

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Contribuição ao Estudo da Fabricação de Compósitos
de Matriz Metálica a Partir de Matriz no Estado
Semi-Sólido**

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Autor : Renato Galvão da Silveira Mussi

Orientadora: Profa. Dra. Maria Helena Robert

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR RENATO GALVÃO DA
SILVEIRA MUSSI E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 31 / 07 / 2000.

M. Helen

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

**Contribuição ao Estudo da Fabricação de Compósitos
de Matriz Metálica a Partir de Matriz no Estado
Semi-Sólido**

Autor : Renato Galvão da Silveira Mussi

Orientadora: Profa. Dra. Maria Helena Robert

Curso: Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2000

S.P. - Brasil

UNIDADE PC
L.º CHAMADA:
T/UNICAMP
M 976c
V. _____ Ex. _____
TOMBO BC/ 43355
PROC. 278/2000
C ☐ D ☒
PREC. R\$ 11,00
DATA 03/01/2001
N.º CPD _____

CM-00153171-7

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

M976c

Mussi, Renato Galvão da Silveira

Contribuição ao estudo da fabricação de compósitos de matriz metálica a partir de matriz no estado semi-sólido / Renato Galvão da Silveira Mussi.--Campinas, SP: [s.n.], 2000.

Orientadora: Maria Helena Robert.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Materiais compostos. 2. Qualidade superior. 3. Ligas de alumínio. 4. Carboneto de silício. 5. Partículas. 6. Microestrutura. I. Robert, Maria Helena. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

Dissertação de Mestrado

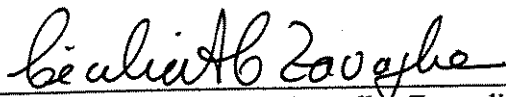
**Contribuição ao Estudo da Fabricação de
Compósitos de Matriz Metálica a Partir de Matriz
no Estado Semi-sólido**

Autor: Renato Galvão da Silveira Mussi

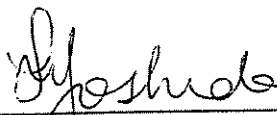
Orientadora: Maria Helena Robert



Profa. Dra. Maria Helena Robert
Presidente, DEF, FEM, UNICAMP.



Profa. Dra. Cecília Amélia Carvalho Zavaglia
DEMA, FEM, UNICAMP.



Profa. Dra. Inez Valéria Pagotto Yoshida
IQ, UNICAMP

Campinas, 31 de julho de 2000.

Dedicatória

Dedico este trabalho especialmente a meus pais Octavio Elias Mussi e Lucia Helena da Silveira Mussi, a minha irmã Flavia da Silveira Mussi, a meu falecido avô Anis Mussi e à minha avó Lucila Galvão Mussi.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser realizado sem a ajuda e o apoio de algumas pessoas e instituições às quais presto aqui minhas homenagens.

À minha orientadora, Profa. Dra. Maria Helena Robert, pela oportunidade de trabalho.

Ao técnico do Laboratório de Fundição Edmur Arantes, essencial na realização da parte prática deste trabalho. Também aos técnicos Claudomiro Alves, Aristides Magri e José Luís pela ajuda.

À Rita Jacon, pela ajuda nos trabalhos de preparação de amostras, metalografia e microscopia.

À FAPESP pelo suporte financeiro e confiança durante a realização do trabalho.

À empresa Sulina Metais S.A. pela doação da liga de alumínio utilizada como matriz na produção dos compósitos.

À empresa ALCOA do Brasil S/A pela doação do carbetto de silício utilizado como reforço na produção de compósitos.

À Rosa Maria do IPEN-CNEN da USP-SP pela realização de ensaios de granulometria.

*A excelência consiste em fazer algo.
comum de maneira incomum
(Booker Washington)*

*Uma longa viagem começa
com um único passo.
(Lao Tse)*

Sumário

Resumo		I
Abstract		II
Lista de Figuras		III
Lista de Tabelas		VII
Nomenclatura		VIII

Capítulo 1 - Introdução e Objetivos

1.1. - Introdução		1
1.2. - Objetivos do Trabalho		5

Capítulo 2 – Fundamentos Teóricos

2.1. – Materiais Compósitos de Matriz Metálica (CMM)		7
2.1.1. Introdução		7
2.1.2. Aspectos da Produção de Compósitos de Matriz Metálica (CMM)		9
2.1.3. Processos de Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica (CMM)		14
2.2. Processos de Fabricação de Compósitos por Compofundição		16
2.2.1. Reofundição		16
2.2.2. Processos de Compofundição		21
2.2.3. Aplicações de Compofundidos		25

Capítulo 3 – Materiais e Métodos

3.1. Matérias-Primas Utilizadas	27
3.2. Caracterização da Matéria-Prima	29
3.2.1. Caracterização do Material da Matriz (Liga Al-Si)	29
a. Composição Química	29
b. Diagrama de Fases	30
c. Análise Térmica Diferencial	31
d. Curva de Resfriamento na Solidificação em Condições Normais	33
3.2.2. Caracterização do Material do Reforço (SiC)	34
a. Granulometria	34
b. Morfologia das Partículas	37
3.3. Produção dos Compósitos	38
3.3.1. Descrição do Equipamento de Compofundição	38
3.3.2. Ensaios Preliminares	43
3.3.3. Produção de Compofundidos (Ensaios Definitivos)	45
3.4. Análise de Resultados	47
3.4.1. Preparo das Amostras para Análise Macro e Microestrutural	47
3.4.2. Ensaios de Tração	48

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

4.1. Estruturas Reofundidas de Partida	50
4.2. Compósitos Produzidos	60
4.2.1. Compósitos Produzidos com SiC de Menor Granulometria (6 μm)	60
4.2.2. Compósitos Produzidos com SiC de Maior Granulometria (30 μm)	71
4.2.3. Análise Comparativa dos Resultados	80
a. Efeito do Teor e da Granulometria do SiC	80
<i>a1. no tamanho médio de glóbulos</i>	80
<i>a2. na incorporação de reforço</i>	82

b. Efeito da Adição de Refinador e Mg	83
<i>b1. no tamanho médio de glóbulos</i>	83
<i>b2. na incorporação de reforço</i>	85
4.2.4. Resultados de Ensaio de Tração	86
Capítulo 5 – Conclusões	91
Sugestões de Trabalhos	94
Referências Bibliográficas	95

Resumo

MUSSI, Renato Galvão da Silveira, “*Contribuição ao Estudo da Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica a partir de Matriz no Estado Semi-Sólido*”, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 102 p. Dissertação de Mestrado.

Estuda-se o processo de compofundição analisando-se parâmetros como tamanho e quantidade de reforço, assim como presença de refinador e Mg na matriz metálica na qualidade dos compósitos obtidos. Procura-se com isso, a padronização dos efeitos desses parâmetros na qualidade do produto, otimizando, assim, o controle de tal processo. Para isso, utilizou-se o método de compofundição com agitação mecânica. Produziram-se compósitos de matriz AA356 (Al-7%Si) pura, com refinador e com Mg reforçada com partículas de carboneto de silício com granulometrias de 5 e 30 μm ; e em quantidade de 5, 15 e 30 % em volume. As microestruturas indicam a presença de uma fase primária de alumínio globular cercada pela fase secundária de silício com o reforço distribuído homogeneamente nesta última. As partículas maiores incorporaram-se em maior quantidade à matriz e produziram uma estrutura mais refinada, assim como no caso da porcentagem de 15% em volume. Conclui-se que particulados mais finos sofrem maior efeito de macrossegregação pela frente de solidificação, além de sofrerem maior aglomeração. Proporções de 15% de reforço adicionados à matriz provocam um maior engrossamento da microestrutura e boa homogeneidade do reforço na matriz.

Palavras-Chave: Compofundição, Compósitos, Matriz Metálica, Qualidade, Liga de Alumínio, Carboneto de Silício, Particulado, Microestrutura.

Abstract

MUSSI, Renato Galvão da Silveira, “*Contribution to the Study of Metal Matrix Composites Production from Matrix at Semi-Solid State*”, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 102 p. Dissertação de Mestrado.

The work looks into the process of composites production with AA356 alloy (Al-7%Si) matrix reinforced with SiC particulate, by introduction of reinforcement particles in a matrix at rheocasted semi-solid state, in a compocasting process by mechanical stirring of liquid metal during solidification. The process parameters analysed are: dimension of SiC powder (median dimension of 6 and 30 μm), quantity of added reinforcement (5, 15 and 30 % in volume), addition of grain refiner and 1% Mg into matrix alloy; and the influence they bring to the quality of produced composites. So, microstructures are analysed in relation to average size of globular primary phase and to dispersion of reinforcement particles through the matrix. All of the produced microstructures show an Al- α primary phase with globular morphology, typical in rheocasted products, with eutectic phase and SiC particles located at interglobular region. The results show a tendency to agglomeration of thinner particles during introduction process, making them difficult to incorporate and to disperse through the matrix; great quantities of SiC are not incorporated into rheocasted slurries with refined globules; addition of Mg improves, even if it is not so noticeable, the possibility of reinforcement incorporation; addition of grain refiner decreases incorporation of bigger particles. Best results are obtained to the condition where 15 % vol. of 30 μm SiC were added to a matrix with presence of grain refiner. Evaluation of mechanical properties under traction conditions shows the decreasing of properties due to agglomerations of reinforcement particles.

Key-Words: Compocasting, Composites, Metal Matrix, Aluminium Alloy Quality, Silicon Carbide, Particulate, Microstructure.

Lista de Figuras

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

2.1 – Esquema indicando ângulo de molhamento entre sólido/líquido.	12
2.2 - Variação da viscosidade aparente da pasta reofundida da liga Al – 4,5 %Cu – 1,5%Mg. com a taxa de cisalhamento e fração sólida.	17
2.3 - Microestrutura de uma liga Al-4,5%Cu reofundida.	18
2.4 – Representação esquemática do modelo de fragmentação de dendritas.	20
3.1 – Diagrama de fases Al-Si com destaque para a composição Al-7%Si.	30
3.2 – Microestrutura da liga AA356 utilizada, no estado fundido.	31
3.3 – Curvas resultantes de análise térmica diferencial no aquecimento e no resfriamento realizada na liga AA356.	32
3.4 – Curva de resfriamento da liga Al-7%Si (AA356) utilizada como material matriz.	33
3.5 – Dispersão de granulometria de partículas de carvão de silício mais fino.	35
3.6 – Dispersão de granulometria de partículas de carvão de silício mais grosseiro	36
3.7 – Fotos das partículas de carvão de silício feitas em MEV.	37
3.8 – Equipamento de compofundição completo.	39
3.9 – Conjunto termo-mecânico de equipamento de compofundição.	41
3.10 – Conjunto de controles do equipamento de compofundição.	42
3.11 – Lingote obtido em experimentos preliminares sendo retirado da coquilha.	45
3.12 – Esboço de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.	49
4.1 - Macroestrutura típica de reofundido obtida com agitação de 1000rpm, a 600°C sem agitação isotérmica	51
4.2 – Microestruturas do lingote reofundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 600°C seguida de agitação isotérmica por 5 minutos	52
4.3 - Microestruturas do lingote reofundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 600°C sem agitação isotérmica	52

4.4 - Microestruturas do lingote reofundido com agitação de 750 rpm, até temperatura de 600°C seguida de agitação isotérmica por 5 minutos	53
4.5 - Microestruturas do lingote reofundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 585°C sem agitação isotérmica	53
4.6 – Microestrutura de reofundido de AA356 adicionado de refinador produzido nas condições de 1000 rpm de agitação a 600°C sem agitação isotérmica ...	56
4.7 – Variação dos tamanhos médios de glóbulos das microestruturas reofundidas produzidas com as diferentes condições de processo analisadas	57
4.8 - Variação dos valores de fator de forma das microestruturas reofundidas produzidas com as diferentes condições de processo analisadas	59
4.9 – Macroestrutura de compofundido produzido com 15% de SiC dimensão média de 6 µm	61
4.10 – Microestrutura do compósito AA356 + 5% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	61
4.11 - Microestrutura do compósito AA356 + 15% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	62
4.12 - Microestrutura do compósito AA356 + 30% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	62
4.13 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 5% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	65
4.14 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 15% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	66
4.15 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 30% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	66
4.16 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 5% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	67

4.17 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 15% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	68
4.18 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 30% vol SiC (6 µm), obtido por compofundição	68
4.19 – Variação do tamanho médio de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC de granulometria 6 µm com as diferentes condições de processamento	71
4.20 - Microestrutura do compósito AA356 + 5% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	72
4.21 - Microestrutura do compósito AA356 + 15% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	72
4.22 - Microestrutura do compósito AA356 + 30% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	73
4.23 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 5% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	74
4.24 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 15% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	75
4.25 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 30% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	75
4.26 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 5% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	76
4.27 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 15% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	77
4.28 - Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg + 30% vol SiC (30 µm), obtido por compofundição	77
4.29 – Variação do tamanho médio de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC de granulometria 30 µm com as diferentes condições de processamento	79

4.30 – Esquema representativo da influência da quantidade de reforço	
e de sua granulometria no tamanho médio de glóbulos dos compofundidos	80
4.31 – Esquema representativo da influência da adição de refinador	
e de Mg nos tamanhos médios de glóbulos dos compofundidos	84
4.32 – Variação do limite de resistência de compósitos AA356/SiC obtidos	
por compofundição, com parâmetros de processo	87

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Lista de Tabelas

3.1 – Características físicas da liga de alumínio AA356	28
3.2 – Composição química da liga de alumínio utilizada em % em peso	29
3.3 – Resultados de ensaios de classificação dos pós de SiC utilizados	35
3.4 – Condições experimentais preliminares para determinar condição ideal de reofundição	43
3.5 – Condições de processamento utilizadas para testes de compofundição	46
3.6 – Amostras submetidas a ensaio de tração	49
4.1 – Tamanhos médios de glóbulos dos reofundidos preliminares	57
4.2 – Fatores de forma dos reofundidos preliminares	58
4.3 – Tamanhos médios de glóbulos da fase primária em compósitos AA356 + SiC _p de granulometria 6 µm, obtidos por compofundição	70
4.4 - Tamanhos médios de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC de 30 µm	79
4.5 – Valores de limite de resistência, estrição e alongamento de compósitos AA356/SiC selecionados, obtidos por compofundição	86

Nomenclatura

Letras Gregas

α - fase primária do metal matriz. em estado sólido no processo de compofundição.

β - fase secundária do metal matriz. solidificada apenas ao final do processo.

γ - energia superficial

Abreviaturas

ATD - Análise Térmica Diferencial

CMC - Compósitos de Matriz Cerâmica

CMM - Compósitos de Matriz Metálica

CMP - Compósitos de Matriz Polimérica

CVD - *Chemical Vapor Deposition*

Siglas

DEF - Departamento de Engenharia de Fabricação.

UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Capítulo 1

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

O desenvolvimento da humanidade é um processo que ocorre continuamente desde sua origem, mas nunca teve um ritmo tão alucinante como se tem verificado nas últimas décadas. O crescimento da demanda de necessidades cada vez mais diversificadas e exigentes tem provocado uma busca incessante por novas tecnologias que supram essa nova realidade social, tanto em aplicações mais avançadas e complexas, como por exemplo as indústrias aeronáutica, aeroespacial e nuclear, bem como em aplicações mais simples, mas não menos avançadas, como as indústrias esportiva, eletrônica e automotiva, tendo-se sempre como meta principal o aperfeiçoamento da qualidade, durabilidade, confiabilidade dos bens produzidos, inclusive com uma preocupação em relação a seus efeitos no meio ambiente quando em serviço ou em sua fabricação.

Vive-se em um mundo material, ou seja, todo o desenvolvimento tecnológico das sociedades humanas sempre foi limitado ou definido pela sua habilidade em encontrar, manusear e transformar os materiais a sua volta de forma a torná-los aplicáveis em seu próprio benefício. No contexto atual não é diferente, o que faz da pesquisa e desenvolvimento de novos conceitos de materiais a forma básica ou primária para se alcançar a satisfação das novas necessidades que têm surgido dentro da civilização.

A descoberta dos semicondutores para a eletrônica, das cerâmicas avançadas e das superligas de aços para aplicações a altas temperaturas, das ligas leves de metais não-ferrosos como o alumínio e o magnésio, com alta resistência e baixo peso, dos materiais poliméricos, facilmente deformáveis, entre outros, assim como a criação de novos processos de fabricação como o forjamento a quente de precisão e a metalurgia do pó, que permitissem a obtenção dos já conhecidos materiais a custos mais baixos e com propriedades melhores para as diversas aplicações, são fatos que revolucionaram os conceitos de tecnologia e que tornaram viável a produção e melhoria de certos produtos tidos como impossíveis até então, abrindo as portas inclusive para esse novo e tão popular processo chamado de globalização, graças ao rápido e constante desenvolvimento da informática e dos meios de comunicação e de transporte.

Entre os materiais que têm obtido grande atenção dos pesquisadores e investidores industriais estão os materiais compósitos, devido a sua capacidade de combinar propriedades desejadas de dois ou mais materiais diferentes num só produto, como é o caso de alta tenacidade e resistência mecânica associada a baixo peso, propriedades estas muito importantes em diversas aplicações dentro de engenharia. Tais propriedades podem ser conseguidas simultaneamente nos compósitos, os quais são constituídos por uma matriz (material em maior quantidade e geralmente de menor dureza e menor resistência), e pelo reforço (material mais duro e frágil e menos denso, em forma de fibras ou partículas dispersas na matriz), sendo que a primeira permite a deformação do material, e o segundo funciona como um endurecedor aumentando a resistência do material. O conjunto resulta num material resistente e rígido, com propriedades mecânicas específicas para as mais diversas aplicações como por exemplo boa tenacidade à fratura e baixo peso.

Os materiais compósitos como ressalta CHAWLA (1987), apesar de já existirem na natureza há milhões de anos, sendo os mais conhecidos a madeira e o tecido ósseo, além de serem utilizados em aplicações estruturais mais simples há bastante tempo como o concreto e o asfalto, só começaram a ser produzidos pelo homem, com atenção especial e com objetivos centrados em características mecânicas e físicas específicas, após a 2ª Guerra Mundial, com o surgimento de resinas poliméricas reforçadas com asbestos, madeira e tecidos. Porém, somente após os anos 50 é que os materiais compósitos atraíram maior atenção, principalmente das indústrias aeroespaciais, tornando-se tecnologicamente eficientes e com um grande potencial para atender a várias necessidades.

Grandes avanços foram e têm sido conseguidos continuamente no desenvolvimento de novos materiais compósitos, como o exemplo da recente descoberta reportada por VALIGRA (1998) de que as fibras de carbono, que por conduzem eletricidade (semi-condutoras), podem ser utilizadas na fabricação de estruturas inteligentes, ou seja, podem funcionar como pequenos sensores distribuídos por toda a estrutura, da mesma forma que os nervos estão dispersos em nossa pele, prometendo uma revolução dentro de estruturas de alto risco, como em aviões e automóveis, em termos de segurança.

Mais recentemente, especialmente dentro da engenharia, os denominados materiais compósitos de matriz metálica passaram a tomar a atenção de pesquisadores, principalmente aqueles com ligas leves não-ferrosas, devido à suas boas propriedades mecânicas, ótima resistência ao desgaste e à corrosão e à sua menor densidade específica; estas duas últimas muito importantes dentro da aeronáutica, e também da indústria automobilística com os novos contextos de economia de combustível e de preservação ambiental. Os principais materiais utilizados como reforço são as fibras e os particulados de materiais cerâmicos como o carbetto de silício, a alumina e o próprio carbono por exemplo, devido às suas características de alta dureza e resistência em altas temperaturas.

Paralelamente a essa busca por novas combinações e propriedades de compósitos, os processos de fabricação desses materiais também foram e continuam sendo amplamente estudados com o objetivo de se desenvolver métodos de obtenção de produtos mais confiáveis e com menores custos. Entre eles se encontram vários métodos desenvolvidos baseados em diferentes conceitos de união entre matriz e reforço, como: a deposição do material da matriz no reforço por camadas, o *Chemical Vapor Deposition* (CVD) (CHAWLA, 1987); os processos com o material da matriz nos estados sólido (BONOLLO, 1991; LEE, 1992) ou líquido envolvendo o reforço (pré-forma) (HULL, 1988), os processos em que o compósito é formado através de reações que ocorrem no reforço quando já está adicionado à matriz (processos *in situ*) (KENNEDY, 1995, LU, 1996), e outros processos cada vez com mais alta tecnologia, confiabilidade e produtividade.

Os processos de produção de compósitos com a matriz no estado líquido possuem diversos inconvenientes como por exemplo a necessidade de pressão para uma infiltração eficiente e eliminação de poros no caso de infiltração em pré-forma. Além disso, em processos de adição do reforço na matriz em estado líquido alguns problemas podem surgir como a dificuldade de introdução do reforço à matriz

por decantação ou flotação do mesmo no banho, levando à homogeneidade insuficiente e compósitos de baixa qualidade.

Dentro deste contexto, a partir da década de 70 pesquisas na área de fundição desenvolveram um processo de fabricação que utiliza metais e ligas parcialmente solidificadas, ou pastas metálicas, com parte do material no estado sólido e parte no estado líquido coexistindo em equilíbrio termodinâmico. Mais, se o sólido presente na pasta apresentar morfologia globular ao invés da tradicional dendrítica, essas pastas apresentam comportamento reológico não-newtoniano, o que permite serem manuseadas, forjadas, injetadas ou solidificadas com várias vantagens em relação às propriedades dos produtos e aos procedimentos de processamento, quando comparados aos métodos convencionais de fabricação.

O processo de fabricação de pastas metálicas com estrutura globular foi denominado por FLEMINGS (1976) de reofundição, e se baseia na solidificação parcial do material sob determinadas condições que modificam a microestrutura em formação. Para a modificação da estrutura de solidificação pode ser utilizada a agitação do líquido durante seu resfriamento; o resultado será estrutura globular reofundida, com teores relativos de sólido e líquido controláveis.

A reofundição tem se constituído numa possível solução para viabilizar a produção de materiais compósitos com reforço particulado, porque o material da matriz no estado semi-sólido reofundido previne a decantação ou flotação da fase reforçante, permitindo a sua melhor distribuição no produto. As propriedades de escoamento da pasta reofundida permitem a adição do reforço (a pasta apresenta alta fluidez enquanto é agitada) e quando cessada a agitação sua incorporação (a pasta apresenta alta viscosidade em repouso). O processo é denominado compofundição. Outra vantagem do processo de compofundição é a menor temperatura da pasta semi-sólida em relação ao estado líquido, prevenindo reações químicas entre matriz e reforço que podem resultar em produtos compósitos com características indesejáveis (LEGOUX, 1989; RIBES, 1990).

Apesar da potencial vantagem da compofundição sobre processos de fabricação de compósitos a partir da matriz líquida, por fundição, as informações disponíveis sobre o processo na literatura especializada são muito genéricas. No entanto, a possibilidade da compofundição vir a constituir mais um processo alternativo para a produção de compósitos de matriz metálica, justifica uma melhor

investigação de suas potencialidades e limitações. É neste contexto que a proposta deste trabalho se insere.

1.2 Objetivos do Trabalho

A exploração do processo de fabricação de compósitos por adição de reforços particulados à matriz metálica no estado semi-sólido reofundido é feita, neste trabalho, utilizando como matriz a liga AA356 (Al-7%Si) e como reforço partículas de SiC.

Compósitos de matriz de ligas de alumínio reforçadas com particulados SiC já encontram alguma aplicação comercial, limitada pelo custo e muitas vezes pela inconsistência de qualidade gerada pelos processos de fabricação empregados. O processo de compofundição com matriz no estado semi-sólido pode representar uma alternativa ao processamento via matriz no estado líquido; no entanto é pouco conhecida a influência da adição do reforço nos mecanismos de formação de estrutura durante a reofundição do material e, como consequência, na sua incorporação e distribuição no produto compofundido.

É objetivo deste trabalho a exploração do processo de compofundição, buscando maior conhecimento da influência de parâmetros do processo na possibilidade de incorporação do reforço e na sua dispersão na matriz, bem como na estrutura do produto final. Pretende-se contribuir para o desenvolvimento da área de fabricação de materiais compósitos de matriz metálica, através da investigação de processo de reduzido custo e de sua avaliação em termos operacionais e de eficiência.

Estes objetivos gerais são perseguidos através da investigação dos seguintes parâmetros:

- velocidade, temperatura e tempo de agitação na reofundição → diferentes valores destas variáveis são testadas, visando análise de sua influência na estrutura de pastas reofundidas da liga AA356; objetiva-se a otimização da estrutura reofundida que se constitui da matéria-prima para a produção de compósitos;

- teor de reforço (em três diferentes porcentagens em volume), granulometria do reforço (duas diferentes granulometrias), adição de refinador de grão da liga matriz e adição de Mg à liga matriz → diferentes valores destas variáveis são testadas, visando a análise da sua influência na formação da estrutura do compofundido e na qualidade dos compósitos obtidos, esta por sua vez analisada em termos de microestrutura da matriz, incorporação e dispersão das partículas do reforço.

Capítulo 2

FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Materiais Compósitos de Matriz Metálica (CMM)

2.1.1. Introdução

A idéia de se combinar diferentes materiais em um único material compósito não é um conceito novo. Um sistema de material compósito apresenta um desempenho que não pode ser obtido pelos seus materiais componentes individualmente, possibilitando flexibilidade quanto às necessidades do usuário, podendo ser ajustado de uma forma otimizada ao projeto para o qual será utilizado, conforme as especificações.

Os materiais compósitos recebem este nome pois nada mais são do que compostos de dois ou mais materiais ou elementos diferentes; suas partes constituintes básicas são a chamada matriz por ser geralmente o material em maior quantidade o qual contém, engloba ou promove a coesão do chamado reforço, o material que, em menor quantidade, está disperso pela matriz de forma a prover propriedades específicas à mesma de forma que o resultado final atenda às especificações. Variações na composição proporcional entre matriz e reforço, ou nos processos de fabricação, assim como na forma como o reforço está arranjado com relação à matriz podem trazer grandes diferenças nas propriedades do compósito e constituem-se em parâmetros de controle para atendimento das inúmeras aplicações a que é solicitado.

As formas em que podem se apresentar tanto a matriz como o reforço são as mais variados possíveis, motivo pelo qual os materiais compósitos atraem tanto interesse, já que permitem uma grande quantidade de combinações com resultados bastante diversos, atingindo uma enorme gama de resultados diferentes. O material da matriz é normalmente um elemento mais dúctil, com exceção de alguns casos mais avançados de matrizes cerâmicas e de metais duros, que têm como principal função conter o reforço com certa resistência mecânica à fratura e à corrosão.

Já o material reforçante pode ser utilizado em basicamente quatro formas: fibras contínuas, fibras curtas, *whiskers* e particulados. As fibras contínuas são definidas, segundo HULL (1988), como uma morfologia onde o comprimento é muito maior que o diâmetro; conferem melhores propriedades mecânicas ao material, como constatou Griffith já em 1920 (GIBSON, 1994) utilizando fibras de vidro como reforço. Os materiais utilizados para fabricação de fibras vão desde vidro (SiO_2) e carbono que são os mais comuns, até fibras orgânicas de Kevlar, fibras de boro, de carbetos de silício e até algumas de materiais metálicos. As fibras curtas possuem os mesmos conceitos das fibras contínuas mas são arranjadas através da matriz de forma mais desordenada conferindo propriedades menos anisotrópicas ao material, já que as fibras contínuas se encontram distribuídas de maneira paralela ou entrelaçadas na matriz, conferindo propriedades distintas conforme a direção de solicitação do material.

Os *whiskers* são fibras monocristalinas, ou seja, fibras muito pequenas fabricadas de forma a otimizar a relação entre seus comprimento e diâmetro de maneira que sua resistência mecânica seja bastante alta; podem ser fabricados com carbono ou materiais cerâmicos (HULL, 1988). Os particulados são geralmente pós de cerâmicos comuns como carbetos de silício ou de carbono, além de materiais mais duros como carbetos de nióbio; apresentam morfologia irregular, não se podendo distinguir um diâmetro e um comprimento. Sua característica mais marcante é o fato de poder se distribuir de forma uniforme pela matriz conferindo propriedades isotrópicas ao material.

Os materiais compósitos podem ser classificados de acordo com a natureza de sua matriz, dada sua importância na constituição do material, em compósitos de matriz metálica, polimérica ou cerâmica.

Os estudos na área dos materiais compósitos de matriz metálica reforçados com materiais cerâmicos em forma de fibras ou particulados cresceram bastante nos últimos tempos, principalmente

com matrizes compostas pelas chamadas ligas leves como as de alumínio, devido às ótimas características mecânicas que os mesmos podem oferecer, como elevada resistência mecânica e à abrasão e elevado módulo de elasticidade específicos associados a baixo peso, juntamente com estabilidade a altas temperaturas (CHAWLA, 1987). Além disso, a possibilidade de aumento da dureza e as características de resistência à corrosão que essas matrizes metálicas apresentam pode possibilitar cada vez mais a obtenção de produtos de melhor qualidade.

O reforço mais comum utilizado nesse tipo de compósito é a fibra longa, com alta dureza (mas frágil) e boa compatibilidade com o material da matriz. Porém, tem sido desenvolvido também o uso de particulados, tendo-se como objetivo, segundo HUDA et al. (1993) e KENNEDY et al. (1995), a obtenção de propriedades isotrópicas no produto. Alguns exemplos de compósitos particulados já desenvolvidos podem ser citados: ligas de alumínio reforçadas com grafite, para uso em aplicações onde auto-lubrificação seja desejável, como pistões de motores a DIESEL (KRISHNAN, 1980); reforçadas com SiC para aplicações onde resistência ao desgaste seja necessária, como rotores de motores a jato e discos de compressores (HUDA, 1993); ou reforçadas com Al_2O_3 para diminuição do coeficiente de expansão e do peso do material, como partes estruturais de aeronaves (HUDA, 1993).

2.1.2. Aspectos da Produção de Compósitos de Matriz Metálica (CMM)

Um dos maiores problemas dos materiais compósitos avançados reside na sua fabricação, sendo necessários na maioria das vezes processos complexos, de elevado custo e com alto grau de tecnologia para que se consiga um produto qualificado e que atenda as exigências de projeto. Isso ocorre por vários motivos como, por exemplo, a existência de inúmeros parâmetros de controle das propriedades de materiais compósitos, entre os quais estão, como citados por RAY (1995), a proporção de reforço em relação ao material da matriz e o tamanho do mesmo, a interação física e química superficial entre os materiais constituintes, refletido no grau de molhamento do reforço pela matriz, as distintas estruturas dos materiais, a distribuição e localização do reforço através da matriz.

O teor de reforço no compósito tem grande influência sobre suas propriedades mecânicas. Segundo YILMAZ (1994), o aumento do teor de partículas de SiC em uma matriz de Al-5Mg,

homogeneamente distribuídas, leva à redução do alongamento do material. O efeito é atribuído pelo autor ao aumento da presença de porosidade nas interfaces entre as partículas de SiC e a matriz, com o aumento do teor de reforço. O aumento da porosidade do compósito com maiores quantidades de reforço é também reportado por CÖCEN (1996) para Al-5Mg reforçado com 17% de SiC. Por outro lado, resultados de aumento da resistência ao desgaste são conseguidos com o aumento do teor de SiC adicionado à liga Al-5Mg, pela característica abrasiva do reforço (YILMAZ, 1994). Para compósitos com matriz de alumínio puro e ligas da família 2xxx ocorre, segundo KARANTZALIS (1997), aumento do limite de ruptura e o limite de escoamento com adição de maiores quantidades de reforço particulado SiC.

A quantidade relativa reforço/matriz define a distância entre partículas de reforço, o que pode controlar as propriedades mecânicas do compósito. DOEL (1996) em experimento com compósitos de liga de alumínio 7075 reforçada com 15% em fração de volume de SiC, propõe um critério de falha por fratura segundo o qual esta ocorre, em um ensaio convencional de tração, quando a deformação de uma distância igual à distância entre as partículas de reforço, à frente da pré-trinca formada por fadiga, atinge a deformação limite de falha. Este critério se aplica a resultados de GUPTA (1997), que observa o comportamento de Al-Cu reforçado com grafite (C), onde maiores teores de particulado provocam a perda de ductilidade do material, tornando-o frágil.

O outro fator muito importante para as propriedades de compósitos é a dimensão das partículas do reforço, como conclui BAYOUMI (1987) para Al-7Si reforçado com SiC. Seus resultados mostram que particulados com tamanhos (granulometria) maiores levam a uma maior resistência mecânica e, como reporta também LLOYD (1991), a fluidez do banho de metal líquido decresce com a redução das dimensões das partículas do reforço e com o aumento do seu teor, dificultando o processamento do compósito, apesar de diminuir a turbulência do escoamento.

Quanto à distribuição do reforço pela matriz, esta deve ser a mais homogênea possível de forma que não ocorram aglomerações, o que poderia levar a falhas na estrutura do material, já que a coesão entre partículas ou fibras não é tão forte quando comparada com sua adesão à matriz, além do que aglomerações estão associadas em geral à presença de poros no material. Uma distribuição heterogênea do reforço leva à inconsistência das propriedades do compósito. A microestrutura da matriz influi na capacidade de dispersão das partículas do reforço de modo que se a matriz apresentar excessiva

porosidade ou fases com morfologia complexa como por exemplo, estrutura dendrítica, estes fatores podem dificultar uma distribuição adequada do reforço levando a aglomerações indesejáveis e comprometendo a qualidade do produto.

DUTTA (1998) realizou um estudo sobre a evolução da microestrutura de um material compósito AlCu-SiC durante solidificação, chegando à conclusão de que as partículas de reforço são microsegregadas pelas dendritas em formação, acomodando-se na fase interdendrítica. Além disso, o autor discute que ocorre também macrossegregação do SiC pela frente de solidificação havendo um valor crítico de tamanho de partícula acima do qual as mesmas são englobadas pelo sólido em formação. A taxa de resfriamento do metal também influi na macrossegregação do reforço, sendo que maiores taxas de resfriamento levam à diminuição do tamanho crítico de partícula para que ocorra englobamento. As partículas mais finas sofrem maior efeito da macrossegregação. Elas são empurradas pela frente de solidificação por grandes distâncias, encontrando outras partículas e se aglomerando até que o aglomerado atinja o valor crítico para ser englobado.

O trabalho de DUTTA (1998) aborda ainda a influência do reforço na microestrutura obtida, concluindo que os fenômenos de convecção presentes em moldes de grandes dimensões são prejudicados pela presença de particulado no banho. A convecção é responsável pelo refinamento dos grãos e pela eliminação da formação de grãos colunares no material, logo a adição de maiores quantidades de reforço levam ao engrossamento dos grãos e à formação de estrutura colunar nas regiões desprovidas de SiC. Nas regiões onde o SiC está presente grãos equiaxiais são formados graças à baixa condutividade do particulado cerâmico, o que aumenta a temperatura local do banho nas suas vizinhanças além de atuar como barreira ao fluxo de soluto da frente de solidificação, reduzindo sua velocidade e evitando o surgimento de novos pontos de instabilidade na frente.

Quanto à interface matriz/reforço, este talvez seja o parâmetro mais importante e mais complexo de se controlar em um material compósito. O primeiro conceito abordado quando se fala de interface entre dois materiais diferentes, um no estado líquido (matriz), outro sólido (reforço), é o grau de molhamento entre eles, o qual é dado pelo ângulo formado entre o líquido e o reforço. A Figura 2.1 apresenta modelo de formação de uma gota sobre o reforço, indicando o ângulo de molhamento θ dado por: $\cos \theta = (\gamma_{SV} - \gamma_{LS}) / \gamma_{LV}$, onde θ é o ângulo de molhamento, γ_{SV} é a tensão superficial entre sólido e vapor, γ_{LS} a tensão superficial entre líquido e sólido e γ_{LV} a tensão superficial entre líquido e vapor.

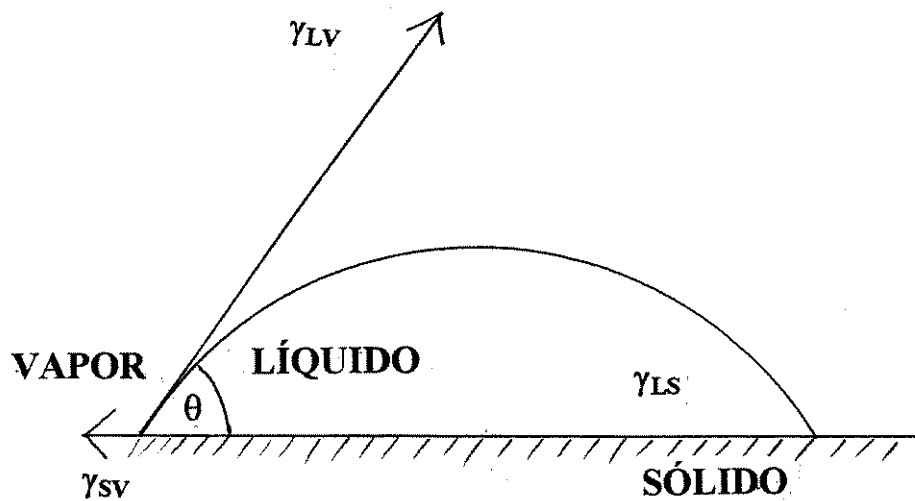


Figura 2.1 – Esquema indicando ângulo de molhamento entre sólido/líquido.

Fonte: CHAWLA (1987).

Ângulos menores que 90° caracterizam bom molhamento, ou seja, boa compatibilidade entre matriz e reforço. O molhamento deve ser aumentado para que haja uma melhor agregação entre reforço e matriz, e para evitar aglomeração do primeiro. O molhamento é também fundamental para a perfeita interação entre reforço e matriz, isto é, para uma interface adequada para a transmissão de esforços quando o material compósito é solicitado mecanicamente.

Interfaces sem interação entre reforço e matriz, ou seja, reduzidos ângulos de molhamento levam a um material sem coesão, a interface representando uma descontinuidade do material e portanto, um defeito que pode comprometer suas propriedades mecânicas. Por outro lado, uma interação excessiva entre o reforço e o metal da matriz pode levar ao surgimento de compostos indesejados, produtos de reações químicas a certas temperaturas ou por alta reatividade entre os seus componentes, que podem prejudicar a qualidade do material, como reporta LEGOUX (1989) para ligas Al-Mg reforçadas com SiC, onde processos a temperaturas superiores a 650°C levam à formação de Al_4C_3 , que por ser frágil, prejudica a transferência de esforços durante solicitação mecânica do compósito, levando à sua ruptura.

Inúmeros estudos têm sido dedicados nos últimos tempos ao molhamento de reforços pelo líquido da matriz, já que este é um fator determinante na obtenção de compósitos com qualidade adequada. Muitas possibilidades têm sido investigadas, sendo que uma das mais consideradas é a utilização de elementos de liga na matriz para que, através de reações químicas pré-determinadas, levem à formação de compostos na superfície do reforço específicos para promover o molhamento entre reforço e matriz. O elemento de liga mais utilizado em ligas de alumínio é o magnésio, produzindo resultados bastante satisfatórios com reforços de SiC, C e de Al_2O_3 . Os mecanismos de sua atuação são ainda bastante discutidos.

Os principais mecanismos pelos quais o Mg causa o aumento do molhamento dos componentes de um compósito com matriz de Al parecem ser: a redução da tensão superficial do banho (γ_{lv}) (RAY, 1995); da energia interfacial sólido/líquido (γ_{ls}) como indicam ZHONGYU (1990) e YILMAZ et al. (1994) para ligas de alumínio reforçadas com grafite e SiC respectivamente; ou ainda segundo HALLEN et al. (1997) aumentando a coesão entre interface sólido/líquido pela formação do espinélio MgAl_2O_4 , o qual teria maior compatibilidade com o alumínio líquido. O efeito do Mg no banho parece ser benéfico até valores de 4,5% Mg, a partir do qual há formação de compostos como Mg_2Si que, retirando Si da matriz, reduzem a resistência do material (HALLEN, 1997).

Ainda outra forma de estimular o molhamento do reforço pelo metal da matriz é a utilização de tratamentos superficiais do mesmo, como o seu recobrimento com materiais mais compatíveis com a matriz, como por exemplo a utilização de recobrimentos de Ni em reforços de C, segundo cita RAY (1995) para reforços na forma de fibras. Outra possibilidade reportada por DOEL (1996) é o aumento da molhabilidade do SiC pelo seu tratamento prévio a altas temperaturas, de forma a forçar a formação de uma camada de óxido (SiO_2) superficial, a qual irá reagir com o banho de liga de alumínio formando compostos como o MgAl_2O_4 ao redor das partículas, aumentando sua compatibilidade com o Al líquido. Esse mecanismo têm maior eficiência para ligas com quantidade suficientes de Mg (até 4% em peso) para as reações, como comprovaram CÖCEN (1996) e PAI et al. (1995) em seus experimentos.

2.1.3. Processos de Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica (CMM)

O desenvolvimento de processos de fabricação de compósitos tem ocorrido de maneira constante, levando a novos processos cada vez melhores quanto à confiabilidade e custos. Os processos mais simples e eficazes que inicialmente surgiram envolviam a compactação de várias camadas alternadas de reforço e matriz, via compressão e aquecimento para efetivar a junção entre os mesmos. Este processo, descrito por CHAWLA (1987), exclusivo para reforços fibrosos em matriz polimérica, foi sendo otimizado com a utilização de vácuo e tratamentos superficiais dos reforços para melhorar sua interação com a matriz, além de uso de pré-formas ou pré-arranjos do reforço na matriz antes da compressão e aquecimento, conseguindo-se obter uma gama bem variada de geometrias e propriedades nos produtos.

Diversos outros processos foram desenvolvidos para diferentes tipos de matrizes, inclusive variando o estado físico do material da matriz. Os processos chamados de fabricação no estado líquido utilizam a facilidade de escoamento do material nesse estado para conjugar matriz e reforço. Um exemplo conhecido é o processo de *squeeze casting* em que se aplicam esforços de compressão ao metal líquido para promover sua infiltração em uma pré-forma de fibras (HULL, 1988). O processo é conhecido também fabricação por infiltração e permite a produção de compósitos com grãos refinados e com reduzida porosidade.

Outro processo que utiliza a matriz no estado líquido é a deposição por *spray*, onde a matriz é depositada numa pré-forma de reforço na forma de gotas do metal fundido. No processo, o metal da matriz é fundido e jateado por meio de um fluxo de gás inerte, que transforma o jato em pequenas gotas e as projeta em direção ao reforço (CHAWLA, 1987).

A introdução de reforço particulado ou de fibras descontínuas (*whiskers*) em matriz fundida utilizando agitação mecânica, é também um processo bastante utilizado na fabricação de compósitos, tendo como vantagem a praticidade e rapidez do processo, apesar das dificuldades de introdução e homogeneização do reforço na matriz, como expõe RAY (1995). O método é conhecido como método do vórtex.

Processos utilizando a matriz no estado sólido também são bastante difundidos, como por exemplo a compactação de camadas alternadas de reforço e matriz na forma de folhas finas produzindo as composições, proporções e orientações (anisotropia) desejados. Além disso, a metalurgia do pó envolvendo compactação, sinterização, tratamento térmico e reações químicas da matriz no estado sólido em forma de pó é também utilizada para fabricação de compósitos com reforço particulado ou de fibras descontínuas.

Técnicas de metalurgia do pó têm sido largamente aplicadas à produção de compósitos dada a elevada qualidade em termos de dispersão e incorporação do reforço e reduzido teor de porosidade no produto alcançadas (BONOLLO et al. 1991; LEE et al. 1992). Dentro da metalurgia do pó tem surgido uma nova série de processos conhecidos por *mechanical alloying* que permite a produção de compósitos com materiais bastante dissimilares, como é o caso de Al reforçado com nitretos de Si, somente por mistura com técnicas de elevada energia seguida de compactação (FOGAGNOLO, 1999).

Também de desenvolvimento recente, outros processos que se utilizam de novos conceitos têm adquirido importância na fabricação de materiais compósitos como a fabricação *in situ*. A fabricação *in situ* é caracterizada pela formação do reforço no interior da matriz por reações químicas que ocorrem a altas temperaturas, dando origem ao compósito ao final do processamento. A adição de elementos químicos - que podem estar no estado sólido ou líquido - a uma matriz sólida na forma de pó seguida de determinadas reações entre os componentes podem dar origem aos compostos desejados que constituirão o reforço, dando origem ao compósito, como em experiência realizada por LU et al. (1996), ao produzir o compósito NiAl-TiC a partir de pós de Ni, Al, Fe, Ti e C.

Processos *in situ* com a matriz no estado líquido são também comuns e são eficazes na homogeneização do reforço como reporta KENNEDY (1995). Um exemplo simples de processo de produção de compósitos por reação *in situ* é a solidificação unidirecional controlada de uma liga eutética, onde se consegue uma estrutura bifásica, sendo que uma das fases se encontra na forma de lamelas ou fibras, funcionando como um reforço distribuído no material da matriz.

Outros exemplos podem ser citados: a produção de compósitos Al-fases intermetálicas como NbAl₃ (ROBERT, 1996); a produção de compósitos Al-Al₂O₃ por reação de Al com SiC adicionado ao banho.

Compósitos podem ainda ser produzidos a partir da matriz no estado semi-sólido. No intuito de reduzir problemas decorrentes da introdução de partículas sólidas em um líquido – dificuldade de molhamento, possibilidade de flotação ou decantação – um novo grupo de processos tem sido explorado para a produção de CMM, o qual utiliza a matriz no estado semi-sólido reofundido. O processo é conhecido por compofundição e deriva da reofundição, onde pastas metálicas com elevada fluidez mesmo com altas frações sólidas, são produzidas. A compofundição é o processo utilizado neste trabalho e será abordada mais detalhadamente em itens que se seguem.

2.2. Processos de Fabricação de Materiais Compósitos por Compofundição

2.2.1 Reofundição

O termo reofundição é proveniente da palavra reologia, ciência que estuda o escoamento de fluidos, e é utilizado para designar o processo de fundição onde a matéria-prima é constituída de uma mistura de sólido globular e líquido. Esse processo surgiu na década de 70 (FLEMINGS,1976), e se tornou alvo de muita pesquisa no meio científico devido ao seu grande potencial como método de fabricação econômico para produtos de boa qualidade. A sua utilização mais ampla no mercado foi, entretanto, freada durante um certo tempo devido a disputas judiciais sobre a posse da patente do processo, barrando também seu desenvolvimento mais rápido na prática.

O processo de reofundição mais popular é caracterizado pela obtenção de produtos fundidos a partir da solidificação do líquido na presença de intenso cisalhamento, produzido por agitação artificialmente imposta. Estas forças cisalhantes provocam a formação de sólido globular ao invés de dendrítico. Pastas com altas frações sólidas em suspensão em líquido, chamadas de pasta reofundida, podem ser assim produzidas. Devido às propriedades de escoamento da pasta reofundida, esta pode manter fluidez comparável à dos líquidos, mesmo com frações sólidas da ordem de 60%, o que seria impossível em fundidos convencionais (dendríticos).

Como consequência das propriedades reológicas das pastas reofundidas, estas apresentam melhor capacidade de escoamento e de acomodação de tensões na solidificação, dificultando o

aparecimento de trincas de contração. Apresentam ainda uma decrescente resistência à deformação com o aumento das tensões aplicadas, ou seja, as pastas reofundidas comportam-se como sólidos sob baixas tensões, podendo ser manuseadas facilmente sem necessidade de confinamento em cadinhos como os líquidos; e comportam-se como líquido sob altas tensões, podendo ser injetadas e comprimidas em moldes relativamente complexos. A relação entre a taxa de aplicação de tensão de cisalhamento, a fração sólida e a viscosidade aparente de uma pasta reofundida típica é ilustrada na Figura 2.2 (JOLY & MEHRABIAN, 1976).

Outra vantagem do material reofundido é a possibilidade de produção em larga escala e armazenamento para posterior utilização nas aplicações desejadas. Aquecimento a temperaturas inferiores à de fusão do material são suficientes para se obter novamente a pasta reofundida com suas propriedades reológicas interessantes para processos como tixoforjamento, tixoextrusão, tixoinjeção, compressão ou produção de materiais compósitos (compofundição).

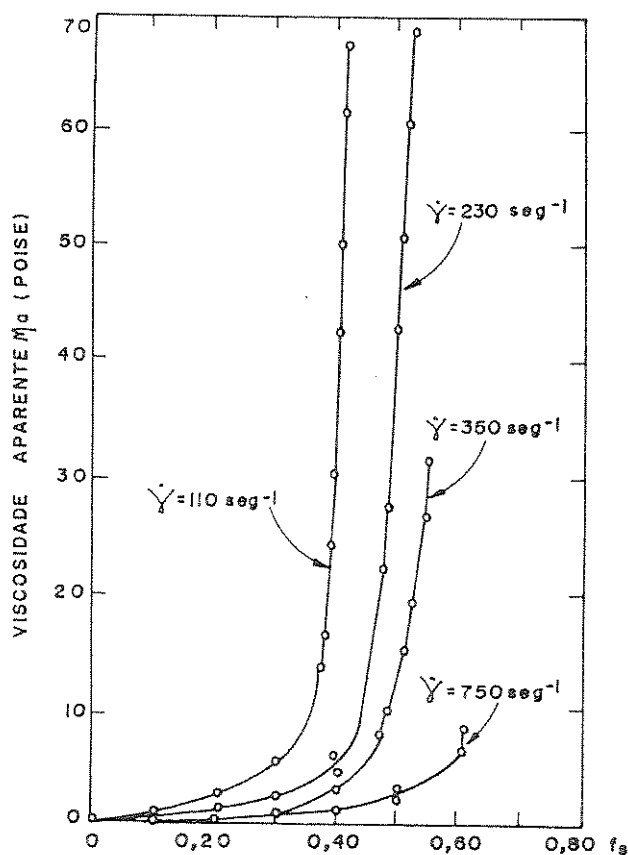


Figura 2.2 - Variação da viscosidade aparente da pasta reofundida da liga Al-4,5%Cu-1,5%Mg, com a taxa de cisalhamento e fração sólida.

Fonte: JOLY & MEHRABIAN (1976)

A estrutura final de um produto obtido a partir da solidificação de uma pasta reofundida é constituída da fase primária globular (suspensão sólida em líquido durante o processamento), com a fase secundária com morfologia dendrítica fina localizada nas regiões entre os glóbulos primários. A fase secundária é resultado da solidificação rápida do líquido enriquecido de soluto, presente na pasta reofundida, quando esta é resfriada após cessada a agitação. A Figura 2.3 apresenta a microestrutura de um produto reofundido (liga Al-4,5%Cu) (MELO, 2000).

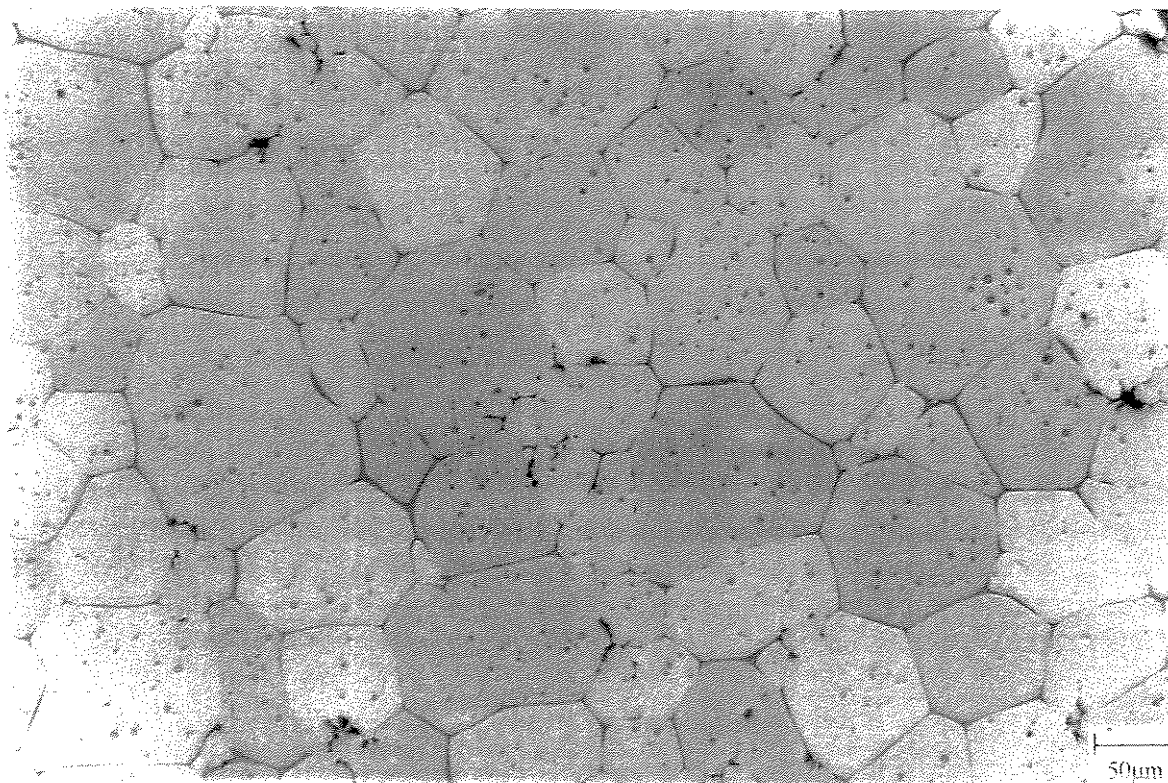


Figura 2.3 - Microestrutura de uma liga Al-4,5%Cu reofundida.

Fonte: MELO (2000)

Essa estrutura do reofundido é resultado dos esforços de cisalhamento aplicados durante a solidificação por correntes de convecção e pela agitação do banho de metal. Estas correntes provocam o dobramento dos braços dendríticos em crescimento, podendo possibilitar a formação de contornos de grãos na base dos mesmos pelo acúmulo de discordâncias. Se a energia do novo contorno formado é tal que $\gamma_{cg} > 2 \cdot \gamma_{SL}$ onde γ_{cg} é a energia do contorno de grão e γ_{SL} a energia de superfície sólido/líquido, a condição de mínima energia no sistema é atingida pela penetração de líquido no contorno.

Neste caso, há separação do ramo dendrítico para o líquido vizinho, se constituindo num novo sólido em crescimento. Em meio líquido, todo sólido tende a se globularizar para cumprimento do requisito termodinâmico de mínima energia de superfície x máximo volume.

Assim, o resultado de uma forte agitação no líquido metálico durante seu resfriamento é a formação de sólido globular ao invés de dendrítico (ROBERT, 1993). O modelo é apresentado por MANZANO (1996), de acordo com esquema da Figura 2.4.

A quebra dendrítica pode ocorrer também pelos mecanismos de empescoamento provocados por segregação de soluto na frente de solidificação (MANZANO, 1996) e sua dificuldade de difusão no líquido em regiões com reduzido raio de curvatura (raízes de ramos dendríticos). O acúmulo de soluto nestas regiões promove a redução da velocidade de crescimento local em detrimento de regiões mais avançadas, promovendo o crescimento desigual da base e da ponta dos braços dendríticos. A raiz cresce menos que a ponta da dendrita, provocando seu afinamento até que sua estrutura não suporta mais os esforços devidos à convecção e agitação no banho, e se rompe. O sólido desprendido e o ramo remanescente tendem a globularizar no meio líquido por fenômenos naturais e termodinamicamente favorecidos de engrossamento.

Os processos de reofundição desenvolvidos são diversos, mas existem dois mecanismos básicos envolvidos na globularização do sólido em meio líquido: fenômenos de engrossamento, os quais ocorrem por difusão de átomos de uma superfícies de elevado raio de curvatura para outra vizinha, de reduzido raio de curvatura, chamado de mecanismo de *Ostwald Ripening*. A difusão de átomos é controlada pelo meio de separação entre as duas superfícies através do qual os átomos difundem e pela diferença entre os raios de curvatura dos corpos sólidos. As partículas com menores raios de curvatura apresentam maior energia superficial e tendem a fornecer átomos para partículas próximas com raios maiores, o que resulta em sua dissolução e aumento do tamanho das partículas sólidas inicialmente maiores. Neste caso, a diferença de tamanho entre glóbulos é essencial, sendo que para longos tempos todos os glóbulos tendem a adquirir tamanhos similares, homogenizando a microestrutura.

O outro mecanismo de engrossamento é o fenômeno de coalescência, onde se faz necessário o contato entre os corpos sólidos de forma que, caso haja condições favoráveis dadas por orientações cristalinas semelhantes e por energias superficiais favoráveis entre eles, ocorre difusão entre dois

contornos até que desapareçam, promovendo a junção das partículas sólidas em uma única maior que as originais (KATTAMIS, 1967).

Qualquer que seja o mecanismo de engrossamento preferencialmente atuante, uma estrutura constituída de sólido com morfologia irregular imerso em líquido tende a adquirir morfologia globular com o tempo, dada a necessidade termodinâmica de redução de tensões superficiais internas no sistema. Os fenômenos envolvidos são fortemente estimulados pela agitação imposta na reofundição, o que se constitui na base da reofundição.

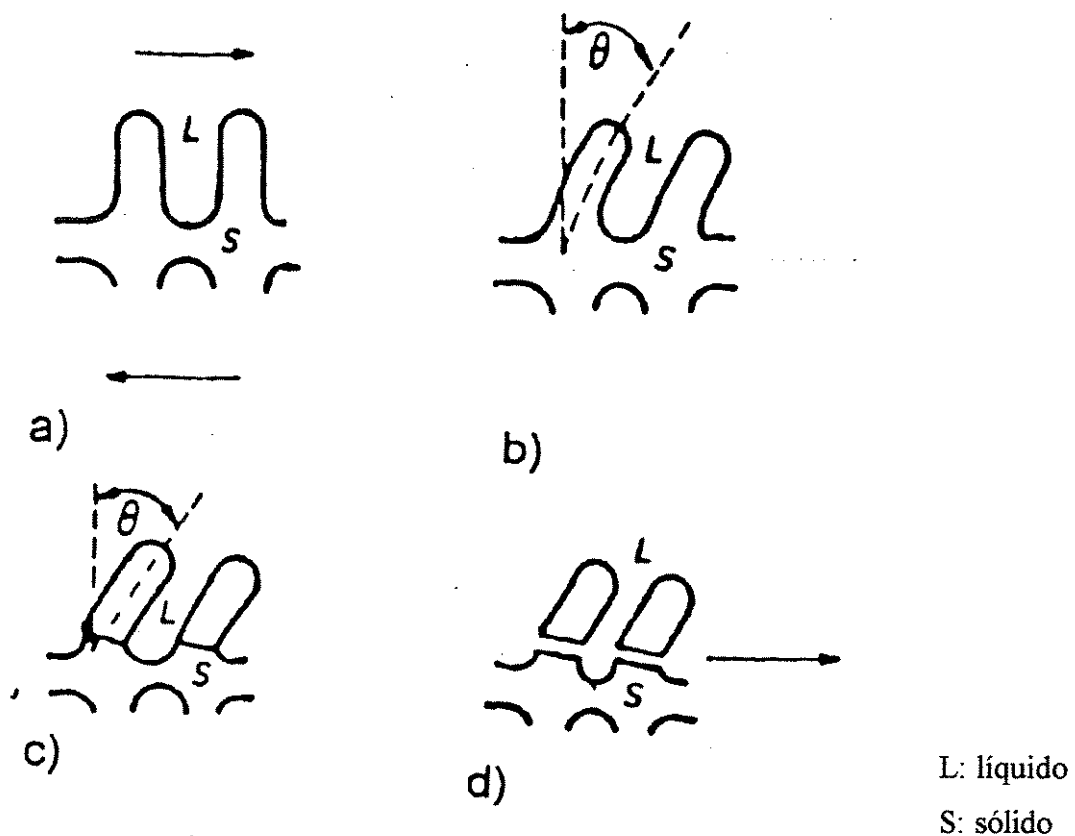


Figura 2.4 – Representação esquemática do modelo de fragmentação de dendritas: (a) dendrita não deformada, (b) dobradas devido ação de forças cisalhantes, (c) formação de contornos devido ao acúmulo de discordâncias na base do braço dendrítico, (d) separação do braço dendrítico por penetração de líquido no contorno formado.

Fonte: MANZANO-RAMIREZ et al. (1996).

2.2.2 Processos de Compofundição

A utilização de pastas reofundidas para a produção de materiais compósitos de matriz metálica tem sido investigada, dado o potencial que apresenta devido às propriedades reológicas da pasta reofundida (McCOY, 1988). O processo, como citado anteriormente, recebe a denominação de compofundição.

A compofundição é, portanto, a adaptação do processo de reofundição para possibilitar a adição do reforço particulado. O processo de reofundição adotado neste trabalho utiliza agitação do material no estado semi-sólido, entre as temperaturas *liquidus* e *sólidus* da liga metálica, para que se produzam esforços cisalhantes na estrutura e se evite a formação das dendritas, conforme explicado em item anterior.

O processo de reofundição pode ser útil para a introdução do material reforçante do tipo particulado pois pode promover uma melhor homogeneização do mesmo pela matriz, o que traria como consequência, segundo HUDA et al. (1993), propriedades isotrópicas no produto, pela inibição de formação de aglomerados de partículas. O estado pastoso do material poderia impedir, como já citado, a flutuação ou sedimentação do reforço; o comportamento não-newtoniano da pasta reofundida deve permitir a melhor incorporação das partículas do reforço, quando comparado com a adição dessas partículas em líquido (a pasta reofundida apresenta elevada fluidez enquanto agitada, permitindo a adição do reforço; cessada a agitação, a pasta imediatamente tem sua viscosidade aumentada, incorporando as partículas adicionadas).

Outra vantagem da utilização de compofundição é o fato de que a menor temperatura deste processo pode impedir a ocorrência de reações químicas indesejáveis entre matriz e reforço, além de requerer menor gasto de energia no processo.

O material reforçante é geralmente adicionado após aquecimento para evitar gradientes de temperatura dentro do banho no início do processo, o que poderia provocar heterogeneidades na microestrutura. Além disso, o aquecimento do reforço no caso de compósitos com ligas de alumínio contendo Mg reforçadas com SiC é recomendado para provocar oxidação da superfície do material

(SiO₂), o que aumenta o molhamento das partículas no líquido e aumenta a coesão do compósito como é reportado por LEGOUX et al. (1990). O autor mostra que para Al-1%Mg reforçado com SiC de 13 µm com e sem oxidação, uma maior incorporação e homogeneidade é obtida para o SiC oxidado.

A quantidade de reforço é também um parâmetro importante na sua distribuição na matriz e na determinação das propriedades desejadas, sendo que o aumento da quantidade relativa de reforço melhora a resistência ao desgaste como comprova YILMAZ et al. (1994) para Al-5%Mg reforçado com SiC de 86 µm em proporções de 5, 10, 15 e 20 % volume, sendo os produtos extrudados após a produção do compósito por agitação mecânica no estado líquido. Quantidades de 20% de SiC em volume também causam importante aumento dos limites de escoamento e de ruptura de ligas de Al sem alterações de densidade (HUDA et al., 1993). Porém, o aumento da quantidade de SiC em ligas de alumínio da família 2xxx até 18% em volume provoca, segundo KARANTZALIS et al. (1997), a diminuição proporcional da ductilidade no material.

BAYOUMI (1987) analisa a influência das dimensões do reforço nas propriedades mecânicas do compósito. Para o autor, compósitos contendo reforços de maiores dimensões apresentam ductilidade superior a compósitos com partículas de reforço mais finas.

Os principais problemas inerentes ao processo que devem ser otimizados são a incorporação do reforço pela matriz, como em qualquer outro processo envolvendo fase líquida, a dispersão do reforço, a redução de inclusões e de porosidade e a segregação do reforço durante a solidificação. Uma homogênea dispersão do reforço na matriz é essencial para obtenção de um compofundido com alta qualidade e com propriedades constantes em qualquer ponto da peça.

A incorporação do reforço à pasta reofundida depende basicamente da fração sólida presente na mesma; esta deve ser portanto controlada em um processo de compofundição já que pequenas diferenças podem levar ao sucesso ou não na introdução do reforço.

Frações elevadas de sólido levam à formação de glóbulos grosseiros, por ação de coalescência, além de dificultar a geração de turbulência por agitação (SERRA, 1998), reduzindo a viscosidade da pasta e a incorporação das partículas do reforço.

Por outro lado, excesso de líquido na pasta pode acarretar sedimentação ou flutuação do reforço, prejudicando sua incorporação (PAI, 1998); além disso, frações sólidas baixas podem significar, na reofundição, a formação de estruturas dendríticas ao invés de globulares, o que pode resultar na segregação das partículas do reforço na solidificação. Segundo McCOY (1988) no uso de pasta reofundida os esforços cisalhantes são maiores do que em metais completamente fundidos, o que constitui uma vantagem do processo de compofundição sobre o processamento no estado líquido.

A dispersão adequada do reforço na pasta é controlada por parâmetros hidrodinâmicos definidos pela agitação promovida no material e pelo tempo de promoção de agitação. Maiores velocidades de agitação da pasta reofundida levam a maior turbulência e diminuição da viscosidade do banho (RAY, 1995), facilitando a quebra dos braços dendríticos pelas correntes forçadas de líquido (MANZANO, 1996). Além disso, uma agitação mais intensa provoca grande interação dos glóbulos da pasta com as partículas de reforço, possibilitando, segundo PAI (1998), a quebra de aglomerados comuns em reforços de granulometria mais fina. Com isso, torna-se possível a utilização de particulados mais finos em compofundição, sem comprometimento da homogeneidade do compofundido. O grau de agitação do banho depende da configuração do sistema de agitação (pás ou rotores) empregada. Parâmetros como dimensões, altura e geometria da pá ou rotor são importantes para o tipo de agitação desejada, assim como para a intensidade de turbulência do banho. RAY (1995) apresenta a influência dos diferentes tipos de pás utilizadas em diferentes processos de compofundição, como pás com três ou quatro hélices, agitador tipo âncora, laço helicoidal, rosca contínua, turbinas. Seus melhores resultados são obtidos para turbinas no caso de processo no estado líquido, principalmente com uso de vácuo para eliminação de porosidades.

Também o tempo de agitação do banho influi na distribuição do reforços pela pasta, já que se as partículas do reforço interagirem com o maior número de glóbulos sólidos estas tendem a se apresentar mais uniformemente distribuídas. Por outro lado, tempos excessivos de agitação podem levar ao engrossamento dos glóbulos da pasta, pela ação dos fenômenos de engrossamento de glóbulos referenciados anteriormente.

As dimensões das partículas do reforço podem ter influência significativa no processo de compofundição, segundo RAY (1995). O autor observa que partículas menores aumentam a viscosidade do banho metálico, aumentando as forças necessárias para a sua agitação.

Na compofundição cuidado especial deve ser dado à possibilidade de incorporação de inclusões, uma vez que podem também ser engolfadas pela pasta reofundida, podendo resultar na formação de filmes de óxidos ou infiltrações de impurezas juntamente com o fluxo onde o reforço é adicionado ao banho, prejudicando a qualidade do produto. Isso é evitado principalmente com utilização de atmosferas inertes (CÖCEN, 1996) ou vácuo. A utilização de atmosfera controlada traz ainda o benefício de redução de porosidade por retenção de gases no material, outro cuidado na reofundição devido à vigorosa agitação promovida e às características reológicas da pasta.

A porosidade na compofundição pode ainda ser reduzida pela aplicação de pressão ou compressão do material após o processo; a porosidade deve ser evitada ao máximo uma vez que causa a diminuição da resistência mecânica do compofundido pelo favorecimento ao aparecimento de microtrincas ao redor dos poros.

A segregação do reforço, como é chamado o processo de rejeição das partículas do reforço durante a solidificação da matriz, é também parâmetro a ser observado com cuidado na adição de reforços particulados sólidos em matriz líquida ou semi-sólida, pois define a homogeneidade estrutural final no produto. Na solidificação dendrítica, RAY (1995) aborda compósitos com liga de alumínio AA356 reforçada com 10, 15 e 20% de SiC em volume com granulometrias de 9 e 15 μm , observando que a segregação pode ser prevista pela difusividade de calor relativa entre reforço e matriz. O fenômeno ocorrerá se o valor desse parâmetro for menor para a partícula de reforço com relação à matriz, abaixo de algumas velocidades críticas de crescimento dendrítico. Além disso, a segregação depende do tamanho da partícula (menores são mais suscetíveis à segregação) como demonstra DUTTA (1998) para compósitos AlCu/SiC com partículas de reforço de granulometrias de 12 e 40 μm . Os resultados do trabalho de DUTTA (1998) indicam que partículas mais finas são arrastadas pela frente de solidificação, aglomerando-se até que o aglomerado atinja o tamanho crítico a partir do qual o efeito de macrossegregação passa a não existir. Os aglomerados são englobados e são prejudiciais para a qualidade do compósito já que não há uma interface suficientemente coesa entre as partículas como acontece entre as partículas e o metal, o que diminui a resistência mecânica do compofundido.

A segregação de partículas de reforço adicionadas a líquidos (solidificação dendrítica) é também analisada por McCOY (1988). O autor observa que a segregação depende da relação entre as

energias interfaciais partícula-líquido e partícula-sólido, sendo que partículas com ângulos de molhamento menores com relação ao líquido são mais facilmente segregadas (McCOY, 1988).

Na solidificação de pastas reofundidas, onde o sólido é globular, a segregação deve ficar restrita às áreas inter-glóbulos, não havendo uma frente de solidificação macroscopicamente definida. A ausência na literatura especializada de artigos sobre o assunto indica a ainda pequena ou inexistente exploração da segregação de partículas de reforço na compofundição.

Além disso, a inconsistência de resultados na literatura sobre a influência de parâmetros de processo de compofundição na qualidade do produto é surpreendente. As informações registradas em muitos dos trabalhos realizados não são claras quanto à real influência das partículas de reforço (tipo, granulometria e quantidade) na estrutura (macro e micro) do material compósito produzido, o que tem uma importância bastante grande para que se possa começar a entender e controlar melhor esse processo de produção.

2.2.3 Aplicações de Compofundidos

A compofundição tem ainda aplicação limitada. Os principais materiais metálicos utilizados como matriz do compofundidos são as ligas de alumínio, com reforços particulados de, por exemplo, Al_2O_3 (GHOSH, 1989), SiC (FOGAGNOLO, 1996; DUTTA, 1998; RIBES, 1990; PAI, 1998) ou carbono (MARTINS, 1996; SERRA, 1998).

Esses tipos de compósitos são interessantes por suas propriedades de resistência mecânica e ao desgaste como citado anteriormente, mas com pesos menores com relação ao metal isoladamente. Além disso, reforços particulados de carbono conferem um baixo coeficiente de expansão térmica, boa usinabilidade ao material e autolubrificação eficiente, sendo interessante para aplicações a temperaturas elevadas e de alto desgaste como no caso descrito por KRISHNAN et al. (1979) de pistões de motores a diesel. Em seus resultados o autor mostra que a utilização de materiais compósitos com matriz de Al reforçada com grafite (C) particulado diminui o consumo específico do motor em mais de 3%,

reduzindo o desgaste dos anéis e do pistão e acarreta uma redução de 9% nas perdas potenciais por atrito.

Quanto às propriedades de resistência mecânica, não há informações claras a respeito para compósitos fabricados por compofundição.

As principais aplicações dos compofundidos encontram-se na produção de componentes por fundição, de perfis complexos por extrusão ou injeção no caso de ligas de alumínio reforçadas com Al_2O_3 ou SiC , com boas características de dureza e resistência à abrasão como comprova YILMAZ (1994). Essa área de aplicações de compofundidos tem crescido a cada dia, podendo tornar-se um possível método para a produção de novos materiais em desenvolvimento.

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Matérias-Primas Utilizadas

Os materiais a serem utilizados neste trabalho para a produção de compósitos pelo método de compofundição foram uma liga de alumínio-silício como material para a matriz e carvão de silício (SiC) na forma de pós com duas diferentes granulometrias como reforço.

O material escolhido para constituir a matriz foi a liga de alumínio denominada, segundo a AINSI, como AA356 constituída basicamente de Al-7% em peso de Si. Para a escolha da liga foram levados em conta os fatores:

- Disponibilidade no mercado, por ser uma liga muito utilizada comercialmente na fabricação de estruturas de aeronaves, controles de motores e em corpos de válvula; e principalmente na indústria automotiva como em pistões; de maneira geral em aplicações onde alta resistência mecânica seja desejada (ASM Handbook, 1993).
- Apresenta boas propriedades mecânicas e físicas, como baixo peso, resistência à corrosão, resistência mecânica, alta fluidez no estado líquido, resistência à formação de trincas a quente na solidificação. Algumas características físicas da liga de trabalho podem ser encontradas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Características físicas da liga de alumínio AA356 (ASM Handbook, 1993).

Peso específico	2,69
Densidade [kg/m³]	2713
Intervalo de solidificação aproximado [°C]	560-610
Condutividade elétrica [%IACS]	40
Condutividade térmica a 25 °C [cal/cm.s. °C]	0,36
Coefficiente de expansão térmica por °C x 10⁻⁶	20-100 °C = 21,4 20-300 °C = 23,4

- Graças a essas boas características a liga AA356 é um dos materiais empregados com sucesso para a produção de materiais compósitos de matriz metálica. Por apresentar um certo teor de magnésio em sua composição, este auxiliaria a incorporação de reforços como SiC, segundo HALLEN (1997) e PAI (1995);
- A liga apresenta um amplo intervalo de solidificação, o que propicia seu processamento por reofundição.

O carvão de silício foi escolhido como reforço pois é um material de baixo custo, com elevada dureza, utilizado geralmente como abrasivo em lixas e rebolos de desgaste. O carvão de silício age como um agente que aumenta a dureza e a resistência ao desgaste da liga além de ter sido reportado o aumento da resistência mecânica da liga pela adição deste reforço (HUDA, 1993 ; BAYOUMI, 1987).

O carvão de silício apresenta ainda um coeficiente de expansão térmica baixo, o que pode conferir ao produto final um coeficiente também baixo, favorável ao trabalho em condições de altas temperaturas, já que não sofre grandes dilatações e em consequência reduzidas variações dimensionais são esperadas.

Os materiais foram adquiridos no mercado na forma de lingotes da liga e pó de SiC. No primeiro caso, o fornecedor foi a empresa Sulina Metais S.A. e no segundo a ALCOA Alumínio SA.

3.2 Caracterização da Matéria-Prima

3.2.1. Caracterização do Material da Matriz (Liga de Alumínio - Silício)

a. Composição Química

A composição química da liga de alumínio utilizada como matriz é apresentada na Tabela 3.2. O método de análise utilizado foi o de espectrometria em absorção atômica realizado no Instituto de Química da UNICAMP.

Tabela 3.2 - Composição química da liga de alumínio utilizada em % em peso.

Elemento de liga	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Ni	Ti
% em peso	7,0	0,05	0,4	0,01	0,001	0,001	0,001

Elemento de liga	Mn	Pb	Sn
% em peso	0,005	0,001	0,001

Com a comparação desta composição com tabelas do ASM Handbook , chegou-se à conclusão de que a liga em questão é realmente a liga de alumínio fundido com a denominação AA356, segundo denominação da norma AINSI.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

b. Diagrama de Fases

A Figura 3.1 apresenta o diagrama de fases binário Al-Si, com destaque para a composição da liga utilizada.

Pode-se observar que em condições de solidificação em equilíbrio a liga apresenta, à temperatura ambiente, as fases Al- α com reduzido teor de silício em solução e a fase eutética Al-Si.

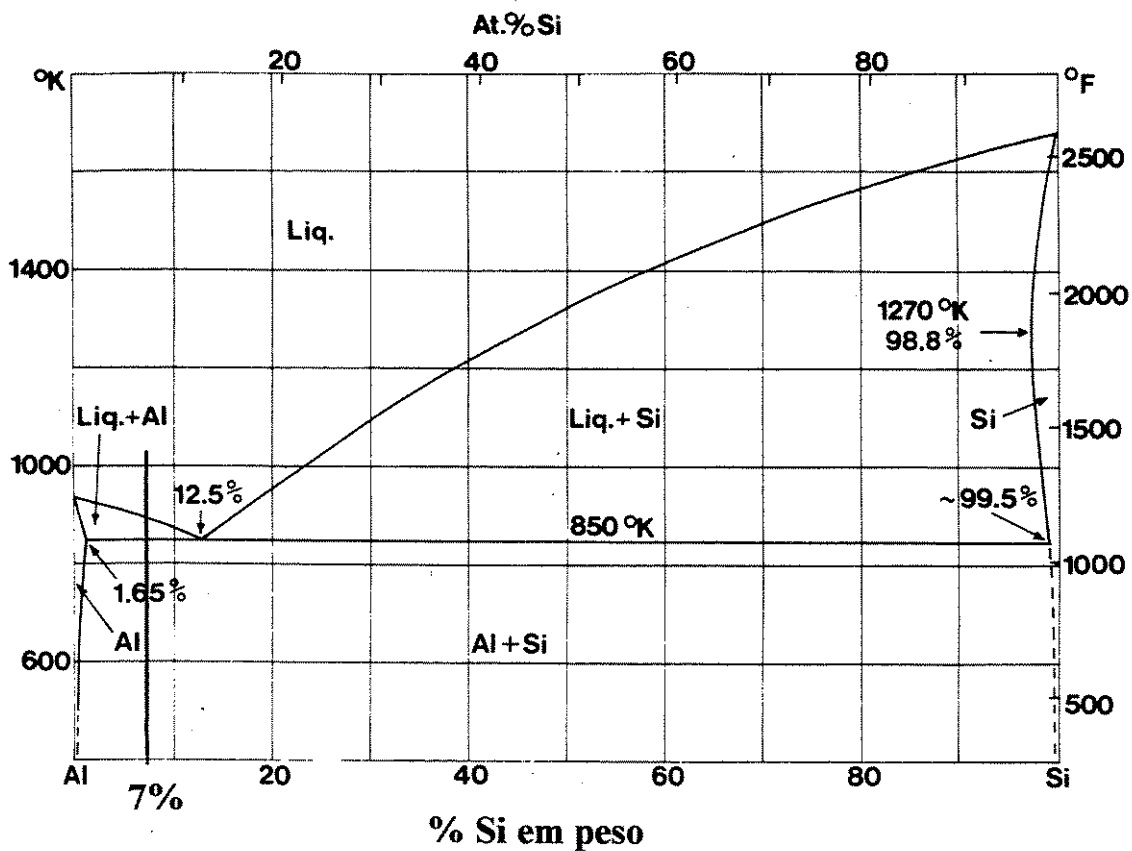


Figura 3.1 – Diagrama de fases Al-Si com destaque para a composição Al-7%Si.

Fonte: ASM Handbook (1993).

A solidificação ocorre pela formação de fase primária Al- α , com morfologia dendrítica, seguida da formação da fase eutética a 577°C, em contornos dendríticos e de grãos. A Figura 3.2 apresenta microestrutura da liga AA356 utilizada no trabalho, no estado fundido.

Como se pode notar o material possui microestrutura típica de ligas fundidas com fase primária dendrítica circundada pela fase eutética contendo silício com morfologia de agulhas, o que indica que o metal não sofreu tratamento específico para globularização do silício eutético. Também pode-se notar uma grande quantidade de poros no material adquirido no mercado.

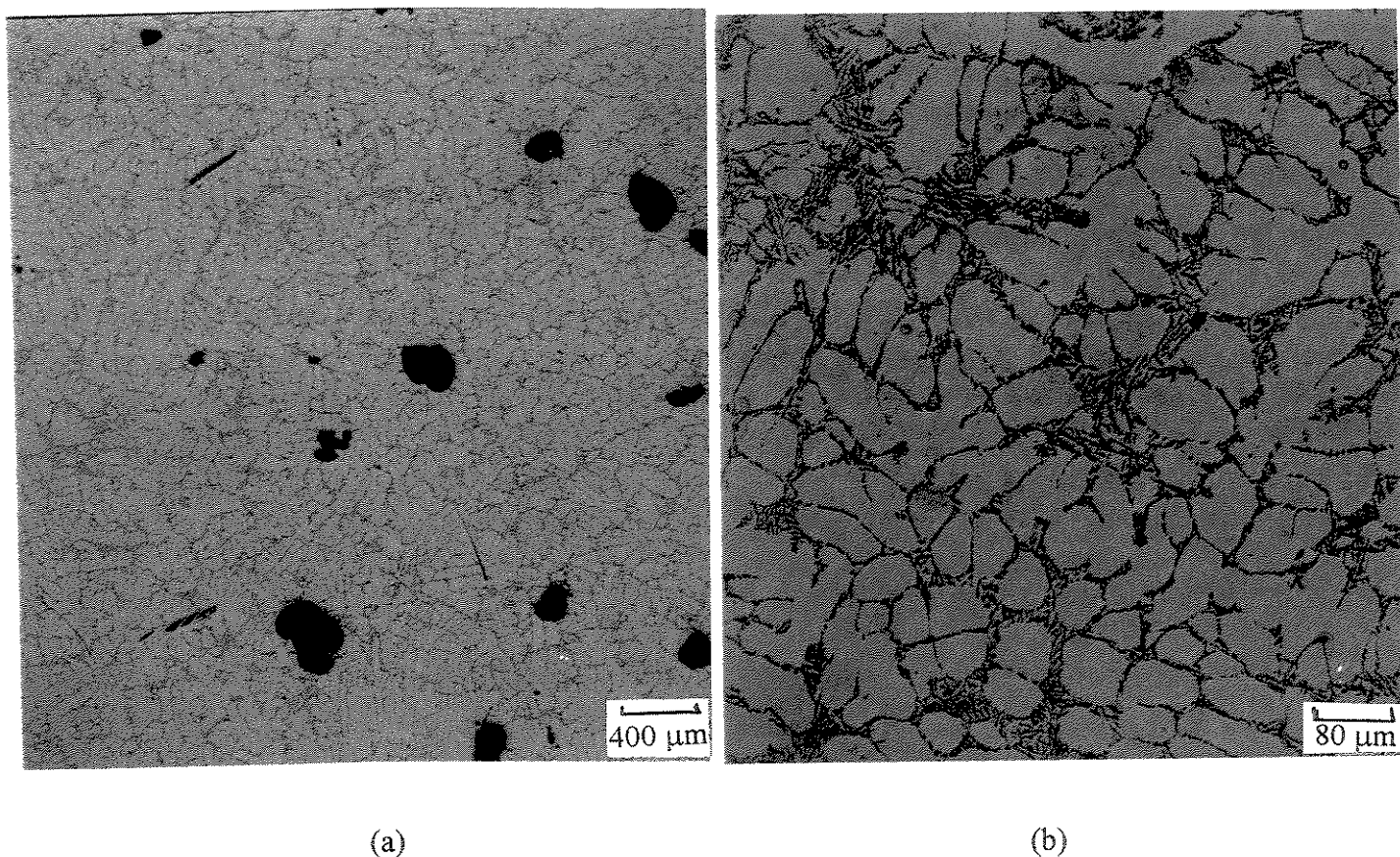


Figura 3.2 – Microestrutura da liga AA356 utilizada, no estado fundido.

c. Análise Térmica Diferencial

Para a determinação das temperaturas *liquidus* e *solidus* da liga, essenciais para a definição de parâmetros de reofundição, foi feita análise térmica diferencial da liga de trabalho.

Os testes foram realizados em equipamento da marca Leica nas condições: taxas de aquecimento e de resfriamento de 5,0 K/min, sendo a temperatura máxima examinada de 750 °C. As

amostras para o ensaio foram recolhidas de três lingotes diferentes do lote da liga de trabalho, no formato de pequenos cilindros de aproximadamente 0,5 kg.

Os resultados são apresentados na Figura 3.3. Como se pode observar as temperaturas obtidas diferem no resfriamento e no aquecimento, sendo menores quando o material é solidificado. Isto é explicado pela histerese dos instrumentos de medição durante o ensaio, provocando uma imprecisão nos valores de temperatura coletados.

Os valores utilizados para temperaturas *liquidus* e *solidus* devem ser os valores obtidos nas curvas de resfriamento e de aquecimento respectivamente, ou seja, a temperatura de início de solidificação do material na primeira curva e a temperatura de início de fusão na segunda. São obtidos assim os valores de 554,0 °C e 609,3 °C, respectivamente para a $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$.

A literatura (ASM Handbook, 1993) aponta que os valores de temperatura para o intervalo de solidificação de uma liga de alumínio AA356 estão compreendidos entre 560 °C e 610 °C.

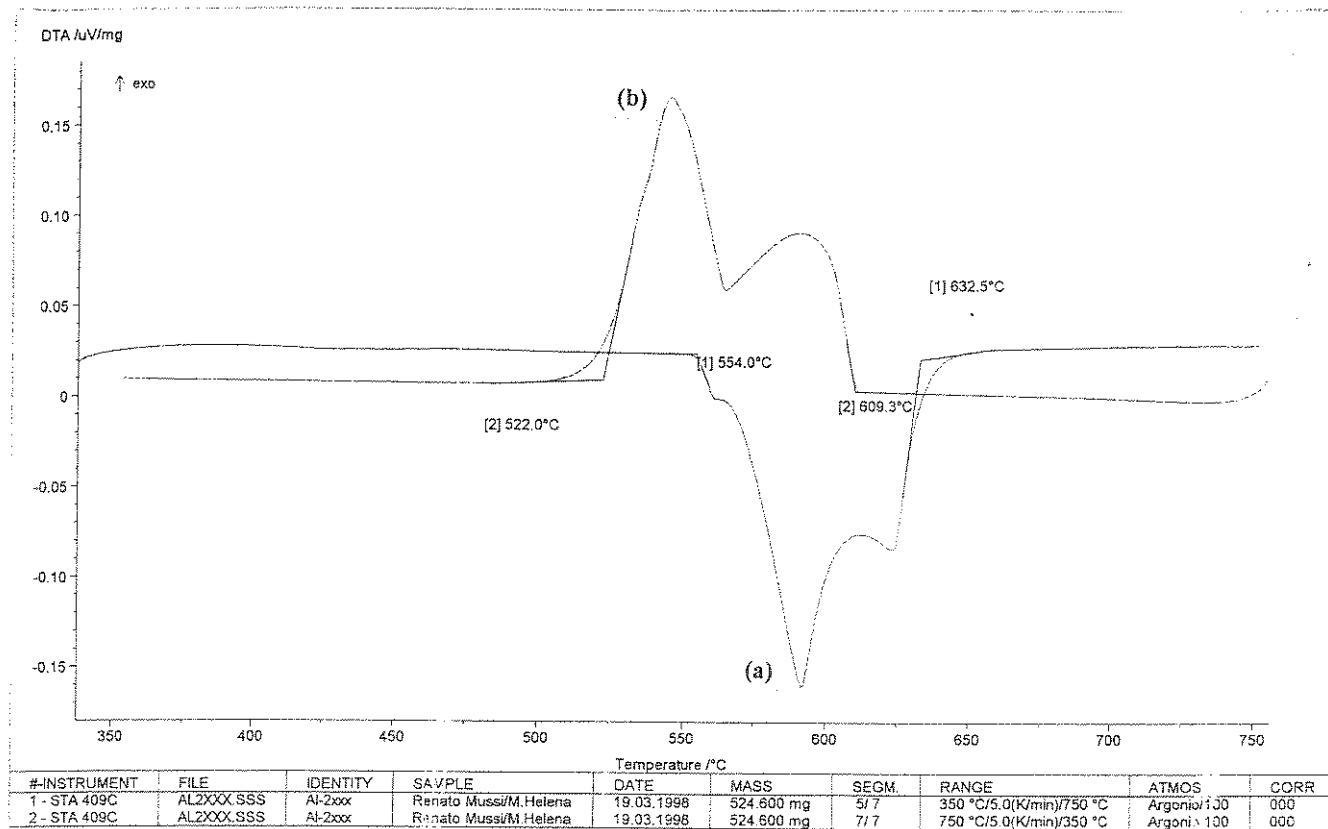


Figura 3.3 – Curvas resultantes de análise térmica diferencial a) no aquecimento e b) no resfriamento realizada na liga de alumínio AA356.

d. Curva de Resfriamento na Solidificação em Condições Normais

Levando em conta que a análise térmica diferencial utiliza condições de resfriamento lentas, próximas às de equilíbrio, foi feita curva de resfriamento da liga utilizada, durante resfriamento em condições normais, em lingoteira de aço.

A curva de resfriamento do material foi feita utilizando-se um termopar posicionado na região central do líquido, e conectado a sistema de aquisição de dados. Os dados de temperaturas foram coletados numa frequência de aproximadamente 3 aquisições por minuto e construiu-se um gráfico com esses pontos.

O gráfico $T \times t$ obtido é mostrado na Figura 3.4. Pode-se observar claramente a inflexão da curva para o início da solidificação à temperatura de 600°C , temperatura *liquidus* portanto. A segunda inflexão da curva, indicativa do final da solidificação, ocorre a 560°C , sendo esta, portanto, a temperatura *solidus*.

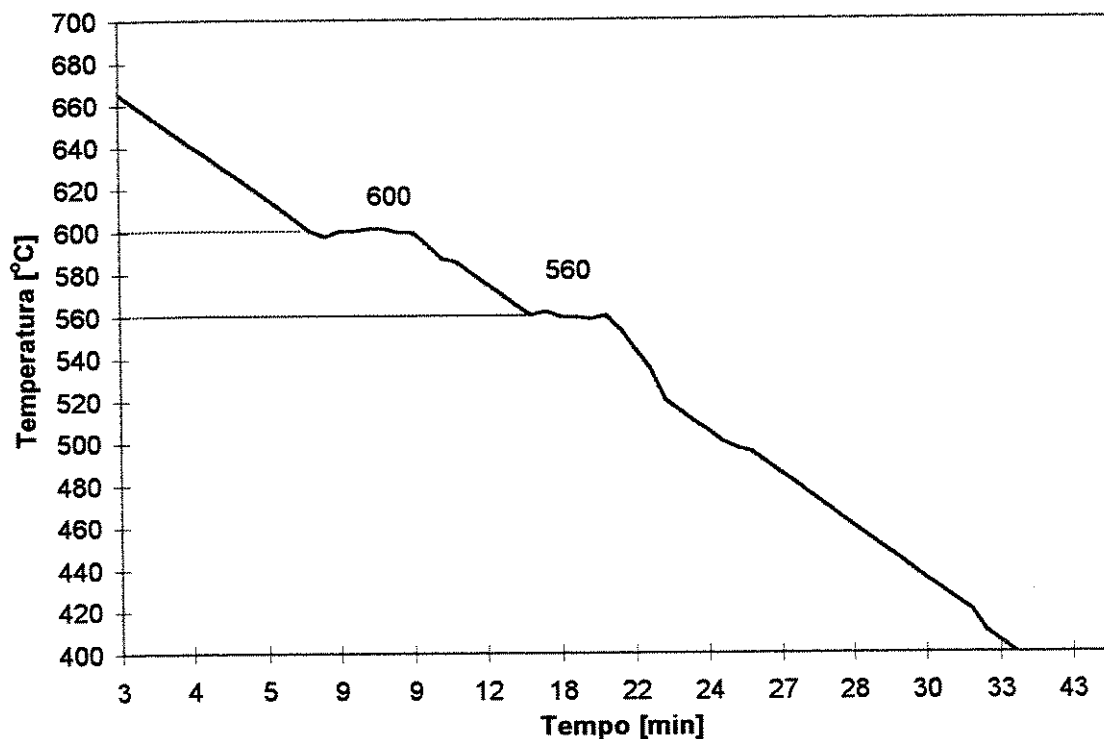


Figura 3.4 - Curva de Resfriamento da liga Al-Si (AA356) utilizada como material de matriz.

As diferenças entre as temperaturas *solidus* e *liquidus* obtidas por ATD e por resfriamento convencional podem ser atribuídas às diferenças nas condições de solidificação, a primeira mais próxima das condições de equilíbrio.

Neste trabalho serão adotados os valores $T_{\text{liquidus}} = 600^{\circ}\text{C}$ e $T_{\text{solidus}} = 560^{\circ}\text{C}$. Estas temperaturas são importantes para a definição dos parâmetros de reofundição, uma vez que a temperatura define a fração sólida presente na pasta, a qual é dada, segundo Scheil, por:

$$f_s = 1 - (C_l/C_0)^{1/(1-k)} \text{ para } k = (C_s/C_l)$$

Onde:

- C_l = quantidade de soluto no líquido à temperatura de trabalho.
- C_s = quantidade de soluto no sólido à temperatura de trabalho.
- C_0 = quantidade de soluto da fase eutética.

3.2.2. Caracterização do Material do Reforço (SiC)

a. Granulometria

A granulometria do reforço é um dos parâmetros analisados neste trabalho; portanto é necessária a sua adequada caracterização prévia.

Para a determinação da granulometria do carbetto de silício utilizou-se método baseado na passagem do pó por mangueiras de água que passam através de redes com granulometrias definidas, sendo assim possível determinar a dispersão dos tamanhos de partículas. O mesmo foi realizado em Laboratório do IPEN-CNEN-SP, utilizando amostras de aproximadamente 10 gramas. Os resultados obtidos para os dois tipos de amostras de SiC, sendo um pó mais fino e outro pó mais grosseiro, são apresentados nas Figuras 3.5 e 3.6, respectivamente, e na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Resultados de ensaios de classificação dos pós de SiC utilizados.

Parâmetro	SiC mais Fino	SiC mais Grossoiro
Tamanho Mediano [μm]	6,62	31,49
Tamanho Médio [μm]	7,42	34,04
Desvio Padrão relativo ao tamanho médio [μm]	4,99	21,19

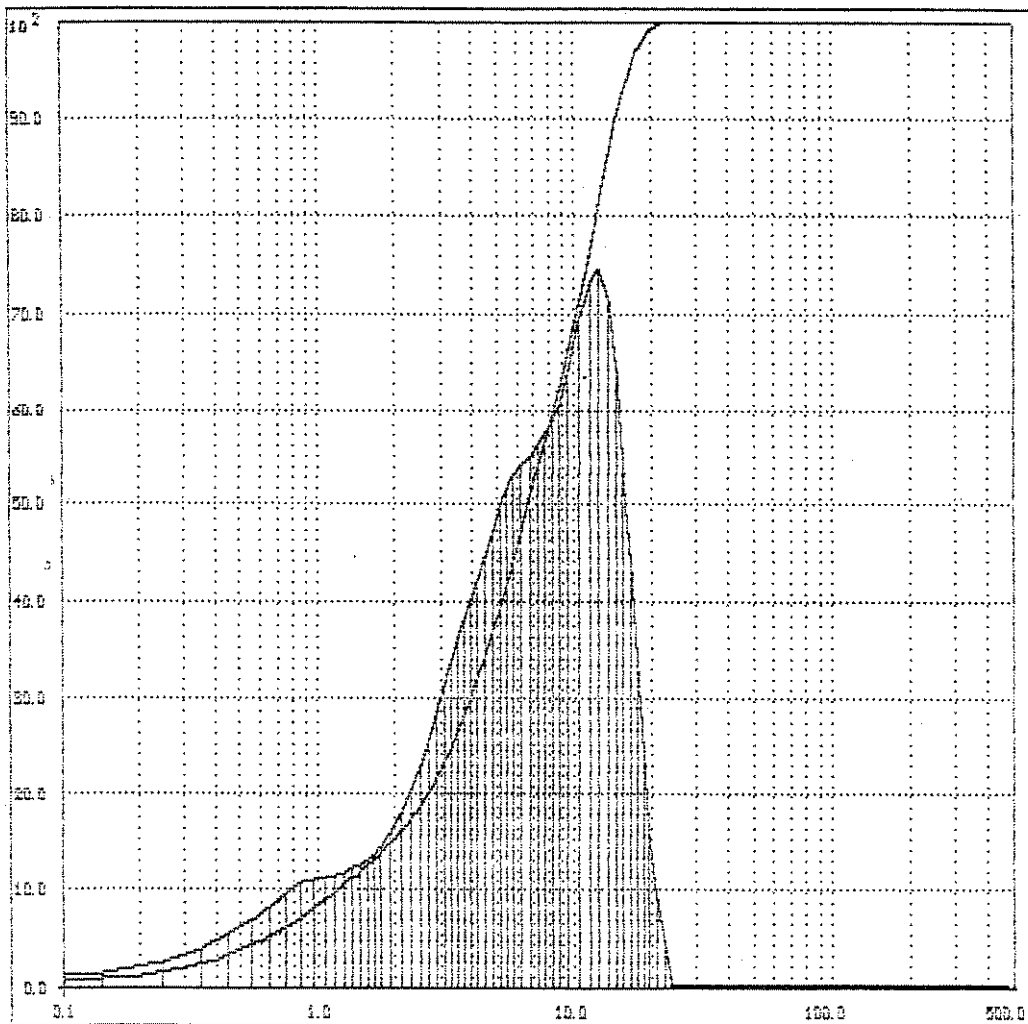


Figura 3.5 – Dispersão de granulometria de partículas de carvão de silício mais fino.

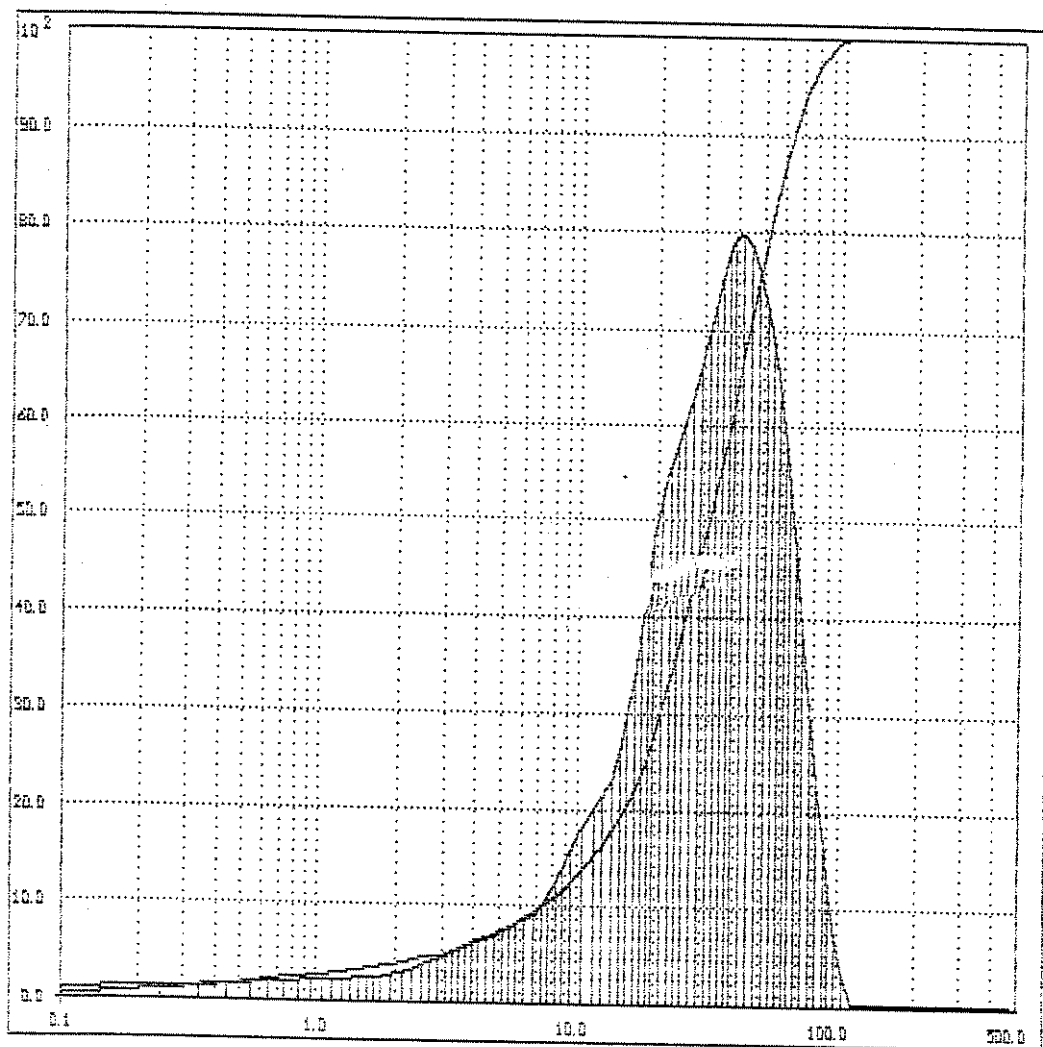
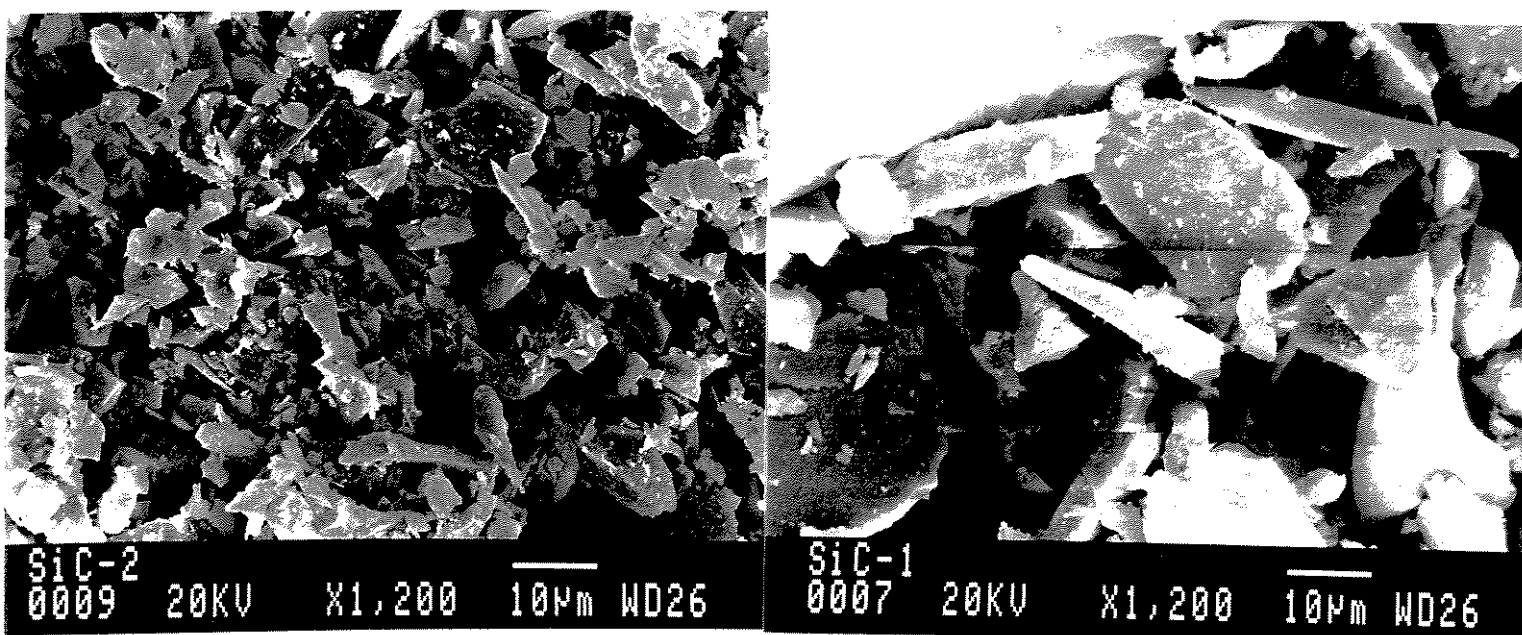


Figura 3.6 – Dispersão de granulometria de partículas de carbeto de silício mais grosseiro.

b. Morfologia das Partículas

Para a caracterização da morfologia das partículas dos pós de SiC utilizadas, estes foram observados em microscópio eletrônico de varredura. Fotos obtidas são apresentadas na Figura 3.7. Pode-se observar em ambos os casos (pó fino e pó grosseiro), morfologia irregular com aparência de placas ou polígonos com quatro ou mais lados, com uma superfície aparentemente plana e lisa o que significa a presença de grandes áreas superficiais para pequenos volumes.



(a)

(b)

Figura 3.7 – Fotos das partículas de carbetto de silício (a) fino e (b) grosseiro feitas em microscópio eletrônico de varredura (MEV).

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

3.3 Produção dos Compósitos

3.3.1 Descrição do Equipamento de Compofundição

Para a produção dos compósitos Al-Si/SiC foi utilizado equipamento de reofundição construído por FOGAGNOLO (1996). O aparelho é de operação fácil e segura, e possibilita um controle bastante eficiente dos parâmetros de interesse na compofundição, através de instrumentação simples como medidor e controlador de rotação e controladores de temperatura, além de termopares de monitoramento.

Algumas alterações, as quais serão comentadas oportunamente, foram feitas no equipamento para adequação do mesmo aos objetivos deste trabalho, visando aprimorar sua eficiência na produção de compofundidos. Os equipamentos gerais utilizados no trabalho são apresentados na Figura 3.8.

Além do equipamento de compofundição propriamente dito, foram utilizados um forno poço para a fusão da liga de alumínio, um forno auxiliar do tipo mufla para aquecer o reforço antes de ser adicionado à matriz, e um reservatório de gás inerte (argônio comercial) para prevenção de oxigênio no banho e também como veículo para introdução do pó de SiC.

O equipamento de compofundição é constituído basicamente por um conjunto termo-mecânico ou câmara de reofundição e um conjunto de controladores. O conjunto termo-mecânico, apresentado na Figura 3.9, é por sua vez constituído das partes:

- um forno a resistência elétrica com geometria cilíndrica isolado do ambiente por uma carcaça de material isolante para manutenção de altas temperaturas em seu interior, onde são fixados os instrumentos de medição. No seu interior é posicionado molde cilíndrico metálico que contém metal líquido a ser reofundido. A câmara do forno tem dimensões de 70 mm de diâmetro por 150 mm de altura.
- uma tampa acoplada ao forno através de grampos de fixação, onde são fixados os rolamentos que servem como guia para a pá de agitação e o reservatório de reforço a ser introduzido ao banho. Este

reservatório é ligado à mangueira de argônio, para que o gás atue também como agente para a introdução do pó de SiC. A tampa do forno ainda é provida de orifícios para a entrada de termopares e do próprio reforço;



Figura 3.8 - Equipamento de Compofundição completo. (1) indicador de temperatura para termopar no banho de metal; (2) controladores de velocidade do motor de agitação e de temperatura do forno; (3) câmara de reofundição; (4) cilindro de argônio para proteção da atmosfera dentro do forno; (5) forno para aquecimento dos pós.

- um motor elétrico com potência de 0,25 HP, para uma tensão de 220 V, para a rotação da pá de agitação utilizada para compofundição. O motor na configuração original do equipamento era fixado à lateral da mesa-suporte do forno, sendo ligado à pá de agitação por um transmissor de torque flexível, o que levava a uma perda de eficiência na agitação do banho. Para se evitar este inconveniente, foi construído um suporte móvel para o motor de forma que o mesmo é fixado acima do forno, ligando-se à haste da pá de agitação diretamente. Esta modificação possibilita também um controle mais rigoroso das velocidades de rotação, além da possibilidade de movimentação do motor no sentido vertical, facilitando a retirada da pá de dentro do banho ao final do processamento;

- pá de agitação do banho constituída de uma haste de aço inox, à qual são fixadas 3 hélices também de aço inox, a partir de sua extremidade inferior e separadas de aproximadamente 1 cm. As hélices têm a forma de “s”, e são fixadas em ângulos diferentes uma em relação à outra formando uma espécie de hélice tripla para a agitação do metal líquido. Para a realização da compofundição a pá é revestida com alumina para reduzir seu desgaste e destruição pelo atrito com a pasta a altas temperaturas;
- um sistema mecânico para movimentação vertical e horizontal da coquilha de compofundição. Para a compofundição a coquilha contendo o metal líquido é introduzida no interior do forno através de um dispositivo tipo elevador; após finalizada a compofundição a coquilha é rebaixada e retirada do dispositivo, sendo introduzida na câmara de refrigeração para um rápido resfriamento do produto compofundido;
- a câmara de resfriamento é constituída de recipiente de volume de 10 litros de água onde a coquilha é introduzida com o compofundido em seu interior, provocando seu resfriamento rápido e conseqüente “congelamento” da microestrutura produzida.

O conjunto de controladores, apresentado na Figura 3.10, é por sua vez constituído das partes:

- um sistema de controle da temperatura interna do forno que utiliza um controlador de alimentação de potência programável, com auto-programação da curva ótima para alcançar a temperatura desejada. Adjunto a este equipamento se encontra um amperímetro que indica continuamente a corrente enviada ao forno;
- sistema de controle da velocidade de rotação da pá de agitação que utiliza um potenciômetro acionado manualmente e um medidor de rotação do motor em rotações por minuto, com visor digital. A operação de ajuste da velocidade desejada é delicada devido à grande sensibilidade do potenciômetro, o que pode causar pequenas diferenças nas rotações previstas.

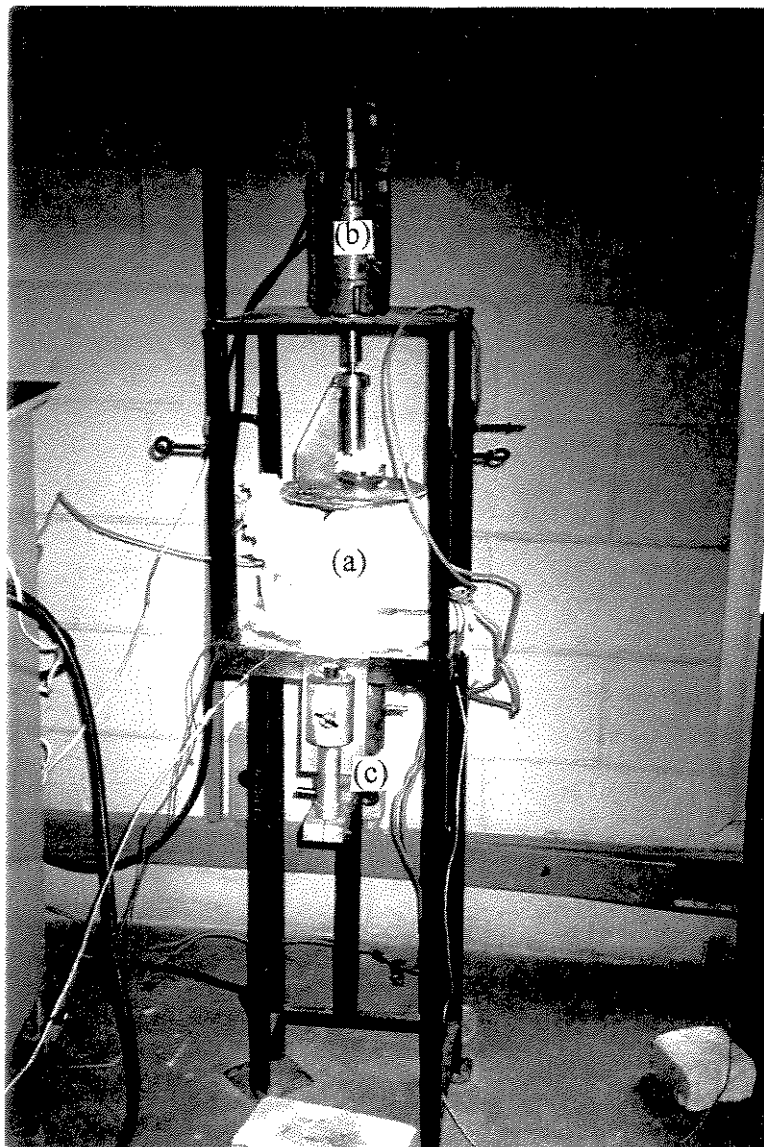


Figura 3.9 – Conjunto termo-mecânico de equipamento de compofundição onde pode ser visualizado o (a) forno; (b) agitador; (c) câmara de resfriamento do lingote produzido.

O equipamento é bastante compacto e de fácil operação, já que os seus comandos são em sua maioria eletrônicos, como o controle de temperatura interna do forno de compofundição e a rotação da pá de agitação. O controle da vazão de gás inerte para proteção do banho de alumínio é feito através de válvulas na saída do reservatório acopladas a medidores de vazão. A temperatura interna do forno de compofundição é medida por termopar e controlada indiretamente pela amperagem fornecida à resistência de aquecimento do mesmo, através de um alimentador de potência acoplado ao forno, que recebe as informações de temperatura das resistências elétricas e se auto programa para levar o forno às temperaturas desejadas previamente fixadas no controlador.

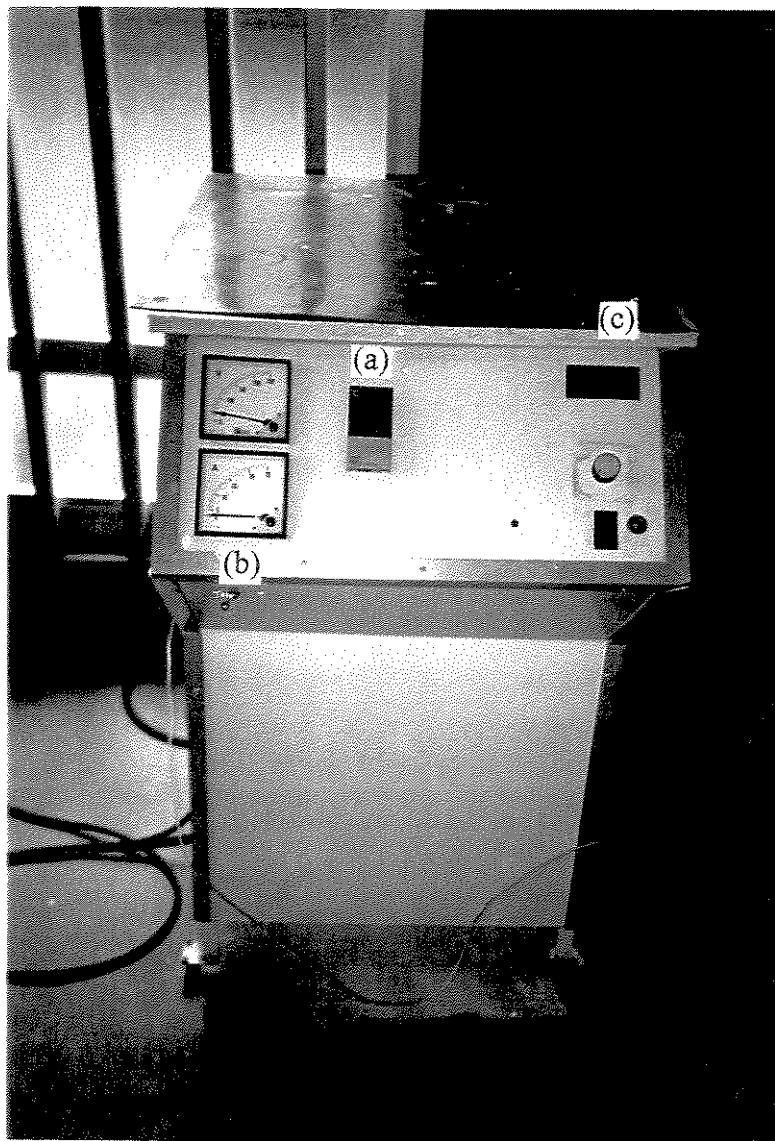


Figura 3.10 – Conjunto de controles do equipamento de compofundição com (a) controlador de temperatura; (b) amperímetro e (c) controlador de velocidade de rotação do motor.

As medições de temperaturas são feitas por termopares, e são dois os pontos de interesse para controle desse parâmetro: parte interna do forno de compofundição onde se encontram as resistências elétricas, e banho de metal no estado pastoso dentro deste mesmo forno, sendo que no primeiro caso o termopar é colocado no forno através de um orifício na parte lateral do mesmo, e no outro, o termopar é introduzido ao banho de metal por um orifício na parte superior da tampa sobre o forno. As leituras dessas temperaturas são processadas em mostradores digitais, permitindo boa precisão no controle das temperaturas do processo.

3.3.2 Ensaios Preliminares

Com o equipamento já reparado e adequado para utilização, foram iniciados os ensaios preliminares para levantamento das condições operacionais ideais isto é, as condições para a obtenção de pastas reofundidas de boa qualidade. Para tanto foram testadas diferentes condições de reofundição da liga sem a utilização de reforço. Através da análise das microestruturas obtidas pode-se determinar uma condição ótima considerada padrão para a realização dos testes com a presença de reforço. Entende-se por condições ideais aquelas capazes de produzir microestrutura globular típica reofundida com o menor tamanho médio de glóbulos e maior homogeneidade possível da microestrutura.

Os testes preliminares foram realizados de forma sistemática com as condições listadas na Tabela 3.4, as quais seguem valores para os parâmetros de processo próximos àqueles utilizados por SERRA (1998). As temperaturas de agitação são definidas para a obtenção das frações sólidas de 46 e 33 %, segundo equação de Scheil.

Foram variadas a velocidade de agitação (1000 e 750 rpm) e o tempo de agitação (durante resfriamento contínuo desde 650°C até a temperatura desejada – indicado por $t = 0$ min., e durante resfriamento contínuo até a temperatura desejada seguido de agitação isotérmica à esta temperatura, por 5 minutos) – indicado por $t = 5$ min.

Tabela 3.4 – Condições experimentais preliminares para determinar condição ideal de reofundição.

Condição	Material	T_{inag}	T_{fin}	$V_{\text{ag}}[\text{rpm}]$	$t[\text{min}]$
P1	AA356	650	600	1000	5
P2	AA356	650	600	1000	0
P3	AA356	650	600	750	5
P4	AA356	650	585	1000	0
P5	AA356 + refinador	650	600	1000	0

V_{ag} = Velocidade de agitação

T_{inag} = Temperatura de início de agitação

T_{fin} = Temperatura de final de agitação

t = tempo de agitação isotérmica a T_{fin}

Os experimentos seguiram o seguinte procedimento: a liga metálica AA356 foi fundida em forno poço separadamente, enquanto o equipamento de reofundição já preparado, com a pá de agitação e o cadinho do forno revestidos com alumina, foram aquecidos até 650°C dentro de uma mufla. O forno de compofundição foi pré-aquecido à temperatura de 600°.

O metal líquido foi vazado a 670°C no cadinho do equipamento de reofundição, com o cadinho fora do forno, sendo o mesmo movimentado para dentro do forno através do dispositivo de movimentação citado anteriormente. A pá de agitação encontrava-se nesse momento já localizada na altura de trabalho. Com o cadinho com metal fundido posicionado no interior do forno, foi iniciada a agitação quando o banho atinge 650°C.

O metal sofre resfriamento e quando são atingidos a temperatura e o tempo de agitação desejados o processo foi interrompido, sendo o cadinho retirado do forno e resfriado imediatamente em água, “congelando” a estrutura para cada uma das condições. Em alguns casos o resfriamento deu-se continuamente, sendo o processo interrompido assim que a temperatura chegou ao valor previsto. Já em outros casos realizou-se agitação à temperatura desejada por tempo determinado (5 minutos), após o que o material foi submetido a resfriamento rápido.

Foram assim obtidos lingotes de seção circular de 50 mm de diâmetro por 120 mm de altura, facilmente retirados da coquilha devido à conicidade e ao revestimento de alumina dado à mesma. Um lingote reofundido típico é apresentado na Figura 3.11.

Os lingotes obtidos foram seccionados longitudinalmente para análise das macro e microestruturas. Amostras para análise microestrutural foram retiradas de duas diferentes posições no lingote: no fundo e na região média entre fundo e topo.

Os resultados mostraram que a condição que produziu o melhor reofundido foi a condição P2: agitação contínua a 1000 rpm, a partir de 650°C até 600°C.



Figura 3.11 – Lingote obtido em experimentos preliminares sendo retirado da coquilha.

3.3.3 Produção de Compofundidos (Ensaio Definitivos)

Compofundidos foram produzidos a partir da introdução de diferentes teores de SiC (de diferentes granulometrias) em reofundidos obtidos nas condições indicadas como ideais nos ensaios preliminares. Para os testes de compofundição foram, portanto, mantidos constantes os parâmetros de reofundição e variados os parâmetros: teor e granulometria do reforço, adição de refinador e de Mg à liga matriz.

Os teores de reforço testados foram 5, 15 e 30% em volume; os pós de SiC conforme apresentado anteriormente apresentam tamanho mediano de aproximadamente 6 ou 30 μm ; foi adicionado refinador à liga ou refinador + 1% de Mg. A adição de refinador objetivou a redução do tamanho de glóbulos na pasta reofundida enquanto a adição de Mg objetivou analisar o seu efeito na incorporação do reforço.

O refinador utilizado foi a liga Al-5%Ti-1%B, adicionado para fornecer 0,02% Ti no banho. O Mg, por sua vez, foi adicionado à liga na forma de cavacos.

A Tabela 3.5 apresenta todas as condições de compofundição analisadas.

Tabela 3.5 – Condições de processamento utilizadas para testes de compofundição.

Material da Matriz	% vol. de Reforço	Granulometria do Reforço (µm)
AA356	5	6
AA356	15	6
AA356	30	6
AA356	5	30
AA356	15	30
AA356	30	30
AA356 + Refinador	5	6
AA356 + Refinador	15	6
AA356 + Refinador	30	6
AA356 + Refinador	5	30
AA356 + Refinador	15	30
AA356 + Refinador	30	30
AA356 + Refinador + 1% de Mg	5	6
AA356 + Refinador + 1% de Mg	15	6
AA356 + Refinador + 1% de Mg	30	6
AA356 + Refinador + 1% de Mg	5	30
AA356 + Refinador + 1% de Mg	15	30
AA356 + Refinador + 1% de Mg	30	30

A metodologia de produção de compofundidos foi similar à produção de reofundidos até o momento de início de agitação do banho de metal líquido, diferenciando-se a partir do momento em que o reforço deve ser adicionado à matriz. O reforço foi previamente aquecido a 650°C por cerca de 1,5 horas.

Quando a temperatura do banho atingiu 610°C, o reforço foi adicionado ao metal pastoso por meio de um jato de argônio, a uma vazão de 12 cm³/min. O processo levou aproximadamente 15 minutos até que a temperatura chegasse a 590°C quando então a coquilha foi retirada do forno e resfriada em água.

Os lingotes obtidos, semelhantes àqueles resultantes dos ensaios preliminares, foram inicialmente seccionados longitudinalmente para análise de macroestrutura. Observando-se homogeneidade, foram em seguida retiradas amostras somente na sua região central, para análise da microestrutura.

3.4 Análise de Resultados

A observação e discussão geral dos resultados obtidos foi feita através de análise das macro e microestruturas compofundidas resultantes. Para complementar o trabalho foram feitos ensaios de tração para verificação das propriedades mecânicas dos compósitos de melhor qualidade produzidos.

3.4.1 Preparo de Amostras para Análise Macro e Microestrutural

A verificação da estrutura dos compofundidos e da distribuição do reforço em sua matriz foi feita através de metalografia, seguindo-se metodologia padrão para o preparo de amostras.

Amostras dos lingotes compósitos obtidos, retiradas de regiões específicas, foram lixadas com seqüência de lixas desde malha 320 até a lixa de 1200 passando pelas malhas 400, 600 e 1000, seguido de polimento com pastas de diamante com granulometrias de 6 até 1 μm e ataque com HF 5% de concentração para a revelação da microestrutura. Imagens das microestruturas foram obtidas em microscópio ótico.

Análise metalográfica para macroestrutura foi feita em amostras preparadas através de lixamento desde a lixa de malha 80 até a de 600 seguido de ataque com a mistura Poultron, própria para a liga utilizada. As macrografias feitas tiveram como objetivo apenas checar a distribuição do reforço através do lingote e a possível presença de sedimentação ou aglomeração tanto de particulados para o caso dos compósitos, como para glóbulos no caso de reofundidos preliminares.

Análise metalográfica quantitativa foi feita para medida de tamanho médio de glóbulos na pasta reofundida e no compósito. No material reofundido foi também medido o fator de forma, definido pela razão entre perímetro do glóbulo reofundido e o perímetro do maior círculo a ele circunscrito, caracteriza o grau de globularização atingido na fase sólida da pasta reofundida, isto é, o grau de eficiência da operação de reofundição.

A medida do tamanho de glóbulo foi feita manualmente através de medições em imagens aumentadas, utilizando o método da intersecção (PADILHA, 1985), realizando-se a média dos valores medidos. As medidas dos fatores de forma foram feitas com auxílio de analisador de imagem acoplado a microscópio ótico, e utilização de *software* próprio.

3.4.2 Ensaios de Tração

Ensaios de tração foram realizados em compósitos produzidos em algumas condições, para avaliação do efeito do SiC nas propriedades mecânicas da liga.

Os corpos de prova foram usinados de acordo com a geometria e dimensões apresentadas na Figura 3.12; as dimensões dos corpos de prova seguiram a norma para ensaios de tração E 8M – 97 presente nas normas da ASTM.

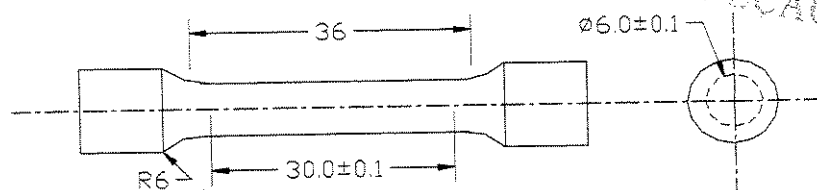


Figura 3.12 – Esboço de corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (norma ASTM-E8M-97) (medidas em mm).

Os ensaios foram realizados em equipamento MST do tipo “Teststar II” dotado de *software* de aquisição de dados. A taxa de deformação utilizada foi de 10^{-2} mm/s, dando origem a curvas de Tensão X Deformação onde se pode analisar os valores de limite de ruptura, alongamento e estricção do material. Os dois últimos parâmetros foram medidos também manualmente nas próprias amostras para uma maior confiabilidade dos dados. Cada ensaio foi repetido 4 vezes para maior confiabilidade de resultados.

As amostras de compofundidos que foram submetidas ao ensaio de tração estão listadas na Tabela 3.6; foram escolhidas por apresentarem os melhores resultados em termos de microestrutura.

Tabela 3.6 – Amostras submetidas a ensaio de tração.

Material da Matriz	% de Reforço	Granulometria do Reforço [μ m]
AA356 + Refinador	15	6
AA356 + Refinador	15	30
AA356 + Refinador	5	6
AA356	5	6
AA356	5	30
AA356	0	-

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Estruturas Reofundidas de Partida

A primeira parte do trabalho foi a realização dos testes preliminares para a determinação dos parâmetros de reofundição ideais para a obtenção de pastas reofundidas de boa qualidade (elevado grau de globularização e reduzido tamanho de glóbulos) da liga AA356. Foram testadas diferentes condições e a que resultou em melhores estruturas foi utilizada nos testes posteriores de compofundição. Os resultados obtidos nestes testes preliminares de reofundição são apresentados a seguir.

Em termos de macroestrutura, as macrografias realizadas nos lingotes mostraram que se produziu em todos os casos uma estrutura homogênea, como se pode ser observado em resultado típico apresentado na Figura 4.1. Não houve a ocorrência de sedimentação de glóbulos no fundo do lingote, o que significa que a agitação imposta à pasta reofundida foi eficaz na homogenização da estrutura.

As elevadas frações de sólido no banho durante o processamento foram também importantes para a obtenção da estrutura homogênea. Os resultados diferem dos obtidos por FOGAGNOLO (1998) e MELO (2000), que observaram sedimentação de glóbulos, provavelmente devido à utilização de geometria de pá mais adequada no presente caso (com hélices múltiplas, enquanto os autores citados utilizaram pás com hélices simples, o que provocou heterogeneidade na agitação e na estrutura por eles obtida).

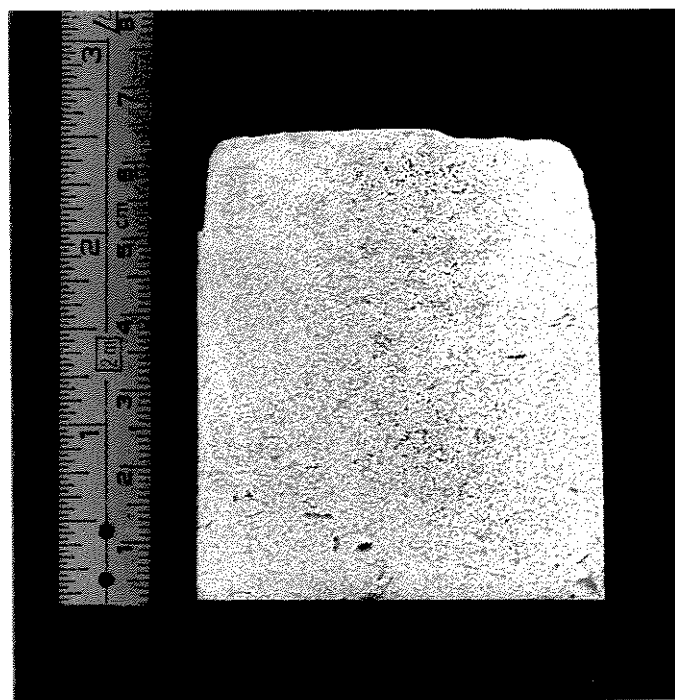
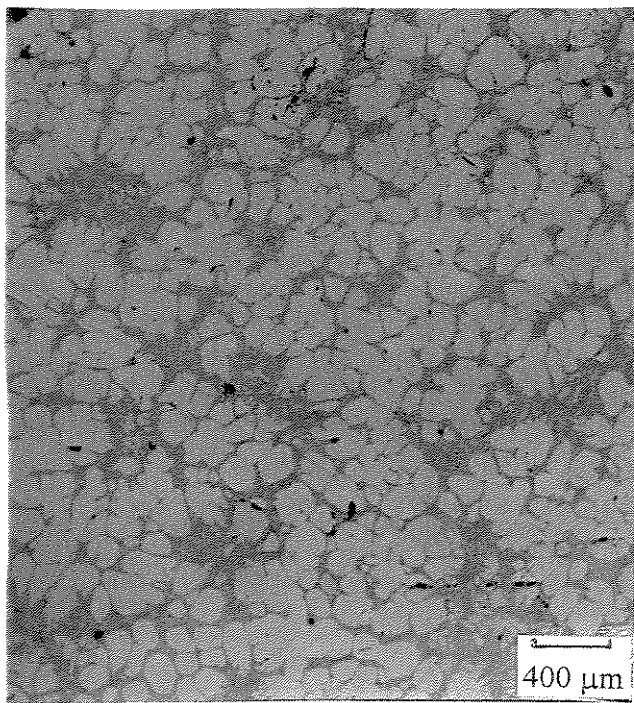


Figura 4.1 – Macroestrutura típica de reofundido obtida com agitação de 1000 rpm, a 600°C sem agitação isotérmica.

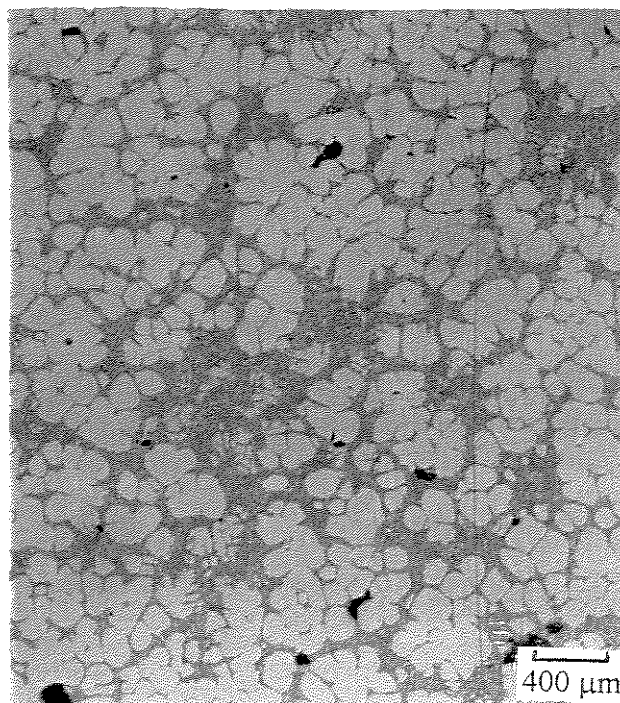
Pode –se observar uma certa porosidade na região central do lingote, ocasionada pela retirada da pá do material após cessada a agitação (ocasião em que a pasta apresenta alta viscosidade).

As microestruturas obtidas para cada uma das condições preliminares testadas são mostradas nas Figuras 4.2 a 4.5. Em cada uma das condições foram analisadas duas regiões do lingote para verificação da homogeneidade estrutural: na base e próximo ao centro (região entre centro e topo do lingote).

As Figuras 4.2 e 4.3 apresentam microestruturas dos lingotes reofundidos com agitação de 1000 rpm contínua até 600°C seguida ou não de agitação isotérmica a esta temperatura por mais 5 minutos, respectivamente; enquanto as Figuras 4.4 e 4.5 apresentam respectivamente microestruturas dos lingotes produzidos com agitação de 750 rpm até 600°C seguida de agitação isotérmica por mais 5 minutos e agitação a 1000 rpm até 585°C.

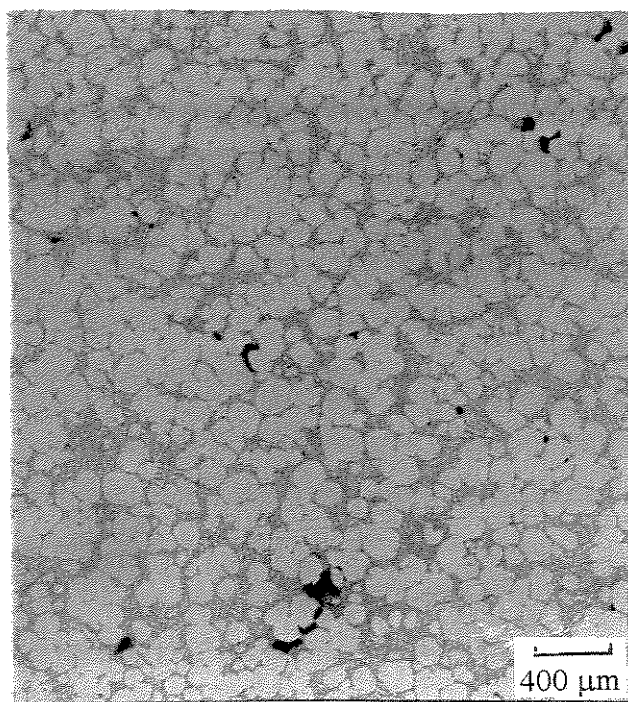


(a)

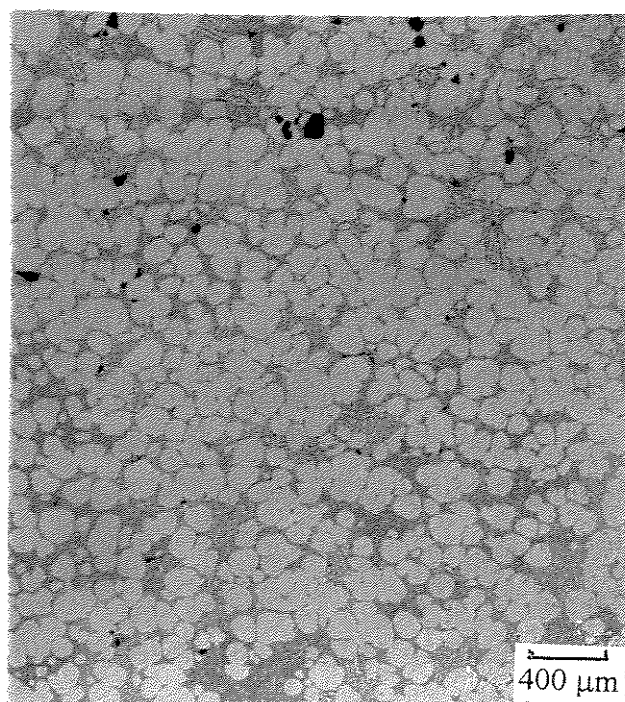


(b)

Figura 4.2 – Microestruturas do (a) fundo e (b) centro / topo do lingote refundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 600°C seguida de agitação isotérmica por 5 minutos.

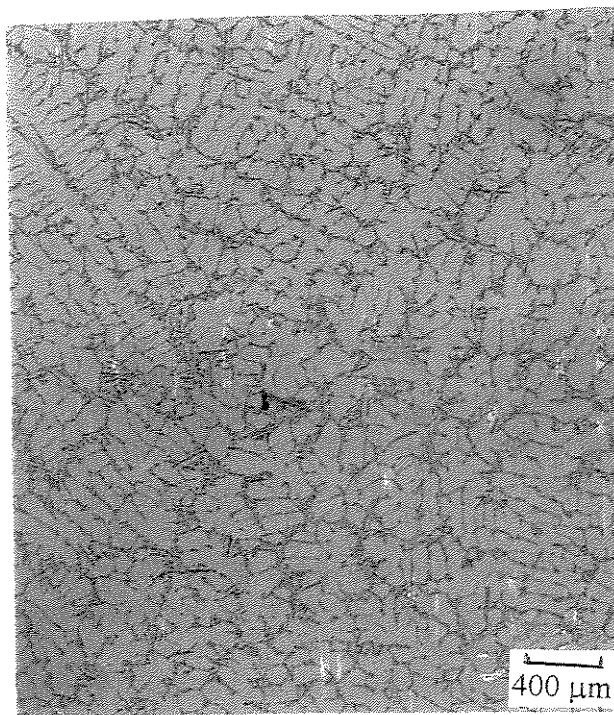


(a)

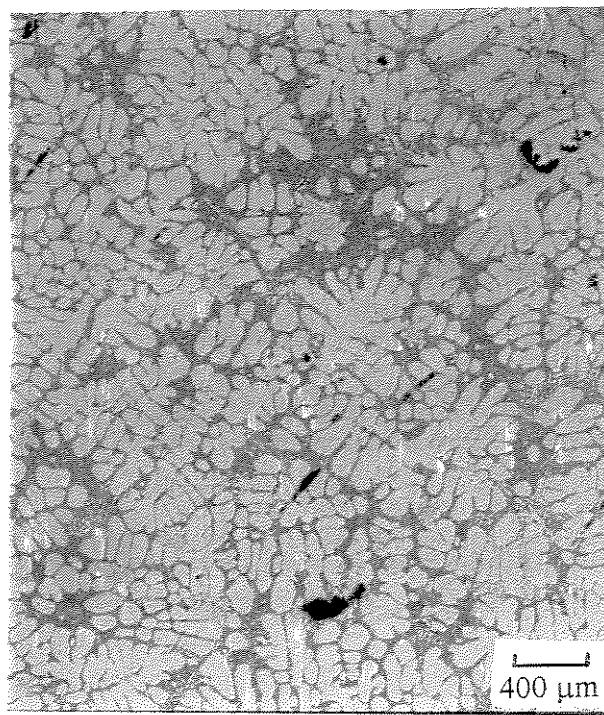


(b)

Figura 4.3 – Microestruturas do (a) fundo e (b) centro / topo do lingote refundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 600°C sem agitação isotérmica.

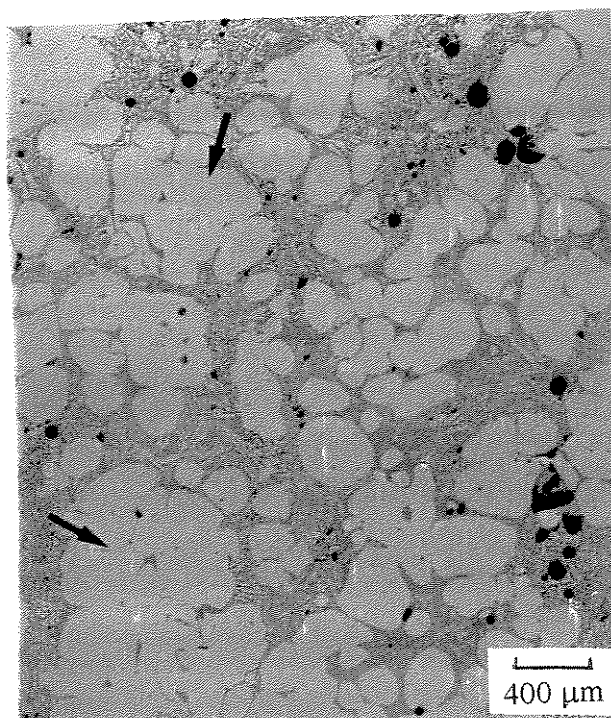


(a)

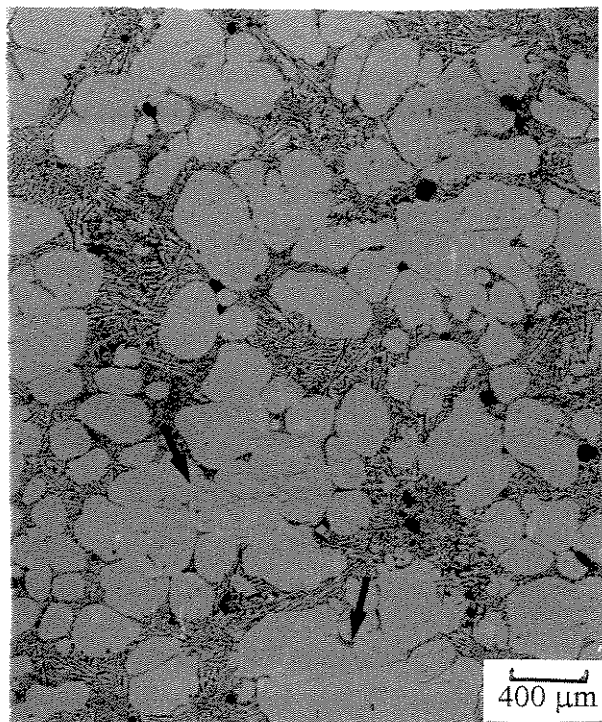


(b)

Figura 4.4 – Microestruturas do (a) fundo e (b) centro / topo do lingote refundido com agitação de 750 rpm, até temperatura de 600°C seguida de agitação isotérmica por 5 minutos.



(a)



(b)

Figura 4.5 – Microestruturas do (a) fundo e (b) centro / topo do lingote refundido com agitação de 1000 rpm, até temperatura de 585°C sem agitação isotérmica. (setas indicam coalescência)

Pode ser observado que, de uma maneira geral, para cada lingote obtido numa determinada condição, não há uma significativa diferença entre as microestruturas das diferentes regiões analisadas, indicando agitação homogênea em todo o volume do banho de metal, consequência do tipo e localização da pá de agitação utilizada. As microestruturas produzidas apresentam boa homogeneidade, exceto em uma das condições de reofundição – agitação com menor velocidade, caso onde o fundo do lingote apresentou estrutura dendrítica bem desenvolvida, indicando ineficiência da agitação.

Em todos os casos as microestruturas apresentaram os dois tipos de fases previstas: fase Al- α circundada pela fase eutética; na pasta reofundida a fase eutética é fundida constituindo o líquido presente.

Os resultados mostram que foram obtidas estruturas globulares para os ensaios com velocidade de agitação de 1000 rpm para as duas temperaturas e para os dois tempos de agitação empregados (Figuras 4.2, 4.3 e 4.5). Isso é explicado pela turbulência imprimida ao banho por esse elevado grau de agitação, possibilitando a quebra dos braços dendríticos e a globularização da fase primária já solidificada, promovida pela grande interação entre as partículas sólidas dispersas no banho. A agitação intensa dificulta também a sedimentação dos glóbulos no fundo dos lingotes, mantendo a microestrutura homogênea tanto em relação à distribuição da fase primária quanto ao tamanho médio dos glóbulos.

Já a velocidade de agitação de 750 rpm não produziu uma globularização adequada, obtendo-se uma microestrutura dendrítica tradicional (Figura 4.4), o que indica uma não eficiência no rompimento dos braços dendríticos durante a solidificação da liga. O motivo principal é a turbulência insuficiente para alcançar todo o banho e provocar a interação das partes já solidificadas com a pá de agitação e entre si, dificultando a modificação da estrutura em formação. Na ausência do efeito da agitação, a estrutura solidifica de forma convencional, resultando em morfologia dendrítica no produto final.

Para o caso da agitação a 1000 rpm, o efeito do aumento do tempo de agitação no resfriamento até 600°C levou ao aumento das dimensões dos glóbulos na pasta reofundida como se pode observar ao comparar as Figuras 4.2 e 4.3. O efeito do engrossamento de glóbulos na pasta reofundida pelo aumento do tempo de agitação ao final do processo a uma temperatura fixa pode ser explicado pelo demasiado contato entre partículas sólidas, estimulando mecanismos de crescimento de glóbulos como

coalescência e *Ostwald ripening*.

Tais mecanismos dependem, respectivamente, do contato direto entre partículas sólidas em um banho de metal provocando a junção das diversas partículas em glóbulos maiores e mais disformes; e da proximidade de partículas sólidas com dimensões bem distintas de modo que as maiores, com energia superficial menor, englobam as menores com alta energia de superfície, buscando sempre a redução da energia total, representando um balanço de energia de tensão superficial negativo ($-\Delta G$).

Em ambos os casos, há redução do número total de glóbulos e aumento de suas dimensões. O efeito do tempo de agitação no aumento de glóbulos reofundidos foi também observado por MELO (2000) na reofundição de ligas Al-4,5%Cu.

Nos experimentos em que o término do processo ocorre a uma temperatura mais baixa (585°C) e sem agitação isotérmica, microestrutura mais grosseira que nos materiais processados nas outras condições foi obtida, como se observa na Figura 4.5. Além disso, os glóbulos encontram-se claramente coalescidos entre si, dando origem a partículas sólidas grosseiras com morfologia bastante irregular. Neste caso, durante o processo de vigorosa agitação as dendritas foram provavelmente quebradas e transformadas em glóbulos, os quais, devido à menor temperatura e conseqüente maior fração sólida no banho, quando comparada com a reofundição à maior temperatura, podem sofrer grande interação entre si facilitando o seu coalescimento. Em alguns casos a coalescência promove o total desaparecimento da superfície de separação entre glóbulos, como pode ser observado na micrografia e indicado pela seta.

A aglomeração de glóbulos provoca como conseqüência, uma distribuição irregular de líquido, com regiões de considerável volume. Essas regiões na solidificação final da pasta reofundida podem ocasionar a formação de eutéticos grosseiros, como observado.

Foi ainda testado, nesta etapa, o efeito da utilização de refinador de grão à base de Al-Ti-B, na estrutura reofundida nas condições que forneceram o melhor resultado de globularização (agitação de 1000 rpm, de 650 a 600°C). O resultado é apresentado na Figura 4.6.

Pode-se observar uma microestrutura sensivelmente mais refinada que as obtidas nas outras condições testadas, com glóbulos de pequenas dimensões e uma melhor distribuição da fase líquida;

como consequência desta melhor distribuição de líquido, a fase eutética também se encontra refinada. Observa-se presença de porosidade, no entanto, em teor compatível com o encontrado na matéria-prima utilizada (vide Figura 3.2).

Não foi observado em nenhuma das estruturas refundidas, um aumento da quantidade de poros devido à operação de reofundição, a não ser na região central do lingote, como comentado anteriormente.

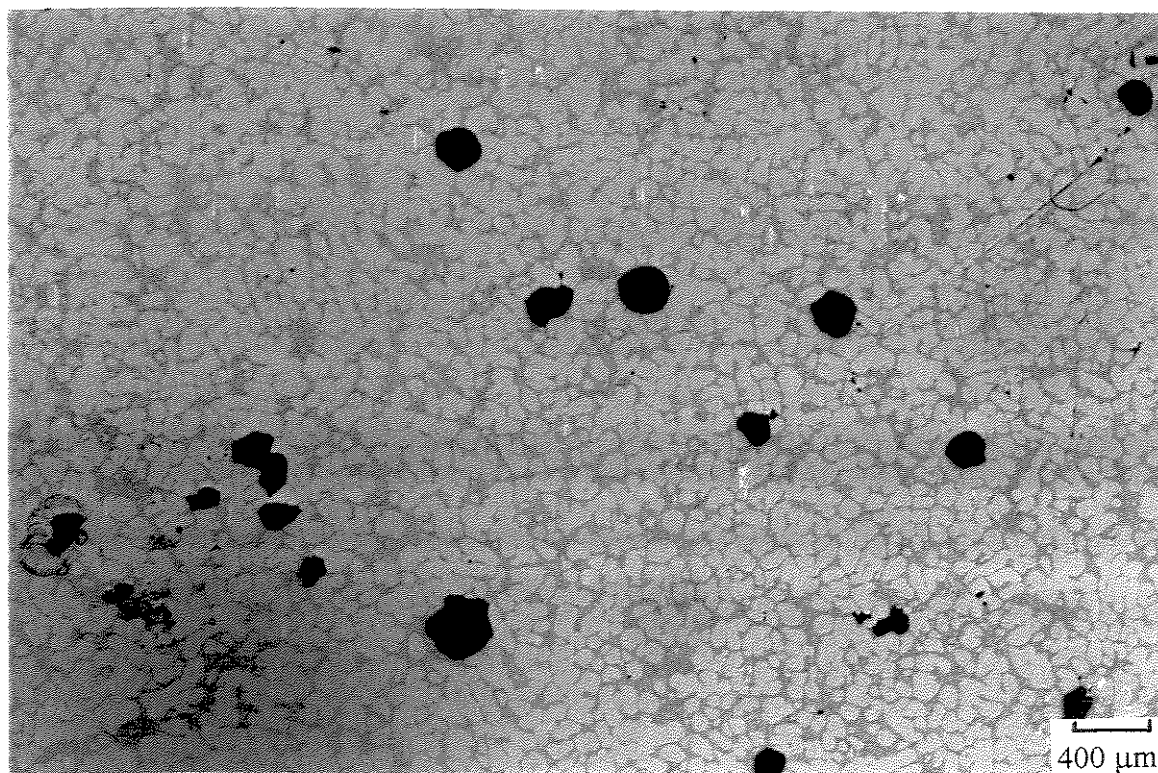


Figura 4.6 – Microestrutura de refundido de AA356 adicionado de refinador, produzido nas condições de 1000 rpm de agitação a 600°C sem agitação isotérmica ao final do processo.

Nas estruturas refundidas obtidas foi feita análise quantitativa das dimensões dos glóbulos da fase primária; resultados são apresentados numericamente na Tabela 4.1 e graficamente na Figura 4.7.

Tabela 4.1 – Tamanhos médios de glóbulos dos refundidos preliminares.

Condições de Processamento	Local de Análise	Tamanho Médio de glóbulos [μm]	Desvio Padrão [μm]	Máximo [μm]	Mínimo [μm]
P1: 1000 rpm	B	180	59	312	78
600°C c\ agit.	C	188	47	281	102
P2: 1000 rpm	B	112	51	250	39
600°C s\ agit.	C	115	48	227	39
P3: 750 rpm	B*	-	-	-	-
600°C c\ agit.	C*	-	-	-	-
P4: 1000 rpm	B	285	113	566	141
585° s\ agit.	C	277	169	754	51
P5: 1000 rpm 600°C s\ agit. + refin.	B/C	93	33	235	29

B: base do lingote; C: região compreendida entre centro e topo do lingote.

*não foi medido pois a estrutura não apresenta globularização adequada.

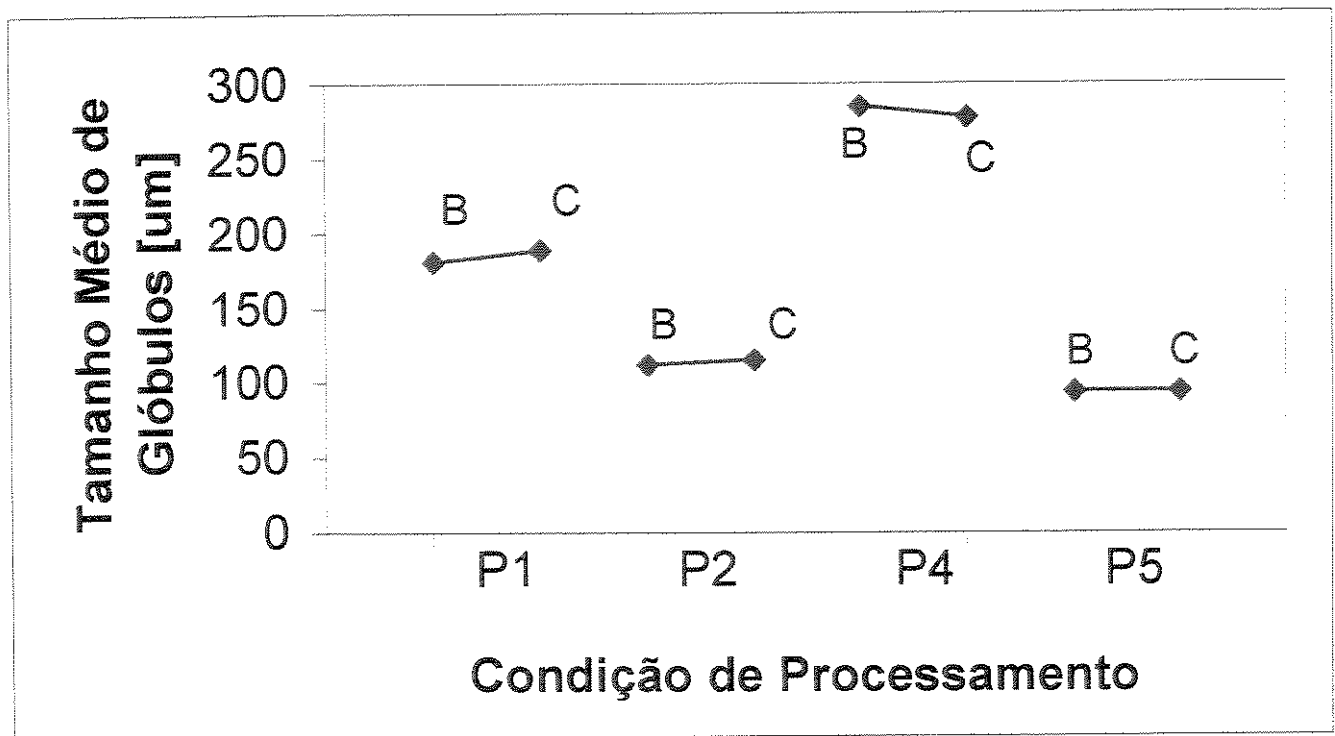


Figura 4.7 – Variação dos tamanhos médios de glóbulos das microestruturas refundidas produzidas com as diferentes condições de processo analisadas (Pn vide Tabela 4.1) .

Pode-se observar, em todos os casos, uma boa homogeneidade estrutural quando comparadas as duas diferentes regiões de análise de um mesmo lingote reofundido. As diferenças entre tamanho médio de glóbulos na base e no centro do lingote são desprezíveis, levando em conta o elevado valor do desvio padrão. Este elevado valor reflete a grande dispersão de tamanhos de glóbulos na estrutura, produzida pela alta probabilidade de aglomeração de partículas sólidas livres no líquido.

A condição P3 não representa uma estrutura reofundida e não foi considerada. Pode-se observar as melhores condições de reofundição, em termos de tamanho médio de glóbulos, para as condições P2 e P5 (agitação a 1000 rpm, de 650 a 600°C, sem e com adição de refinador à liga), com tamanhos médios de glóbulos da ordem de 112 e 93 μm respectivamente.

A análise quantitativa do grau de globularidade da fase primária dado pelo fator de forma, o qual atesta a eficiência do processo de reofundição na promoção de globularização do sólido, forneceu os resultados apresentados numericamente na Tabela 4.2 e graficamente na Figura 4.8.

Tabela 4.2 –Fatores de forma dos reofundidos preliminares.

Condições de Processamento	Local de Análise	Fator de Forma	Desvio Padrão	Máximo	Mínimo
P1: 1000 rpm	B	2,00	0,80	5,82	1,25
600°C c\ agit.	C	1,98	0,75	6,57	1,20
P2: 1000 rpm	B	1,72	0,72	4,85	1,10
600°C s\ agit.	C	1,75	0,85	6,64	1,20
P3: 750 rpm	B	15,38	2,72	29,51	8,19
600°C c\ agit.	C	11,72	1,71	28,08	8,09
P4: 1000 rpm	B	1,77	0,84	10,34	1,20
585° s\ agit.	C	1,71	0,59	6,48	1,20
P5: 1000 rpm 600°C	B/C	1,66	0,55	4,59	1,20
s\ agit. + refin.					

B: base do lingote.

C: região compreendida entre centro e topo do lingote.

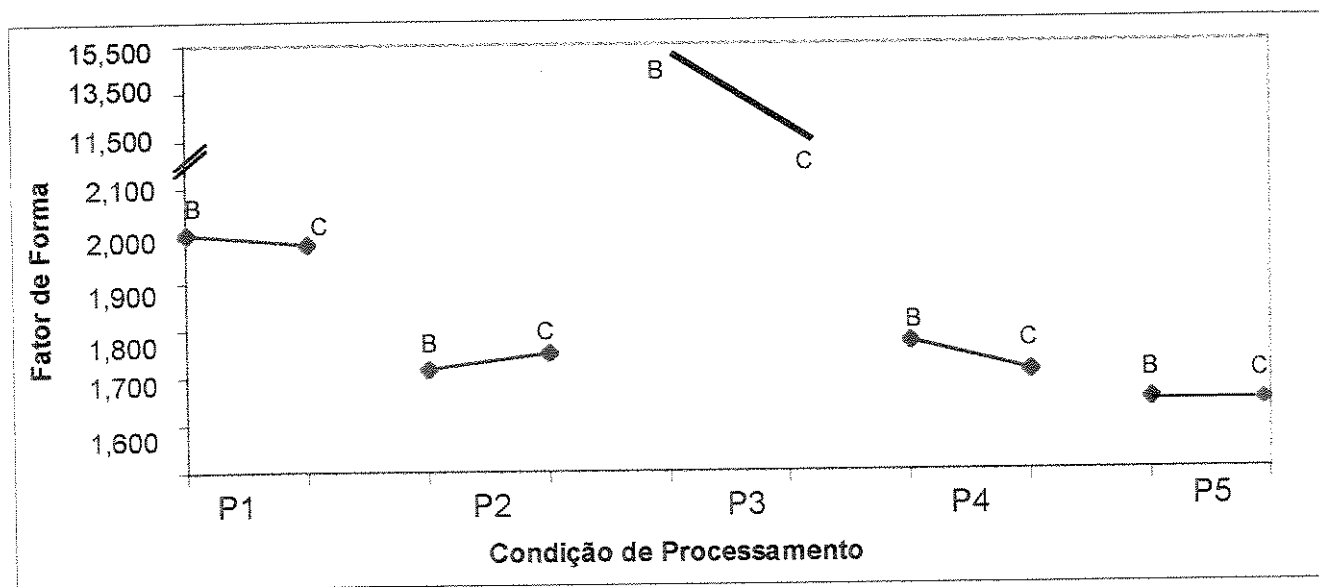


Figura 4.8 – Variação dos valores de fator de forma das microestruturas refundidas produzidas, com as diferentes condições de processo analisadas. (Pn vide Tabela 4.2)

Os valores de fatores de forma obtidos para os refundidos preliminares indicam, de um modo geral, uma morfologia bastante globular em todos os casos, exceto nas amostras submetidas à agitação à menor velocidade (condição P3). O fator de forma é praticamente constante em todo o volume do lingote, atestando a boa homogeneidade estrutural. As melhores condições de globularização foram obtidas para agitação de 1000 rpm sem agitação isotérmica (condições P2 e P4), e para a liga refinada (condição P5). O elevado valor do fator de forma obtido na condição P3 reflete a estrutura dendrítica observada.

Os resultados obtidos nesta etapa preliminar permitiram determinar a condição de re fundição adequada à produção de pastas contendo sólido com a melhor globularização e o menor diâmetro médio. As condições de agitação a 1000 rpm com resfriamento contínuo de 650 a 600°C, com e sem a utilização de refinador de grão, serão as utilizadas nos testes para compofundição.

4.2 Compósitos Produzidos

A seguir são apresentados os resultados obtidos nos experimentos de compofundição da liga AA356 reforçada com SiC particulado nas diferentes condições operacionais analisadas.

4.2.1 Compósitos Produzidos com SiC de Menor Granulometria (6 μm)

Fixando-se o tipo de pó de SiC adicionado à liga, foram variados os parâmetros: quantidade de reforço adicionado ao banho em porcentagens em volume do metal, adição de refinador e de 1% de magnésio à liga da matriz.

Inicialmente são apresentados os resultados obtidos na compofundição utilizando-se pó de SiC de fina granulometria (tamanho médio de partículas de 6 μm) como reforço. A Figura 4.9 apresenta a macroestrutura de um compofundido produzido com 15% de SiC de 6 μm , podendo-se observar a boa homogeneidade da estrutura ao longo de todo o lingote.

Resultados semelhantes, em termos de homogeneidade de distribuição do reforço pelo volume do lingote, foram obtidos para todas as condições testadas. Nas Figuras 4.10 a 4.12 são apresentadas as microestruturas dos compósitos produzidos a partir da matriz AA356 à qual foram adicionados 5, 15 e 30% de SiC (6 μm), respectivamente. Dada a homogeneidade macroestrutural, são apresentadas microestruturas somente da região central dos lingotes produzidos.

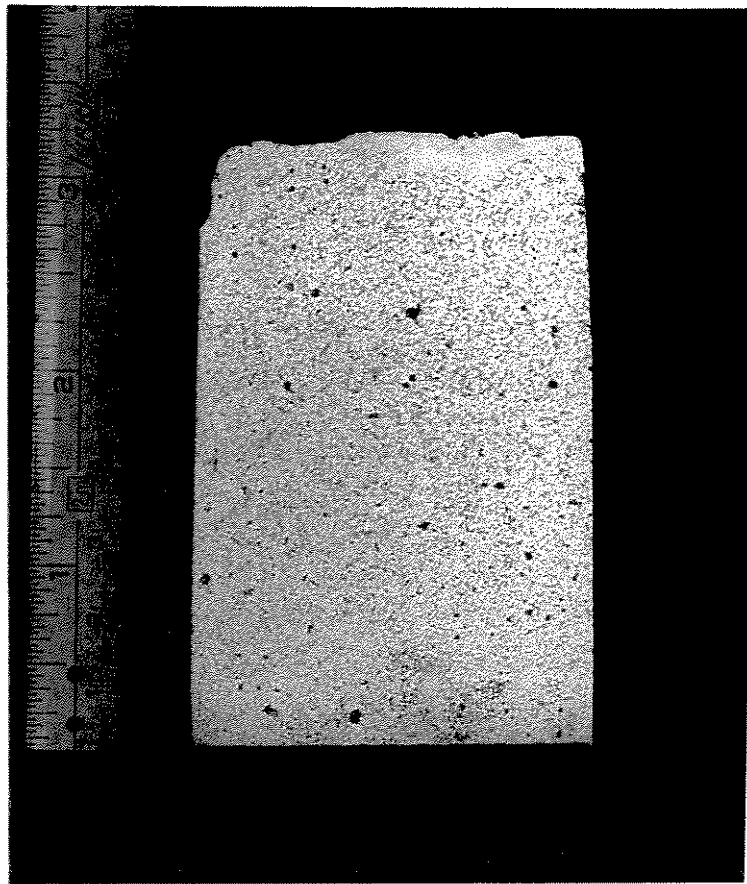


Figura 4.9 – Macroestrutura de compofundido da liga AA356 com 15% SiC de dimensão média 6 μm .

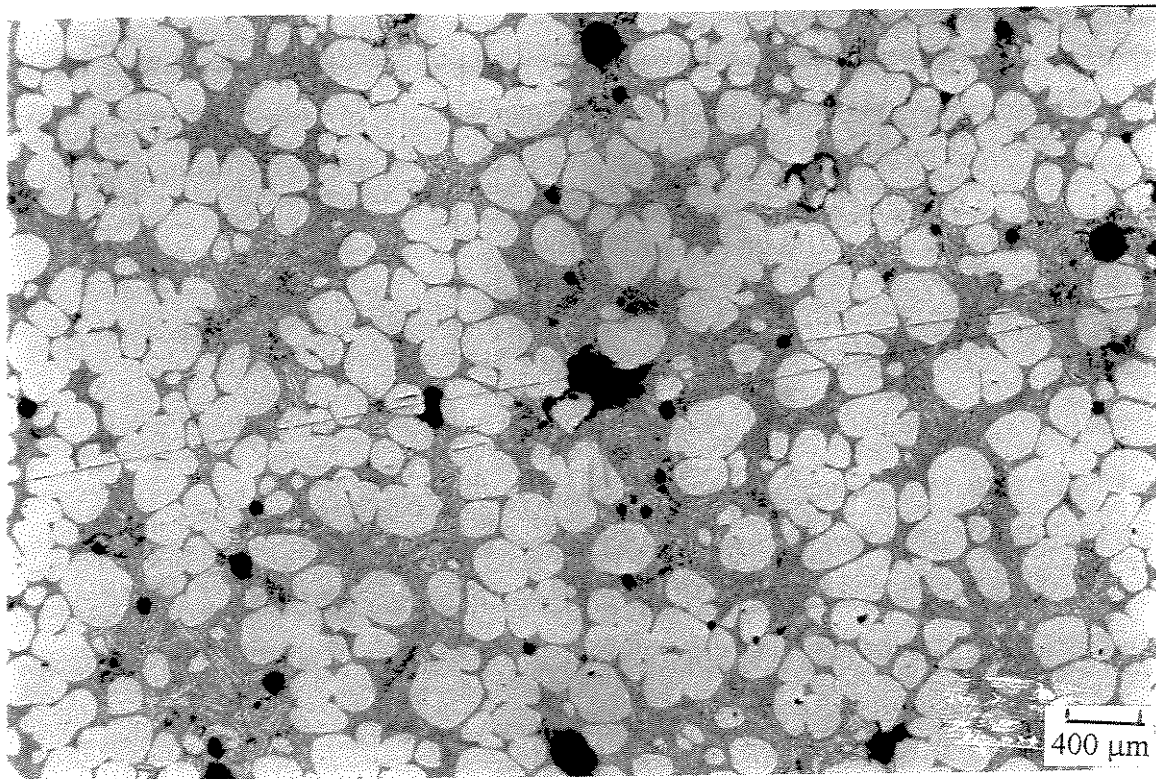


Figura 4.10 – Microestrutura do compósito AA356 + 5% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

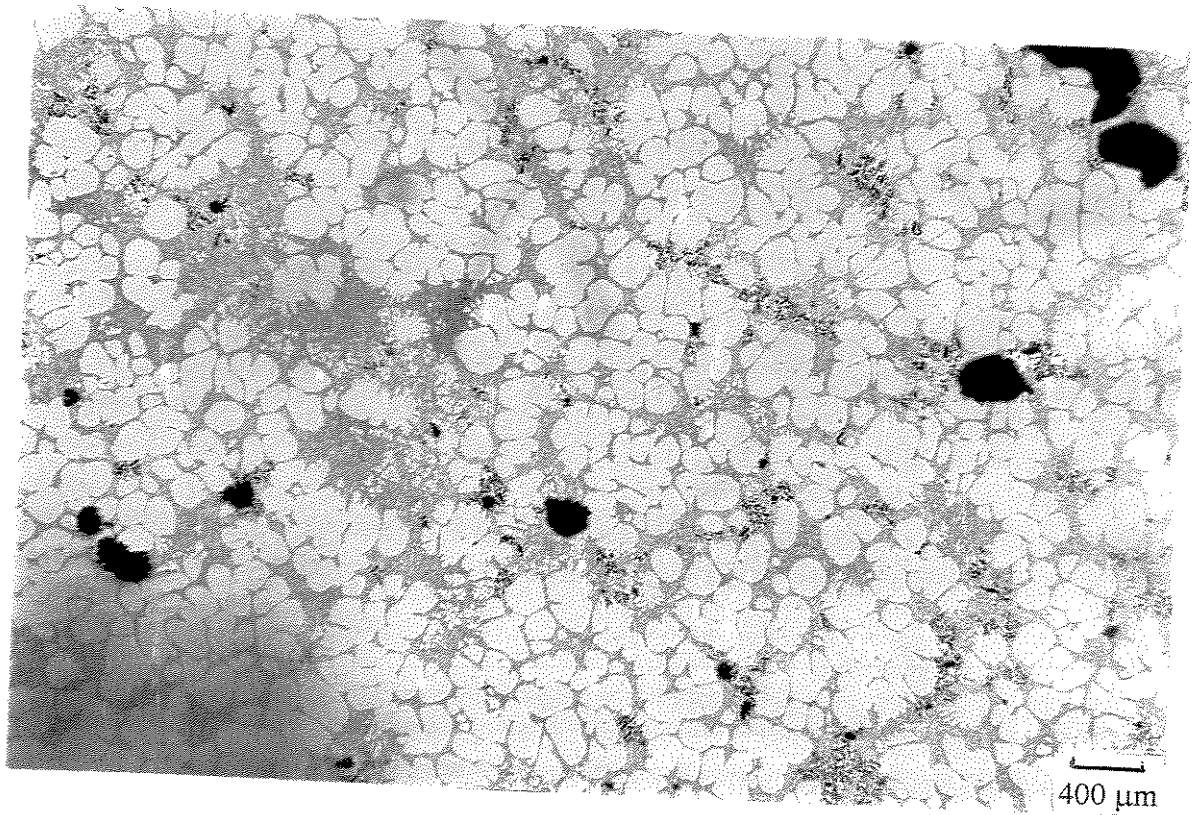


Figura 4.11 – Microestrutura do compósito AA356 + 15% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

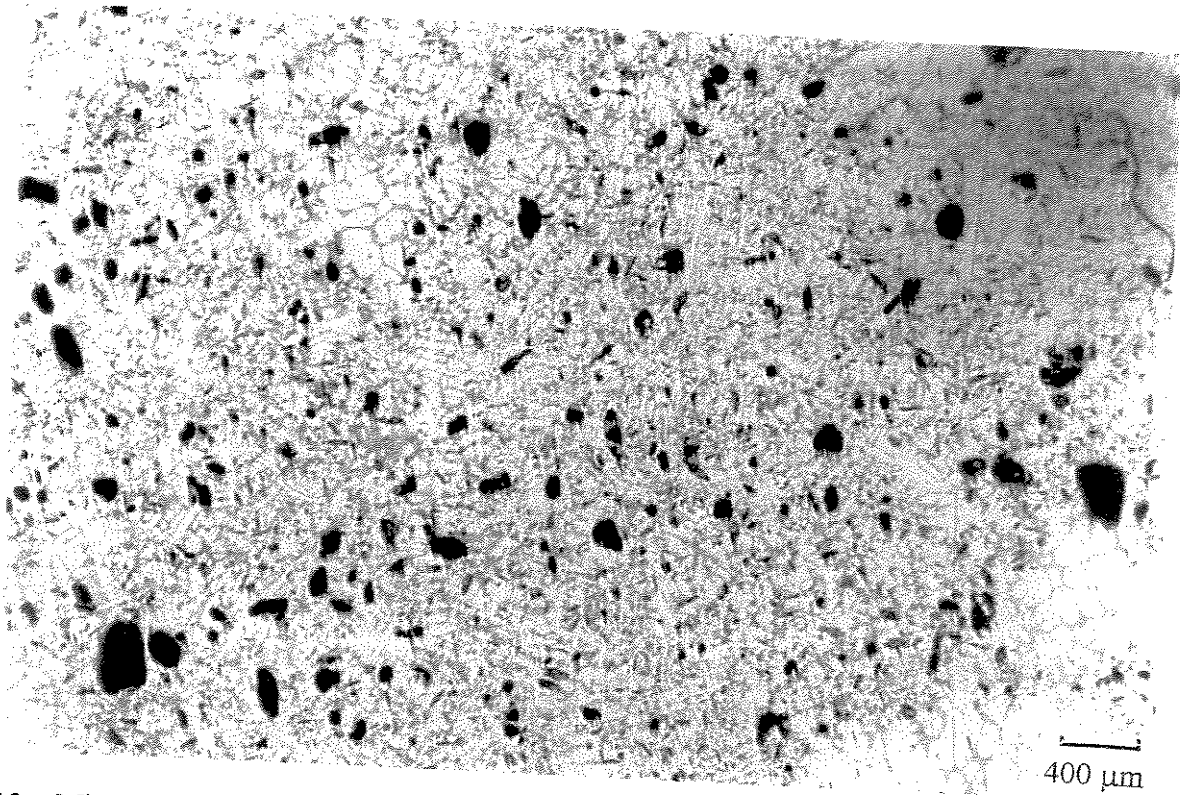


Figura 4.12 – Microestrutura do compósito AA356 + 30% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

Na Figura 4.10 observa-se uma microestrutura bastante globular com significativa presença de fase eutética consequência de uma quantidade de líquido relativamente alta durante o processamento, e presença de pequenas quantidades de reforço. O reforço se encontra disperso na fase eutética de forma pouco homogênea, ora como partículas isoladas, ora como aglomerados que podem ser arrancados durante o preparo do material para análise metalográfica, como foi observado durante lixamento e polimento de amostras. O arrancamento dos aglomerados seria responsável pela presença de poros (além da porosidade original da liga) na matriz.

Pode-se observar também que os glóbulos da fase α no compósito são de um modo geral mais grosseiros que aqueles obtidos nos ensaios preliminares nas mesmas condições de processamento (reofundição, sem adição de reforço (Figura 4.3). A adição de reforço ao metal líquido implica no aumento da viscosidade do banho com relação à viscosidade obtida no processamento dos reofundidos preliminares, reduzindo a convecção e favorecendo o seu engrossamento.

A microestrutura obtida para o compósito com 15% SiC também apresenta estrutura mais grosseira que o reofundido sem reforço mas com a fase globular de menores dimensões que as obtidas para o caso de 5% SiC. Pode-se observar maior quantidade de reforço nas regiões eutéticas (líquido na pasta reofundida) e a presença de poros, parte dos quais pode ser associado a aglomerados de SiC. Neste caso a maior presença do reforço pode ter impedido o crescimento dos glóbulos por dificultar difusão na interface dos mesmos (coalescimento ou *Ostwald ripening*).

Na microestrutura obtida para a maior concentração de reforço, mostrada na Figura 4.12, a fase primária se apresenta com morfologia irregular, bastante refinada, levando à presença de líquido bastante distribuído em regiões de pequeno volume. Esta estrutura parece não ter permitido a incorporação de partículas de SiC nestas pequenas regiões de líquido; neste caso, o SiC adicionado se apresenta na forma de aglomerados de pequenas dimensões (quando comparados com os casos anteriores) dispersos e englobados pela fase sólida por toda a matriz.

A presença do reforço parece interferir fortemente na estrutura da matriz. Três efeitos podem ser por ele provocados: por um lado a adição do reforço aumenta a viscosidade da pasta reofundida, reduzindo o efeito da agitação sobre o sólido em formação, levando ao seu engrossamento; por outro lado o aumento do teor de reforço no líquido inibe contatos entre glóbulos reofundidos, inibindo o seu

engrossamento por aglomeração e coalescência; ainda um terceiro efeito é sugerido por DUTTA (1998), segundo o qual a presença de partículas cerâmicas de baixa condutividade térmica impedem o resfriamento do banho nas suas vizinhanças, reduzindo a taxa de crescimento e refinando a estrutura (para processos com ausência de convecção).

No caso de reduzidos teores de reforço, o efeito predominante parece ser o mais indireto, isto é, o que não depende da partícula do reforço em si, ou seja, o aumento da viscosidade. Nestes casos, há aumento do tamanho de glóbulos por efeito da redução da eficiência da agitação pela presença da maior quantidade de sólido no sistema.

No caso de teores de reforço da ordem de 15 a 30%, a natureza das partículas de SiC se impõe: impedem a aglomeração de glóbulos, por inibir a coalescência de superfícies e seu efeito térmico pode ser significativo na inibição do crescimento sólido.

Assim, para reduzido teor de reforço há maior probabilidade de engrossamento de glóbulos, o que acarreta pior distribuição de líquido (com grandes volumes entre os glóbulos), o que por sua vez possibilita a aglomeração do reforço nestas regiões. Por outro lado, altos teores de SiC podem levar à produção de fase α reofundida de dimensões excessivamente pequenas (pequenos volumes de líquido entre elas) que não permite uma boa dispersão de partículas isoladas de SiC, podendo estas ser englobadas pelo sólido em crescimento, na forma de pequenos aglomerados.

A possibilidade de aglomeração das partículas de SiC no líquido é estudada por DUTTA (1998) para compósitos AlCu/SiC_p obtidos por adição do reforço em líquido. O autor explica que a aglomeração é dependente da sua granulometria, sendo mais suscetível de ocorrer para pós finos. Segundo o autor, há um valor crítico para tamanho do reforço abaixo do qual, para uma dada velocidade de solidificação, as partículas são segregadas pelo sólido em formação. Porém, esta segregação leva as partículas a se juntarem e se aglomerarem até que as dimensões do aglomerado formado excedam o valor crítico, sendo então o aglomerado englobado pela matriz, conforme observado na estrutura apresentada na Figura 4.12.

As Figuras 4.13 a 4.15 apresentam os resultados obtidos para os compósitos produzidos a partir de matriz com adição do refinador Ti/B.

Pode-se observar nos casos de adição de 5 e 15% de SiC, estruturas bastante semelhantes, em termos de dimensões de glóbulos da fase primária, que as obtidas sem a introdução de refinador de grão, são produzidas. No entanto, a dispersão do reforço apresenta uma leve melhoria no caso da liga matriz refinada. A presença de sólido mais refinado na pasta reofundida quando da adição do reforço, significa uma melhor distribuição de líquido, o que pode reduzir a possibilidade de aglomeração de partículas de reforço, resultando em sua melhor dispersão. Estas observações estão de acordo com os resultados de DUTTA (1998), segundo os quais estruturas mais refinadas levam a melhor dispersão de partículas de reforço.

Quando se compara estes resultados com o apresentado na Figura 4.6 (reofundido a partir de matriz refinada, sem adição de reforço) pode-se observar uma maior taxa de crescimento dos glóbulos da fase α na matriz refinada do que na não refinada. O fato pode ser explicado: como visto anteriormente, a adição de reduzidos teores de SiC podem ocasionar o crescimento dos glóbulos por aumentar a viscosidade da pasta e conseqüente redução da eficiência de agitação. No caso de estruturas refinadas, as partículas sólidas de pequenas dimensões presentes apresentam taxa de crescimento mais elevada podendo resultar em glóbulos de maiores dimensões no final do processamento.

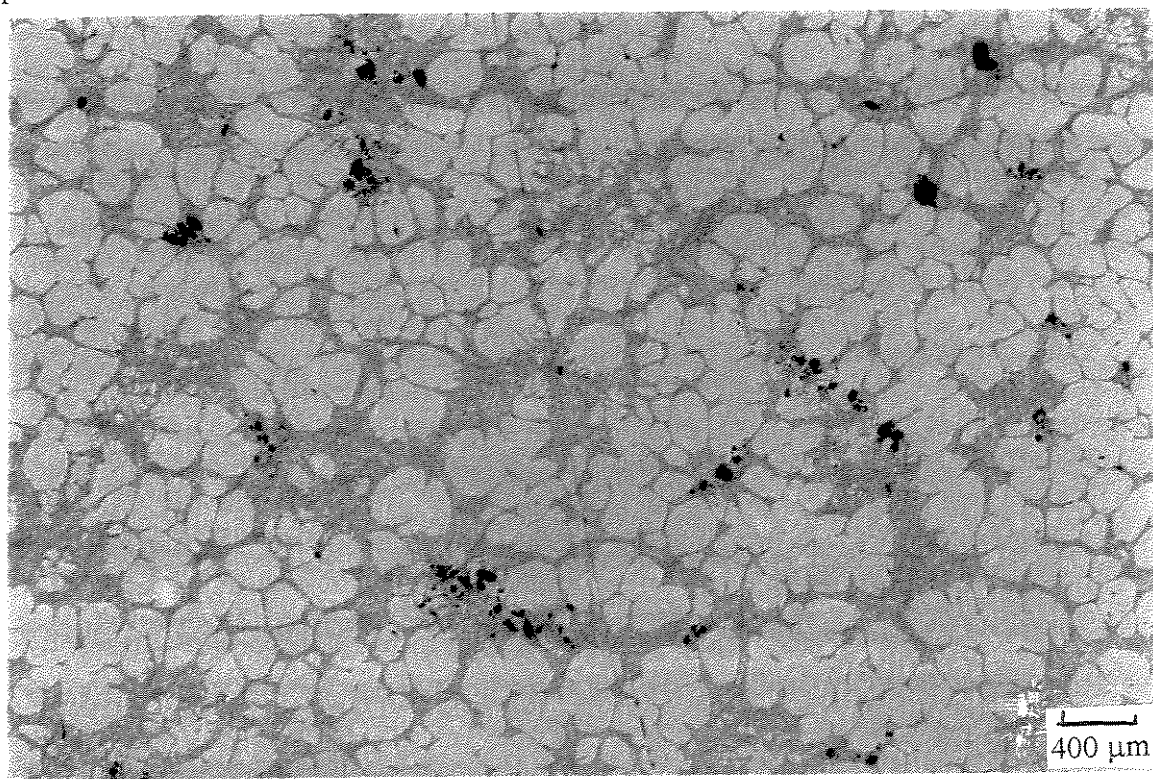


Figura 4.13 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 5% vol. SiC (6 μ m), obtido por compofundição.

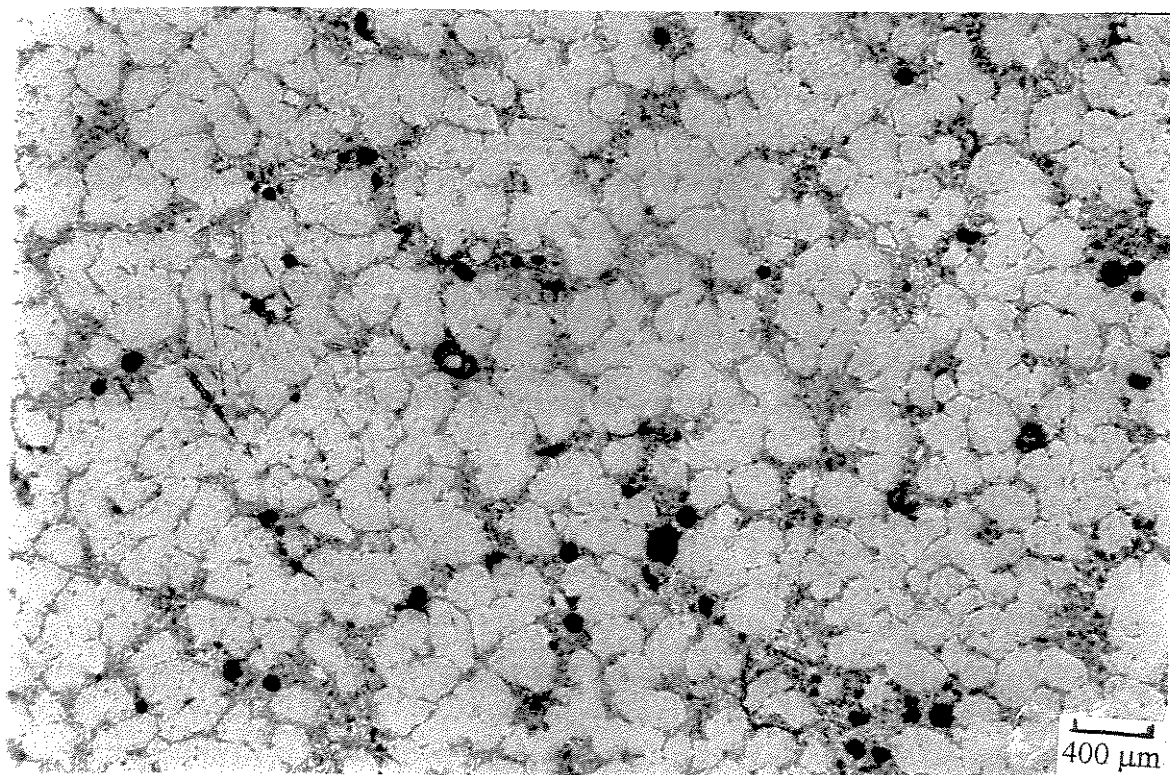


Figura 4.14 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 15% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

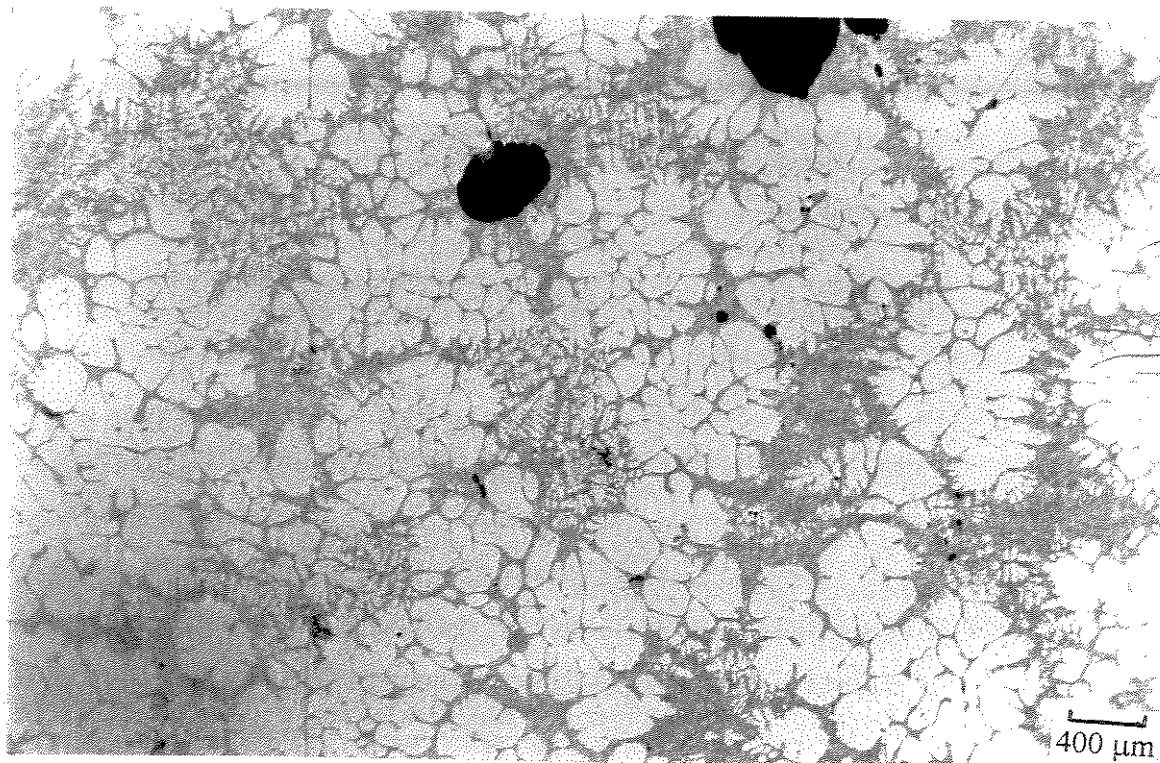


Figura 4.15 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 30% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

Já para o caso do compósito ao qual foi adicionado 30% de SiC a microestrutura resultante mostra a presença do reforço como grandes aglomerados e a fase primária da pasta reofundida também mostrando alta tendência à aglomeração. Neste caso a estrutura refinada da matriz durante processamento não permitiu a incorporação de grande quantidade de reforço adicionada, já que as regiões de líquido entre finos glóbulos eram provavelmente muito pequenas para permitir a presença da elevada quantidade de partículas de SiC; assim, os glóbulos do reofundido, livres de SiC em suas vizinhanças, podem crescer e se aglomerar, isolando partículas de SiC em regiões separadas, resultando na má dispersão do reforço observada.

Resultados de WANG (1990) mostram que partículas finas (menores que 7 μm) se aglomeram com maior facilidade no Al líquido, principalmente para quantidades maiores que 20 % vol de SiC, trazendo defeitos ao banho como poros.

As Figuras 4.16 a 4.18 apresentam os resultados obtidos quando adicionado 1% de Mg à liga da matriz, com o objetivo de aumentar a incorporação do SiC pelo Al líquido, conforme indicado na literatura.

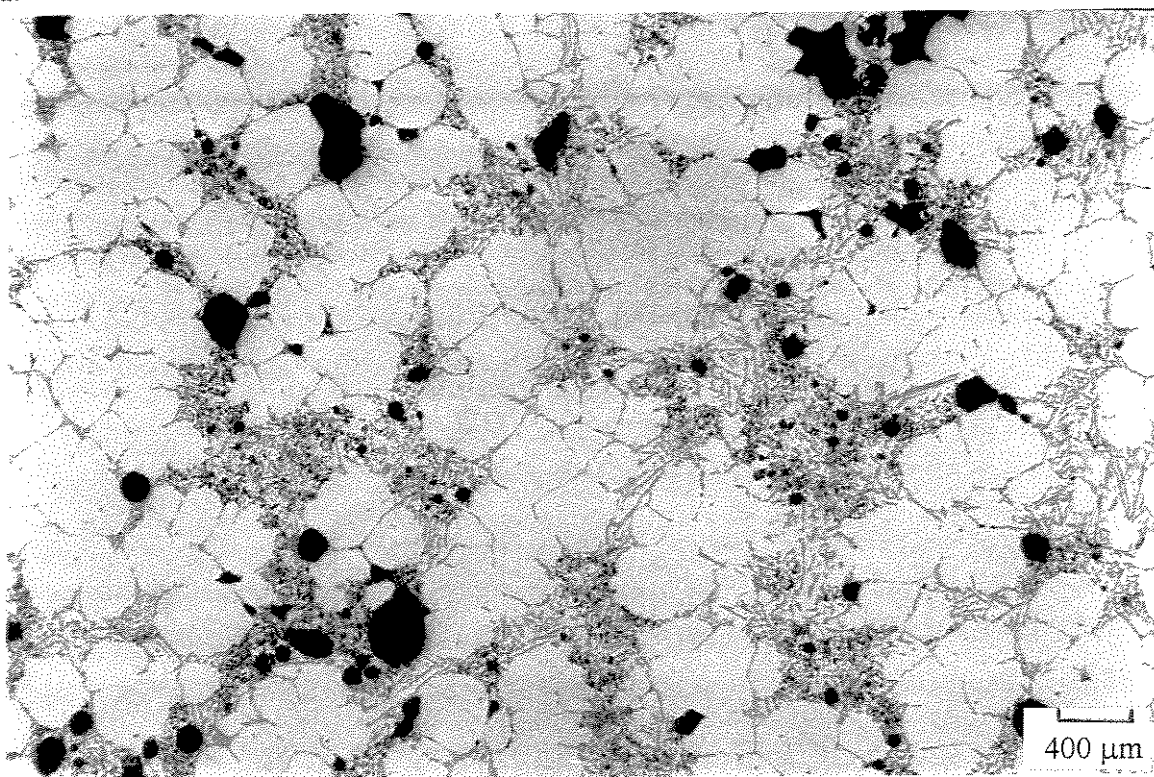


Figura 4.16 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 5% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

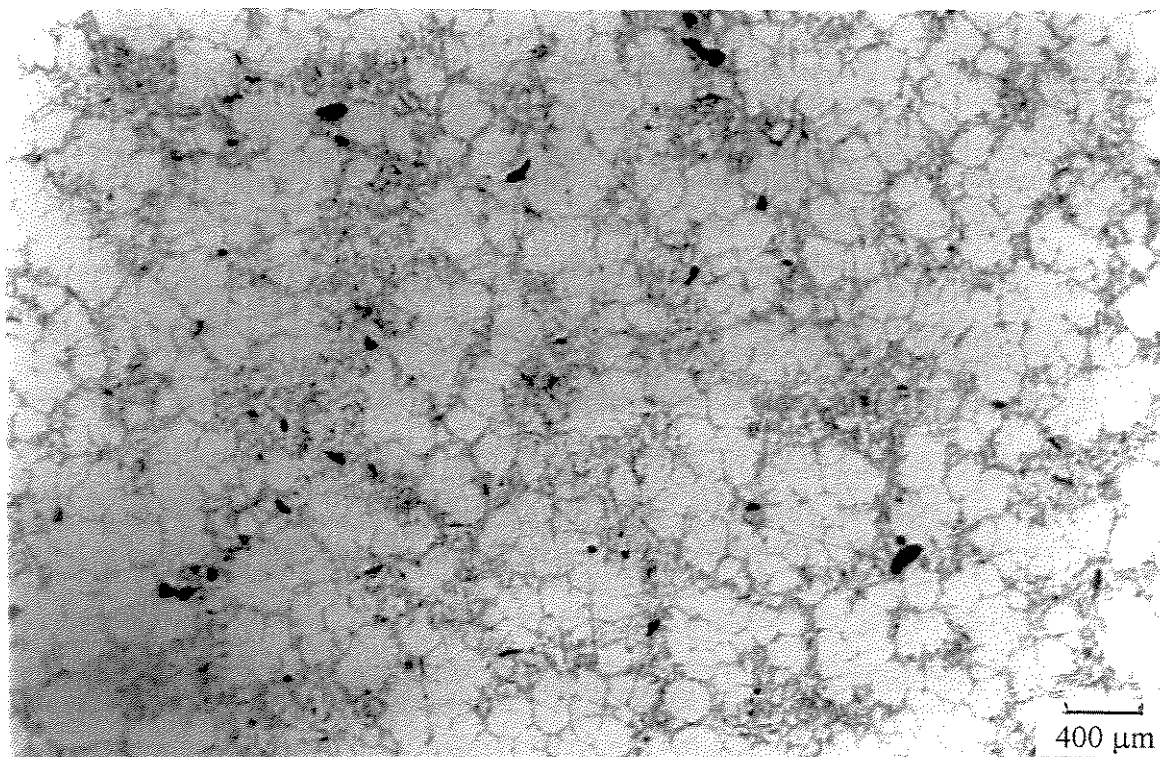


Figura 4.17 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 15% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

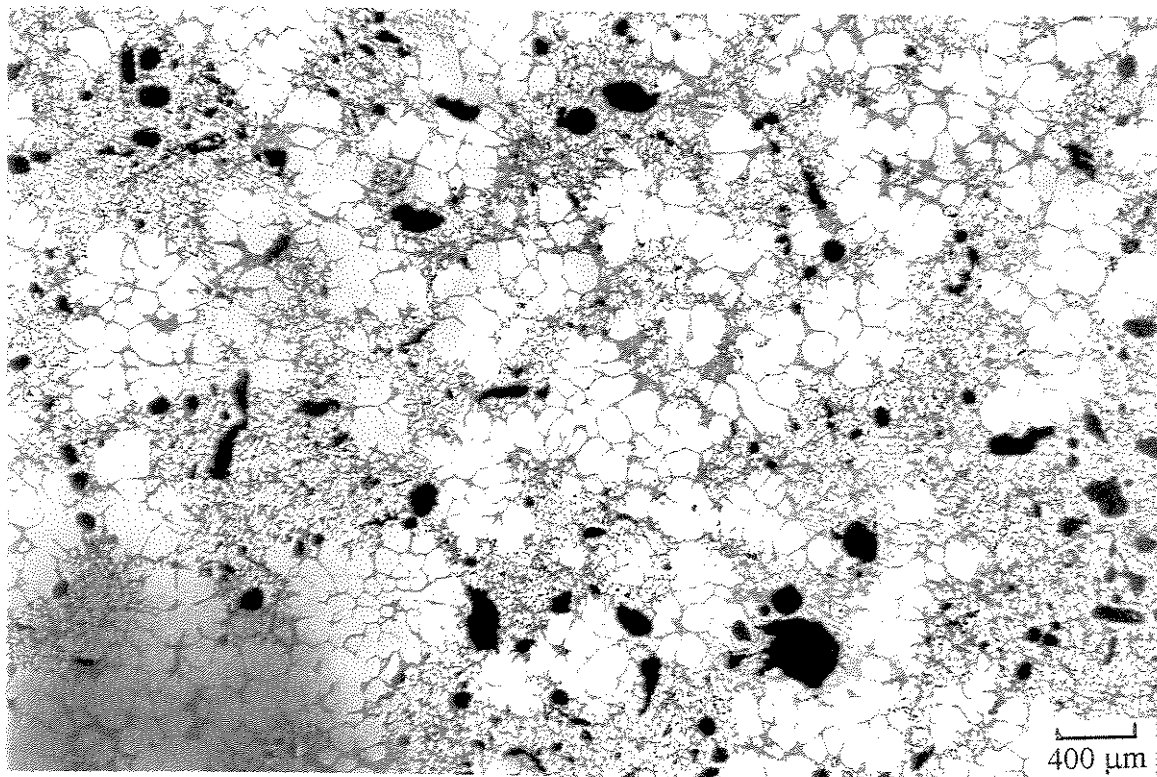


Figura 4.18 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 30% vol. SiC (6 μm), obtido por compofundição.

Os resultados mostram de um modo geral uma tendência ao aumento da quantidade de SiC incorporado nos compósitos produzidos com matriz contendo 1% de Mg adicional.

Este efeito pode ser devido a um aumento no teor de líquido na pasta reofundida por alteração da $T_{solidus}$, devido à presença do Mg associado a outros efeitos do mesmo tais como redução de tensão superficial do Al, formação de espinélio na interface Al-SiC, como comentado no Capítulo 3.

Para o caso de 5% SiC uma excessiva aglomeração de glóbulos, levando ao seu crescimento, foi observada, talvez devido à redução da viscosidade do material com a maior presença de SiC.

Para o caso de 15% SiC, a presença de maior dispersão (notam-se menos aglomerados de partículas), previne o engrossamento dos glóbulos da fase primária.

Para o caso de 30% SiC, obtém-se uma melhor incorporação de reforço quando comparada com o material sem Mg (Figura 4.15) mas ainda pior do que sem a presença de refinador (Figura 4.12), reafirmando a dificuldade de introdução em estruturas muito refinadas, mas também demonstrando o efeito positivo do Mg.

Os resultados qualitativos apresentados até o momento mostram que para teores baixos e médios de reforço SiC introduzido na matriz AA356, a utilização de refinador de grão auxilia a sua incorporação e dispersão; altos teores no entanto não são incorporados devido aos reduzidos volumes de líquido entre glóbulos sólidos na pasta reofundida. A adição de Mg parece auxiliar a incorporação do SiC.

Resultados de análise quantitativa feita nos compósitos produzidos em todas as condições são apresentados na Tabelas 4.3 e graficamente na Figuras 4.19, quanto aos tamanhos médios de glóbulos da fase primária.

Pode-se observar em primeiro lugar que a adição do reforço à matriz causa, de modo geral, o engrossamento da microestrutura em relação aos ensaios preliminares sem reforço, devido à maior quantidade de sólido presente na pasta o que causa redução dos efeitos da agitação. No entanto, quando comparados os diferentes teores de SiC, observa-se a tendência à redução do tamanho de glóbulo com

o aumento do teor de SiC adicionado, em todas as condições testadas, por prejudicar aglomerações da fase sólida na pasta reofundida e/ou reduzir a taxa de crescimento do sólido por reduzir a taxa de transferência de calor nas vizinhanças da partícula cerâmica; para elevados teores de SiC estes efeitos se sobrepõem à redução da viscosidade da pasta, como discutido anteriormente.

Pode-se observar também que a utilização de refinador de grão na liga matriz produz um aumento no tamanho de glóbulo na fase primária no compósito final, como resultado da maior taxa de crescimento em estruturas refinadas, como também já discutido, apesar de melhorar a dispersão do reforço, para teores de 5 e 15% SiC.

O efeito do Mg no tamanho de glóbulo também está associado à incorporação e dispersão do reforço: quando o reforço se apresenta mais disperso, previne o crescimento dos glóbulos (casos com 15 e 30% SiC).

Tabela 4.3 – Tamanhos médios de glóbulos da fase primária em compósitos AA356 + SiC_p de granulometria 6 µm, obtidos por compofundição.

Condições	Tamanho Médio de glóbulos [µm]	Desvio Padrão [µm]	Máximo [µm]	Mínimo [µm]
AA356 + 5% SiC	194	77	371	82
AA356 + 15% SiC	180	60	273	43
AA356 + 30% SiC	47	30	97	16
AA356 + Ti/B + 5% SiC	206	65	316	70
AA356 + Ti/B + 15% SiC	217	84	426	94
AA356 + Ti/B + 30% SiC	200	70	328	74
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 5% SiC	295	59	320	78
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 15% SiC	175	66	289	51
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 30% SiC	150	64	309	47
AA356	112	51	250	39
AA356 + Ti/B	93	33	235	29

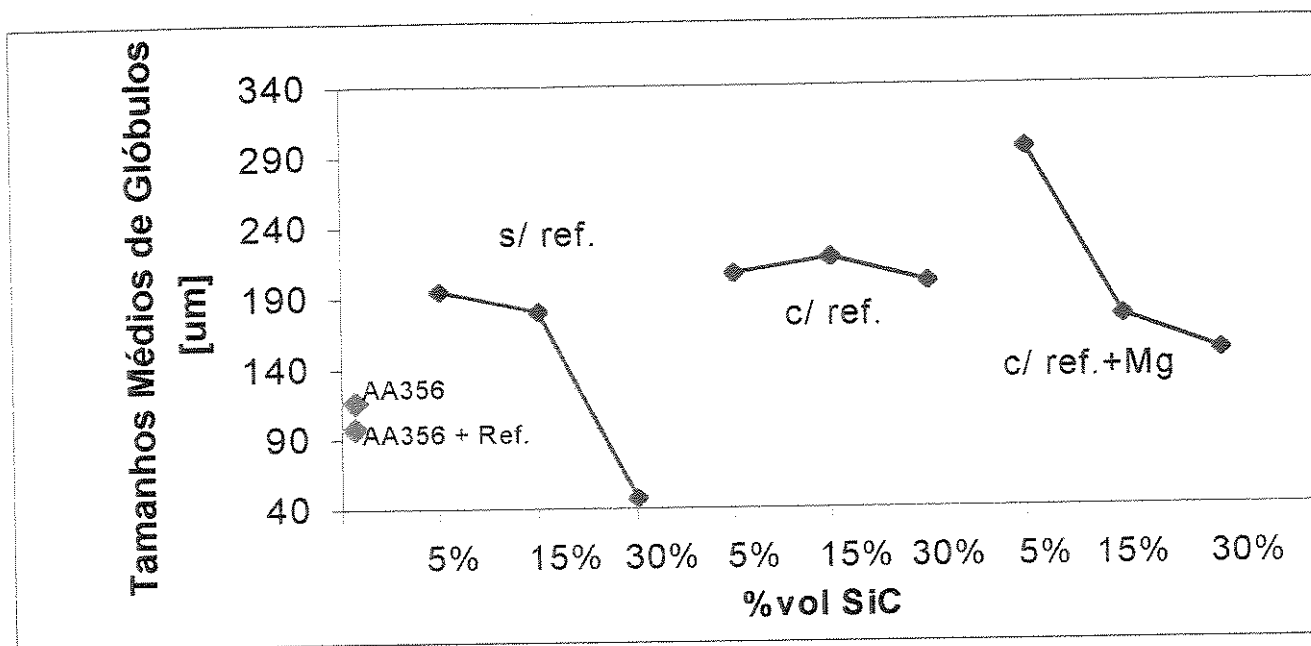


Figura 4.19 – Variação do tamanho médio de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC de granulometria 6µm com as diferentes condições de processamento.

4.2.2 Compósitos Produzidos com SiC de Maior Granulometria (30 µm)

Os resultados obtidos para os compósitos produzidos pela adição de partículas de SiC de granulometria mais grosseira (tamanho médio da ordem de 30 µm) à liga AA356, são apresentados nas figuras que se seguem.

Nas Figuras 4.20 a 4.22 são apresentadas microestruturas do compósito obtido pela adição de 5, 15 e 30 % em vol. de SiC à liga reofundida.

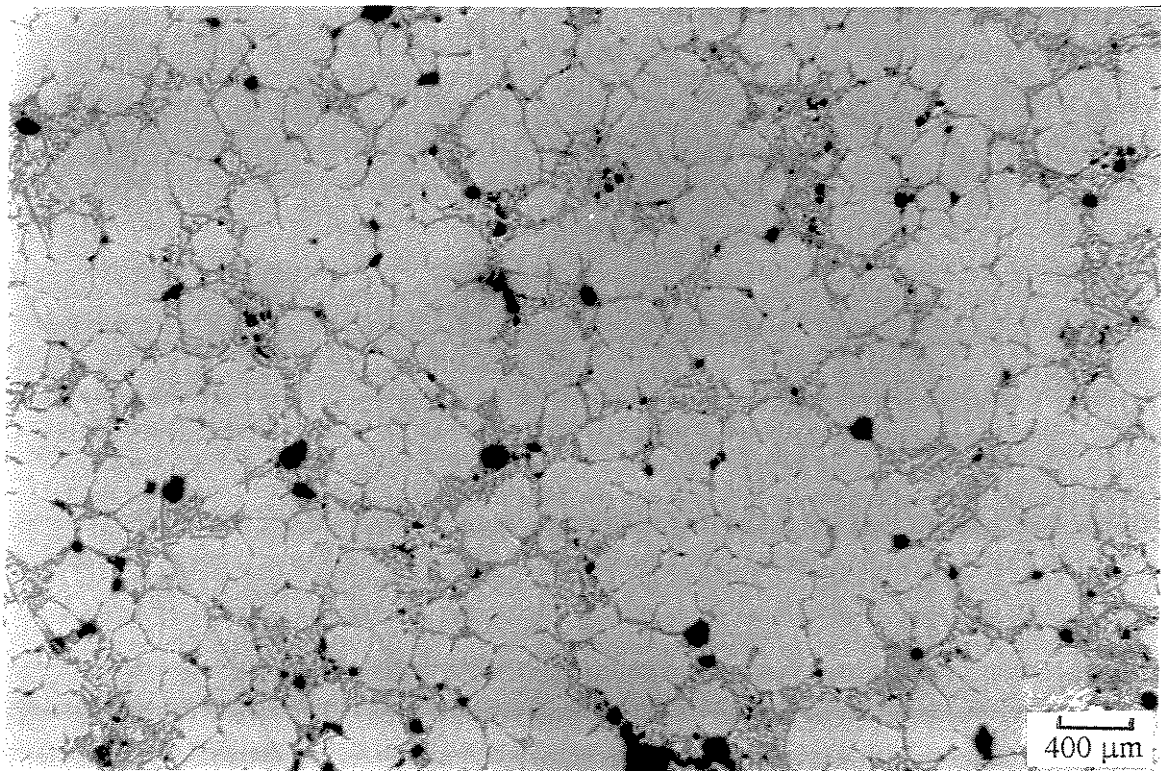


Figura 4.20 – Microestrutura do compósito AA356 reforçado com 5% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

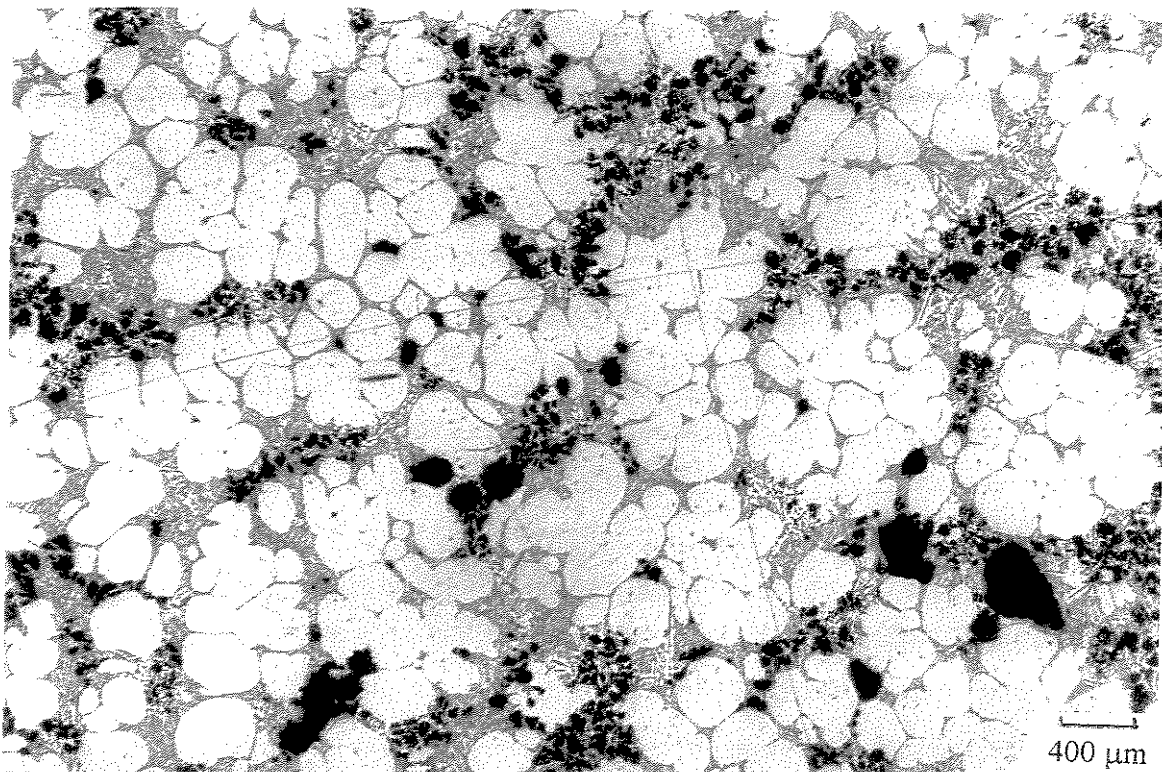


Figura 4.21 – Microestrutura do compósito AA356 reforçado com 15% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

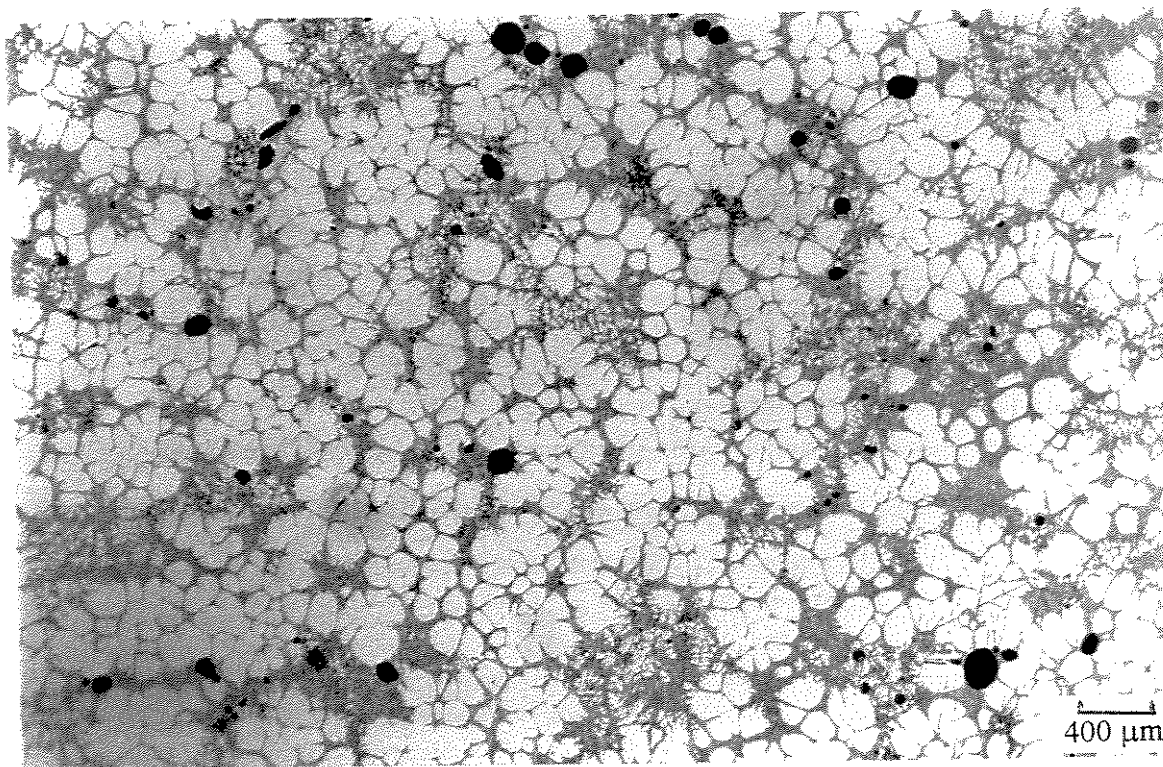


Figura 4.22 – Microestrutura do compósito AA356 reforçado com 30% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

Pode-se observar pela Figura 4.20 que para o caso de 5% de SiC de 30 μm o reforço está disperso pela matriz na forma de pequenos aglomerados na região interglóbulos da fase primária. Os glóbulos da matriz apresentam-se com tendência à aglomeração, uma vez que as partículas de reforço não impedem seu contato, de maneira semelhante ao discutido anteriormente.

O compósito com 15% de SiC de 30 μm , cuja microestrutura é apresentada na Figura 4.21, possui boa dispersão do reforço com poucos aglomerados de reforço isolados. Novamente se nota a tendência à aglomeração de glóbulos cujas vizinhanças são livres de partículas de reforço.

Já para a adição de 30% de SiC de 30 μm , a microestrutura é mais refinada que as duas anteriormente analisadas, com presença de poros provavelmente resultantes de aglomerações de reforço. A grande quantidade de reforço adicionada permitiu uma maior eficiência na restrição ao crescimento do sólido, de maneira semelhante ao analisado no caso de adição de SiC de 6 μm . No entanto, esta estrutura refinada não permitiu a incorporação das partículas de grande dimensões (a

mesma ausência de reforço é observada nos experimentos onde refinador ou refinador e Mg foram adicionados à liga matriz, como será visto posteriormente).

Durante execução dos experimentos se observou a maior facilidade de adição de partículas mais grosseiras. Partículas maiores aglomeram-se mais dificilmente que partículas finas, o que tende a produzir uma melhor distribuição do reforço através da matriz e provocar a inclusão de maior quantidade de particulado no compósito, exceto no caso de excesso de SiC.

O efeito da adição de refinador de grão à liga matriz pode ser observado nas Figuras 4.23 a 4.25 que se seguem.

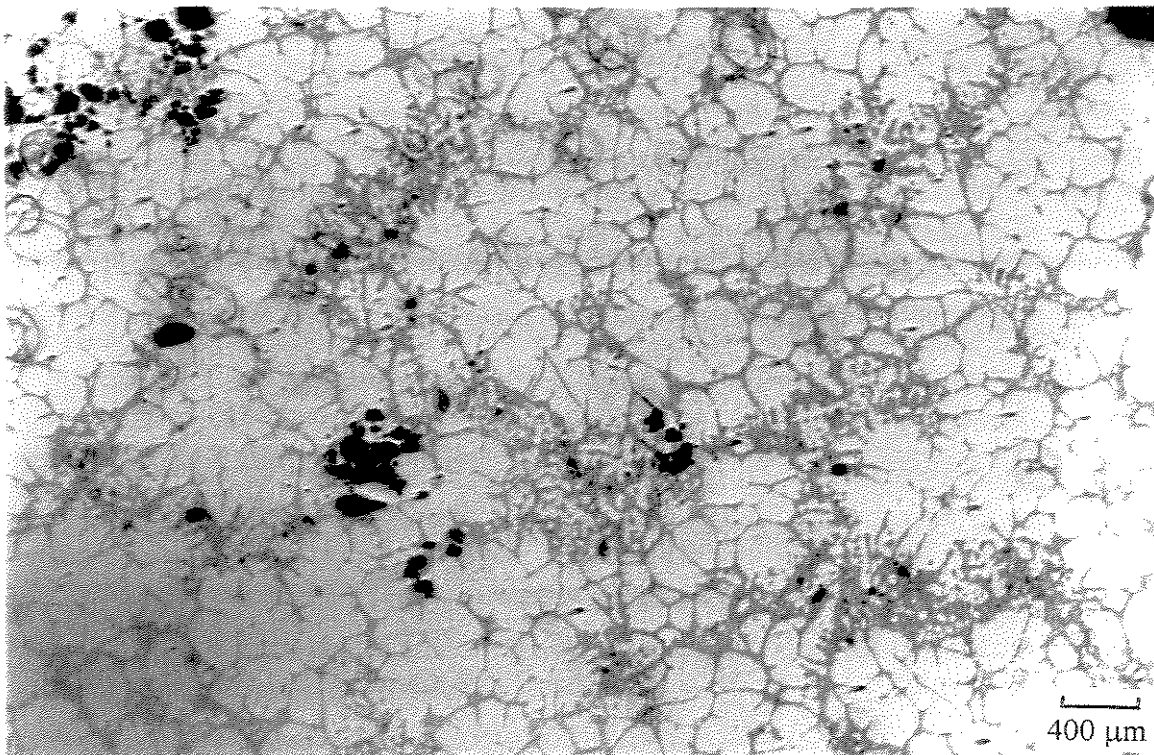


Figura 4.23 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 5% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

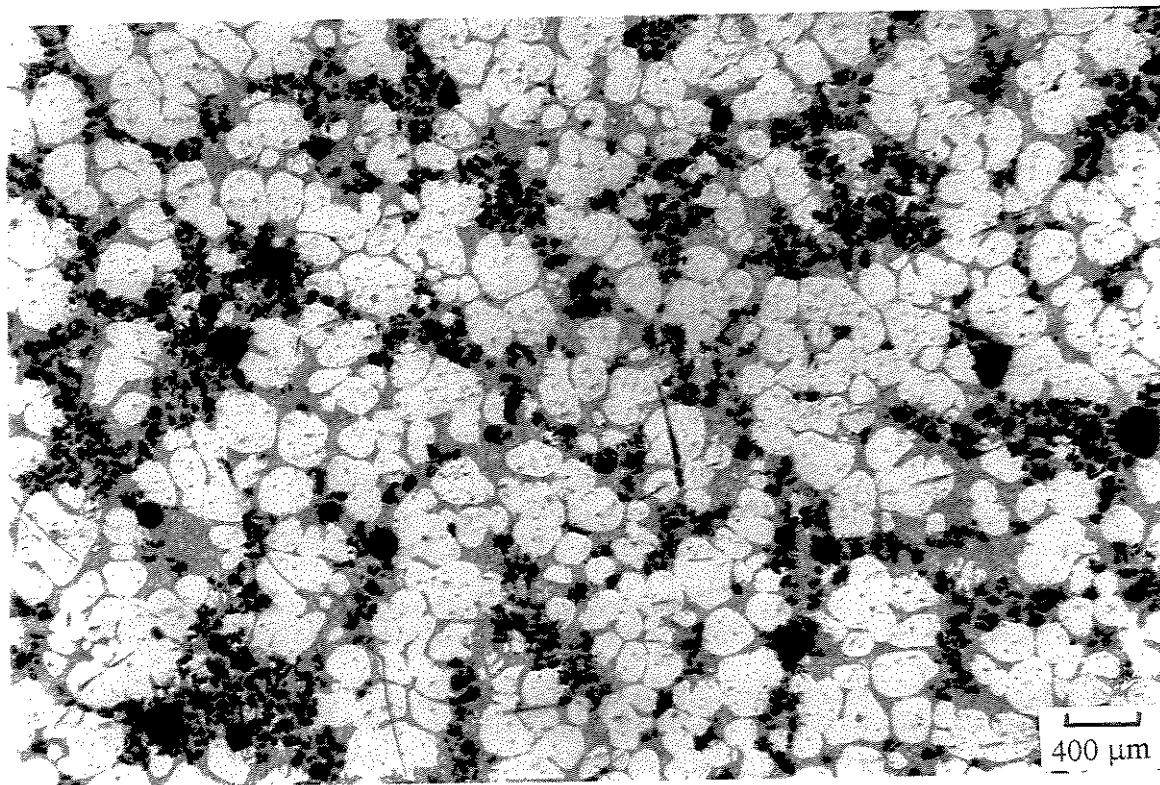


Figura 4.24 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 15% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

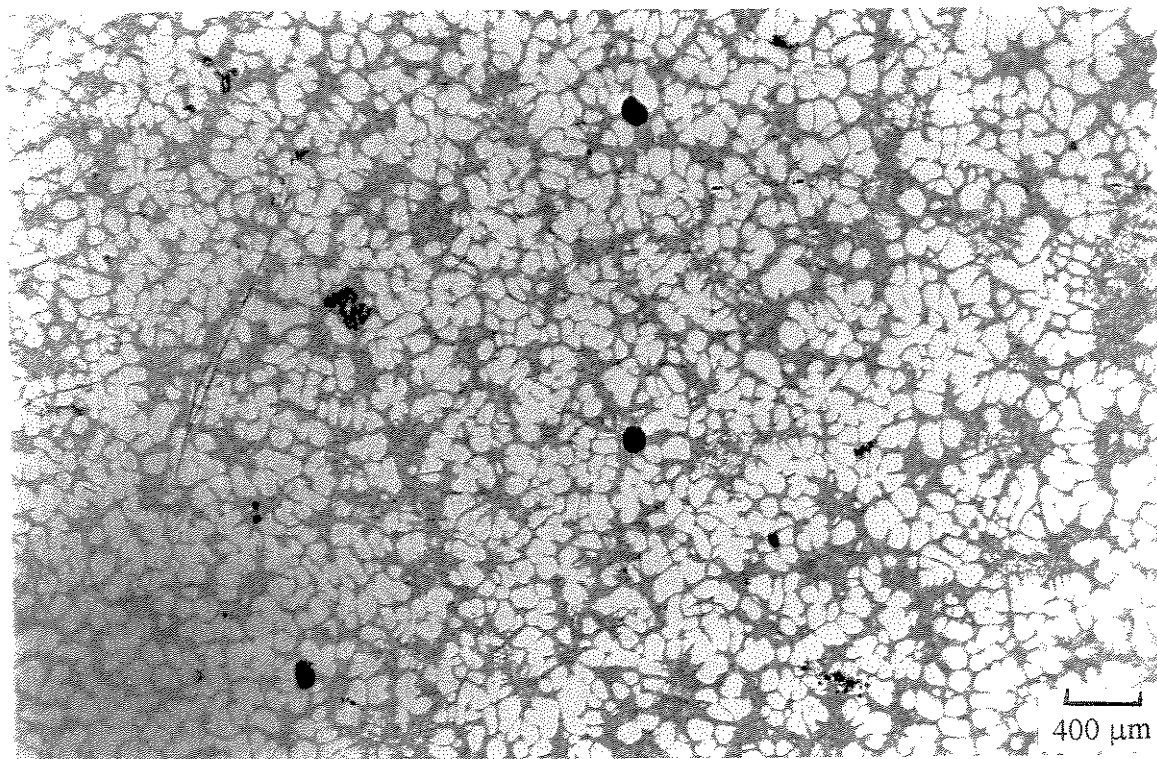


Figura 4.25 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B reforçado com 30% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

A presença do refinador parece agir neste caso de partículas mais grosseiras de maneira idêntica ao SiC mais fino, aumentando a quantidade de reforço incluído à matriz para teores de 5 e 15 % de SiC, por apresentar, durante processo, melhor distribuição de líquido.

O compósito produzido com mais alto teor de reforço, no entanto, praticamente não apresentou partículas de SiC. A estrutura refinada pela ação de Ti/B não permitiu a entrada de uma grande quantidade do reforço. O material foi todo rejeitado para o topo do lingote. Um crescimento levemente menor dos glóbulos da fase primária pode ser observado, como decorrência da menor quantidade de reforço incorporada.

O compósito produzido com adição de refinador reforçado com 15% de SiC de 30 μm produziu o melhor resultado em termos de incorporação e dispersão do reforço; esta situação parece aliar as melhores condições de tamanho de partícula x tamanho de glóbulo x fração líquida presente na pasta.

As Figuras 4.26 a 4.28 apresentam as microestruturas obtidas para os compósitos produzidos por compofundição com liga AA356 adicionada de Ti/B e 1% de Mg reforçada com SiC de 30 μm .

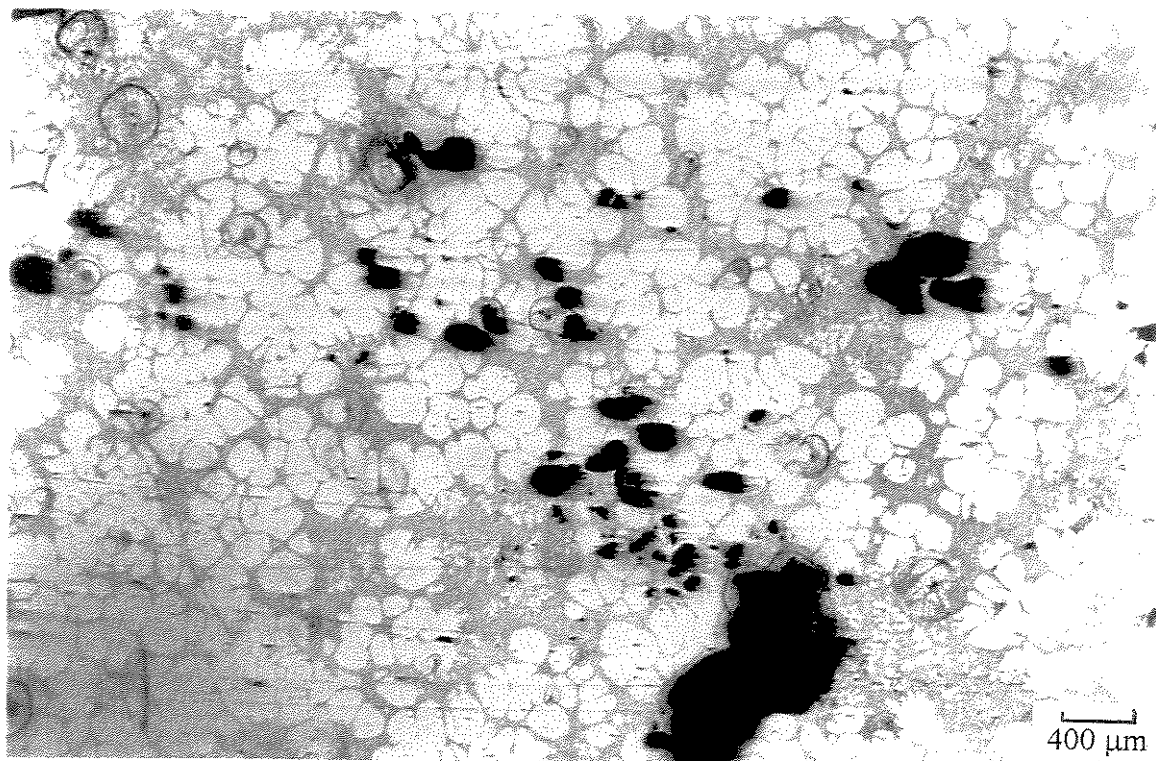


Figura 4.26 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 5% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

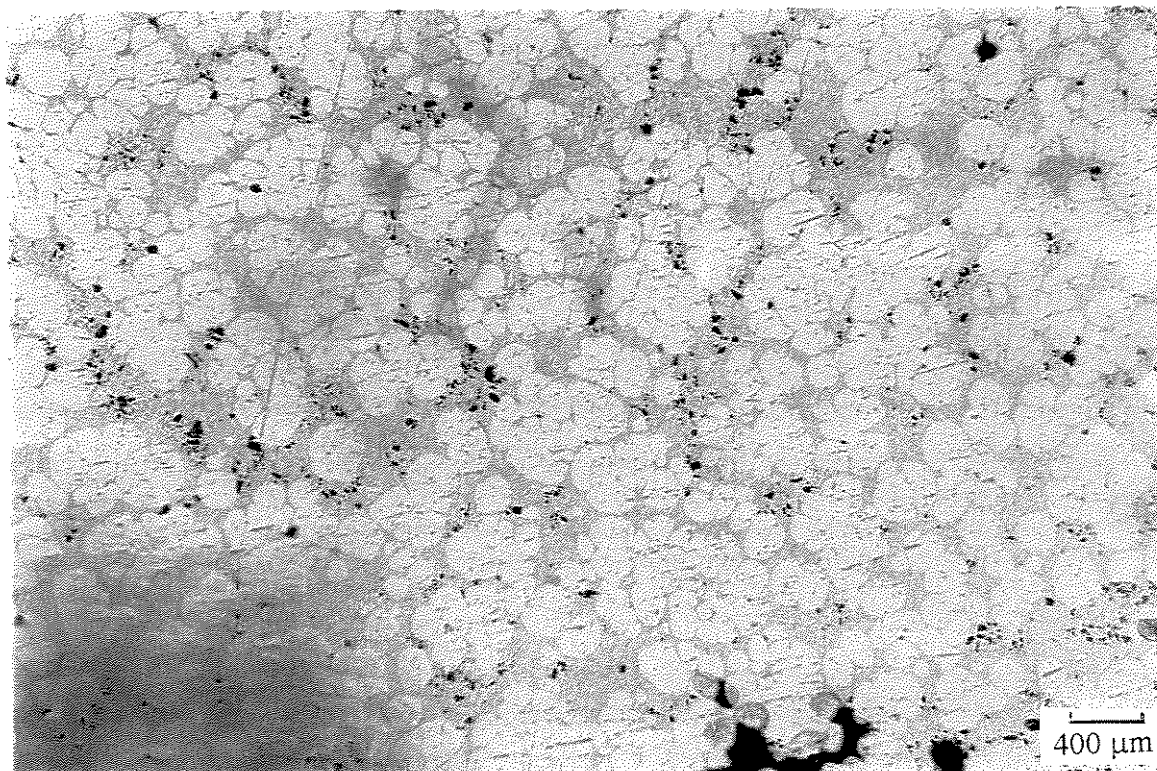


Figura 4.27 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 15% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

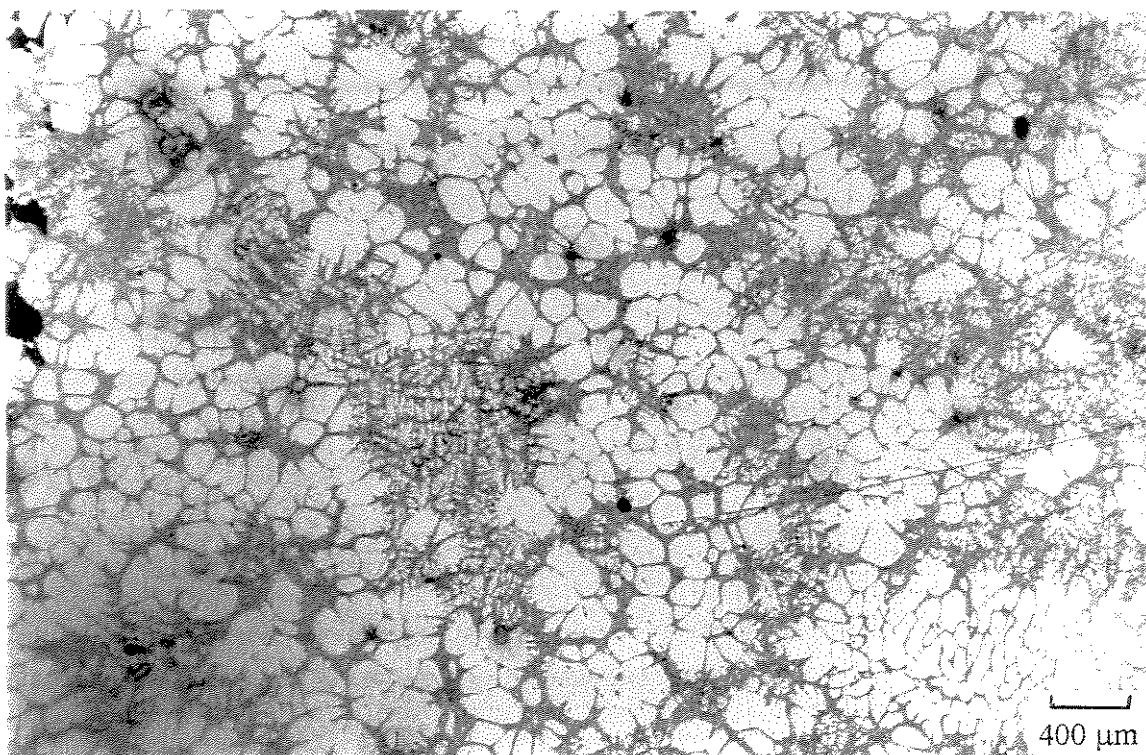


Figura 4.28 – Microestrutura do compósito AA356 + Ti/B + 1% Mg reforçado com 30% vol. SiC (30 μm), obtido por compofundição.

De um modo geral pode-se observar que a introdução de Mg à liga, de maneira diferente ao ocorrido nos compósitos reforçados com SiC de 6 μm , não significou o aumento do teor de SiC incorporado.

Para o compósito contendo 5% de SiC, grande aglomerados de SiC podem ser observados, enquanto para o compósito com 15% de SiC cuja microestrutura é apresentada na Figura 4.28 a distribuição de reforço é melhor que para o caso anterior de 5%, mas a incorporação do mesmo é ainda pobre. Os glóbulos da fase primária não diferem muito em dimensões dos obtidos sem adição de Mg.

A microestrutura do compósito reforçado com 30% de SiC de 30 μm é mais refinada que as anteriores, seguindo a tendência observada em todos os casos (redução do tamanho de glóbulos com o aumento do teor de SiC adicionado). A incorporação de SiC é muito baixa, com alguns aglomerados e a presença de poros isolados, também mantendo a tendência observada nos casos anteriores de adição de 30% do reforço de 30 μm .

A pequena quantidade de SiC que se conseguiu introduzir aos compósitos com matriz adicionada de refinador e 1% de Mg é explicada pela possível mudança dos valores de temperaturas *liquidus* e *solidus* da matriz, dando origem a uma pasta com maior quantidade de líquido, provocando maior fluidez do banho e menor interação dos glóbulos sólidos com o reforço e provocando possível flotação do mesmo no metal durante o processo. A observação das microestruturas das Figuras 4.26 e 4.28 mostra a formação de fase α com morfologia dendrítica entre glóbulos, o que indica a presença de maior quantidade de líquido na pasta reofundida. As partículas mais grosseiras de SiC são mais facilmente retiradas para a superfície do que as partículas mais finas de SiC que podem ficar retidas entre glóbulos.

Nem mesmo a oxidação prévia do reforço de SiC a altas temperaturas por tempos longos obteve sucesso na introdução de maiores quantidades de reforço, como reportado por RIBES (1990) e LEGOUX (1990), que conseguem compósitos com elevadas porcentagens de reforço SiC particulado em banhos líquidos.

A Tabela 4.4 e a Figura 4.29 apresentam os resultados para os tamanhos médios de glóbulos obtidos nos experimentos com reforço de 30 μm . Os melhores resultados foram observados novamente

para o compofundido adicionado de refinador com 15% em volume de reforço, pela distribuição satisfatória do reforço de 30 μm pela matriz e pela ausência de aglomerações, o que confere melhores propriedades ao produto apresentado na Figura 4.24.

Tabela 4.4 – Tamanhos médios de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC de 30 μm .

Condições	Tamanho Médio de glóbulos [μm]	Desvio Padrão [μm]	Máximo [μm]	Mínimo [μm]
AA356 + 5% SiC	238	88	449	94
AA356 + 15% SiC	225	98	352	47
AA356 + 30% SiC	185	62	281	55
AA356 + Ti/B + 5% SiC	205	79	383	47
AA356 + Ti/B + 15% SiC	197	88	352	51
AA356 + Ti/B + 30% SiC	106	47	262	51
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 5% SiC	183	52	266	39
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 15% SiC	190	74	336	62
AA356 + Ti/B + 1% Mg + 30% SiC	179	61	269	43
AA356	112	51	250	39
AA356 + Ti/B	93	33	235	29

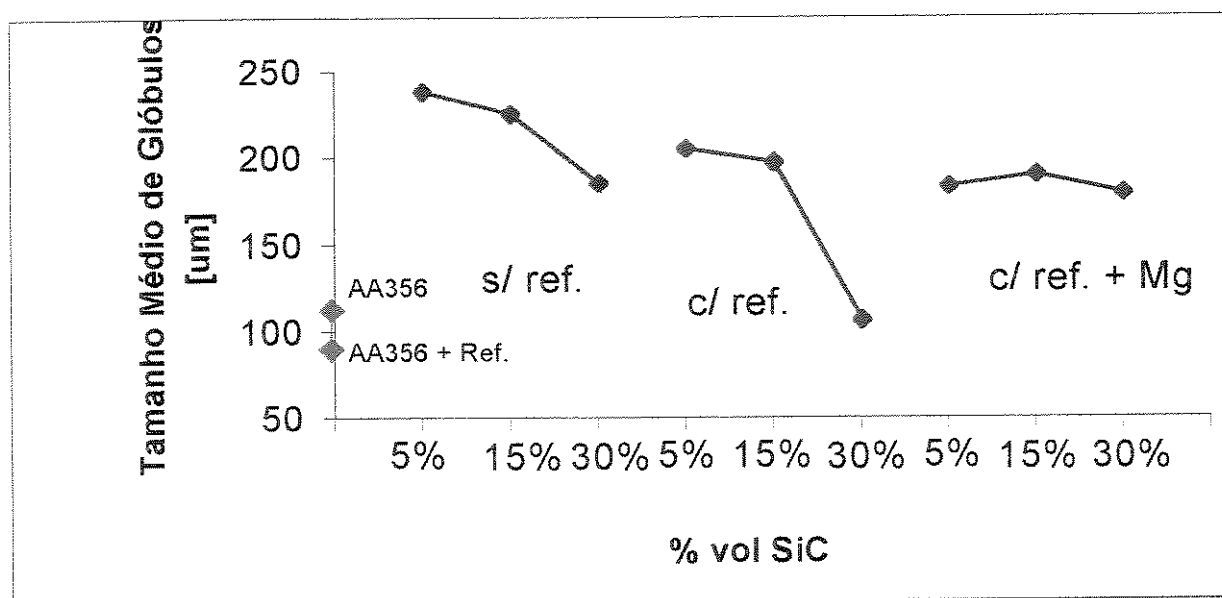


Figura 4.29 – Variação dos tamanhos médios de glóbulos de compofundidos reforçados com SiC com 30 μm , com as diferentes condições de processamento.

Os resultados quantitativos seguem as observações feitas pelas imagens das microestruturas e comprovam os efeitos exercidos pela adição de reforço discutidos anteriormente.

Pode-se observar, à semelhança do ocorrido para os compósitos contendo SiC de granulometria fina, que a presença das partículas do reforço provocam o aumento das dimensões dos glóbulos da fase primária no produto compofundido. Pode-se observar também que, para os compósitos, o aumento do teor de reforço leva à redução do diâmetro médio de glóbulo no compofundido.

4.2.3 Análise Comparativa dos Resultados

a. Efeito do Teor e da Granulometria do SiC

a1. No tamanho médio de glóbulos

A Figura 4.30 sintetiza os resultados obtidos para o tamanho médio de glóbulos da fase primária Al- α nos compósitos produzidos em todas as condições testadas, com destaque para os parâmetros teor e granulometria do reforço.

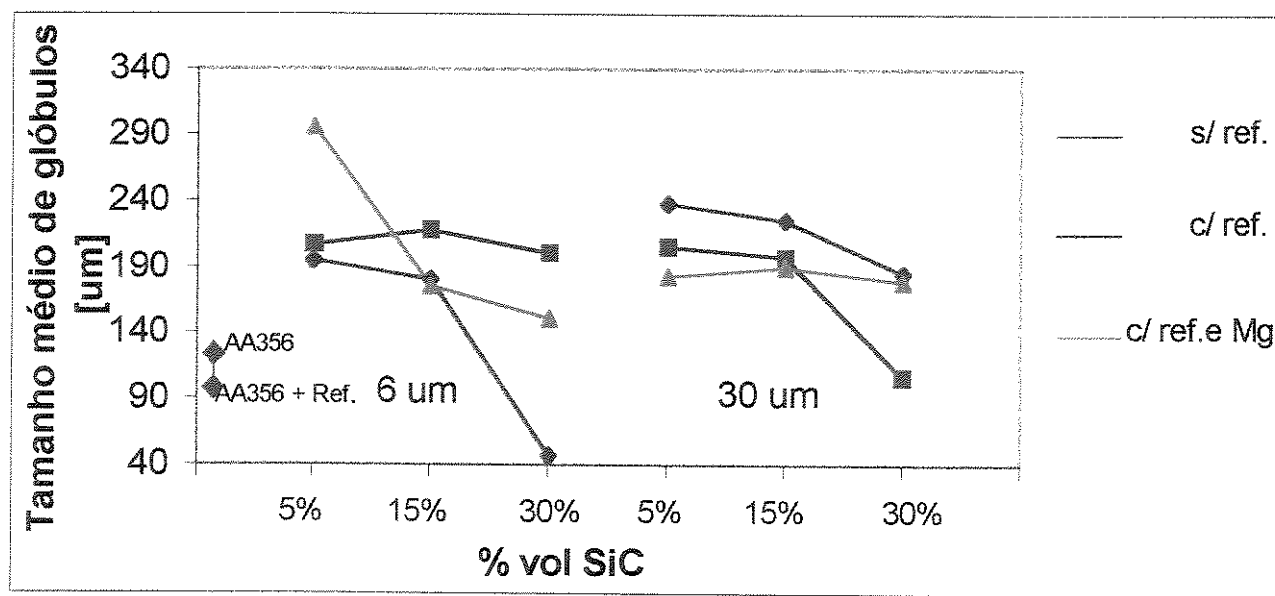


Figura 4.30 – Esquema representativo da influência da quantidade de reforço e de sua granulometria no tamanho médio de glóbulos dos compofundidos.

Quanto ao efeito do teor de reforço adicionado pode-se observar que, de uma maneira geral, a presença de partículas de reforço provocou um aumento no tamanho médio da fase primária globular na estrutura do material produzido por compofundição, em relação ao material reofundido. Este efeito é provavelmente resultado do aumento da viscosidade da pasta reofundida ocasionado pela presença de maior quantidade de sólido total durante processamento, o que reduz a eficiência da agitação. Agitação insuficiente por sua vez pode levar ao crescimento da fase sólida por aglomeração.

O efeito de crescimento de glóbulos sólidos no compofundido por adição de partículas do reforço é, no entanto, reduzido com o aumento do teor de SiC adicionado, para as duas granulometrias analisadas, pois outros efeitos podem se sobrepor à redução da eficiência da agitação. Estes outros efeitos podem ser a inibição do contato entre glóbulos prevenindo seu crescimento por aglomeração e coalescência, e também a redução da taxa de crescimento do sólido pelo efeito de isolamento térmico pelas partículas cerâmicas do reforço, segundo observado por DUTTA (1998), citado anteriormente. Desse modo, os compofundidos aos quais foram introduzidos os mais elevados teores de SiC (30% em volume) apresentaram as menores dimensões médias de glóbulos da fase Al- α .

Quanto ao efeito da granulometria do reforço adicionado, os resultados mostraram que, de um modo geral, não há influência significativa desse parâmetro sobre o tamanho médio dos glóbulos da fase sólida primária na estrutura dos compofundidos obtidos. Segundo YARANDI (1992), as dimensões das partículas do reforço exercem forte influência sobre a fluidez do banho líquido, o que pode, na reofundição, interferir significativamente na estrutura resultante. A similaridade dos resultados obtidos neste trabalho para os reforços de 6 e 30 μ m, no entanto, pode ser explicada pela forte aglomeração observada (e sentida durante os testes experimentais), do reforço mais fino, o que reduziria a distinção entre o parâmetro granulometria nos dois tipos de SiC utilizados.

A possibilidade de aglomeração de partículas finas é também observada por WANG (1990), para quem os tamanhos recomendados de partículas para melhor incorporação e dispersão na matriz estão entre 7 e 20 μ m. Além disso, existe uma estreita relação entre a granulometria do reforço e a sua quantidade adicionada, para o sucesso de sua incorporação à matriz. Segundo o autor, porcentagens adequadas para aqueles diâmetros citados estariam na faixa de 10 a 20% em volume; a introdução de maiores quantidades do reforço levam à introdução de defeitos e inclusões no material pela redução da

fluidez do banho, dificultando a saída de gases que são adicionados juntamente com as partículas de pó no material.

Nas microestruturas dos compósitos produzidas no trabalho observou-se a presença de poros associados à aglomerações de partículas do reforço e dificuldade de incorporação para os teores de 30% em volume testados, principalmente o reforço de maior dimensão, em estrutura da pasta refinada.

a2. Na incorporação de reforço

Quanto ao efeito do teor de reforço, pode-se observar nos resultados obtidos que pequenas quantidades de SiC não resultaram em compósitos de boa qualidade, havendo pouca incorporação devido à significativa perda do pó durante tentativa de sua adição pelo fluxo de Ar e às aglomerações que, no caso de baixo teor, contém praticamente todo o volume de SiC que permanece na matriz. Estas observações são mais acentuadas para o caso do reforço mais fino.

De um modo geral, os compósitos reforçados com teores de SiC de 15% para ambas granulometrias obtiveram os melhores resultados quanto à incorporação do pó à matriz; esta representa portanto a quantidade equilibrada para uma interação adequada entre partículas sólidas da pasta e as do reforço, sem reduzir excessivamente a fluidez do banho mas mantendo uma viscosidade que impede a flutuação ou sedimentação do SiC.

Os compósitos reforçados com 30%SiC apresentaram incorporação muito pobre na maioria dos casos, exceto para reforço mais fino em estrutura reofundida sem adição de refinador de grão. A grande quantidade do reforço cerâmico produziu excessiva redução da fluidez da pasta, não permitindo a entrada de partículas. Somente no caso da estrutura mais grosseira na pasta reofundida (sem o uso de refinador na liga), a distribuição mais heterogênea de líquido permitiu a incorporação de uma quantidade significativa do pó de SiC.

Segundo WANG (1990) já citado e COCEN (1996), teores superiores a 17% de SiC em ligas AlSi tendem a produzir elevada aglomeração e porosidade no compósito, como foi também observado no presente trabalho, no caso da adição de 30% SiC.

Quanto ao efeito da granulometria do SiC na sua incorporação, os resultados mostraram que de modo geral o reforço mais grosseiro é mais facilmente incorporado pois apresenta menor tendência à aglomeração e é mais facilmente carregado pelo fluxo de Ar.

Novamente se deve observar a estreita relação entre os diversos parâmetros envolvidos: partículas mais finas são mais facilmente incorporadas em quantidades maiores, em estruturas mais refinadas, enquanto partículas mais grosseiras são mais facilmente incorporadas em quantidades menores, em estruturas mais grosseiras.

b. Efeito da Adição de Refinador e de Mg

b1. No tamanho médio de glóbulos

A Figura 4.31 sintetiza os resultados obtidos para o tamanho médio de glóbulos da fase primária Al- α nos compósitos produzidos em todas as condições testadas, com destaque para a presença de refinador e de Mg no banho.

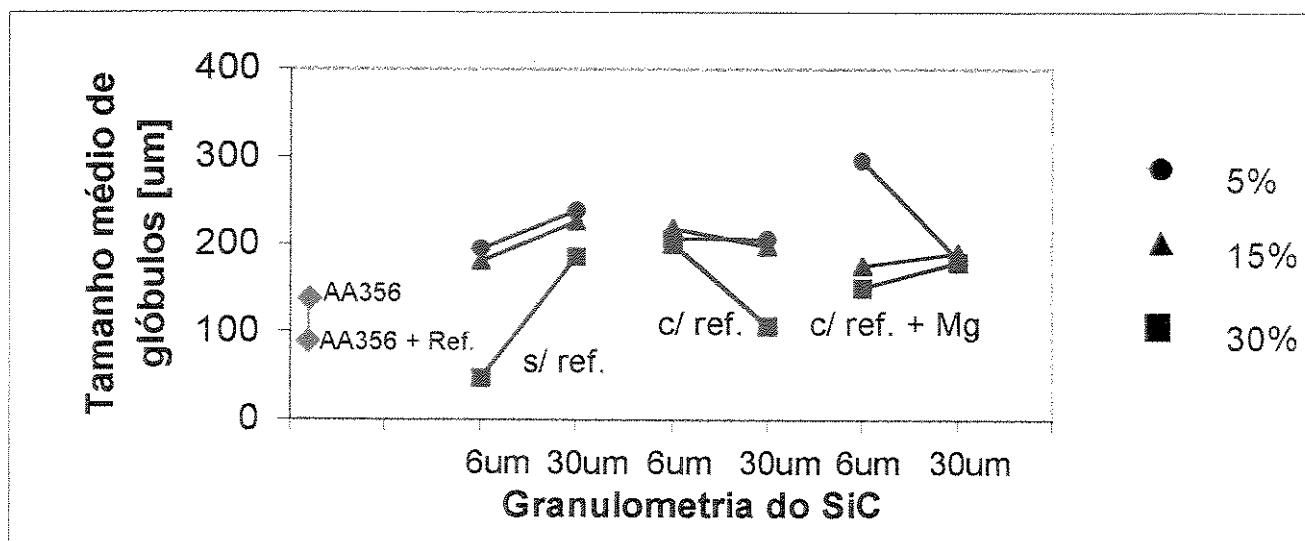


Figura 4.31 – Esquema representativo da influência da adição de refinador e de Mg nos tamanhos médios de glóbulos dos compofundidos.

Quanto ao efeito do refinador de grão nas dimensões médias de glóbulos na estrutura do compósito obtido, os resultados mostraram novamente a inter-relação dos diversos parâmetros de processo. Analisando comparativamente as curvas sem refinador e com refinador de grãos pode-se observar que a presença do refinador de um modo geral pouco interfere na estrutura final resultante nos compósitos produzidos com 5 e 15% em volume de SiC de menor granulometria. Para o SiC de maiores dimensões, a presença de refinador parece indicar somente uma pequena tendência à produção de glóbulos mais refinados na estrutura final. Este efeito poderia ser explicado pela melhor distribuição do reforço de maiores dimensões na matriz, com o uso de refinador o que pode evitar o contato entre glóbulos, prevenindo seu crescimento.

O reduzido efeito do refinador na estrutura final da matriz dos compofundidos pode ser devida à elevada taxa de crescimento do sólido de menores dimensões na pasta reofundida durante o processo, resultando em glóbulos finais de dimensões similares às obtidas nos compofundidos aos quais foram adicionados refinadores.

Para o maior teor de SiC adicionado, no entanto, a influência do uso do refinador se mostrou mais significativa. Para o SiC de granulometria fina, a estrutura mais refinada da pasta não permitiu a incorporação do reforço, resultando em glóbulos finais mais grosseiros do que no caso de sem

refinador. Por outro lado, para o SiC de 30 μ m, o efeito térmico da maior quantidade de material cerâmico no reofundido reduziu a taxa de crescimento dos glóbulos refinados, resultando em estrutura final mais fina, em relação à estrutura sem refinador, mesmo sem a incorporação do reforço. Assim, o efeito do refinador depende do teor e da granulometria do SiC adicionado, isto é, depende da quantidade de SiC que pode ser incorporado.

Quanto ao efeito do Mg, este em geral não parece ser significativo, somente pode ser notada uma leve tendência à redução do tamanho de glóbulo da fase primária no produto final quando este elemento é introduzido. Este efeito pode ser devido ao aumento da fração líquida na pasta reofundida e à melhor incorporação do reforço, ambos fatores reduziriam a interação entre glóbulos sólidos na pasta reofundida, reduzindo a possibilidade de seu crescimento.

De um modo geral pode-se dizer que as estruturas mais refinadas são obtidas pela adição de refinador e Mg, e de SiC mais fino, nas maiores quantidades testadas.

b2. Na incorporação do reforço

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Segundo observado, o efeito da adição de refinador de grão à liga matriz na incorporação do reforço dependeu do teor e dimensões das partículas de SiC introduzidas. A estrutura refinada da pasta reofundida apresentando menores dimensões de glóbulos, apresenta também, como consequência, melhor distribuição de líquido nas regiões interglobulares. Esta melhor distribuição de líquido por sua vez permite a melhor dispersão das partículas do reforço mas, por outro lado, se estas regiões forem excessivamente pequenas, dificultam a sua incorporação, principalmente se elas forem de grandes dimensões ou adicionadas em grande quantidade. O efeito do refinador é, portanto, benéfico e favorece a incorporação de partículas finas de reforço e em quantidades não excessivas. Para a introdução de partículas grosseiras em maiores quantidades, é preferível a utilização de pastas reofundidas com glóbulos de maiores dimensões, isto é, sem o uso de refinadores de grãos.

Quanto ao efeito da adição de Mg ao banho, na incorporação do reforço, não foram notados os benefícios previstos na literatura especializada, como por exemplo em trabalho de HALLEN (1997),

que reporta o aumento da incorporação de SiC em Al líquido pela adição de Mg, devido à formação do espinélio $MgAl_2O_4$ na interface Al líquido/SiC. Apesar de não ter sido realizada, no presente trabalho, a análise de interfaces, a adição de Mg parece ter tido efeito distinto do previsto para produção de compósitos a partir do estado líquido. Na compofundição, a presença do Mg parece aumentar a fração líquida da pasta reofundida, permitindo a separação do pó introduzido, resultando na sua má incorporação.

4.2.4 Resultados de Ensaio de Tração

Os compósitos obtidos de melhor qualidade foram submetidos à ensaio de tração para avaliação de suas propriedades mecânicas. Os resultados são apresentados na Tabela 4.5 e graficamente na Figura 4.32.

Tabela 4.5 – Valores de limite de resistência (σ_{max}), estrição (ϵ) e alongamento (A) de compósitos AA356/SiC selecionados, obtidos por compofundição.

Material	σ_{max} médio (kgf/cm ²)	σ_{max} médio (MPa)	ϵ (%)	A (%)
AA356 fundido	$13,9 \pm 0,5$	$136,2 \pm 5,2$	$3,4 \pm 1,6$	$2,6 \pm 1,4$
AA356 + 5% SiC de 6 μm	$12,8 \pm 1,5$	$125,4 \pm 15,6$	$2,5 \pm 1,7$	$1,7 \pm 0,5$
AA356 + Ref. + 5% SiC de 6 μm	$12,4 \pm 1,8$	$121,5 \pm 18,7$	$2,0 \pm 1,3$	$1,5 \pm 0,8$
AA356 + 15% SiC de 6 μm	$9,0 \pm 1,2$	$88,2 \pm 12,2$	$2,1 \pm 1,8$	$2,0 \pm 1,4$
AA356 + Ref. + 5% SiC de 30 μm	$11,2 \pm 3,1$	$110,0 \pm 31,5$	$3,3 \pm 0,3$	$0,7 \pm 0,2$
AA356 + Ref. + 15% SiC de 30 μm	$15,5 \pm 1,3$	$151,9 \pm 13,4$	$1,7 \pm 0,02$	$1,5 \pm 0,2$

Os valores de propriedades mecânicas em tração dos compósitos produzidos são intrinsecamente relacionados com a microestrutura obtida, e não somente com o teor e granulometria do reforço, o que torna a análise complexa dada a inter-relação desses parâmetros. O estabelecimento de relações entre as diversas variáveis de processo e as propriedades resultantes em compósitos produzidos por compofundição requereria um estudo mais detalhado e aprofundado, não sendo escopo deste trabalho; aqui se buscou apenas uma avaliação genérica da influência da adição de SiC à liga AA356 produzida por um processo distinto dos usuais que utilizam a liga metálica no estado líquido.

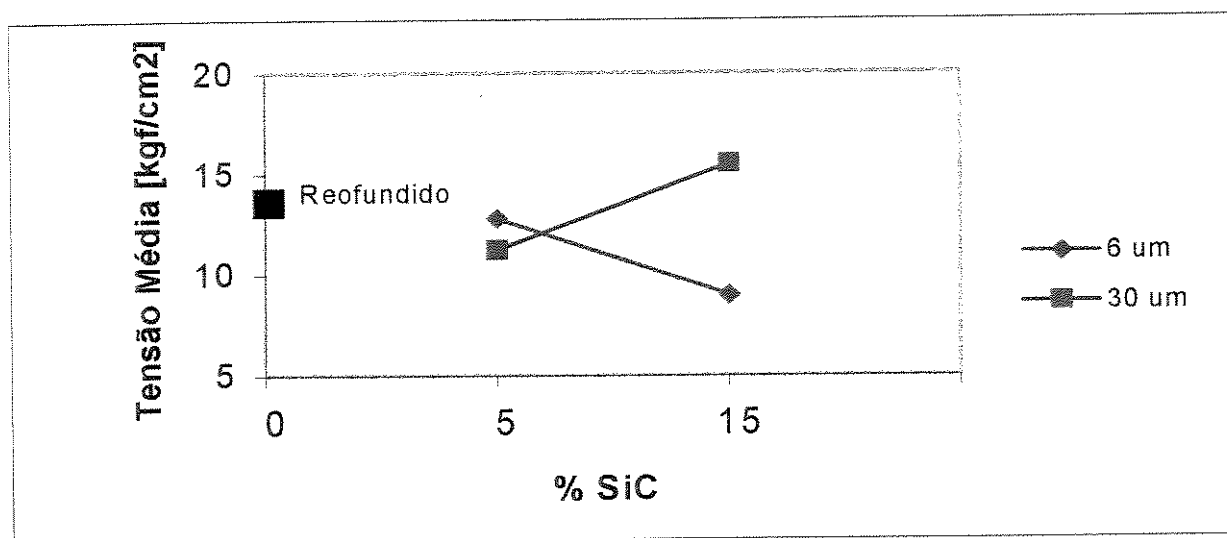


Figura 4.32 – Variação do limite de resistência de compósitos AA356/SiC obtidos por compofundição, com parâmetros de processo.

Os resultados obtidos mostraram que na maioria dos casos as propriedades mecânicas dos compósitos são inferiores às da liga sem reforço. Este resultado de certo modo inesperado é devido à dificuldade de incorporação e dispersão das partículas do reforço na matriz, ocasionadas pela sua tendência à aglomeração. Em casos onde a aglomeração não ocorre (caso da adição de partículas mais grosseiras de SiC em estruturas reofundidas também mais grosseiras), as propriedades dos compósitos são superiores às da liga matriz.

Comparando os resultados, pode-se notar que o compósito produzido com presença de refinador na matriz reforçada com 15% de SiC de 30 µm possui a maior resistência à tração de todos os compofundidos analisados, com 15,50 kgf/cm². Isso é explicado pelas melhores características microestruturais obtidas para este compósito, como maior inclusão de reforço e melhor distribuição do

mesmo pela matriz; ausência de aglomerações e homogeneidade dos tamanhos médios de glóbulos ao longo do material. A resistência conferida ao material devida a esses fatores predomina sobre o efeito do refino na microestrutura, já que para este material o tamanho médio de glóbulos é superior ou similar aos das demais amostras, o que deveria prejudicar sua resistência mecânica. Porém, como observado, os valores de resistência à tração são os mais altos comprovando a grande influência que a quantidade e o tamanho do reforço apresentam em um compósito.

A maior incorporação de reforço aliada à boa distribuição do mesmo ao longo da matriz metálica acarreta os menores espaçamentos entre as partículas, o que se constitui em maior dificuldade ao deslocamento de discordâncias pela matriz, aumentando a sua resistência mecânica. Além dos mecanismos de aumento da resistência por mecanismos de *Orowan* reportados por LLOYD (1991), os quais dificultam a movimentação das discordâncias, as diferenças de coeficiente de expansão térmica entre reforço e matriz também agem para o surgimento de tensão interna no compósito, aumentando sua resistência. Além disso, o reforço não assimila as deformações plásticas da matriz provocando mais tensões residuais ao material com aumento da força aplicada.

A redução do tamanho das partículas de SiC para a mesma quantidade de reforço (15%) deveria, de acordo com DOEL (1996), causar aumento da resistência mecânica e diminuição da ductilidade, pela maior quantidade de pontos que funcionam como barreiras às discordâncias com menores distâncias entre eles. A presença de aglomerações, entretanto, prejudica a coesão do material já que as partículas de reforço não formam interface entre si, separando-se facilmente com a aplicação de esforço. Como observado nas microestruturas, partículas de 6 μm se aglomeram mais que as de 30 μm no caso de matrizes com refinador, prejudicando as propriedades do compofundido; estes resultados estão de acordo com os obtidos por BAYOUMI (1987) e WANG (1990) para compósitos reforçados com SiC particulado.

Como mostrado no gráfico da Figura 4.32, para o caso de reforço de granulometria 6 μm , o aumento da quantidade de SiC leva à redução da resistência do compósito, contrariando os resultados de WANG (1991). Uma possível explicação pode ser dada pela maior quantidade de aglomerados para maiores teores de SiC, dado que, como visto, o SiC de reduzida granulometria apresenta alta tendência à aglomeração, o que prejudica a qualidade do compósito em termos de propriedades mecânicas. Resultados similares são obtidos por YILMAZ (1994).

A adição de maiores porcentagens de reforços finos ao compósito causam, de acordo com YILMAZ (1987) a diminuição da ductilidade do material pelo aumento da porosidade da matriz pela entrada de gases juntamente com o particulado. Os valores obtidos para estrição do material apresentados na Tabela 4.7 são compatíveis com o trabalho citado, o que indica que a utilização de argônio não protege o banho satisfatoriamente da inclusão de gases, os quais não conseguem deixar o banho pela alta viscosidade da pasta.

Por outro lado, para compósitos produzidos com SiC de maior granulometria, o aumento do teor de SiC de 5 para 15% leva ao aumento do limite de resistência. As microestruturas mostram nesses casos boa incorporação e dispersão do reforço, resultando em compósitos com reduzida ou nula aglomeração de partículas.

Quanto ao alongamento e estrição, todos os compósitos apresentaram valores inferiores aos da liga no estado fundido, resultado da presença de partículas de reforço, aglomeradas ou não, que prejudicam a deformação da matriz dúctil. A fratura do material se dá pela desagregação entre matriz e reforço preferencialmente em sua interface mais frágil, sendo que ocorre o empescoamento do material na região de fratura pelo acúmulo de defeitos. O alongamento é prejudicado pela presença do reforço aglomerado e das porosidades e inclusões, diminuindo a fração de matriz com possibilidade de se deformar plasticamente. Além disso, partículas maiores reforçam o efeito de desagregação de reforço e matriz. As amostras com microestrutura mais grosseira sem refinador possuem alongamento ainda menor pela maior facilidade de se separar glóbulos maiores entre si e das partículas de reforço pelas menores áreas relativas a maiores volumes.

A amostra que apresentou a melhor incorporação e dispersão do reforço (15% SiC 30 μm , com refinador) para o processo de compofundição resultou no melhor conjunto de propriedades mecânicas, com menores alongamento e estrição e maior σ_m que os da matriz sem reforço. As demais amostras, no entanto, obtiveram valores de resistência à tração menores que a da liga AA356 fundida, o que parece ser devido à presença de aglomerados de SiC que se constituem em pontos onde a coesão do material fica comprometida, facilitando o rompimento do material nestes locais. Assim, a homogeneidade e a boa dispersão do reforço através da matriz são fundamentais para as propriedades mecânicas do compósito final.

De modo geral, os resultados de propriedades mecânicas obtidos para compósitos produzidos por compofundição não são atrativos e são inferiores aos obtidos em compósitos produzidos por processos como metalurgia do pó, onde não há perda do reforço adicionado e pouca possibilidade de sua aglomeração.

As propriedades mecânicas de compósitos, como são dependentes da microestrutura do material, são muito sensíveis à eficiência do processo quando se utiliza matriz no estado líquido ou, como mostrou este trabalho, também no estado reofundido.

Capítulo 5

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos através dos experimentais realizados neste trabalho para a liga AA356 reforçada com partículas de SiC de dimensões medianas de cerca de 6 e 30 μm nas quantidades de 5, 15 e 30% em volume, permitem as conclusões que se seguem.

Gerais:

- A adição de SiC particulado à liga AA356 no estado pastoso reofundido influencia a estrutura do reofundido resultante, em termos de dimensões médias de glóbulos da fase primária; esta influência depende da quantidade e da homogeneidade de distribuição das partículas adicionadas.
- A possibilidade de incorporação das partículas de reforço e sua distribuição no compósito produzido dependem da sua granulometria e teor adicionado, bem como da estrutura da pasta reofundida no momento de sua adição.
- Os efeitos dos parâmetros de processo investigados (teor e granulometria do reforço, adição de refinador de grão e de Mg à liga matriz) na estrutura do compósito são interdependentes. Assim, para a eficiência e consistência do processo de compofundição na produção de compósitos com boa qualidade é fundamental a perfeita definição de todos os parâmetros envolvidos. Distribuição

heterogênea e aglomerações de partículas do reforço foram produzidas, à semelhança do que ocorre na produção de compósitos por fundição (matriz líquida), em grande parte dos experimentos executados.

Específicas:

- Efeito da granulometria do reforço $\Rightarrow$ partículas de SiC mais finas apresentaram maior dificuldade de transporte pelo fluxo de Ar, ocasionando maior perda durante adição e maior tendência à formação de aglomerados, do que as partículas mais grosseiras. Como resultado, compósitos com maiores teores de SiC incorporados e melhor dispersão destas partículas na matriz foram obtidos com a utilização do SiC de 30 μ m, quando comparados com o SiC de 6 μ m.
A granulometria do SiC não parece exercer influência no tamanho de glóbulos da estrutura final.
- Efeito da quantidade de reforço adicionado $\Rightarrow$ para teores reduzidos (5%SiC), a presença de partículas do reforço promove aumento no tamanho de glóbulos da pasta reofundida, por aumentar a viscosidade do banho e com isto reduzir a eficiência de agitação, levando à coalescência de glóbulos; o aumento para 15% SiC promove o refino da estrutura reofundida pois as partículas dispersas entre glóbulos inibem seu contato e coalescimento, e ainda o efeito isolante térmico das partículas cerâmicas restringe o crescimento sólido; estes efeitos se sobrepondo ao do aumento da viscosidade. Teores ainda maiores de SiC (30%) podem não ser incorporados se a estrutura da pasta é refinada, com pequenos espaços inter-glóbulos.
- Efeito da adição de refinador à liga matriz $\Rightarrow$ a adição de refinador de grão da liga matriz promove redução do tamanho de glóbulos na pasta reofundida, o que interfere na eficiência de incorporação do reforço, cujas partículas penetram nas regiões líquidas interglobulares. O menor tamanho de glóbulo na pasta reofundida significa menores regiões de líquido inter-glóbulos, o que por sua vez pode significar dificuldade de incorporação de partículas grosseiras de reforço, mas pode também significar boa dispersão de reforço de pequenas dimensões.

- Efeito da adição de Mg $\Rightarrow$ de maneira geral a adição de 1%Mg à liga matriz reofundida não parece melhorar significativamente a incorporação de reforço. O pouco efeito apresentado se deve provavelmente ao aumento da fração líquida na pasta reofundida, o que possibilita a maior introdução de SiC mais grosseiro mas por outro lado, permite a aglomeração ou flutuação de SiC de menor granulometria.
- Como as influências dos parâmetros de processo de compofundição investigados são inter-relacionadas, a condição apropriada para a obtenção de compósitos de boa qualidade deve ser cuidadosamente estabelecida: por ex. pasta reofundida com estrutura refinada admite partículas de reforço finas e em grandes quantidades. Pastas grosseiras admitem reforços mais grosseiros, e podem produzir compósitos com aglomerados e, portanto, distribuição heterogênea, de reforços finos. Os melhores resultados obtidos neste trabalho foram obtidos com a combinação de parâmetros: 15%vol SiC de granulometria 30 μ m, em matriz refinada com Ti/B.
- Quanto às propriedades mecânicas dos compósitos obtidos por compofundição, estas se mostraram dependentes da qualidade da microestrutura – de modo geral as estruturas com melhor dispersão do reforço e ausência de aglomerados, para uma dada quantidade de SiC, apresentaram maiores valores de limite de resistência.

SUGESTÕES DE TRABALHOS

As sugestões de trabalhos que pudessem vir a complementar os resultados do trabalho aqui realizado ou dar continuidade aos esforços de pesquisa da área por este trabalho abordada são as seguintes:

- Realização de experimentos com diferentes ligas de alumínio e de outros materiais não-ferrosos como matriz para análise das variáveis de processo e suas influências em cada caso, variando parâmetros como fração líquida da pasta, tempo e velocidade de agitação;
- Utilização de diferentes configurações de pás de agitação para definição de influências deste parâmetro na qualidade dos produtos de reofundição e compofundição, já que o tipo de turbulência promovida pela pá é de extrema importância para o processo;
- Realização de experimentos com diferentes tipos de reforço particulado (C, Al_2O_3 , etc.), assim como de reforço na forma de *whiskers* para análise da influência do tipo de reforço na qualidade dos compósitos neste tipo de processo de compofundição;
- Realização de análise profunda das propriedades físicas e mecânicas de compósitos reforçados com SiC em diversas quantidades como coeficiente de expansão térmica, densidade, resistência à tração, resistência ao desgaste, resistência à corrosão, dureza, fluência, usinabilidade e soldabilidade;
- Realização de experimentos de tixoextrusão e tixoinjeção de materiais compofundidos para análise do comportamento dos mesmos em condições de retrabalho, as quais são condições mais próximas a uma aplicação industrial.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ARIAPOUR A., ALPAS A.T. The Effect of SiC Particles on Age-Hardening and Mechanical Properties of Aluminum Alloys. In: DEVELOPMENTS AND APPLICATIONS OF CERAMICS AND NEW METAL ALLOYS, Aug. 29 - Sept. 2, 1993, Québec. **Proceedings...** Québec: Institute Canadien des Mines, de la Métallurgie et du Pétrole, 1993, p.229-232.
- ASM International Metals Handbook. New York: ASM International Material Information Society, 1993. Vol.2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. **Cap. 3: Specific Metals and Alloys: Aluminum Foundry Products.** 10ª Ed., p. 127-168.
- ASTM, New York. **E 8M – 97:** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [metric]. New York, 1997. 19 p.
- BAYOUMI, M.A., SUÉRY, M. Structure and Mechanical Properties of SiC-Particle Reinforced Aluminium-Alloy Composites. In: SIXTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS ICCM Combined with SECOND EUROPEAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS ECCM, Jul. 20-24, 1987, London: **Proceedings...** London: Elsevier Applied Science Publishers LTD., 1987. p.481-490.
- BONOLLO, F., GUERRIERO, R., SENTIMENTI, E., et al. Effect of Quenching on the Mechanical Properties of Powder Metallurgically Produced Al-SiC (particles) Metal Matrix Composites. **Materials Science and Engineering**, v.A144, p.303-310, 1991.

- CHAWLA, K. K. **Composite Materials - Science and Technology**. New York: Springer, Verlag, 1987. 292 p.
- CÖCEN, U., ÖNEL, K. The Production of Al-Si alloy-SiCp Composites Via Compocasting: Some Microstructural Aspects. **Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing**, v.221, n.1-2, p.187-191, Dec. 1996.
- CRISTOFOLINI, R. **Estudo do Processamento de Ligas de Alumínio e de Compósitos com Matriz Metálica por Reofundição**. Joinville: CCT/UEDESC, 1997. Dissertação (Mestrado) – CCT, Universidade Estadual de Santa Catarina, 1997. 93p.
- DOEL, T.J.A., BOWEN, P. Effect of Particle Size and Matrix Aging Condition on Toughness of Particle Reinforced Aluminium Based Metal Matrix Composites. **Material Science and Technology**, v.12, p.586-594, Jul. 1996.
- DUTTA, B., SURAPPA, M.K. Microstructure Evolution During Multidirectional Solidification of Al-Cu-SiC Composites. **Composites Part A**, v.29A, p.565-573, Jan. 1998.
- FELLER, R.J. , BECKERMANN, C. Modeling of Solidification of Metal-Matrix Particulate Composites with Convection. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v.28B, p.1165-1178, Dec 1997.
- FLEMINGS, M.C., RIEK, R.G., YOUNG, K.P. Rheocasting Processes. **A.F.S. International Cast Metals Journal**, v.1, n.3, p.11-22, 1976.
- FOGAGNOLO, J.B. **Contribuição à Análise dos Efeitos de Parâmetros de Processo na Qualidade de Compósitos Obtidos por Compofundição**. Campinas. FEM, Departamento de Engenharia de Fabricação, UNICAMP, 1996. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 132p.

- FOGAGNOLO, J.B., ROBERT, M.H., TORRALBA, J.M. The Effects of Mechanical Milling on the Apparent Density and Compressibility of AA6061 Powder Alloy. In: ACHIVMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING, 8, Oct. 24-27, 1999, Gliwice: **Proceedings...** Poland: University of Gliwice, 1999. p.197-200.
- GARCÍA-COROVILLA, C. , LOUIS, E. , NARCISO, J. , et al. A Differential Scanning Calorimetry Study of Solid State Reactions in AA6061-SiC, AA6061-Al₂O₃ and A357 SiC Composites Fabricated by Means of Compocasting. **Materials Science and Engineering**, v.A189, p.219-227, 1994.
- GHOSH P.K. , RAY, S. Effect of Mixing Parameters on the Microstructure of Compocast Al (Mg)-Al₂O₃ Particulate Composite. **Zeitschrift fuer Metallkunde**, v.80, n.1, p. 53-59, Jan. 1989.
- GIBSON, R.F. **Principals of Composite Materials Mechanics**. McGraw Hill, Inc., 1994, 425p.
- GUPTA, M. , LIM, S. C. , NG, W. B. Processing, Microstructure, and Mechanical Properties of (Al-Cu)/G Composites Synthesised Using Partial Liquid Phase Casting Process. **Materials Sience and Technology**, v.13, p. 584-589, Jul. 1997.
- GUPTA, M. , LU, L. , LAI, M.O. , et al. Effects of Type of Processing on the Microstructural Features and Mechanical Properties of Al-Cu/SiC Metal Matrix Composites. **Materials & Design**, v.16, n.2, p.75-81, 1995.
- HALLEN, J.M., BALMORI, H.M., JARAMILLO, D., et al. Influence of Mg and Stirring on the Strength of an Aluminium Matrix Composite Obtained by Compocasting. **Key Engineering Materials**, v.127-131, p.495-502, 1997.
- HUDA, D., EL BARADIE, M.A., HASHMI, M.S.J. Metal-Matrix Composites: Material Aspects. Part II. **Journal of Materials Processing Technology**, v.37, n.1-4, p.529-541, Feb. 1993.
- HULL, D. **An Introduction to Composite Materials**. Cambridge University Press, 1988. 425p.

- JOLY, P. A.; MEHRABIAN, R. The Rheology of a Partially Solid Alloy. **Journal. of Materials Science**, v.11, p. 1393-1418, 1976.
- KARANTZALIS, A.E., WYATT, S., KENNEDY, A.R. The Mechanical Properties of Al-TiC Metal Matrix Composites Fabricated by a Flux-Casting Technique. **Materials Science and Engineering-A**, v.237A, p. 200-206, 1997.
- KATTAMIS, T.Z., HOLMBERG, U.T., FLEMINGS, M.C. Influence of Coarsening on Dendrite Arm Spacing and Grain Size of Mg-Zn Alloys. **Journal of Institute of Metals**, v.95, p. 343-349, 1967.
- KENNEDY, A.R. , LOCKYER, S.A. , McCARTNEY, D.G. , et al. The Microstructure and Mechanical Properties of Homogeneous Cast MMC'S. In: INTERNATIONAL CONFERENCES ON COMPOSITE MATERIALS ICCM, 1995, Canadá: **Proceedings...** Canadá: 1995. v.2, p. 457-463.
- KENNEDY, A.R., McCARTNEY, D.G., WOOD, J.V. Homogeneous Metal Matrix Composites Produced by a Modified Stir-Casting Technique. **Synthesis/Processing of Lightweight Metallic Materials**, p.261-274, 1995.
- KRISHNAN, B.P., RAMAN, N., NARAYANASWAMY, K., et al. Performance of an Al-Si-Graphite Particle Composite Piston in a Diesel Engine. **Wear**, v.60, n.1, p. 205-215, 1980.
- LEE, H.I. Structure and Segregation of Stir-Cast Al Alloys. In: CONFERENCE ON SOLIDIFICATION TECHNOLOGY IN THE FOUNDRY AND CAST HOUSE, Warwick, Inglaterra: **Proceedings...** Warnick: Sep. 1980, p.119-125.
- LEE, H.F., BOEY, F., KHOR, K.A, et al. The Production of Aluminum Alloy Composites Using a Cold Isostatic Press and Extrusion Approach. **Journal of Materials Processing Technology**, v.29, p.245, 1992.

LEGOUX, J.G., L'ESPÉRANCE G., SALVO, L. et al. Influence of Particle Oxidation on the Interfacial Structure of SiC Reinforced Al-1%Mg Alloys. In: FABRICATION OF PARTICULATES REINFORCED METAL COMPOSITES, Sept. 17-29, 1990, Montreal. **Proceedings...** Montreal: ASM International, 1990. p.203-207.

LEGOUX, J.G., SALVO, L., RIBES, H., et al. Microstructural Characterization of the Interfacial Region in SiC Reinforced Al-Mg Alloys. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON INTERFACES IN METAL-CERAMICS COMPOSITES, Anaheim, California: **Proceedings...** Pennsylvania: TMS, Feb. 1989, p.187-196.

LLOYD, D.J. Particulate Reinforced Composites Produced by Molten Metal Mixing. In: TMS NORTHEAST REGIONAL SYMPOSIUM ON HIGH PERFORMANCE MATERIALS FOR THE 1990's, Jun. 6-8, 1990, New Jersey: **Proceedings...** Pennsylvania: TMS, 1991. p. 33-45.

LU, Y.X., TAO, C.H., YANG, D.Z. Improvement in Mechanical Properties of NiAl Matrix Composites Fabricated by Reaction Compocasting. **Scripta Materialia**, v.35, n.10, p.1243-1246, 1996.

MANZANO-RAMIREZ, A., RUIZ, F., CASTAÑEDA, A.M. Observaciones Microestructurales en el Composite Al-SiC-15p Obtenido por el Procedimiento de Compocolado. **Revista de Metalurgia**, v.32, n.6, p. 359-368, Madrid, 1996.

MARTINS, A **Projeto e Construção de Equipamento para a Produção de Compósitos Particulados de Ligas Não-Ferrosas.** Campinas: FEM/UNICAMP, 1996. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 145p.

McCOY, J. W.; JONES, C. And WAWNER, F. E. Preparation and Properties of Cast Ceramic/Aluminum Composites. **SAMPE Quaterly**, v.19, n2, p.37-50, Jan. 1988.

MELO, S.S.A. **Análise Comparativa de Dois Processos de Produção de Matéria-Prima para Tixotomização**. Campinas. FEM, Departamento de Engenharia de Fabricação, UNICAMP, 2000. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 111p.

METCALFE, A. G., *Interfaces in Metal Matrix Composites*. New York , London: Academic.

NGUYEN THANH, L. , SUÉRY, M. Microstructure and Compression Behavior in the Semisolid State of Short-Fibre-Reinforced A356 Aluminium Alloys. **Materials Science and Engineering**, v.A196, p.33-44, 1995.

PADILHA, A.F., AMBRÓZIO F^O , F. **Técnicas de Análise Microestrutural**. ed. Hermus, Capítulo 5, 1985. p.113-142.

PAI, B.C. et. al. Semi-Solid Slurry Process for Making Short Carbon Fibre Dispersed Aluminium Alloy Matrix Composites. **Journal of Materials Science Letters**, v.13, n.17, p. 1278-1280, Sep. 1994.

PAI, B.C. , GEETHA RAMANI , PILLAI, R.M. , et al. Role of Magnesium in Cast Aluminium Alloy Matrix Composites. **Journal of Materials Science**, v.30, p. 1903-1911, 1995.

PAI, B.C. , PILLAI, R.M. , SATYANARAYANA, K.G. Semi-Solid Processed Aluminium Alloy Matrix Composites. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 5, Jun, 23-25, 1998, Golden: **Proceedings...** Golden: Colorado School of Mines, 1998. v.1, p.423-430.

RAY, S. Casting of Metal Matrix Composites. **Key Engineering Materials**, v.104-107, p.417-446, 1995.

RIBES, H. , SUÉRY, M. , L'ESPÉRANCE, G.L. , et al. Microscopic Examination of the Interface Region in 6061-Al/SiC Composites Reinforced with As-Received and Oxidized SiC Particles. **Metallurgical Transactions A**, v.21A, n.9, p. 2489-2496, Sep. 1990.

- ROBERT, M.H. Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries. **Transactions of the Japan Foundrymen's Society**, v.12, p.45-51, Oct. 1993. The Japan Foundrymen's Society, Japan.
- ROBERT, M.H., URTIGA F^O, S.L. Investigation on the Production of Al-NbAl₃ Composites. **Materials Science Forum**, v.1, p.359-364, Jun. 1996. Ed. Transtec Publications, France.
- SERRA, J.C.V., MUSSI, R.G.S., ROBERT, M.H. Estudio de los Parámetros del Proceso en la Compo-Fundición de Materiales Compósitos (Al-C). In: CONGRESO CHILENO DE INGENIERÍA MECÁNICA, 8, Oct. 27-30, 1998, Concepción. **Proceedings...** Concepción: Universidad de Concepción, 1998. p.529-534.
- WANG, W., ZHANG Z., CHEN Y. et al. SiC Particle Reinforced Aluminum Composites. In: FABRICATION OF PARTICULATES REINFORCED METAL COMPOSITES, Sept. 17-29, 1990, Montreal. **Proceedings...** Montreal: ASM International, 1990. p.203-207.
- VALIGRA, Lori. Carbon-Fiber Material May open The Door To Smart Structures. **MSBC Home**, 1998. Disponível na Internet. 31 Mar. 1998.
- YARANDI, F.M., ROHATGI, P.K., RAY, S. Fluidity and Microstructure Formation During Flow of Al-SiC Particle Composites. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.2, n.3, p.359-364, 1993.
- YARANDI, F.M., ROHATGI, P.K., RAY, S. Two Phase Flow Behavior and Microstructure in Aluminum Alloys-SiC Particulate Reinforced Composites. In: PROCESSING OF SEMI-SOLID ALLOYS AND COMPOSITES, 2, Jun. 10-12, 1992, Cambridge. **Proceedings...** Cambridge: University of Cambridge, 1992. p.447-453.
- YILMAZ, M., ALTINTAS, S. Properties of Al-Mg-SiC Composites Produced by a Modified Compocasting Technique. **Engineering System Design and Analysis**, v.2, p.119-124, ASME, 1994.

ZHONGYU, C. , JINBO, W. , XIANGUI, H. The Wetting Characteristics and Interfacial Reactions of Aluminium-Graphite System. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON INTERFACES IN METAL-CERAMICS COMPOSITES, Feb. 18-22, 1990, California: **Proceedings...** Pennsylvania: TMS, 1990. p. 233-240.