante a agitação, e sua influência na microestrutura do compósito não está bem compreendida (HASHIM , 2001b).

3.2.7 Tratamento térmico das partículas cerâmicas

Agarwala e Dixit[*] (apud HASHIM, 2002a) observaram a importância do pré-aquecimento na incorporação de partículas de grafite em ligas de alumínio. Quando as partículas não eram pré-aquecidas não havia retenção, ocorrendo o contrário quando eram pré-aquecidas. O aquecimento de carbeto de silício a 900°C ajuda na remoção de impurezas superficiais, na desabsorção de gases, e na alteração da composição da superfície, devido à formação de uma camada de óxido. A capacidade dessa camada de óxido em melhorar a adsorção das partículas pelo metal líquido tem sido sugerida por diversos investigadores, e sua atuação é distinta do óxido formado pelo metal líquido que constitui uma barreira à incorporação. A adição de alumina pré-aquecida em ligas Al-Mg, no estado líquido, também melhora a adsorção da alumina. Técnicas de ultra-som, várias técnicas de ataque químico e aquecimento em atmosferas específicas podem ser usadas para limpar a superfície das partículas.(HASHIM, 2001b).

[*] **V, Argawala, D.Dixit**, Trans. Jpn. Inst. Met. 22(1981)521-526, apud J. HASHIM 2002

3.2.8 Porosidade

A fração de porosidade e a sua distribuição em metais fundidos desempenham um papel importante nas propriedades mecânicas do material. O nível de porosidade deve ser mínimo; não pode ser totalmente evitado durante o processo de fundição, mas deve ser controlado. De maneira geral, a porosidade surge por três motivos:

(a) absorção de ar durante a agitação;
(b) formação de hidrogênio pela dissociação de moléculas de vapor d'água; e
(c) contração volumétrica durante o processo de solidificação.

Os parâmetros do processo como tempo de agitação, velocidade e o tipo de agitador influenciam o desenvolvimento da porosidade. Ghost and Ray[*](1988 apud HASHIM, 1999) demonstraram por estudos experimentais que o aumento da temperatura de trabalho diminui a porosidade. Recomenda-se que as pás do agitador devem ser colocadas, de forma a ter 35% de líquido abaixo e 65% acima da mesma (ANIBAN, 2002). Já foi observado que a quantidade de poros devido a gases, em metais fundidos, depende mais da fração de inclusões do que da quantidade de hidrogênio dissolvido. Como os compósitos fundidos têm uma grande quantidade de partículas não-metálicas em suspensão, o potencial para a formação de bolhas de gás é enorme.

A porosidade em CMM resulta primariamente de bolhas de ar na superfície das partículas sendo que a maior parte do gás absorvido pela superfície das partÍculas é vapor d'água e aumenta com a diminuição da granulação da partícula. Há possibilidade de que a liberação de vapor de H_2O da superfície do particulado possa ser obtida por tratamento isotérmico a 600°C.

Oxigênio e hidrogênio são fontes de dificuldades em fundição de ligas leves. A grande afinidade do alumínio com o oxigênio produz redução do vapor de H_2O com a

[*] GHOST P.K.; RAY S., Fabrication and properties of compocast aluminum-alumina particulate composite**. Indian J. Technology**. New Delhi. 26(1988) 83 apud HASHIM, J.; LOONEY, L; HASHMI, M.S.J. Metal matrix composites: production by stir casting method. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 92-93, p. 1-7, 1999.

conseqüente formação de hidrogênio, que é prontamente dissolvido no alumínio líquido.

Diversas estratégias têm sido usadas para minimizar a porosidade, tais como:

(a) uso de vácuo;

(b) injeção de gás inerte através do fundido;

(c) fundição sobre pressão;

(d) compressão e extrusão ; e

(e) laminação do material após fundição para fechar os poros (HASHIM, 1999).

3.2.9 Reatividade química entre matriz e reforço

A fundição com agitação envolve um contato prolongado entre o metal líquido e o reforço, que causa reações substanciais na interface. O sistema alumínio - carbeto de silício tem sido estudado em detalhes, no qual a formação de Al_4C_3 e a presença de Si podem ser altas. Ambos aumentam a viscosidade da pasta, tornando o vazamento mais difícil e também contribuem para a diminuição das propriedades finais do compósito. O silício influencia a velocidade da reação que pode ser reduzida ou mesmo tornar-se zero, se for usada uma liga rica em silício. A cinética da reação e os níveis de silício necessários são tais, que a fundição de Al/SiC_p, envolvendo operações prolongadas a temperaturas acima de fusão, torna adequado o uso de ligas ricas em silício, mas não para todas. Esta é uma das razões do interesse comercial na produção dos sistemas alumínio-alumina, embora esse sistema apresente massas específicas ligeiramente superiores aos do alumínio-carbeto de silício (DANIEL, 1994).

3.3 VARIAÇÕES DOS PROCESSOS NA PRODUÇÃO POR AGITAÇÃO MECÂNICA

Os processos utilizados na produção de compósitos por fundição com agitação, sob o aspecto temperatura – tempo, podem ser agrupados da seguinte forma:

(a) agitação no estado totalmente líquido;
(b) agitação isotérmica no estado semi-sólido, compofundição; e
(c) agitação contínua no estado líquido, e isotérmica no estado semi-sólido (agitação em duas etapas).

Nesse estudo, o foco é no grupo (c), agitação contínua no estado líquido e isotérmico no estado semi-sólido, seguido de reaquecimento entre 650°C e 700°C para vazamento em lingoteira.

Quando as partículas de alumina são adicionadas ao metal líquido, observa-se que elas flutuam na sua superfície, devido a sua menor massa específica, em relação ao metal líquido. A alta tensão superficial e a fraca “molhabilidade” das partículas também colaboram para isso. A agitação mecânica pode remover os dois primeiros obstáculos, mas o problema da fraca “molhabilidade“ não pode ser resolvido com agitação no estado totalmente líquido. Quando a agitação cessa, as partículas tendem a voltar à superfície. Essas partículas aglutinam-se formando bolsas que podem ser perfuradas, mas que voltam a se formar. A explicação geralmente aceita para esse fenômeno é a presença de camadas de gás na superfície das partículas. É esperado que, no estado semi–sólido, a abrasão e colisão das partículas com a fase alumínio α em formação possam ajudar a quebrar as camadas de gás promovendo a “molhabilidade”. Quando as camadas de gás são quebradas e as partículas “molhadas”, elas tendem a se depositar no fundo do cadinho, devido ao aumento de sua massa específica. Para se conseguir uma distribuição homogênea torna-se necessária uma agitação no estado totalmente líquido (ZHOU, 1997). Este é fundamento do processo em estudo.

Em estudos da adsorção do carbeto de silício pelo alumínio, Hashim et al (2001), chegaram à conclusão de que a agitação no estado líquido, seguida por

agitação no estado semi-sólido, resulta em boa “molhabilidade”. Por outro lado, os autores indicam que a taxa de resfriamento do líquido até chegar ao estado pastoso influencia o processo; quanto maior a taxa de resfriamento nessa faixa, melhor a “molhabilidade”.

Vários pesquisadores já utilizaram procedimento semelhante, como o adotado por Umit Cocen e Kazim Onel (1996) para a produção de compósitos a partir da liga Al 5% Si 0,2% Mg e carbeto de silício:

> (.....) os compósitos foram produzidos em um forno de indução com proteção de argônio. O carbeto foi oxidado a 900°C por 2horas e adicionado gradualmente na liga a 600°C, agitado em um misturador especialmente projetado. A pasta foi aquecida até 750°C e mantida a esta temperatura por 5 minutos enquanto agitada continuamente. Foi então vazada em molde (....)

Pode-se citar também Young-Ho Seo e Chung-Gil Knag (1995) em trabalhos com a liga Al 7%Si - Mg 0,4% e carbeto de silício:

> (.....) 410-425 g de liga foi carregada no cadinho e fundida. Quando a temperatura do líquido atingiu 700°C, a adição de partículas iniciou (.....) As partículas foram adicionadas uniformemente por um período de tempo de aproximadamente 30 minutos (.....) A velocidade de agitação foi variada de 300 a 800 rpm, e o tempo de agitação foi variado de 5 a 90 minutos.

Zhou e Xu (1997) descrevem da seguinte forma o processo para a obtenção de compósitos com matriz A356 e SiC, 25 μm:

> A temperatura do forno foi primeiramente elevada acima da *liquidus* para fundir os cavacos da liga completamente e então resfriada ligeiramente abaixo da liquidus para manter a pasta no estado semi-sólido. Nesse momento, as partículas de SiC pré - aquecidas foram adicionadas e misturadas manualmente. A mistura manual foi usada porque é muito difícil se misturar usando-se um dispositivo automático quando a liga está no estado semi – sólido (.....) o compósito foi reaquecido para o estado totalmente líquido, e uma agitação mecânica automática foi levada por cerca de 20 minutos à rotação média de 150 – 200 rpm.

Bastante interessante é a seqüência adotada por Li et al(1995):

> As partículas de alumina foram pré-aquecidas a 800°C por 1 ½ h e depois adicionadas à liga de alumínio no estado semi-sólido (com a adição de 0,5% de Li para melhorar a adsorção (.....) seguida imediatamente de forte agitação (.....) a mistura foi novamente aquecida..... quando a temperatura começou a cair novamente foi novamente agitada (.....) o procedimento foi repetido duas vezes (.....) Quando as partículas estavam misturadas com o alumínio, a temperatura foi aumentada para 800°C e agitada por 20 min (.....) A mistura a 720°C foi então vazada em molde.

As Tabelas 3.4 e 3.5 são uma síntese dos sistemas adotados por alguns pesquisadores

Tabela 3.4 - Quadro resumo com procedimentos adotados por alguns pesquisadores.

	Young-Ho Seo(1995)	Hashim(2001b)	Agarwala(1981)
Liga	Al 7%Si-0,4 Mg*	Al 8,5-9,5%Si	Al 7079 0,6%Cu
Partícula	SiC_p 22 μm	SiC_p 30 μm	Grafite
Proteção	Argônio	Nitrogênio	
Pá	4 pás	†	
Temperatura inicial	700°C	700°C	
Início da incorporação	700°C	700°C	
Queda da temperatura		550°C	
Tempo de incorporação	30 min		
Rotação	300 a 800 rpm		25 - 50
Tempo total de agitação	De 5 a 90 min		150 seg
Temperatura de vazamento	700°C	700°C	
Tratamento da partícula	Pré - aquecida		Pré - aquecida

* As indicações são dos principais elementos de liga.
† † As células vazias significam informação não-disponível.

Tabela 3.5 - Quadro resumo com procedimentos adotados por alguns pesquisadores.

	Abdel-Azim(1995)	Brabazon(2002)	Sui Xiandong(1997)
Liga	4%Cu;2%Mg	A356 – Al 4%Si	11-13% Si
Partícula	$Al_2 O_3$100 μm	SiC_p	SiC;Si_3N_4;B_4C; Al_2O_3
Proteção			nitrogênio
Pá	4 pás		
Temperatura inicial		20°C acima da *liquidus*	100°C acima da *liquidus*
Início da incorporação			
Queda da temperatura		570 - 595	
Tempo de incorporação			
Rotação			
Tempo total de agitação	2-3 min		8 min após incorporação
Temperatura de vazamento	700°C	20°C acima da *liquidus*	700°C
Tratamento da partícula	Recobrimento*		900°C por 6h†

* A técnica de recobrimento, usada pelos autores, envolve imersão da alumina em solução de HNO_3 e posterior imersão em solução rica em íons Na por várias horas, seguido de secagem. O tratamento com HNO_3 é para a limpeza da superfície, e os íons de sódio devem aderir à superfície da alumina e fundir à determinada temperatura, recobrindo a mesma. O processo é protegido pela patente n° 9010607, Egyption Patent Office,1990

† Os autores trataram as partículas em banho de acetona com ultra-som. A acetona auxilia na eliminação da água molecular.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 CONCEPÇÃO E PROJETO

4.1.1 Parâmetros e elementos básicos

O dispositivo para a realização dos experimentos deste trabalho foi concebido e projetado para ter a maior versatilidade possível, com o objetivo de controlar e variar os principais parâmetros do processo, tendo em vista estudos futuros. Os parâmetros em questão são os seguintes:

1. Tempo de agitação;
2. Velocidade de agitação;
3. Taxa de resfriamento até a linha *liquidus*;
4. Formato da haste de agitação;
5. Granulometria do material cerâmico; e
6. Condições e temperatura de vazamento.

A concepção geral do projeto foi inspirada na literatura existente sobre o assunto. Observe-se que essa literatura nem sempre dá indicações claras sobre a construção do equipamento, contendo quase sempre referências genéricas.

O dispositivo é constituído dos seguintes elementos:

a) Estrutura de sustentação;
b) Motor elétrico;
c) Inversor de freqüência;
d) Haste de agitação;
e) Forno tubular elétrico;
f) Controlador microprocessado de temperatura;
g) Cadinho;
h) Sistema móvel para retirada do cadinho; e
i) Sistema para fornecimento de argônio.

4.1.2 Descrição e detalhes

a) Estrutura de sustentação

A estrutura de suporte do equipamento foi construída em cantoneiras tipo L, de 50 x 50 x 5 mm, em aço 1020, de uso comum em serralheria. Possui quatro colunas que servem de sustentação a duas mesas, com medida de 500x500 e 5 mm de espessura em placas de aço galvanizadas. A mesa inferior, que é fixa, serve de sustentação ao forno, e a superior, ao motor elétrico. Toda a estrutura foi soldada, sendo que a mesa superior pode ser regulada em sua altura por quatro parafusos passantes por ranhuras. A finalidade desse detalhe é a possibilidade de regulagem da distância entre o forno e o motor, para se evitar temperaturas excessivas no seu interior; também propicia a possibilidade de se trabalhar com hastes de comprimentos diferentes. A regulagem do comprimento da haste é uma das alternativas, para se contornar problemas de vibração em determinadas rotações. Nesta mesa foi executado um furo de diâmetro de 50 mm para permitir a visualização do interior do forno, e um outro furo menor, para a passagem de termopar e do tubo de argônio. A mesa inferior foi furada para permitir a entrada e saída do cadinho. O cadinho é movimentado por um sistema constituído de duas roldanas, cabos de aço retirados de embreagens de automóvel e manivela colocada na lateral da estrutura. Junto da estrutura foi soldada uma pequena mesa auxiliar(Figuras 4.5 e 4.6).

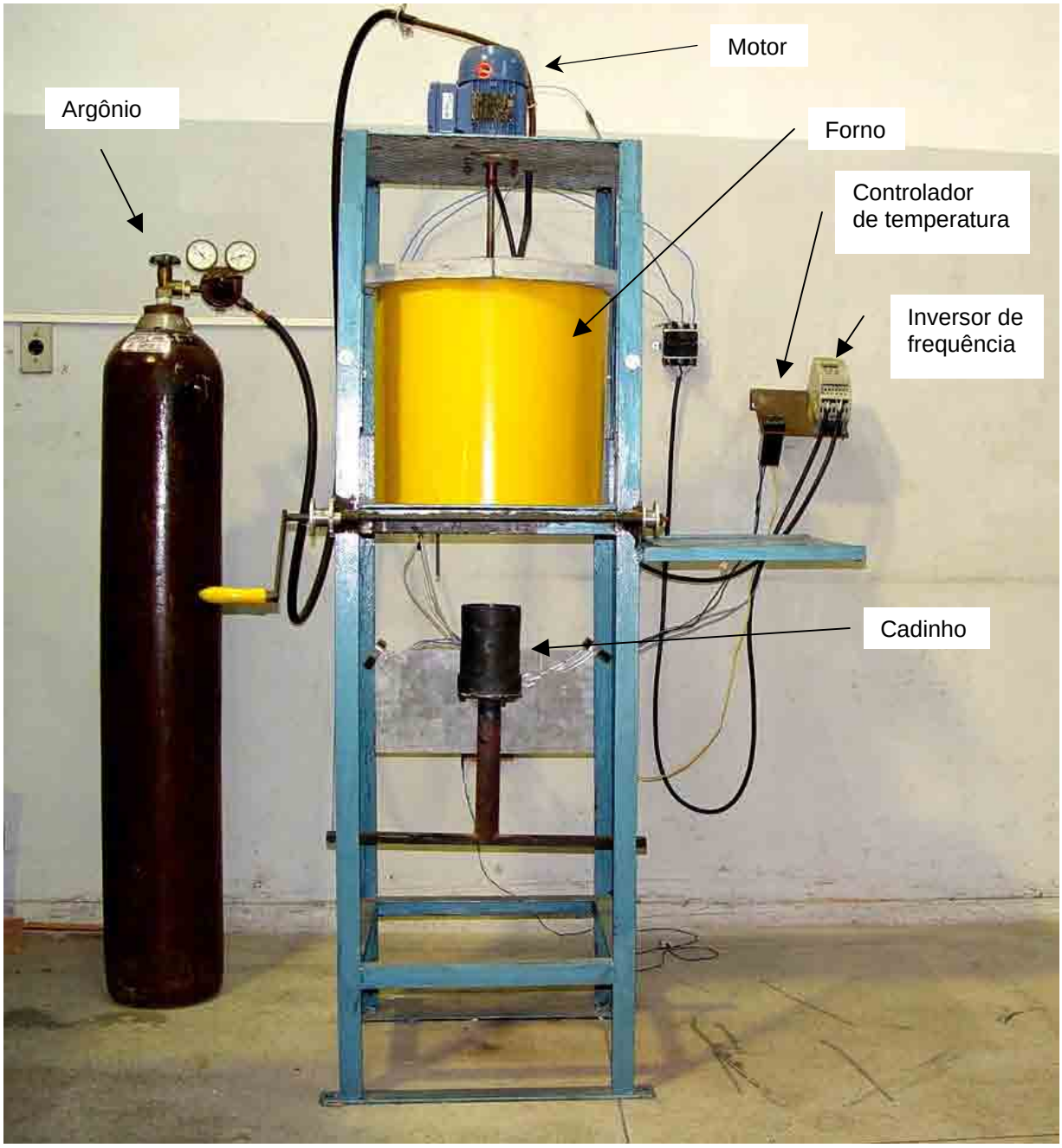


Figura 4.5 – Vista geral do equipamento.

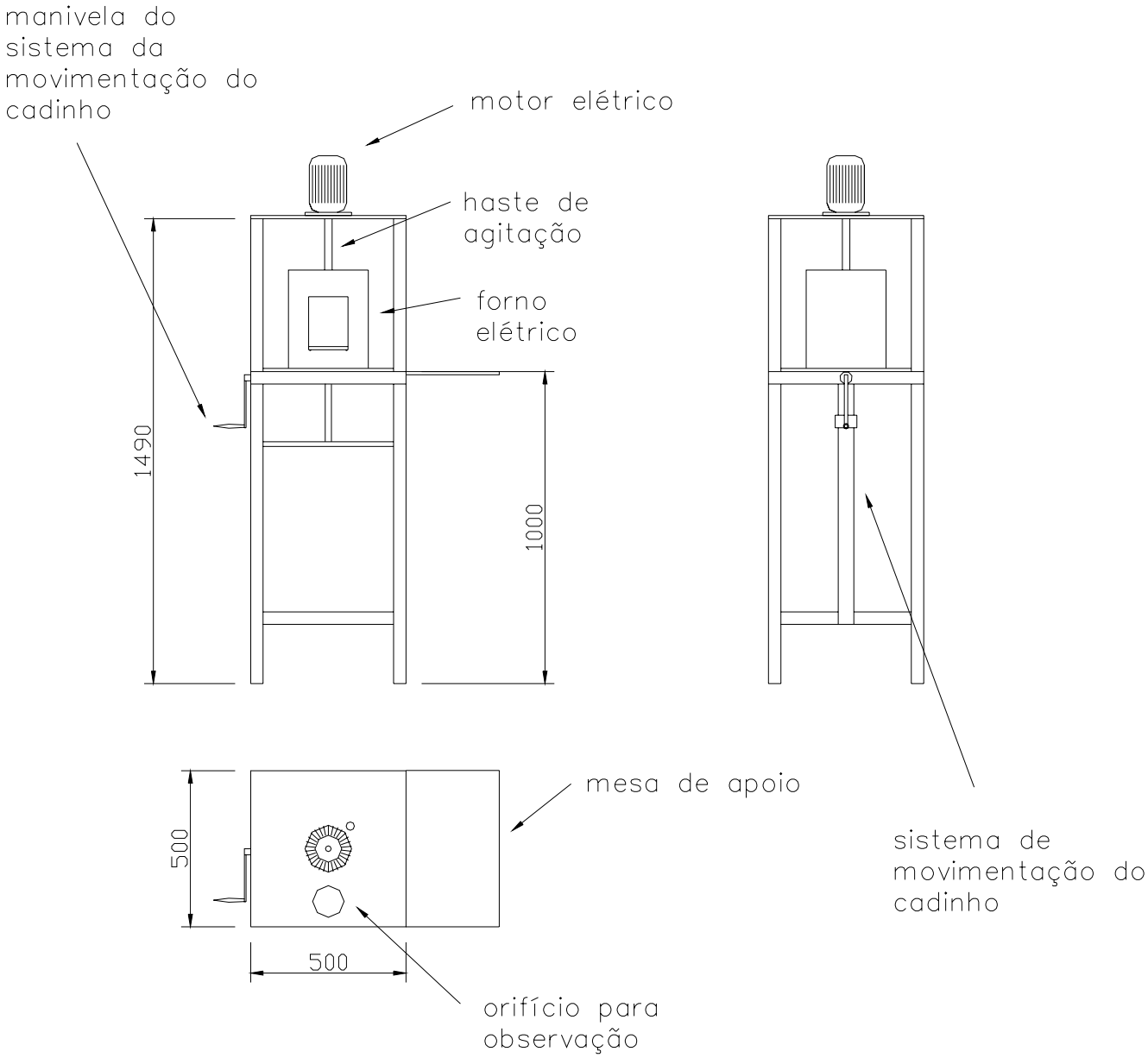


Figura 4.6 – Montagem completa do dispositivo (dimensões em milímetros)

b)Motor elétrico

O motor é de 0,25 CV, 2 pólos, 220 V, com flange. Foi fixado na mesa superior por quatro parafusos e um furo central para a passagem do eixo. Toda a furação da mesa é maior do que a requerida para permitir o posicionamento correto do motor. A conexão com a haste de agitação foi feita com luva de latão, fixada ao eixo do motor por pressão e com o uso de chaveta. A fixação da haste a luva é feita por parafuso tipo

Hallen, tudo para se evitar a introdução de elementos que possam causar desequilíbrios indesejáveis no eixo.

c) Inversor de freqüência

O inversor é o CFWOB 0160 T 2024 PSI. Tanto o motor como o inversor, foram adquiridos do mesmo fabricante para se garantir um bom funcionamento do sistema de controle da velocidade de rotação. O conjunto inversor / motor amplia muito o horizonte de estudo, com a possibilidade de variar a rotação de 0 a 3600 rpm. Possui também proteção contra travamentos, pois a possibilidade de ocorrer travamento é grande, já que a etapa de agitação, no processo em estudo, ocorre abaixo da temperatura *liquidus* da liga metálica.

d) Haste de agitação

Utilizaram-se hastes de aço inox 304, diâmetro 13mm. A pá de agitação é do tipo radial, também em aço inox. A fixação da lâmina na haste foi feita por um pequeno rasgo e fixada por pressão. A haste e a lâmina sofrem severo processo de corrosão e erosão e são considerados componentes de consumo (Figura 4.8). A aplicação de um revestimento com uma “tinta” de alumina diminuiu esse ataque e aumentou a durabilidade da haste.

Figura 4.7 – Hastes utilizadas. Observe-se o desgaste causado pelo ataque do alumínio

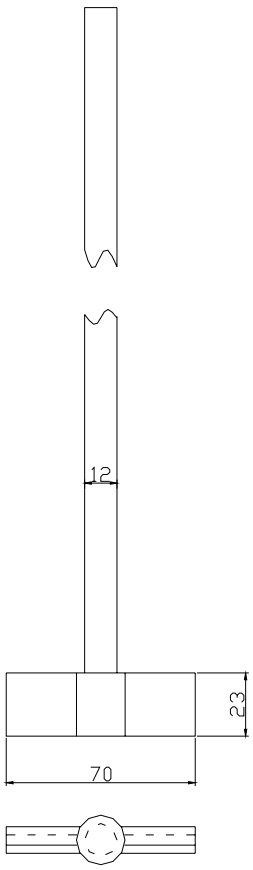


Figura 4.8 – Esquema de haste utilizada nos experimentos.

e) Forno tubular elétrico

O forno foi construído na forma tubular, com diâmetro bem próximo do diâmetro externo do cadinho. É aberto nas duas extremidades, na inferior, para a entrada e saída do cadinho, e na superior, para a colocação da haste de agitação. Tem potência de 3960 W - 220V

A resistência do forno, em fio Kanthal A1, foi enrolada em um tubo de PVC do diâmetro desejado. Depois, esse conjunto foi colocado dentro de um recipiente cilíndrico que funciona como fôrma para o concreto refratário, no caso uma lata de 20 litros usada como embalagens de óleo. O cimento refratário, do tipo BAND 85 (85% de alumina), misturado previamente com água, foi vazado na forma, embutindo, dessa forma, a resistência. Depois de 15 dias, a lata externa foi cortada e retirada, e o forno

deixado secar à sombra por 10 dias. Em seguida, procedeu-se a instalação elétrica do controlador de temperatura e do relé de estado sólido e processada a cura do concreto refratário. O processo foi o seguinte:

Primeira rampa: aquecimento da temperatura ambiente até 100°C em 2horas;

Primeiro patamar: mantido em 100°C por 22horas; e

Segunda rampa: de 100°C a 600°C em 48horas e fim do processo de cura.

Figura 4.9 - Cura do forno. As manchas na superfície do concreto são de umidade. Sobre a mesa, à direita, o controlador de temperatura, e acima do forno, entre os tijolos, o termopar.

Durante o aquecimento, no primeiro patamar a 100°C, o tubo de PVC amoleceu e foi cuidadosamente retirado com pinças de madeira para não ferir a resistência. Depois do processo de cura do concreto, o forno estava pronto para ser montado na estrutura. Foi simplesmente colocado na mesa inferior, ajustado adequadamente à sua furação, e isolado com duas camadas de manta térmica mineral, tendo como acabamento uma chapa galvanizada de uso comum enrolada em cilindro, presa por pressão, e depois pintada com esmalte amarelo. O forno foi tampado com uma pequena laje, em forma de rosca bipartida, feita de cimento refratário e malha de aço usada em alambrados.

Figura 4.10 – Tubo de PVC retirado do interior do forno durante o processo de “cura”. A deformação é devida ao aquecimento, próximo de 100 °C. As estrias no PVC são marcas devidas a pontos de contato com a resistência.

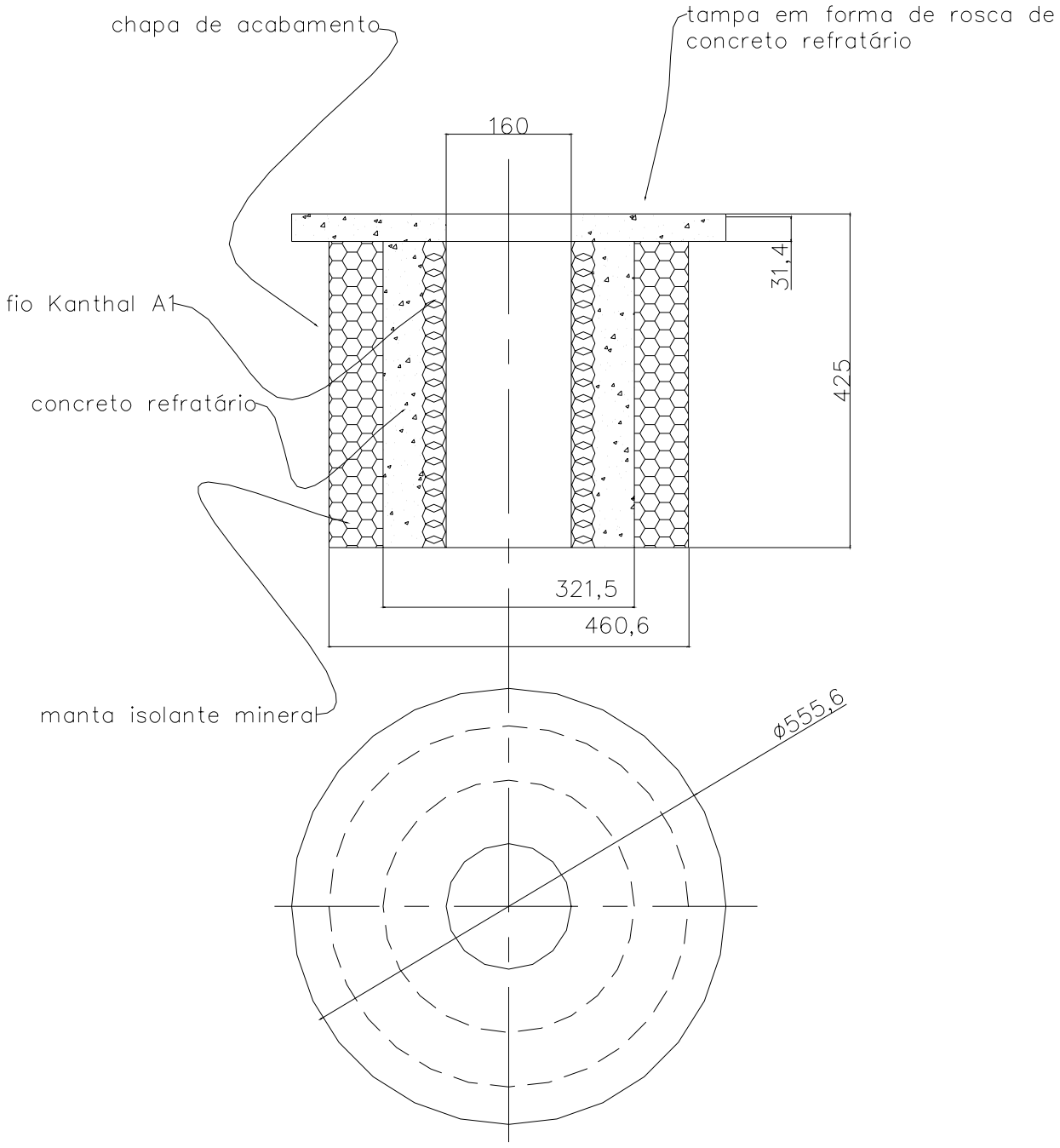


Figura 4.11 – Desenho do forno (dimensões em milímetros)

Figura 4.12 – Vista do interior do forno com tubo para injeção de argônio, à direita, e termopar, à esquerda. A Figura mostra também a tampa do forno, com furo central, em forma de rosca bipartida. A trincas na parede interior do forno são consideradas normais.

f) Controlador microprocessado de temperatura

O controlador possui menu reduzido e suficiente para executar as funções exigidas. Possui rampas e patamares em 63 segmentos, divididos em até 32 programas. Tem autocalibração permanente. A resistência do forno é acionada por relé de estado sólido. O sinal de entrada é feito por termopar tipo K. O sistema evita o aquecimento excessivo acima da temperatura determinada.

g) Cadinho

O cadinho foi usinado a partir de tubo de aço inox austenítico 314. Sua altura foi determinada para aproximadamente o dobro do nível de metal previsto, permitindo uma região “vazia” acima do metal líquido, mas confinada pelo cadinho. O argônio é introduzido nessa região, funcionando como um “colchão”, isolando a superfície do metal da atmosfera. Um pequeno furo de diâmetro 2 mm e profundidade 30 mm foi feito na parede do cadinho com a finalidade de se introduzir o termopar de controle (tipo K). Como o forno é aberto nas extremidades, a medida de temperatura no ar, como acontece em fornos mufla, não é muito eficiente nesse caso. O fundo do cadinho é removível e fixado por quatro parafusos Hallen, permitindo a limpeza e novas usinagens do material. A proteção do cadinho pela “pintura” à base de alumina não é possível porque afeta a transmissão de calor pelas suas paredes, retardando o aquecimento, mas especialmente diminuindo a taxa de resfriamento para se atingir o estado pastoso.

Figura 4.13 – Cadinho com primeiro lingote fundido com forte oxidação

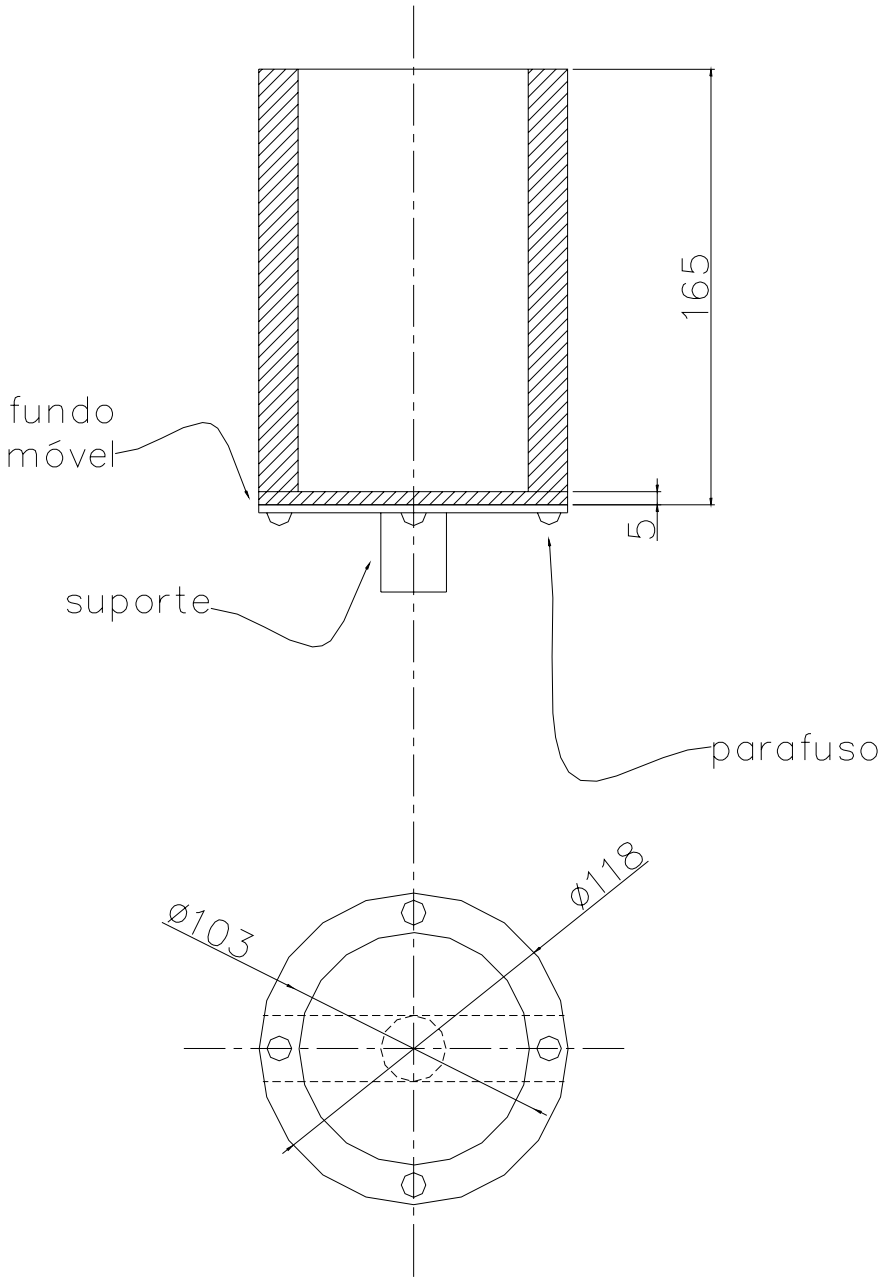


Figura 4.14 – Desenho do cadinho (dimensões em milímetros)

h) Sistema para movimentação do cadinho

O sistema para introdução e retirada do cadinho do forno é composto de duas roldanas, cabos de aço e manivela com roda dentada, acoplados a um “T” invertido de tubo de aço, permitindo o estacionamento do cadinho em diversos níveis dentro e fora do forno e a sua retirada para vazamento com rapidez. O forno tem uma região de estabilidade de temperatura, e é importante que a maior parte do metal fique nessa região. O mecanismo também permite esse ajuste.

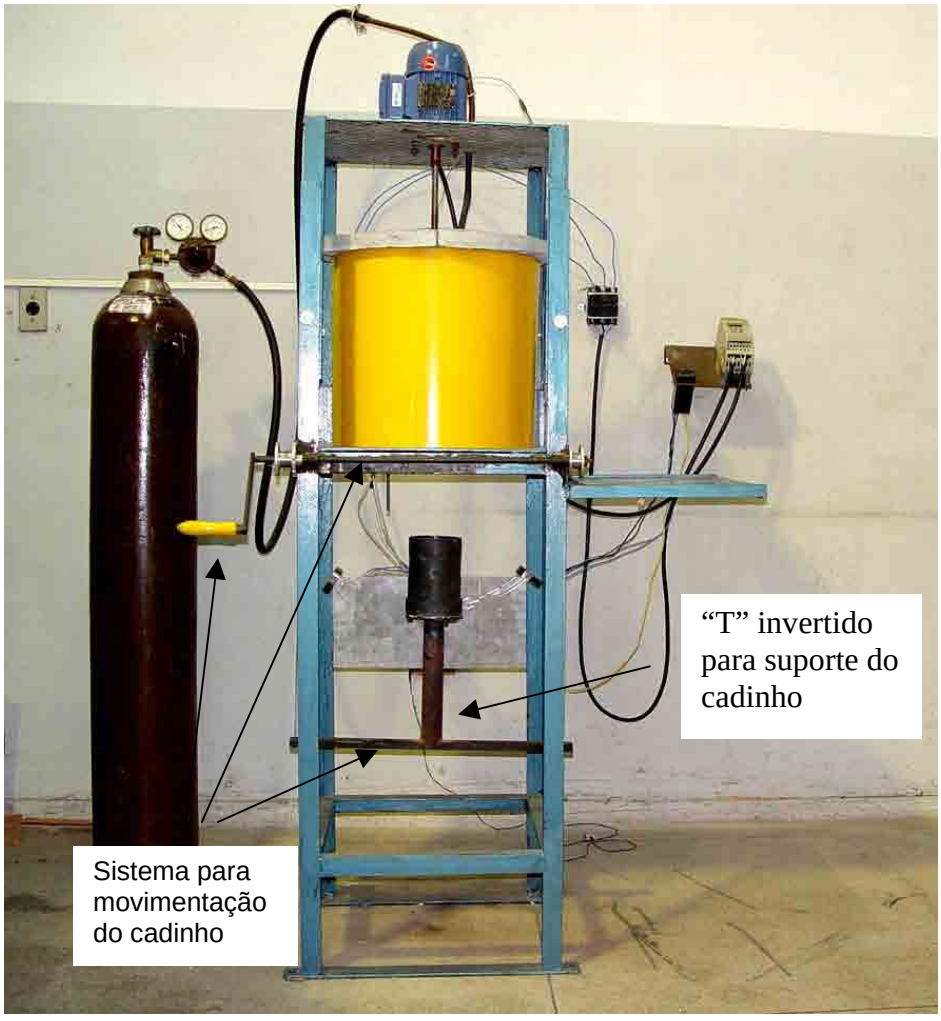


Figura 4.15 – Detalhe do cadinho e o sistema de movimentação. A manivela, à esquerda da Figura, aciona os cabos de aço que movimentam a travessa de suporte do cadinho

i) Sistema de fornecimento de argônio

O argônio é simplesmente injetado por mangueira com terminal em tubo de cobre no interior do cadinho quando na posição correta dentro do forno. Foi usada uma ampola com capacidade de 10 m³ e com um controlador comum usados em solda MIG, permitindo a variação da vazão de gás e a sua otimização na minimização ou neutralização do processo de oxidação do alumínio.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.2.1 Material da matriz – liga AA 356

a) Composição química

A composição da liga foi determinada em laboratório da unidade da Alcan em Pindamonhagaba/SP. O método de análise foi espectometria de absorção atômica. O material da amostra foi retirado de lingote de 35 kg fornecido pela Alcoa, fundido e vazado em lingoteira cilíndrica de 80 x 100, cortado em seção intermediária, lixado até lixa 100 e polido. O resultado pode ser visto no anexo I.

b) Microestrutura

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas obtidas em MEV da liga A356. São identificadas as fases Si, $Fe\,Mg_3Si_6Al_8$, $Fe_2Si_2Al_9$ e Mg_2Si.

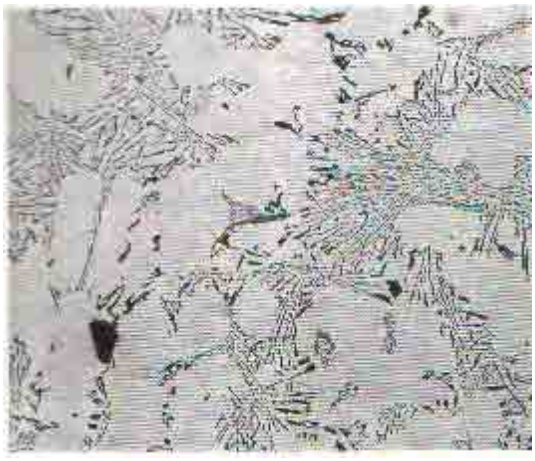


Fig. 4.1 – Microestrutura obtida em MEV da liga A 356 - 100 X (GORDON, 1992)

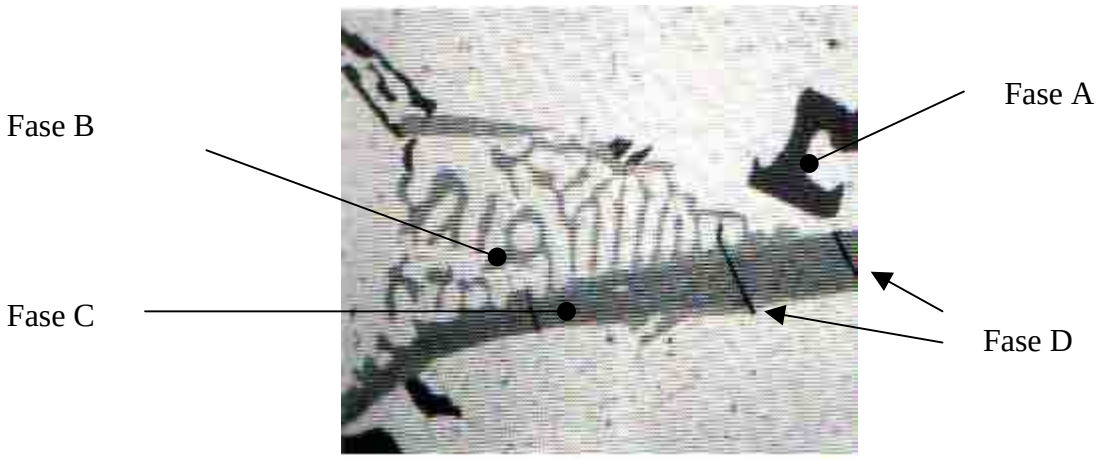


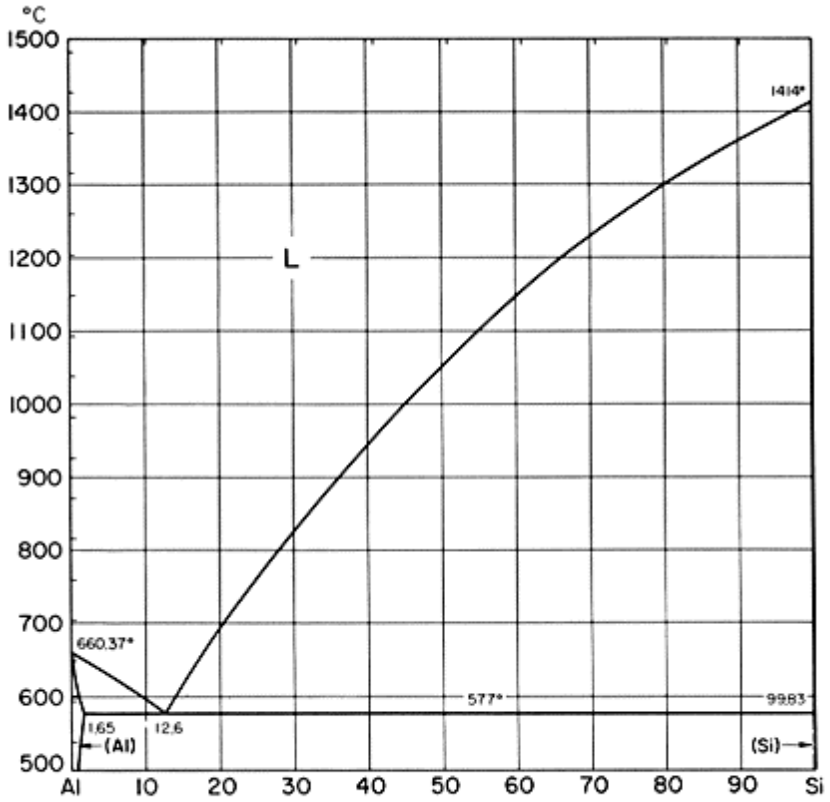
Fig. 4.2 – Microestrutura obtida em MEV da liga A 356, 1000 X (GORDON, 1992)

Fases identificadas:

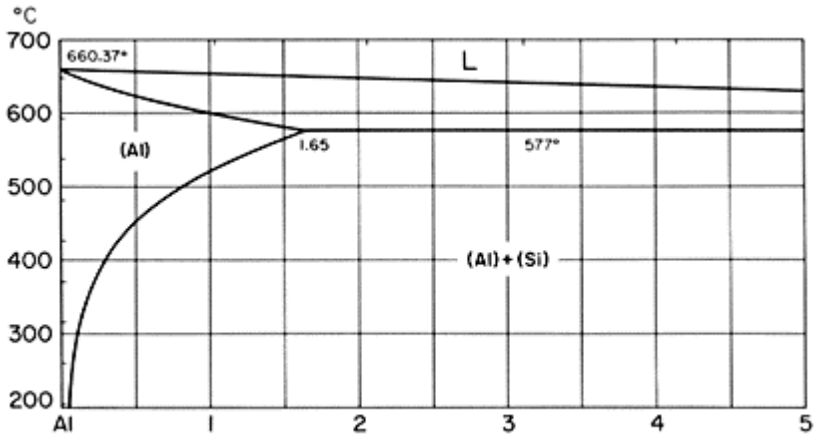
Si	– cinza escuro	- Fase A
$Fe\,Mg_3Si_6Al_8$	– cinza claro - “script”	- Fase B
$Fe_2Si_2Al_9$	– cinza claro – lâmina	- Fase C
Mg_2Si	– preto	- Fase D

c) Diagrama de fases

A Figura 4.2(a) apresenta o diagrama de fases do sistema Al-Si (INFOMET) estudado. A figura 4.2(b) apresenta uma vista ampliada desse diagrama, para teores de silício até 5%.



(a)



(b)

Figura 4.2 - Sistema alumínio – silício (INFOMET).

d) Intervalo de solidificação

A liga AA 356 tem temperatura *liquidus* de 615°C e temperatura *solidus* de 534°C , determinadas por curva de resfriamento (JENG, 1997).

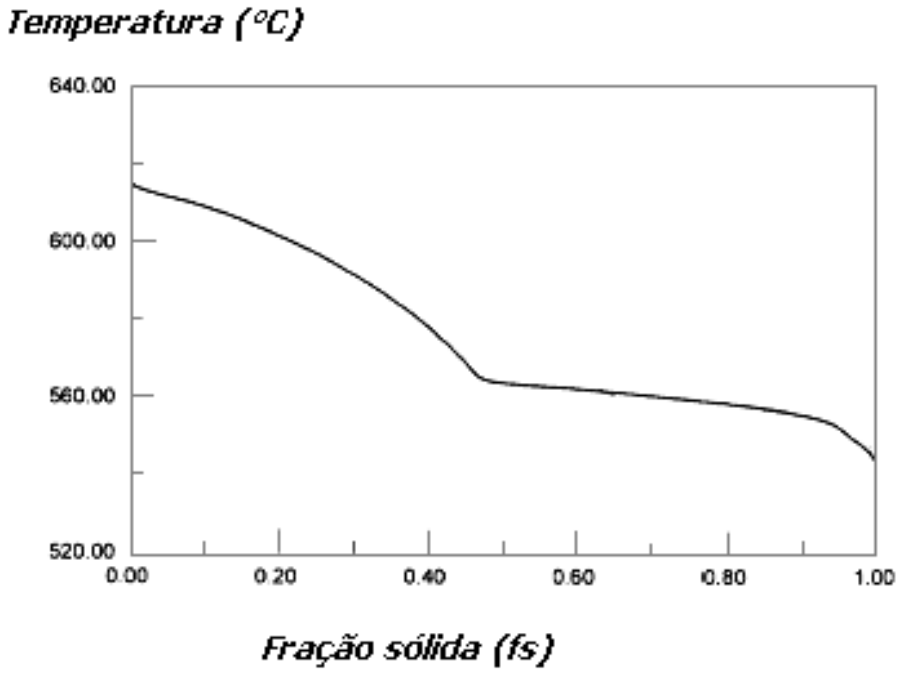


Figura 4.4– Curva de solidificação da liga AA 356 (JENG, 1997)

4.2.2 Material de reforço - Alumina

A alumina utilizada foi fornecida pela Alcoa Alumínio S.A e pela CBA - Companhia Brasileira de Alumínio. A alumina da Alcoa apresenta granulometria máxima de 45 μm, e a da CBA, até 150 μm. A alumina CBA foi reclassificada em peneiras nas seguintes faixas de granulometria: 1) de 75 μm a 150 μm; 2) de 45 μm a 75 μm; 3) menor que 45 μm. As características gerais do material são apresentadas na Tabela 4.1:

Tabela 4.1 – Propriedades da alumina (ALCOA)

Nome comercial	Alumina calcinada A-2G
Nome químico	Óxido de Alumínio
Tipo de produto	Substância pura
Fórmula química	Al_2O_3
Sinônimos	Alumina, alumina alfa moída
Mol	101,96
Aparência	Pó branco
Massa específica	3,95 g/cm^3
Solubilidade	Insolúvel em água
Ponto de fusão	2000 °C
Ebulição	2980 °C
Umidade	Máx. 0,5 %
Massa específica solta	0,7 g/cm^3
Massa específica compactada	1,3 g/cm^3
Reatividade química	Absorve umidade, ácidos e dióxido de carbono
Decomposição térmica	Nenhuma

4.3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Os obstáculos para se conseguir a completa incorporação da alumina são inúmeros, principalmente devido à pouca ou nenhuma adsorção (molhabilidade) da alumina pelo alumínio. A compreensão dos mecanismos envolvidos é complexa, e somente resultados de estudos experimentais são relatados na literatura. Por outro lado, a inconsistência dos resultados é surpreendente. Muitas vezes os procedimentos não são claros e até paradoxais.

Neste estudo, a maior dificuldade foi o controle da temperatura do processo. Foram usados dois termopares, um fixado no interior de um orifício, na parede do cadinho e conectado ao controlador de temperatura do forno. O outro termopar, para leitura direta no metal líquido, foi conectado a um termômetro portátil. A agressividade do alumínio líquido ataca o termopar. Para se evitar esse inconveniente uma capa descartável, em tubo de cobre, serviu de revestimento da extremidade do termopar. Em testes verificou-se que o intervalo de temperatura pela colocação da capa era de aproximadamente 10°C, valor adicionado à leitura final no termômetro. Foram utilizadas, em média, 5 capas de proteção por ensaio. Tentou-se no início relacionar a leitura de temperatura do termopar fixado no cadinho com a temperatura lida no metal líquido, mas não foi possível o estabelecimento de uma relação confiável.

A rotação foi fixada em 600 rpm. A taxa de injeção de argônio de 2 l/min. O vazamento foi em lingoteira de aço com seção retangular, tempo de incorporação entre 3 e 5 minutos, feita geralmente no início da agitação e no estado totalmente líquido, seguido por resfriamento até abaixo da temperatura *liquidus*. Em algumas situações a agitação aconteceu no estado totalmente líquido.

O agitador utilizado foi do tipo radial, duas pás, com comprimento de 57 mm e altura 23 mm, aresta inferior posicionada a 15 mm do fundo do cadinho. Nos procedimentos 12 e 13, foram utilizadas pás com inclinação em relação ao eixo de rotação. Do procedimento 4 em diante, empregou-se argônio para se evitar a oxidação do alumínio. A pá de agitação foi protegida com "pintura" à base de alumina de seguinte formulação:

Alumina – 40 partes*;

Pó de argila – 2 partes;

Dextrina ou maisena caseira – 2 partes;

Óleo de linhaça – 1 parte; e

Água – suficiente para se obter uma mistura pouco viscosa.

O metal deve ser aquecido até aproximadamente 100°C e pulverizado com a "tinta". No procedimento 13, o cadinho também foi protegido na sua superfície interna com essa "pintura".

Nem sempre se seguiu o procedimento padrão indicado; a razão para o desvio foi a necessidade de comparação com outras rotas, na tentativa de se encontrar uma melhor incorporação da alumina.

* As quantidades indicadas são aproximadas

O fluxograma da Figura 4.16 mostra a seqüência adotada nesse estudo.

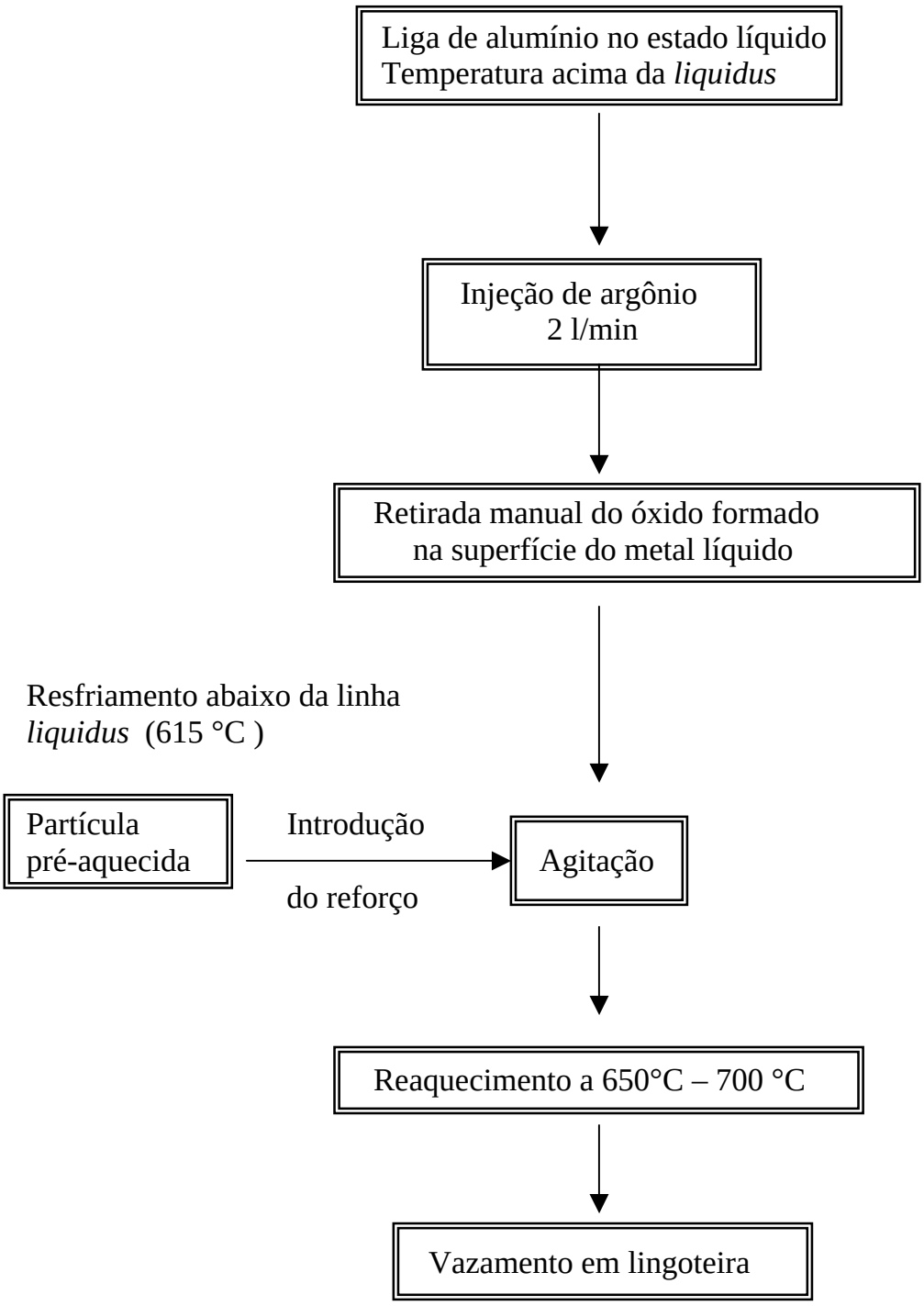


Figura 4.16 - Fluxograma do processo estudado.

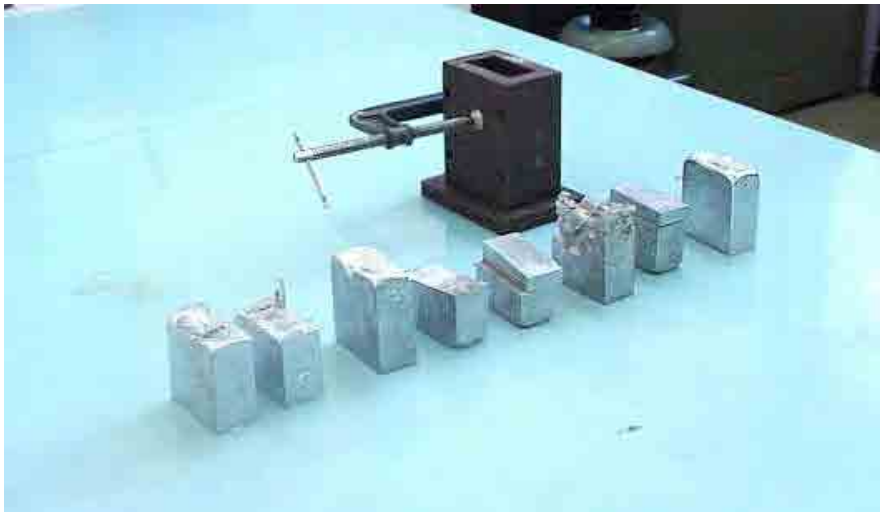


Figura 4.17 – Lingoteira em aço utilizada para vazamento.

Figura 4.18 - Lingoteira desmontada.

Figura 4.19 – Instantâneo do vazamento

4.3.1 Preparação dos lingotes

A seguir, é feito um resumo dos procedimentos utilizados neste trabalho, para os 22 lingotes produzidos:

- Lingotes com incorporação comprovada – n° 17, 18, 19 (3) lingotes
- Lingotes obtidos sem reforço - n° 20, 21 (2) lingotes
- Lingotes com agitação no estado totalmente líquido - n° 22 (1) lingotes
- Abortados - n° 1, 3, 4, 6, 15, 16 (6) lingotes
- Utilizando cadinho com pintura de proteção - n° 13 (1) lingotes
- Com alumina de granulometria < 45 μm - n° 2,5 ,7 ,8 ,9 ,10 ,11 ,12 (8) lingotes

Lingote 1

Alumínio	798 g
Alumina (< 45 μm)	39,9 g (5% em peso)
Início da agitação e introdução da alumina	640°C
Tempo total de agitação	
Temperatura de vazamento	

Agitação no estado totalmente líquido, sem proteção contra a oxidação do alumínio.

Lingote 2

Alumínio	820 g
Alumina (< 45 μm)	41g (5% em peso)
Sal	150g
Início da agitação e introdução da alumina	620°C
Tempo total de agitação	15 min
Temperatura de vazamento	700°C

Nesse procedimento foi usado sal como forma de proteção contra a oxidação do alumínio. A composição foi 1 mol de KCl mais 1 mol de Na Cl.

Lingote 3

Alumínio	751 g
Alumina (< 45 μm)	37,5 g (5% em peso)
Início da agitação e introdução da alumina	570°C
Tempo total de agitação	15 min
Temperatura de vazamento	700°C

Nesse procedimento, a carga foi colocada em conjunto, isto é, alumínio e alumina frios.

Lingote 4

Cancelado devido a problemas de oxidação no termopar de controle da temperatura do forno

Lingote 5

Alumínio	783 g
Alumina (< 45 μm)	39 g (5% em peso) oxidada por 2 h a 800°C
Início da agitação e introdução da alumina	607°C – agitação contínua
Tempo total de agitação	20 min
Temperatura de vazamento	700°C

A incorporação foi completa.

Lingote 6

Alumínio	785 g
Alumina (< 45 μm)	78 g (10% em peso) oxidada por 2 h a 800°C
Início da agitação e introdução da alumina	590°C
Tempo total de agitação	120 min

Este procedimento foi suspenso, pois as pás do agitador estavam totalmente corroídas.

Lingote 7

Alumínio	725 g
Alumina (< 45 μm)	72,5 g (10% em peso)
Início da agitação e introdução da alumina	640°C
Agitação contínua até	600°C
Tempo total de agitação	30 min
Temperatura de vazamento	700°C

Lingote 8

Alumínio	700g
Alumina (< 45 μm)	70g (10% em peso) oxidada por 3h a 800°C
Início da agitação	610°C
Introdução da alumina	595°C
Tempo total de agitação	30 min
Temperatura de vazamento	700°C

Lingote 9

Alumínio	800g
Carbeto de silício	40g (5%) oxidado por 3 h a 900 °C
Início da agitação e introdução do carbeto	630 °C
Agitação contínua e isotérmica até	608°C
Tempo total de agitação	30 min
Temperatura de vazamento (agitação por 6 min antes do vazamento)	700°C

Lingote 10

Alumínio	750 g
Alumina (< 45 μm)	37,5 g (5% em peso)
Início da agitação e introdução da alumina	630°C
Agitação até	600°C
Tempo total de agitação	80 min
Temperatura de vazamento	650°C

Lingote 11

Alumínio 827 g	
Alumina (< 45 μm)	82,7 g (10% em peso) seca em estufa por 4 h
Magnésio 8,27 (1% em peso)	
Início da agitação e introdução da alumina	620°C
Agitação até	600°C
Tempo total de agitação	30 min
Temperatura de vazamento	620°C

Lingote 12

Alumínio	795 g
Alumina (< 45 μm)	79,5 g (10% em peso) seca em estufa por 4 h
Início da agitação e introdução da alumina	630°C
Agitação até	590°C
Tempo total de agitação	85 min
Temperatura de vazamento	660°C

Lingote 13

Alumínio	746 g
Alumina (< 45 μm)	37,3 g (5% em peso)
Início da agitação e introdução da alumina	640°C
Agitação até	610°C
Tempo total de agitação	120 min
Temperatura de vazamento	640°C

O cadinho foi protegido com “pintura” à base de alumina.

Lingote 14

Alumínio	710 g
Carbeto de silício	37,5 g (5% em peso) oxidado a 800°C por 3h
Início da agitação e introdução do carbeto de silício	660°C
Agitação isotérmica	
Tempo total de agitação	30 min
Temperatura de vazamento	710°C

Lingote 15

Alumínio	706 g
Carbeto de silício	35 g (5% em peso) oxidado a 950°C por 3h
Início da agitação e introdução da alumina	609°C
Agitação contínua até	592°C
Tempo total de agitação	40 min
Temperatura de vazamento	800°C

Neste procedimento a liga solidificou no interior do cadinho; a agitação foi suspensa, seguida por reaquecimento até a temperatura de vazamento.

Lingote 16

Alumínio	763 g
Alumina (75μm < G < 150μm)	35,15 g (5% em peso) oxidada a 1000°C por 3h

*O procedimento foi cancelado por problemas no fornecimento de argônio.

Lingote 17

Alumínio	785 g
Alumina (75μm < G < 150μm)	41,6 g (5% em peso) oxidada a 1000°C por 3h
Início da agitação e introdução da alumina	605°C
Agitação contínua até	570°C
Tempo total de agitação	35 min
Temperatura de vazamento	715°C
Incorporação total	

Lingote 18

Alumínio	730 g
Alumina (75μm < G < 150μm)	73 g (10% em peso) oxidada a 1000°C por 3h
Início da agitação e introdução da alumina	595°C
Agitação isotérmica	595°C
Tempo total de agitação	15 min
Temperatura de vazamento	694°C
Incorporação total	

Lingote 19

Alumínio	800 g
Alumina (45μm < G < 75μm)	40 g (10% em peso) oxidada a 1000°C por 3h
Início da agitação e introdução da alumina	630°C
Agitação contínua até	592°C
Tempo total de agitação	60 min
Temperatura de vazamento	740°C
Incorporação quase total	

Lingote 20

Alumínio	760 g
SEM REFORÇO	
Início da agitação e introdução do carbeto de silício	660°C
Agitação isotérmica	
Tempo total de agitação	15 min
Temperatura de vazamento	830°C

Lingote 21

Alumínio	757 g
SEM REFORÇO	
Início da agitação	612°C
Agitação isotérmica	612°C
Tempo total de agitação	10 min
Temperatura de vazamento	686°C

Lingote 22

Alumínio	754 g
Alumina(75μm < G < 150μm)	40 g (5% em peso) oxidado a 1000°C por 3h
Início da agitação e introdução da alumina	658°C
Agitação contínua	658°C
Tempo total de agitação	15 min
Temperatura de vazamento	670°C

*Nesse lingote a agitação foi no estado totalmente líquido.

As tabelas 4.2 a 4.7 apresentam uma síntese dos procedimentos. Os procedimentos em branco são irrelevantes, pois foram abortados por problemas na operação do equipamento.

A temperatura de superaquecimento refere-se à temperatura inicial do processo; em seguida, o forno foi desligado e o metal resfriado até atingir a temperatura mínima do processo; a seguir, o metal reaquecido para vazamento.

Tabela 4.2 – Resumo dos procedimentos para lingotes 1, 2, 3, 4.

	Unidade	Lingote 1	Lingote 2	Lingote 3	Lingote 4
Superaquecimento	°C		730		650°C
Início da incorporação	°C				570°C
Temperatura mínima	°C				570°C
Tempo de incorporação	min				
Tempo total de agitação	min				15 min
Temperatura de vazamento	°C		700		700°C
Tratamento da partícula			não		não

Tabela 4.3 - Resumo dos procedimentos para lingote 5, 6, 7, 8.

	Unidade	Lingote* 5	Lingote 6	Lingote 7	Lingote 8
Superaquecimento	°C	680°C		650°C	660°C
Início da incorporação	°C	610°C		625°C	610°C
Temperatura mínima	°C	610°C		600°C	610°C
Tempo de incorporação	min	3 – 5 min			3 – 5 min
Tempo total de agitação	min	20 min		40 min.	60 min.
Temperatura de vazamento	°C	680°C		660°C	700°C
Tratamento da partícula		800°C - 3h		800°C - 2h	800°C - 4h

Tabela 4.4 - Resumo dos procedimentos para lingotes 9, 10, 11, 12.

	Unidade	Lingote 9	Lingote 10	Lingote 11	Lingote 12
Superaquecimento	°C	660°C	640°C	650°C	630°C
Início da incorporação	°C	630°C	640°C	615°C	
Temperatura mínima	°C	610°C	600°C	600°C	590°C
Tempo de incorporação	min	3 – 5 min	6 min	5 min	5 min
Tempo total de agitação	min	30 min	80 min.	60 min.	80 min.
Temperatura de vazamento	°C	660°C	650°C	620°C	660°C
Tratamento da partícula		800°C – 5h	700°C -3h	700°C – 3h	700°C – 3h

Tabela 4.5 - Resumo dos procedimentos para lingotes 13, 14, 15, 16.

	Unidade	Lingote 13	Lingote† 14	Lingote‡ 15	Lingote 16
Superaquecimento	°C	700°C	670°C	625°C	
Início da incorporação	°C	650°C	670°C	609°C	
Temperatura mínima	°C	610°C	não	592°C	
Tempo de incorporação	min	20 min	30 min	4 min	
Tempo total de agitação	min	40 min	35 min	40 min	
Temperatura de vazamento	°C	640°C	720°C	800°C	
Tratamento da partícula		700°C - 4h	800°C - 4h		

* Nesse procedimento, a temperatura foi abaixada e elevada duas vezes sempre com agitação
† uso de carbeto de silício.
‡ uso de carbeto de silício.

Tabela 4.6 - Resumo dos procedimentos para lingotes 17, 18, 19, 20.

	Unidade	Lingote 17	Lingote 18	Lingote 19	Lingote 20
Superaquecimento	°C	630°C	675°C	650°C	830°C
Início da incorporação	°C	605°C	605°C	620°C	
Temperatura mínima	°C	570°C	582°C	592°C	
Tempo de incorporação	min	3 min	4 min	3 min	
Tempo total de agitação	min	35 min	15 min	60 min	15 min
Temperatura de vazamento	°C	715°C	694°C	740°C	830°C
Tratamento da partícula		1000°C - 2h	1000°C - 2h	1000°C - 2h	

Tabela 4.7 - Resumo dos procedimentos para lingotes 21, 22.

	Unidade	Lingote 21	Lingote 22
Superaquecimento	°C	696°C	658°C
Início da incorporação	°C		658°C
Temperatura mínima	°C		
Tempo de incorporação	min		
Tempo total de agitação	min	15 min	
Temperatura de vazamento	°C	696°C	652°C
Tratamento da partícula			1000°C - 2h

Para melhor visualização, as Figuras de 4.20 a 4.23 apresentam, na forma de gráfico de barras, as informações disponíveis de temperaturas de vazamento, superaquecimento, início de incorporação e tempos de agitação, excluindo os procedimentos abortados.

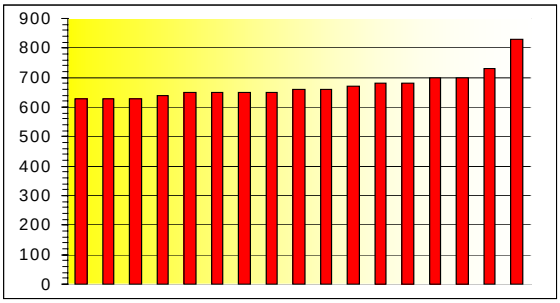


Figura 4.20 - Temperaturas de superaquecimento

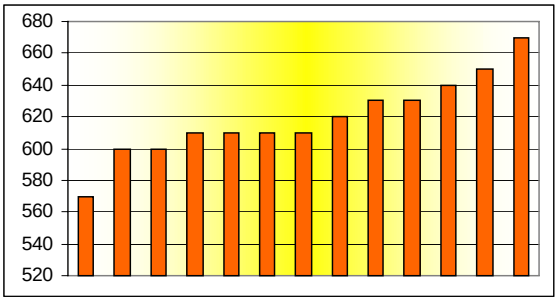


Figura 4.21 - Temperaturas de início de incorporação

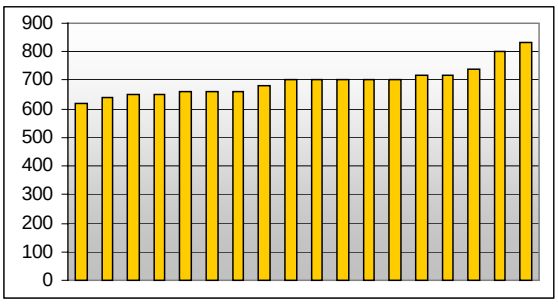


Figura 4.22 - Temperaturas de vazamento

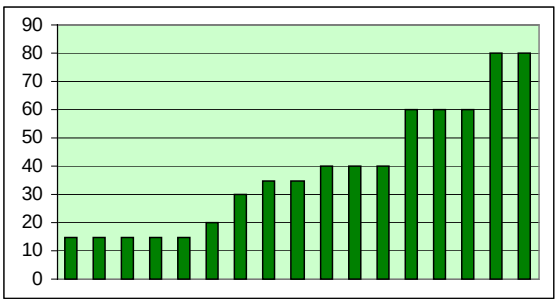


Figura 4.23 - Tempo total de agitação

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Aspectos da microestrutura como: tamanho de grão, análise e distribuição das fases, distribuição do particulado, fração volumétrica e análise da interface, são importantes na caracterização de materiais compósitos.

A preparação metalográfica dos CMM apresenta maiores dificuldades do que a preparação de metais, devido ao material de reforço sofrer polimento de forma diferente da matriz metálica. Também o particulado pode sofrer fraturas, lascamento ou ser arrancado durante o processo de lixamento e polimento.

As micrografias apresentadas foram preparadas da seguinte forma:

Corte com disco de diamante – rotação 100 rpm
Lixamento manual – lixa 600 ≈1 min
Lixamento manual – lixa 1000 ≈1min
Lixamento manual – lixa 1500 ≈1min
Polimento com emulsão de alumina – 1μm ≈ 1min
Acabamento com suspensão de sílica coloidal (OPS) ≈ 1min
Sem nenhum tipo de ataque químico

A análise aqui conduzida limitou-se à constatação da incorporação da alumina nos diversos lingotes produzidos, de forma a mostrar a viabilidade, ou não, do processo. A observação visual do material restante, após a execução do vazamento, é um indicador grosseiro de incorporação, mas eficaz se o grau de incorporação é grande. Por esse método, apenas os lingotes com alto teor de incorporação de alumina, lingotes 5, 17, 18, 19, foram analisados em microscópio.

O lingote n° 5 apresenta uma incorporação de alto teor. A Figura 5.1 evidencia a microestrutura, em microscópio óptico, de amostra retirada da região central em seção transversal intermediária do lingote, procedimento usado em todas as outras amostras.

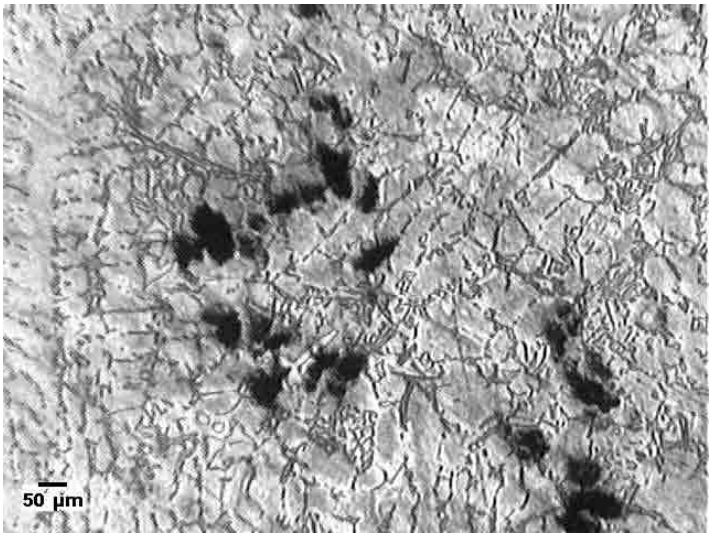
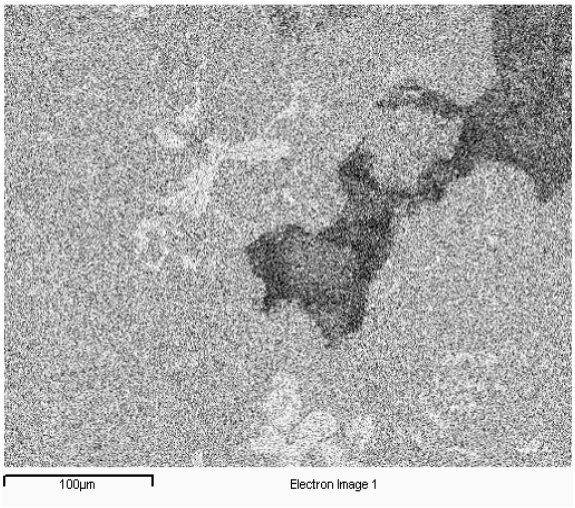


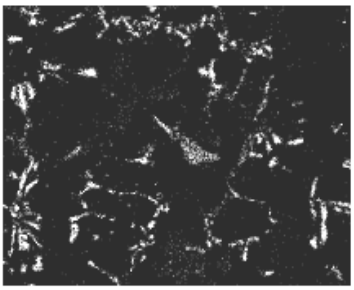
Figura 5.1 – Microestrutura em microscópio óptico – amostra do lingote 5

Pode-se observar alguns contornos de grãos e pontos negros incomuns, quando a imagem é comparada com a da liga processada sem reforço (Figura 5.5). A literatura menciona que a microscopia óptica não é a mais adequada para análise de CMM, contudo existem diversos trabalhos que apresentam resultados com esse recurso.

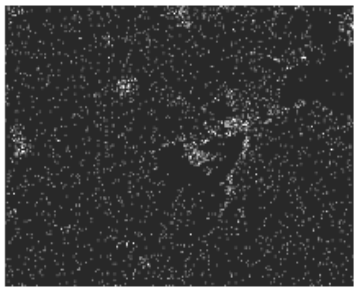
As Figuras 5.2 e 5.3 foram obtidas por Espectometria de Energia Dispersiva (EDS) da área apresentada nas Figuras 5.2 (a) e 5.3 (a). O pontilhado claro em cada imagem indica a presença e concentração de cada elemento analisado. A fase escura na imagem 5.2 (a) pode ser cavidade. O EDS de varredura de ambas as imagens (5.2 e 5.3), mostra uma concentração de oxigênio nessa região escura, conforme pode ser observado nas imagens 5.2 (c) e 5.3 (c). Por outro lado, para se ter um indício de alumina, seria necessária a presença de alumínio na região equivalente, o que não está constatado, nesse grau de ampliação(imagem (d)). A alumina usada nesse lingote é de granulação máxima de 45 μm, e pode ter tendência a formar aglomerados. A presença de níquel, cromo e ferro, cromo e ferro na fase mais clara da Figura 5.1 (a) e 5.2 (a), é contaminação pelo aço inoxidável do cadinho. Em outras amostras será verificada também a presença de carbono.



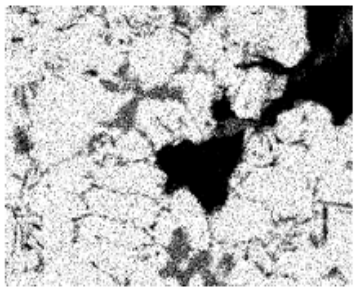
(a)



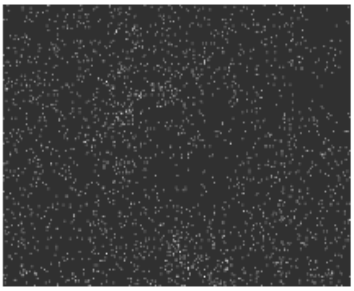
(b) Silício



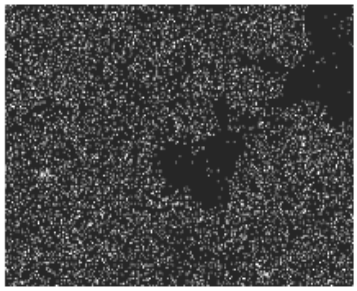
(c) Oxigênio



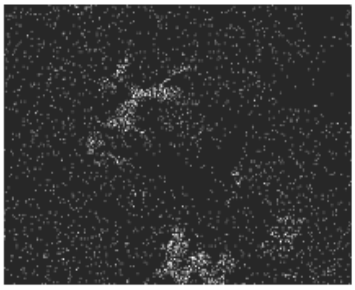
(d) Alumínio



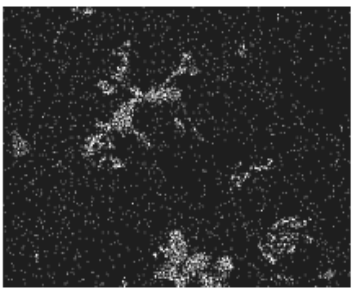
(e) Manganês



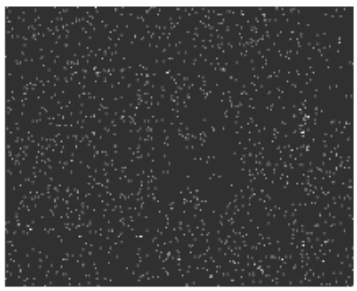
(f) Magnésio



(g) Cromo

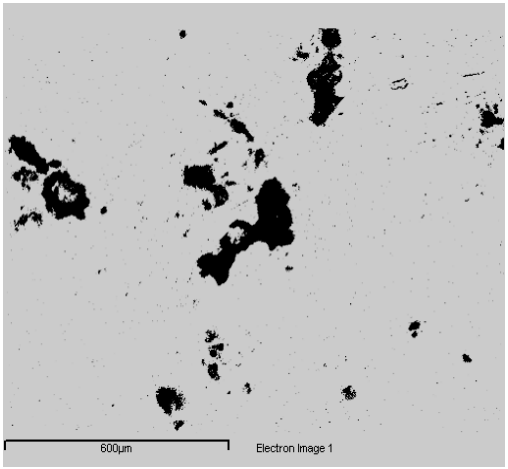


(h) Ferro

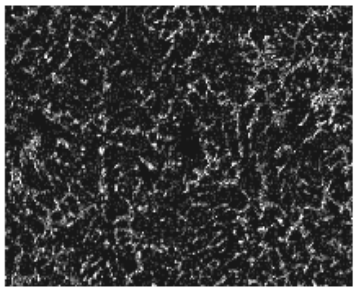


(i) Níquel

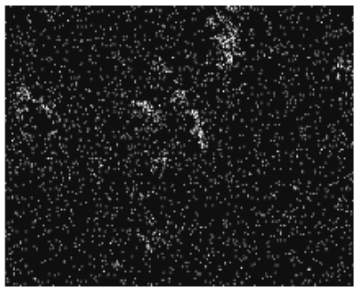
Figura 5.2 – EDS de varredura - amostra do lingote 5.



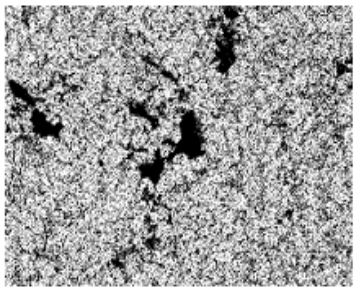
(a)



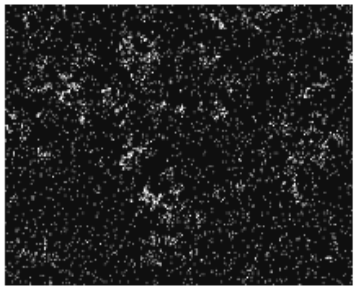
(b) Silício



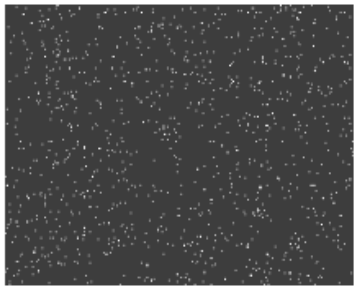
(c) Oxigênio



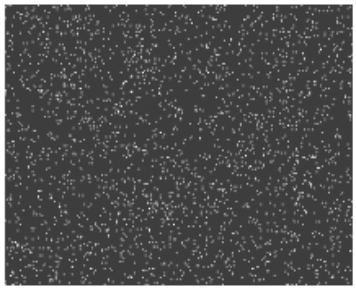
(d) Alumínio



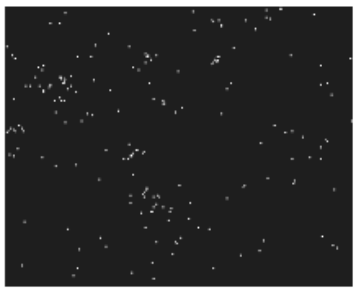
(e) Ferro



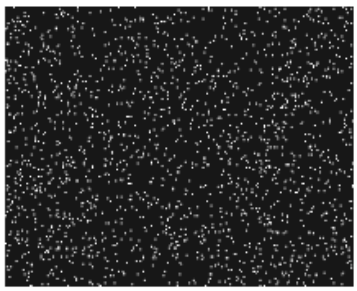
(f) Manganês



(g) Magnésio



(h) Cromo



(i) Níquel

Figura 5.3 – EDS de varredura - amostra do lingote 5.

A microestrutura apresentada na Figura 5.4, tomada em microscópio óptico, refere-se ao lingote n° 17, com alumina de granulometria de 75 μm a 150 μm.

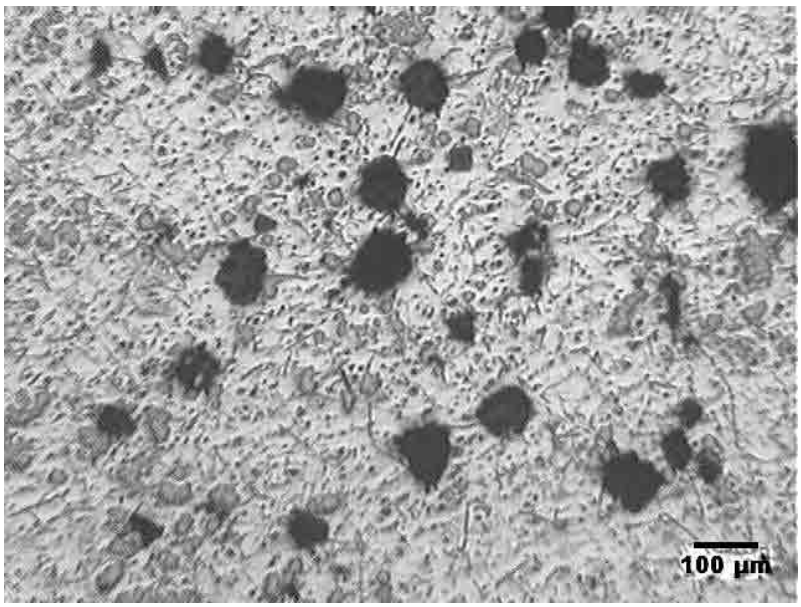


Figura 5.4 – Microestrutura observada em microscópio óptico - amostra do lingote 17.

Nesse lingote a incorporação foi completa, constatada por inspeção visual após o vazamento. A fase negra dificilmente poderia ser devida a cavidades, pela sua quantidade. A mesma liga, fundida nas mesmas condições, mas sem a adição de reforço, não apresenta essa fase (Figura 5.8) em toda a área observada. A granulometria da fase escura é coincidente com a granulometria média da alumina utilizada. Descartada a possibilidade de reação química entre a matriz e o reforço, a fase negra poderá ser alumina. Esse fato foi confirmado, conforme será relatado mais a frente, em amostra retirada do lingote n° 18 e observada em microscópio eletrônico.

As Figuras 5.5 a 5.7 referem-se a amostra retirada do lingote 17 e observada em estereoscópio. A região escura é a resina de embutimento da amostra. Em sua superfície foi jogada alumina em pó da mesma granulometria utilizada na fabricação desse lingote. Devido ao do ângulo de incidência da luz a alumina mostra-se na cor branca. O detalhe da Figura 5.7 sugere que as partículas sobre a superfície do metal estão saltadas como protuberâncias, fato que será confirmado a seguir.

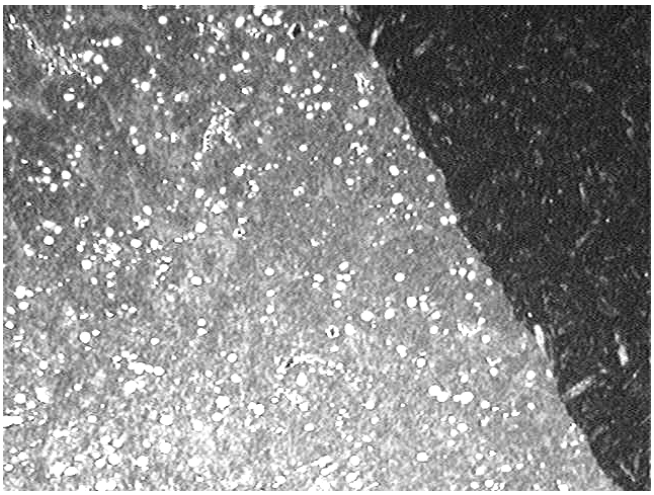


Figura 5.5 – Amostra do lingote 17, em estereoscópio (20 X)

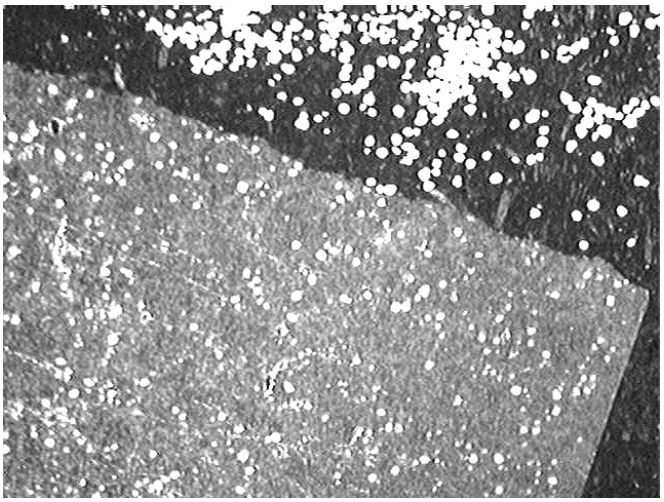


Figura 5.6 - Amostra do lingote 17, em estereoscópio (20 X)

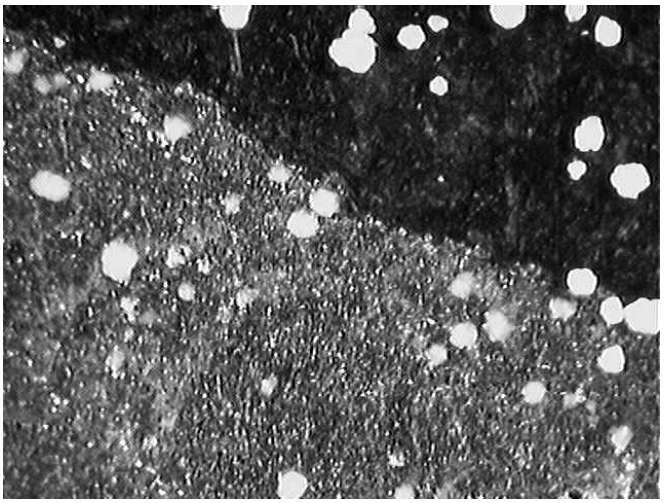


Figura 5.7 - Amostra do lingote 17, em estereoscópio (40 X)

Figura 5.8 – Micrografia óptica de amostra da liga AA356, sem adição de reforço.

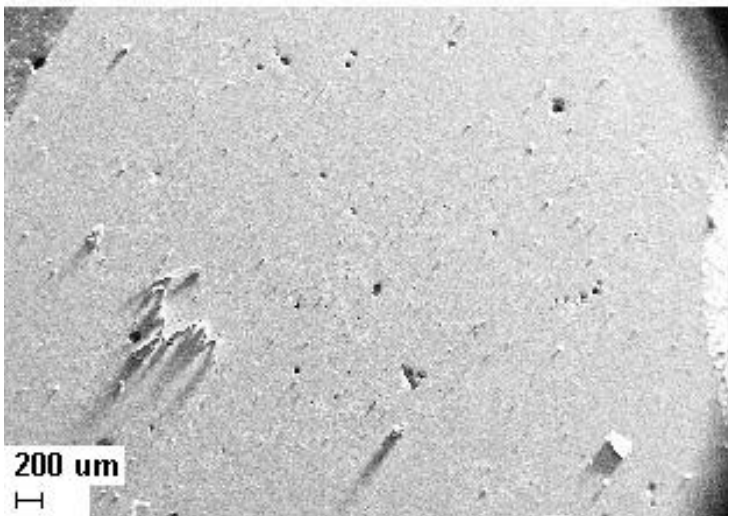


Figura 5.9 – MEV – imagem de elétron secundário - Liga AA 356 – mesmo processo, sem reforço.

A microestrutura da amostra do lingote n° 18, observada em microscópio óptico, apresenta o mesmo aspecto do n° 17, inclusive com uma fase cinza claro. Essa amostra foi examinada intensivamente em microscópio eletrônico de varredura.

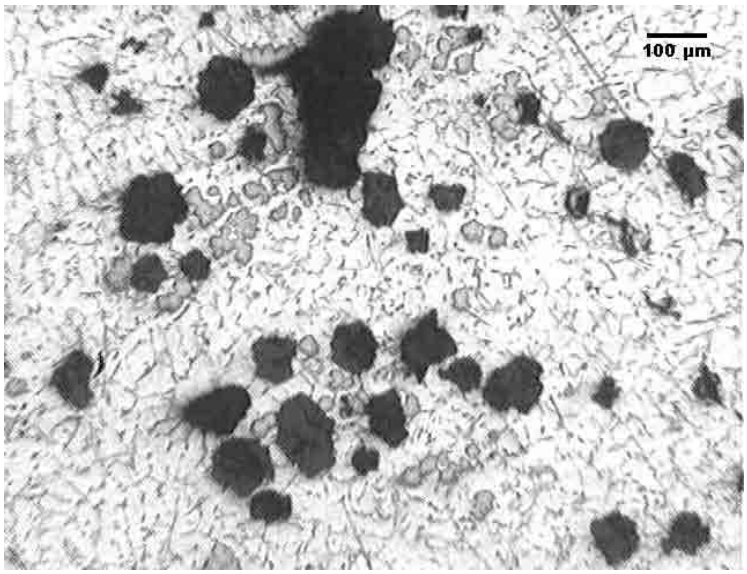


Figura 5.10 – Microestrutura observada em microscópio óptico-amostra do lingote 18.

As microestruturas, todas em microscópio eletrônico de varredura, apresentadas nas Figuras 5.11 a 5.13 referem-se à amostra retirada do lingote 18.

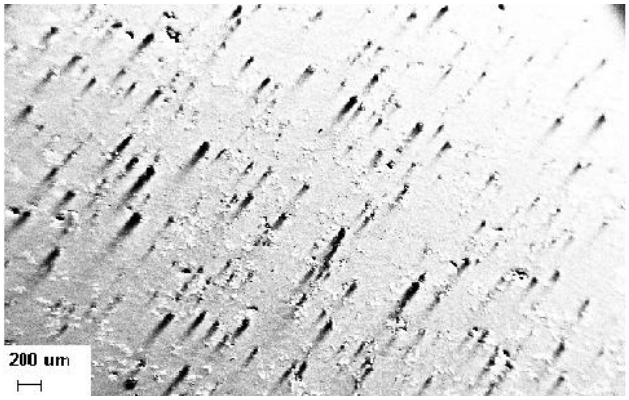


Figura 5.11 – MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18.

Figura 5.12 - MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18.

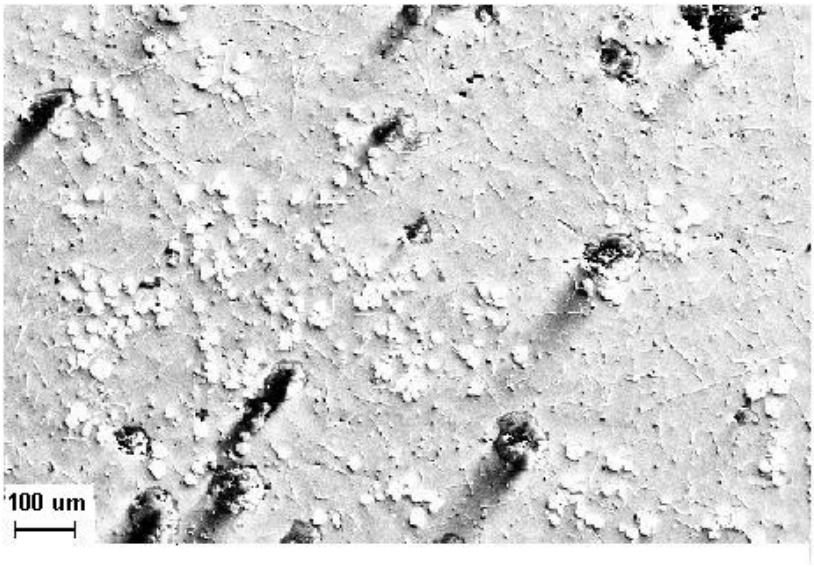


Figura 5.13 - MEV – imagem de elétron secundário – amostra do lingote 18.

As micrografias das figuras 5.11 a 5.15 foram tomadas com sinal de elétron secundário, para observação da topografia da amostra. As “sombras” , como já indicado nas imagens feitas em estereoscópio, sugerem que os pontos negros são protuberâncias na superfície.

Nas Figuras 5.14 e 5.15, quatro fases são distintas:

Fase 1 – cinza em diversos tons
Fase 2 – cinza escuro
Fase 3 – cinza claro
Fase 4 – cinza intermediário

As Figuras 5.16 apresenta o EDS da região (a). As Figuras 5.16 (b) e (c) deixam evidente a concentração de oxigênio e alumínio na região da “protuberância “, sendo que a Figura 5.16 (c) apresenta uma diminuição do teor de alumínio na “protuberância” em relação à matriz (fase 1).

Em 5.16 (f) e 5.16 (h) , a fase 3 apresenta composição com cromo e ferro, originária do aço inoxidável do cadinho.

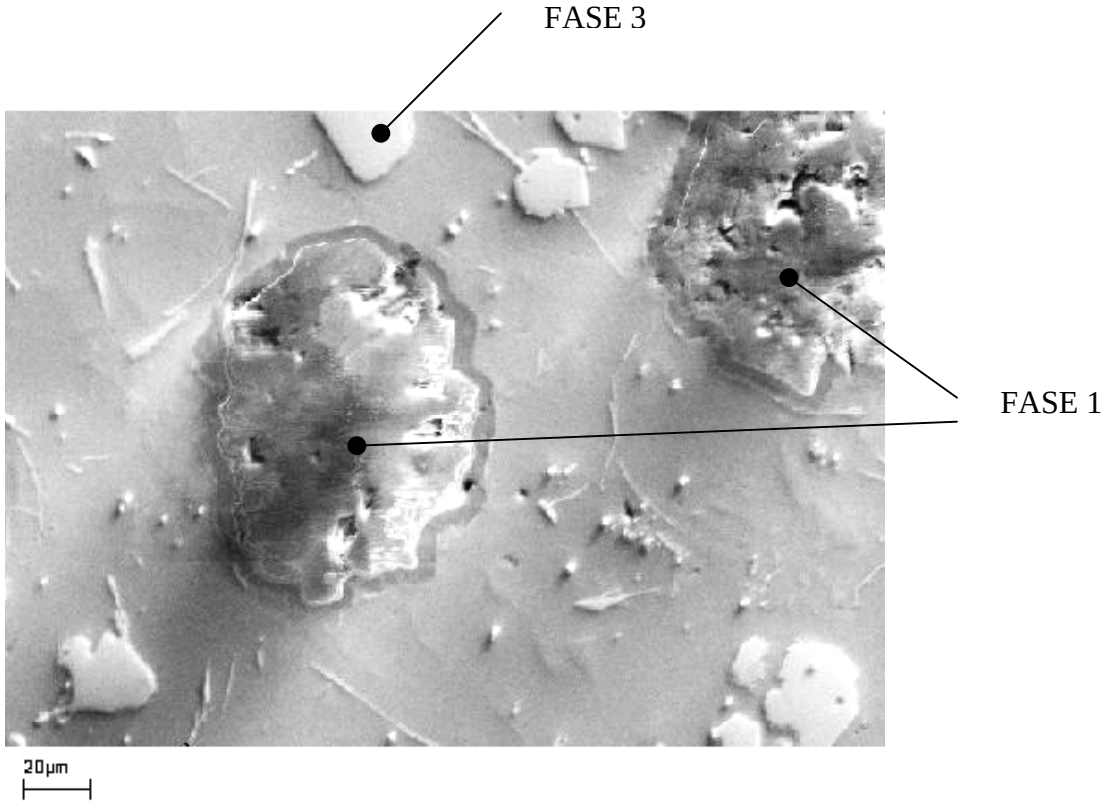


Figura 5.14 - MEV – sinal de elétron secundário – amostra do lingote 18

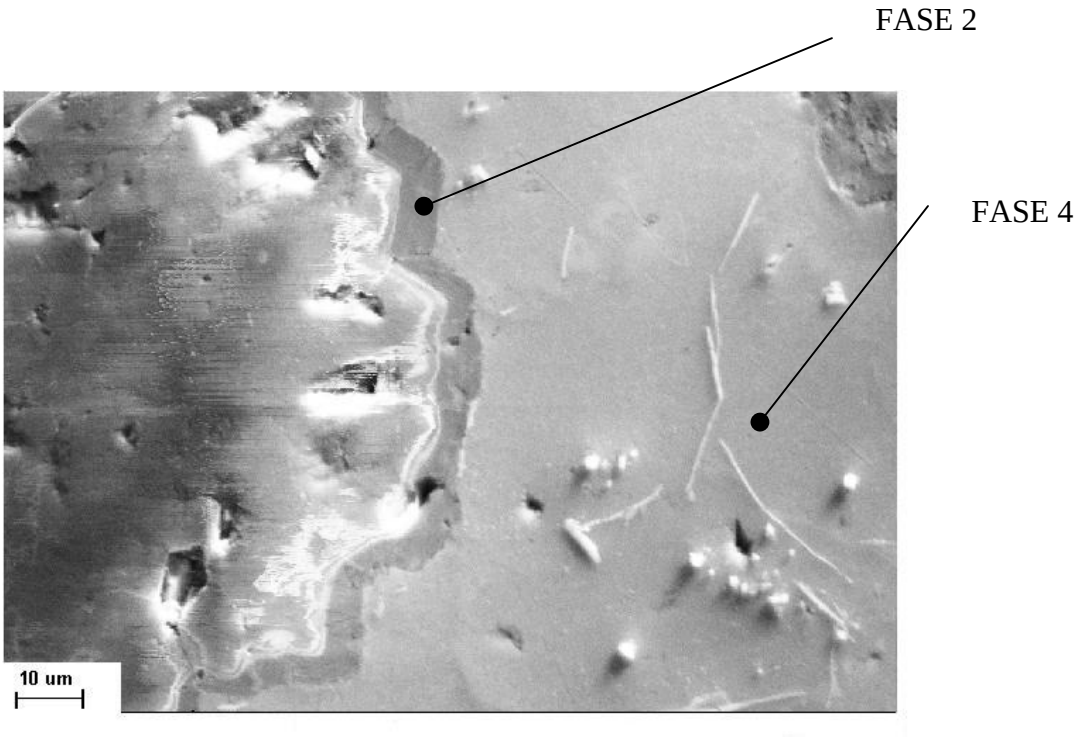
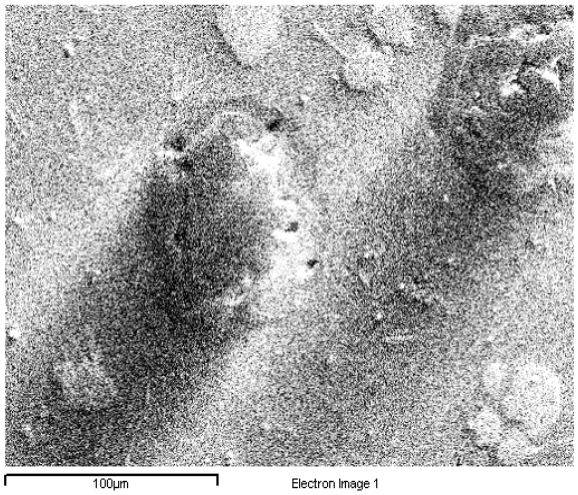
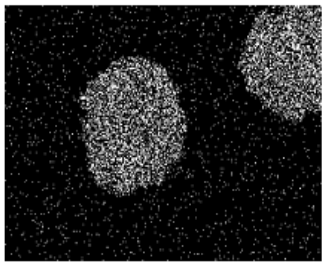


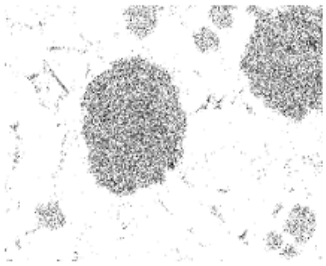
Figura 5.15 – MEV – sinal de elétron secundário – amostra do lingote 18.



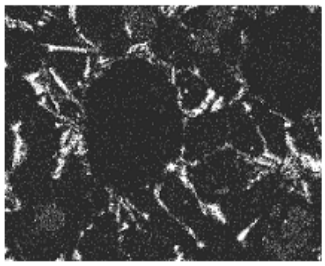
(a)



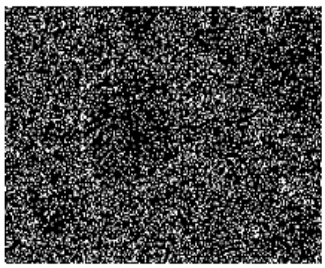
(b) Oxigênio



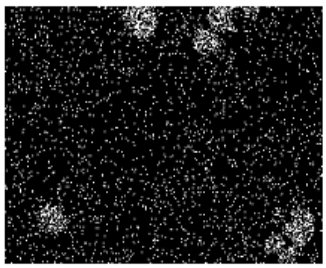
(c) Alumínio



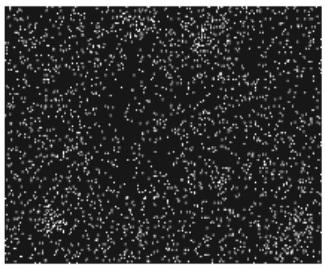
(d) Silício



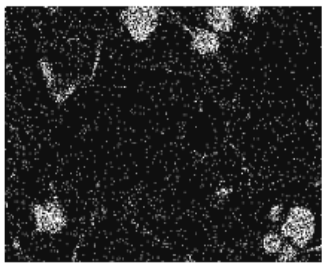
(e) Magnésio



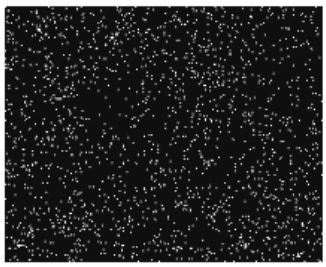
(f) Cromo



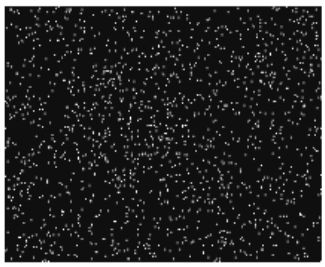
(g) Manganês



(h) Ferro



(i) Níquel



(j) Carbono

Figura 5.16 - EDS de varredura na região (a) - amostra do lingote 18.

O EDS pontual na fase 1 (Figuras 5.14 e 5.15), evidencia a presença de oxigênio e alumínio, nos percentuais apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Espectro – amostra do lingote18 (EDS).

Elemento	% peso	% atômico
C	7,74	12,72
O	39,38	48,58
Mg	0,45	0,36
Al	51,94	38,00
Si	0,46	0,32
Cr	0,07	0,02
Mn	-0,09	-0,03
Fe	0,17	0,06
Ni	-0,11	-0,04
Total	100,00	

Considerando que:

massa atômica do oxigênio = 16

massa atômica do alumínio = 27

Obtém-se:

mol de alumina (Al_2O_3) = 2x27+ 3x 16 = 102

ou seja: :

52,9 % de Al; e

47,1 % de O.

Os valores encontrados pelo EDS pontual: 51,94 % de Al e 39,38 % de O, são bastante próximos do valor teórico. Portanto, pode-se afirmar que a fase escura, inicialmente visível no microscópio óptico, é de fato alumina.

A composição da fase 2, interface do particulado, está apresentada na Tabela 5.2. Comparando com os valores teóricos, pode-se concluir que também é alumina.

Tabela 5.2 – Espectro - amostra de lingote 18 – Fase 2 (EDS pontual).

Elemento	% peso	% atômico
C	6,44	11,13
O	**32,76**	**42,45**
Mg	1,14	0,97
Al	**57,38**	**44,09**
Si	1,39	1,02
Fe	0,90	0,33
Total	100,00	

É digno de nota a concentração de carbono nessa região.

A Tabela 5.3 apresenta o resultado do EDS pontual na fase 3. A presença de cromo, carbono, níquel e ferro, indica que essa fase surge como conseqüência de contaminação pelo aço inóx do cadinho, única origem possível para a presença desses elementos. Pela observação da Figura 5.13, a fase 3 deve ser um composto cromo/ferro, enquanto que o níquel e o carbono estão distribuídos por toda a região.

Tabela 5.3 – Espectro – amostra do lingote 18 – Fase 3 (EDS pontual).

Elemento	% peso	% atômico
C	**9,97**	**22,93**
O	0,66	1,14
Mg	-0,11	-0,12
Al	52,46	53,69
Si	7,78	7,65
Cr	**6,93**	**3,68**
Mn	0,50	0,25
Fe	**21,66**	**10,71**
Ni	**0,15**	**0,07**
Total	100,00	

As Figuras 5.17 e 5.19, referem-se à amostra retirada do lingote 19. As características da microestrutura são as mesmas observadas anteriormente, exceto pelo fato de que a granulometria da alumina é menor. Pode-se constatar uma tendência à formação de aglomerados (Figura 5.18)

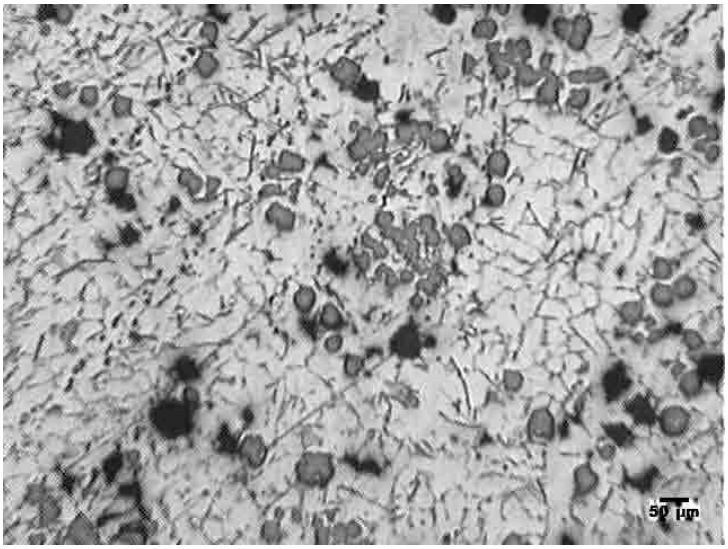


Figura 5.17 – Amostra do lingote 19 – microscópio óptico(s/ ataque).

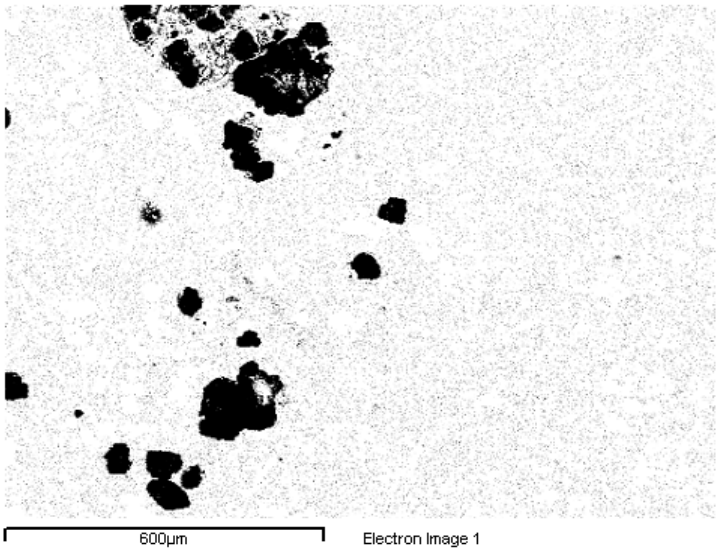
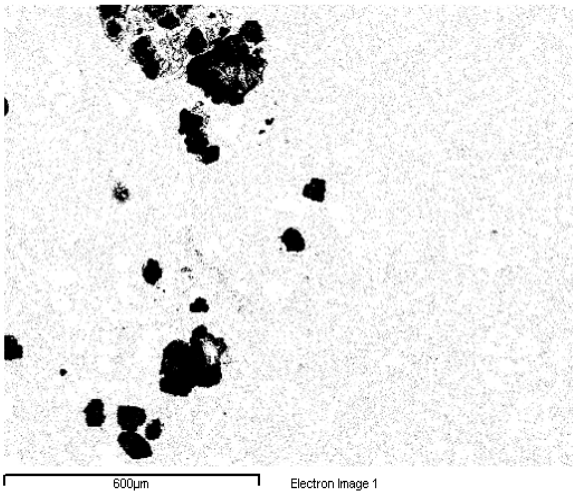


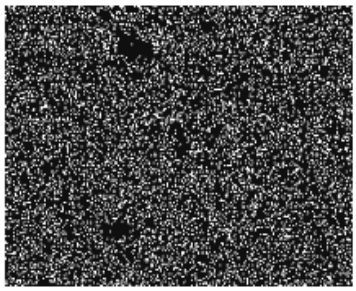
Figura 5.18 – MEV – imagem de elétron retroespalhado - amostra do lingote 19.

Tabela 5.4 - EDS da região da Figura 5.18

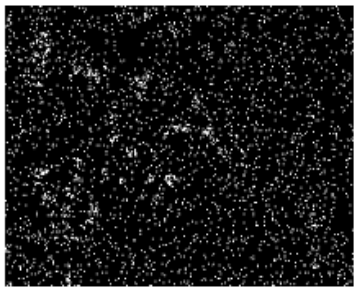
Elemento	% peso
C	3,59
O	3,04
Mg	
Al	81,10
Si	9,38
Cr	0,34
Mn	
Fe	1,60
Ni	0,30
Cu	0,20
Ag	0,45
Total	100,00



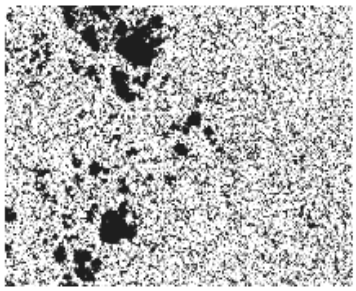
(a)



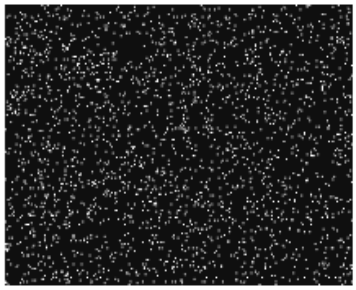
(b) Magnésio



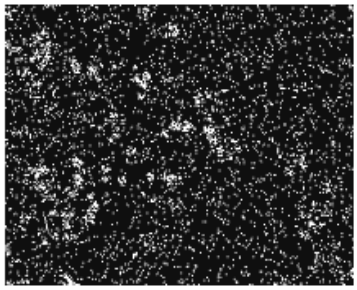
(c) Cromo



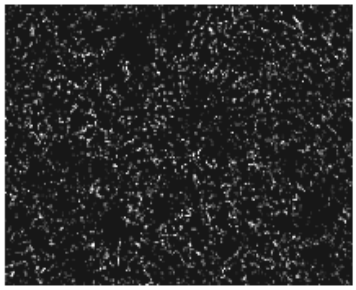
(d) Alumínio



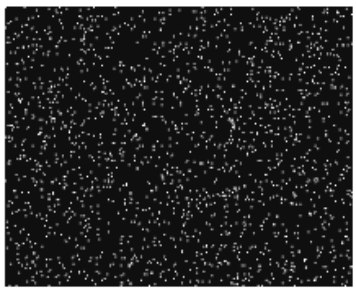
(e) Manganês



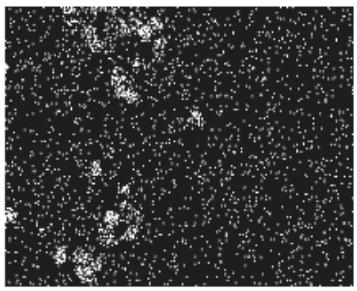
(f) Ferro



(g) Silício



(h) Níquel



(i) Oxigênio

Figura 5.19 - EDS da região (a) - amostra do lingote 19.

As Figuras 5.20 e 5.21 referem-se à amostra do lingote 21, sem adição de reforço. Todos os elementos analisados estão distribuídos uniformemente.

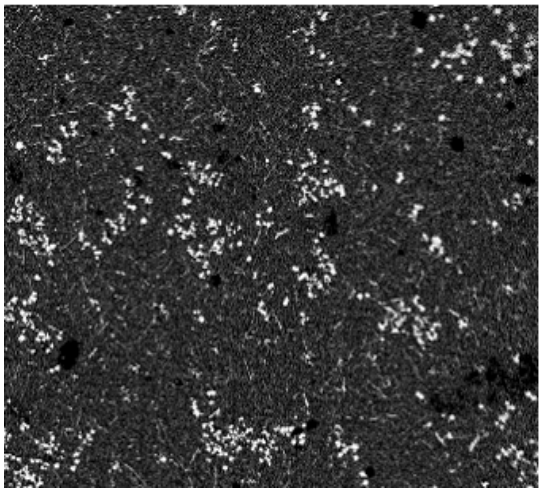
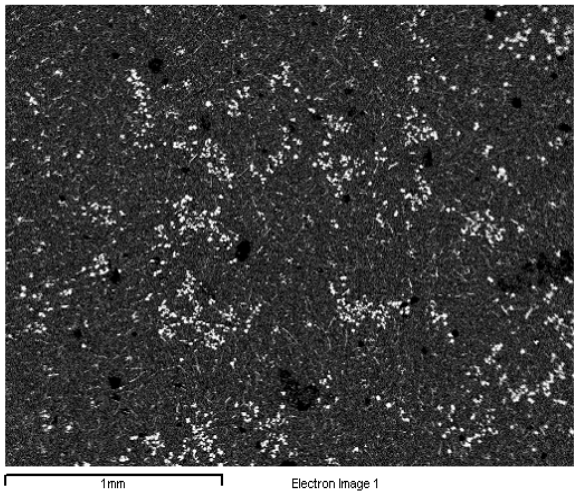


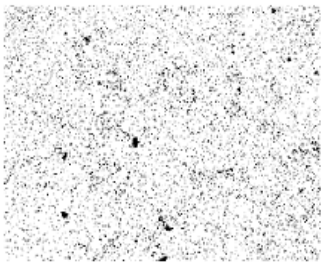
Figura 5.20 – MEV – imagem de elétron retroespalhado - amostra do lingote 21.

Tabela 5.5 - EDS de varredura - amostra do lingote 21 – mesmo processo - sem reforço.

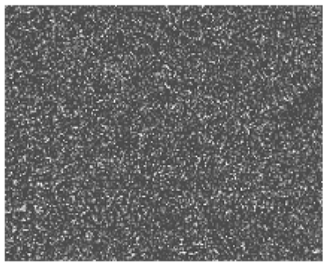
Elemento	% peso	% atômico
C	4,04	8,72
O	1,14	1,85
Al	81,71	78,46
Si	10,91	10,06
Cr	0,32	0,16
Fe	1,36	0,63
Ag	0,52	0,12
Total	100,00	



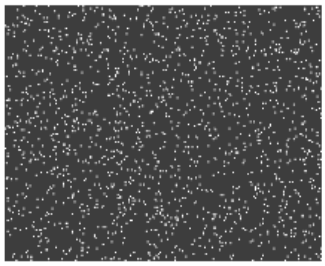
(a)



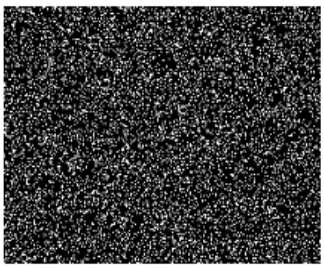
(b) Alumínio



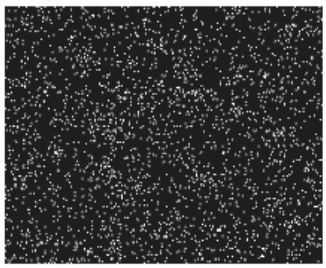
(c) Silício



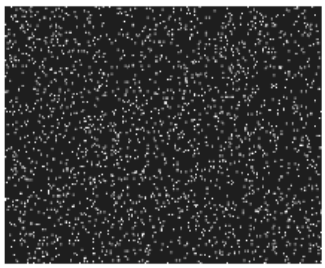
(d) Oxigênio



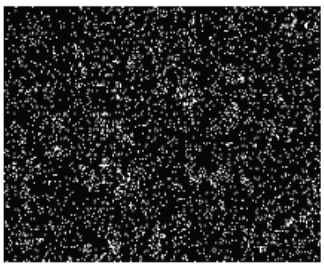
(e) Magnésio



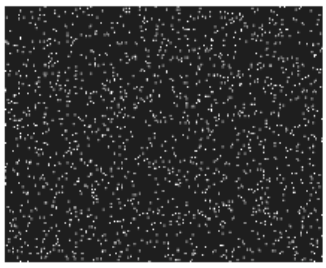
(f) Cromo



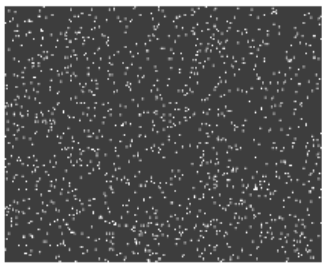
(g) Manganês



(h) Ferro



(i) Níquel



(j) Carbono

Figura 5.21– EDS da região (a) – amostra do lingote 21.

Como pode ser constatado, pelas Figuras 5.8, 5.9, 5.20, 5.21 e pela análise do espectro (Tabela 5.5), a microestrutura é diferente daquelas onde ocorreu a incorporação de alumina.

A Figura 5.22 apresenta a microestrutura, obtida microscópio óptico, de amostra do lingote 22, em processamento no estado totalmente líquido. Não houve incorporação.

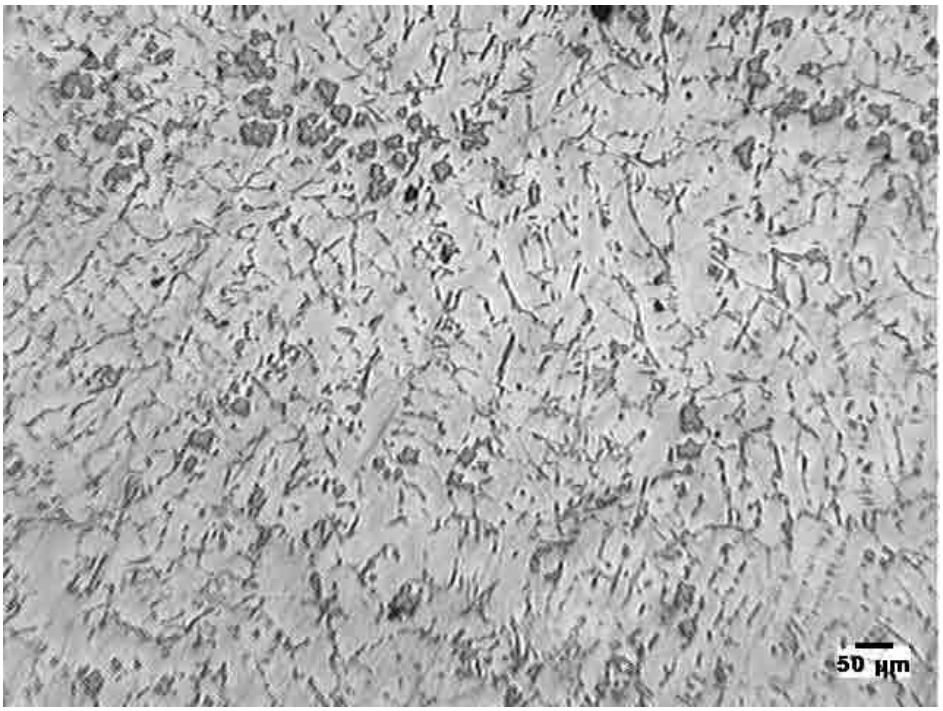


Figura 5.22 – Amostra do lingote 22 – agitação no estado totalmente líquido.

6. CONCLUSÕES

Em face aos resultados obtidos e das discussões elaboradas no item anterior, as seguintes conclusões podem ser tiradas:

1. O equipamento construído mostrou-se eficiente e atendeu aos objetivos deste trabalho, ou seja, a obtenção de compósitos de matriz metálica reforçados com partículas de alumina, utilizando o processo de fundição com agitação.

2. O processo utilizado, que pode ser chamado de “agitação em duas etapas”, mostrou-se viável para a síntese de compósitos de matriz metálica particulados.

3. Como constatado também por outros pesquisadores, a diminuição do tamanho do particulado aumenta a dificuldade de incorporação do reforço, com o aumento da energia superficial envolvida no processo. A agitação apenas no estado líquido não conduz a incorporação da alumina.

4. Nas condições experimentais deste trabalho, a incorporação ocorreu somente no estado semi-sólido. A razão disso ainda não é compreendida.

5. O reaquecimento para retronar ao estado líquido antes do vazamento não produz a separação da alumina incorporada ao metal no estado pastoso.

6. Não foi observada a incorporação de alumina utilizando agitação apenas no estado líquido, nas condições experimentais estudadas neste trabalho.

7. O uso de cadinho em aço inoxidável não é recomendado nesse processo, pela contaminação por cromo, carbono, ferro e níquel introduzidas na liga de alumínio.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Melhoria no sistema de leitura de temperatura no metal líquido, pela colocação do termopar dentro de um tubo de quartzo, acoplado a um sistema de coleta de dados, de tal forma a se poder ter um registro contínuo da variação da temperatura .

2. Com o dispositivo descrito em 1, realizar um estudo da influência das taxas de resfriamento e aquecimento sobre a incorporação do particulado.

3. Aperfeiçoamento do sistema de suporte do motor, com uso de cremalheira, de forma a se poder movimentar o conjunto motor/haste de agitação simultaneamente.

4. Introdução de um sistema com manivela que possibilite um giro do cadinho imediatamente após sua saída pela parte inferior do forno, de forma que o vazamento seja mais rápido e sem o uso de tenaz, possibilitando a produção de reofundidos.

5. Modificação no suporte do cadinho para se utilizar cadinhos de diferentes materiais, como grafite e carbeto de silício.

6. Estudos utilizando as possibilidades do equipamento para variar os parâmetros do processo, como; velocidade de rotação, tempo de agitação e geometria de pás.

7. Elaboração de estudo estatístico da distribuição do particulado em todo o lingote.

8. Caracterização das propriedades mecânicas como resistência à tração e compressão, dureza e desgaste, do material obtido, variando a granulometria do particulado.

9. A metalografia de compósitos de matriz metálica é específica, e merece um estudo mais apurado.

10. Estudo dos mecanismos físicos e químicos envolvidos na incorporação da alumina.

8. REFERÊNCIAS

ABD EL-AZIM et al. Structure and properties of short alumina fibre reinforced AlSi18CuNi produced by stir casting. **Materials Letters.** Amsterdam. v.56, n.6, p. 963-969, nov. 2002.

ABDEL-AZIM A.N. et all. Casting of 2024-Al alloy reinforced withAl_2O_3 particles. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 55, p. 199-205, 1995.

ALCOA NO BRASIL. Disponível em : http//www.alcoa.com/razil/catalog. Acesso em: 10 mar. 2004

AMERICAN SOCIETY OF METALS. **Engineered Materials Handbook**, v.1 - Composites. Ohio: ASM International, 1987, 983p.

ANIBAN, N. et al. An analysis of impeller parameters for aluminium metal matrix composites synthesis. **Materials & Design**, Oxford, v. 23, n.6, p.553-556, abr. 2002.

AGARWALA V.; DIXIT D. Fabrication of aluminium base composite by foundry technique. **Transactions of the Japan Institute of Materials.** Sendai, v.22, n.8,p.521-526,1981.

BÍBLIA SAGRADA; 41° ed. São Paulo: Edições Paulinas, 1985

BLUCHTER, J.T. et al. Continuous manufacturing of fiber-reinforced metal matrix composites wires – technology and product characteristics. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**. Oxford, v. A 32, n. 12, p. 1759-1766, fev 2001.

BRABAZON, D.; BROWNE, D.J.; CARR, A.J. Mechanical stir casting of aluminium alloys from the muhsy state: process, microstructure and mechanical properties. **Materials Science & Engineering**. Lausanne, v. A 326, n.1-2, p. 370-381, mar. 2002.

CALLISTER, W. D. ; **Ciência e engenharia de materiais :** uma introdução / Tradução Sérgio Murilo Stamile Soares. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589 p.

CARREÑO-MORELLI, E. et al. Processing and characterization of aluminum-based MMCs produced by gas pressure infiltration. **Materials Science & Engineering.** Lausanne, v. A 251, n. 1-2, p. 48-57, ago. 1998.

CLYNE T.W.; WITHERS P.J. **An introduction to metal matrix composites.**. Cambrige University Press, 1993. 509p

COCEN U.; ONEL K. The production of Al-Si alloy-AiC_p composites via compocasting:some microstructural aspects. **Materials Science & Engineering**. Lausanne, v. A 221, p.187-191. 1996.

COSTA, C.E; LÓPEZ, F.V; CASTELLÓ J.M.T. Materiales compuestos de matriz metálica. I parte. Tipos, propriedades, aplicaciones. **Revista Metalurgica Madrid**. Madrid. n. 36, p. 179-192. abr. 2000.

DANIEL, I.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composite materials.** New York: Oxford University, 1994. 395p.

GIESKES S.A.; TERPSTRA M. **Metal matrix composites – a study of patents, patent applications and other literature**. England: ELSEVIER SCIENCE LTDA, 1991, 233p.

GORDON, W. P.;CHENG S.;MOBLEY C.E.J. **A fractography atlas of casting alloys**. Richmond. Battelle Press, 1992. Paginação variada.

HAMOUDA A.M.S.; HASHMI M.S.J. Mechanical properties of aluminium metal matrix composites under impact loading. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 56, n. 1-4, p. 743-756, jan. 1996.

HASHIM, J. et al. Metal matrix composites: production by the stir casting method. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 92-93, p. 1-7, aug. 1999.

HASHIM, J.; LOONEY, M.S.J.; HASHMI. The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 119, n. 1-3, p. 324-328, dez. 2001a.

HASHIM, J.; LOONEY, M.S.J.; HASHMI. The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium composites. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 119, n. 1-3, p. 329-335, dez. 2001b.

HASHIM, J.; LOONEY, M.S.J.; HASHMI. Particle distribution in cast matrix composites-part I. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 123, n. 2, p. 251-257, abr. 2002a.

HASHIM, J.; LOONEY, M.S.J.; HASHMI. Particle distribution in cast matrix composites-part II. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 123, n. 2, p. 258-263, abr. 2002b

HULL, D.; CLYNE, T. W. **An introduction to composite materials.** 2 nd. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1996. 326p.

INFOMET. Disponível em: http://infomet.com.br. Acesso em: 10/11/2004.

JENG S; CHEN S. The solidification characteristics of 6061 and A 356 aluminum alloys and their ceramic particle-reinforced composites. **Acta Metallurgica Inc.** Great Britain, v 45, n. 12, p. 4887-4889, 1997.

JUNVON et al. A new process for the fabrication of in-situ particle reinforced metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 63, p. 354-357, 1997.

KACZAMAR, J.W.; PIERTRZAK, K.; WLOSINSKI, W. The production and application of metal matrix composites materials. **Journal of Materials Processing Technology**. Lausanne, v. 106, n. 1-3, p. 58-67, out.2000.

KAZAKOV, A.A.; LUONG, N.H. Characterization of semisolid materials structure. **Materials Characterization.** New York, v. 46, p. 155-161, fev. 2001.

KENNEDY A.R.; KARANTZALIS A.E. The incorporation of ceramic particles in the molten aluminium and the relationship to contact angle data. **Materials Science & Engineering.** Lausanne, v. A264, p.122-129. 1999

KENWAKAI KENDO CLUB. Disponível em : http://www.kenwakai.org./espada.htm. Acesso em: 17 dez 2004.

LI Q.F. et all. Casting and HIPping of Al-based metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, v. 48, p.,373-378, 1995.

LINDROOS, V.K.; TALVITIE M.J. Recent advances in metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology.** Lausanne, V.53, n.1-2, p. 273 – 284, ago.1995.

MASSARDIER, V.; FOUGÈRES, R.; MERCE P. Comparasion between the experimental and theoretical tensile behavior of aluminium based metal matrix composites reinforced with preforms of α - alumina platelets. **Materials Science and Engineering**. Lausanne. V.A203, n. 1-2, p.93 – 104, nov. 1995.

MICHAUD, V.; MORTENSEN, A. Infiltration processing of fibre reinforced composites: governing phenomena. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing.** Oxford, v. A 32, n. 8, p. 981-996, set 2001.

MOSER et al. Nextel 610 alumina fibre reinforced aluminium: influence of matrix and process on flow stress. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing.** Oxford, v. 32, n.8, p. 1067-1075, 2001.

MUSSI, R.G.S. **Contribuição ao estudo da fabricação de compósitos de matriz metálica a partir de matriz no estado semi - sólido**. 2000. 101f. Dissertação (Mestrado) Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

PENG, H.X. et al; Microstructures and mechanical properties of engineered short fiber reinforced aluminum matrix composites. **Materials Science & Engineering.** Lausanne, v. 335, n.1-2, p. 207-216, set. 2002.

RALPH, R. et al. The processing of metal matrix composites – an overview. **Journal of Materials Processing Technology**. Lausanne, v. 63, n. 1-3, p. 339-353, jan. 1997.

SEO, Y.H.; KANG, C.G. The effect of applied pressure on particle-dispersion characteristics and mechanical properties in melt-stirring squeeze-cast SiC_p/Al composites. **Journal of Materials Processing Technology**. Lausanne, v. 55, p. 370-379, 1995.

TAHA, M.A. Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs). **Materials & Design**. , Oxford, v. 22, n. 6, p. 431-441, set. 2001.

THANH, L.N.; SUÉRY, M. Microstructure and compression behavior in the semisolid state of short-fibre-reiforced A356 aluminium alloys. **Materials Science & Engineering.** V.53, n.1-2, p. 273 – 284, ago.1995.

TORRALBA, J.M.; COSTA, C.E.; VELASCO, F. P/M aluminum matrix composites: na overview. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 133, n. 1-2, p. 203-206, fev. 2003.

VALENTE, M.; BILLI, F. Micromechanical modification induced by cyclic stress on metal matrix composites for automotive applications**. Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 32, n.6, p. 529-533, 2001.

VINSON, J.R.; CHOU, T-W. **Composites materials and their use in structures**. London, Applied Science, 1975. 438p.

WARD-CLOSE et al. Advances em the fabrication of titanium metal matrix composites. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. A263, n. 2, p.314 – 318, mai. 1999.

WEETON, J.W.; PETERS, D., M.; THOMAS, K., L. **Engineers' guide to composite materials**.Ohio: ASM, 1987, paginação irregular.

WILLIAN C.; HARRIGAN Jr. Commercial processing of metal matrix composites. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. A244, n. 1, p.75 – 79, mar. 1998.

ZHANG, X.; TAN, J. Selection of particulate reinforcement in P/M metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 63, n. 1-3, p. 913-917, jan. 1997.

ZHOU W.; XU M. Casting of SiC reinforced metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 63, p. 358-363, 1997.

XIANDONG S. et al. The fabrication and properties of particles reinforced cast metal matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 63, p. 426-431, 1997.

9. BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

MARTINS, A. **Projeto e construção de equipamento para a produção de compósitos particulados de ligas não – ferrosas**. 1996. 145f. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

MELO, S.S.A. **Análise comparativa de dois processos de produção de matérias primas para tixoconformação**. 2000. 111f. Dissertação (Mestrado) Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

NAKA, E. H.; WU S. Engulfment of Al_2O_3 particles during solification of aluminum matrix composites. **Materials Science & Engineering.** Lausanne, v. A252, p. 232-238, 1998.

PRADER P, et al. **Web page of MMC**. Disponível em: <http://mmc-assess.tuwien.ac.at/2index.htm> Vienna University of Technology (desde 1999).Acesso em: 24 fev. 2003.

SEO, Y.H.; KANG, C.G. Micromechanical solidification heat transfer and initial strain estimation in the fabrication process of particles - reinforced aluminum composites. **Journal of Materials Processing Technology.** 1997.

DEGISTER H.P. Innovative light metals: metal matrix composites and foamed aluminium. **Materials & Design.** Great Britain, v. 18, n. 4/6, p. 221 – 226, 1997.