

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DOS MATERIAIS

PPGEMM

ESTUDO DA OBTENÇÃO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ METÁLICA
PELO MÉTODO DA DISPERSÃO DE PARTÍCULAS CERÂMICAS EM
METAL LÍQUIDO: CASO PARTICULAR ALUMÍNIO-CINZAS DE CARVÃO

por

GUILHERME OURIQUE VERRAN

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais- PPGEMM

PORTO ALEGRE

1994

ESTUDO DA OBTENÇÃO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ METÁLICA PELO MÉTODO DA DISPERSÃO DE PARTÍCULAS CERÂMICAS EM METAL LÍQUIDO: CASO PARTICULAR ALUMÍNIO-CINZAS DE CARVÃO.

TESE

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM como parte dos requisitos para obtenção do título de

DOUTOR EM ENGENHARIA

Área de Concentração: METALURGIA DE TRANSFORMAÇÃO

por

GUILHERME OURIQUE VERRAN

Engenheiro Metalúrgico

UFRGS

1994

II

Esta TESE foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, Área de Concentração Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Arno Muller

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Arno Muller, UFRGS

Prof. Dr. Cláudio S. Kiminami, UFSCar

Prof. Dr. Lavinel Ionescu, ULBRA

Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker, UFRGS

Prof. Dr. Walter C. Zapata, UDESC

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Arno Muller, pela orientação.

Ao CNPq, pelo apoio financeiro e pela bolsa concedida.

Aos bolsistas de Iniciação Científica, Predi Medina, Otaciano Martinez, Paulo R. T. Silva, Frederico S. Machado Jr., Luiz M. L. Trevisan e André Celiberto, pelo prestimoso auxílio no desenvolvimento da parte experimental.

Ao Téc. Mec. Diógenes da S. Pereira, pelas fotografias e desenhos.

Ao Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker, pelo auxílio nos trabalhos de microscopia eletrônica.

Ao Laboratório de Corrosão (LACOR), pelas análises químicas.

Ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMEC-UFRGS, pelos testes de resistência à tração.

Ao Laboratório de Soldagem do Centro de Tecnologia-UFRGS, pela cessão do equipamento para os testes de desgaste.

Aos colegas do Centro de Tecnologia e do PPGEMM, pela amizade e apoio.

Aos meus amigos e familiares, pela paciência e estímulo.

A todos que de maneira direta ou indireta tornaram possível a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XVII
SIMBOLOGIA	XIX
RESUMOXXI
ABSTRACTXXII
1. INTRODUÇÃO	01
2. ESTADO DA ARTE	02
2.1 Processos de Fundição de Compósitos com Matriz Metálica	03
2.2 Propriedades de Compósitos com Matriz Metálica	05
2.2.1 Propriedades Físicas	05
2.2.2 Propriedades Mecânicas	05
2.2.3 Propriedades Tribológicas	06
2.3 Microestruturas de Compósitos com Matriz Metálica13
3. PREPARAÇÃO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ METÁLICA POR DISPERSÃO DO COMPONENTE DE REFORÇO NO METAL LÍQUIDO - FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	14
3.1 Introdução de Partículas Sólidas em Metais Líquidos	14
3.2 Molhabilidade entre Sólidos Não Metálicos e Líquidos Metálicos	15

3.2.1	Conceitos Fundamentais da Físico-Química de Superfícies	15
3.2.2	A Tensão Superficial de Metais Líquidos	17
3.2.3	Interações Determinantes do Trabalho de Adesão	19
3.2.4	A Interface Metal Líquido-Sólido Não Metálico	20
3.2.5	Técnicas Utilizadas para Incrementar a Molhabilidade entre Metais Líquidos e Sólidos Não Metálicos	22
3.3	Solidificação de Compósitos com Matriz Metálica	24
3.3.1	Nucleação na Presença de Partículas Suspensas	24
3.3.2	Interações entre Partículas Suspensas e a Fase Sólida em Crescimento	25
3.3.3	Distribuição do Componente de Reforço na Matriz Metálica	29
4	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	31
4.1	Materiais e Métodos	31
4.1.1	Escolha do Método de Fabricação de CMMs	31
4.1.2	Materiais Utilizados	36
4.2	Experiências Preliminares	38
4.2.1	Procedimento Experimental	38
4.2.2	Amostragem	43
4.2.3	Técnicas de Avaliação	43
4.3	Experiências para o Estudo de Propriedades Tribológicas de CMMs Al-Cinzas de Carvão Produzidos pelo Método do Vórtex	45
4.3.1	Procedimento Experimental	45
4.3.2	Amostragem	51
4.3.3	Técnicas de Avaliação	52
5	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	55
5.1	Experiências Preliminares	55
5.1.1	Macrografias	55
5.1.2	Microestruturas	59

5.1.3 Percentual de Cinzas Retidas nos CMMs	65
5.1.4 Dureza e Resistência ao Desgaste	76
5.2 Experiências para o Estudo de Propriedades Tribológicas de CMMs Al-Cinzas de Carvão Produzidos pelo Método do Vórtex	80
5.2.1 Avaliação das Corridas Experimentais	80
5.2.2 Resistência ao Desgaste	84
5.2.3 Resistência ao Desgaste em CMMs Al-Al ₂ O ₃ e Al-SiO ₂	88
5.2.4 Influência de Parâmetros Experimentais na Resistência ao Desgaste de CMMs Al ₁₂ Si ₃ Mg-Cinzas de Carvão	92
5.2.5 Comparação com Dados da Literatura	96
5.2.6 Mecanismos de Desgaste	98
5.2.7 Análise das Estruturas dos CMMs Al-Cinzas de Carvão	109
5.2.7.1 Macrografias	109
5.2.7.2 Microestruturas	112
5.2.8 Propriedades Mecânicas	115
5.2.8.1 Resistência à Tração	115
5.2.8.2 Dureza	118
6. CONCLUSÕES	121
7. SUGESTÕES DE CONTINUIDADE	124
8. BIBLIOGRAFIA	125
9. APÊNDICES	135
9.1 Apêndice 01: Breve revisão bibliográfica sobre desgaste	135
9.2 Apêndice 02: Comportamento de partículas insolúveis na interface sólido-líquido.	141
9.3 Apêndice 03: Composição Química das Matérias Primas Utilizadas como Metal Base	153
9.4 Apêndice 04: Análise Estatística dos Resultados de Desgaste	154

LISTA DE FIGURAS

Figura 01: Esquema do equipamento usado por Surappa [52] para ensaios de resistência ao desgaste.

Figura 02: Taxas de desgaste adesivo para Al e AlSi contendo partículas de Al_2O_3 [52].

Figura 03: Resultados de resistência ao desgaste abrasivo em CMMs Al- Al_2O_3 e Al-SiC obtidos por Mehrabian [53] utilizando o método de ensaio recomendado pela norma ASTM G65-85 [55].

Figura 04: Esquema do equipamento "pin-on-disc-type machine" utilizado por Mehrabian [54] para testes de desgaste em CMMs.

Figura 05: Valores de desgaste (na forma de coeficientes de desgaste) medidos por Morita [56] para CMMs obtidos por metalurgia do pó.

Figura 06: Efeito da quantidade de bauxita adicionada sobre a taxa de desgaste de CMMs submetidos a três diferentes cargas durante os testes [57].

Figura 07: Desgaste relativo entre materiais testados sob diferentes cargas [57].

Figura 08: Valores de desgaste para CMMs Al₁₂Si₆Mg com partículas de "white ash" e SiC, segundo Dhindaw [18].

Figura 09: Taxas de desgaste de vários materiais como função do número de passes, mostrando que para um maior número de passes o compósito apresenta resistência ao desgaste semelhante ao latão e a um aço baixo carbono [58].

Figura 10: Definição de ângulo de contato [4].

Figura 11: Etapas envolvidas na transferência de uma partícula esférica de uma fase gasosa para uma fase líquida; (a) antes da imersão, (b) partícula na superfície do líquido, (c) partícula após imersão [4].

Figura 12: Modelo de Weyl de reconstrução da superfície de um composto iônico [69].

Figura 13: A interface metal líquido-óxido de acordo com o modelo de Naidich [83].

Figura 14: Microestruturas, (a) liga Al12Si não modificada, mostrando agulhas de Si com tamanho médio de 32 μ m, (b) compósito Al12Si-3% grafite não modificada, mostrando cristais de Si com tamanho médio de 20 μ m. Ataque HF 5%, 200x [92].

Figura 15: Micrografias, (a) colônias de eutético AlNi ao redor de uma partícula de grafite em compósitos Al-Ni-grafite, (b) captura da partículas de grafite por dendritas da fase primária [4].

Figura 16: Critério da condutividade térmica para interação entre partículas sólidas e a interface sólido-líquido em crescimento, (a) partícula é capturada " $k_p > k_l$ e k_s ", (b) partícula é empurrada pela interface S/L; $k_p < k_l$ e k_s [95].

Figura 17: Equipamento para a produção de CMMs pelo método do vórtex - sistema de agitação do banho [102].

Figura 18: Detalhamento do dispositivo de deslocamento vertical do sistema de agitação [102].

Figura 19: Equipamento para a produção de CMMs pelo método do vórtex - sistema de abertura-fechamento do bocal de vazamento [102].

Figura 20: Equipamento para a produção de CMMs pelo método do vórtex - croquis do conjunto [102].

Figura 21: Arranjo experimental para a obtenção de CMMs em moldes de areia usando resfriadores com diferentes capacidades de extração de calor.

Figura 22: (a) Modelo utilizado para a confecção dos moldes em areia a verde e o conjunto fundido (canal + 04 corpos de prova), (b) Molde com os resfriadores.

Figura 23: Sequência operacional para a produção de CMMs pelo método do vórtex, (a) adição do Mg, (b) agitação do banho para formação do vórtex, (c) adição das partículas de cinzas, (d) vazamento do compósito obtido.

Figura 24: Técnica de amostragem para os diversos ensaios de caracterização dos corpos de prova obtidos na segunda série de corridas experimentais.

Figura 25: Representação da coquilha para a obtenção de corpos de prova para ensaios de resistência ao desgaste.

Figura 26: Coquilha para a fundição de corpos de prova para ensaios de desgaste.

Figura 27: Coquilha aberta após vazamento e solidificação do CMM, mostrando o conjunto fundido.

Figura 28: Conjunto fundido (canal de vazamento + corpos de prova).

Figura 29: Coquilhas utilizadas para a obtenção de corpos de prova, (a) para ensaios de resistência à tração, (b) para análises metalográficas.

Figura 30: Amostragem para análise do percentual de componente cerâmico retido nos CMMs obtidos.

Figura 31: Técnica de amostragem para análises metalográficas.

Figura 32: Esquema do ensaio de resistência ao desgaste abrasivo segundo ASTM G65-85 [55].

Figura 33: Vista parcial do equipamento para os ensaios de desgaste, detalhe do porta amostra, do bico ejetor do abrasivo e da roda revestida de borracha.

Figura 34: Macroestruturas de solidificação em lingotes de Al comercialmente puro (a), Al5Mg (b), e CMM Al5Mg-5Cinzas de Carvão, fundidos em coquilha com $T_v = 800^\circ\text{C}$. Observa-se um refino acentuado da macroestrutura com a adição das partículas de cinzas. Ataque: Reativo de Tucker.

Figura 35: Macroestruturas de corpos de prova tipo barra, fundidos em moldes de areia utilizando resfriador de aço, (a) Al comercialmente puro, (b) Al4Mg, (c) Al4Mg-2.75Cz, (d) Al4Mg-5.5Cz, (e) Al4Mg-8.25Cz; mostrando um refino gradual da matriz em função da adição de teores crescentes de cinzas. Ataque: Reativo de Tucker.

Figura 36: Macroestruturas de corpos de prova tipo barra, fundidos em moldes de areia sem a utilização de resfriador, (a) Al comercialmente puro, (b) Al4Mg, (c) Al4Mg-2.75Cz, (d) Al4Mg-5.5Cz, (e) Al4Mg-8.25Cz; mostrando refinamento dos grãos e uma maior tendência para a

segregação do componente de reforço em relação à figura anterior (utilização de resfriador de aço). Ataque: Reativo de Tucker.

Figura 37: Macrografias de corpos de prova com composição Al4Mg-8.25Cz fundidos em moldes de areia, sem o uso de resfriador (em cima) e com resfriador de cobre (em baixo), mostrando significativa segregação do componente de reforço (partículas ou clusters de cinzas) para a região superior dos mesmos. Ataque: Reativo de Tucker.

Figura 38: Microestruturas da liga base Al2Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, (a) liga base Al2Mg, (b) Al2Mg-2.75Cz, (c) Al2Mg-5.5Cz, (d) Al2Mg-8.75Cz. Ataque HF 1%, 200x.

Figura 39: Microestruturas da liga base Al4Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, (a) liga base Al4Mg, (b) Al4Mg-2.75Cz, (c) Al4Mg-5.5Cz, (d) Al4Mg-8.25Cz. Ataque HF 1%, 200x.

Figura 40: Microestruturas da liga base Al6Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, (a) liga base Al6Mg, (b) Al6Mg-2.75Cz, (c) Al6Mg-5.5Cz, (d) Al6Mg-8.25Cz. Ataque HF 1%, 200x.

Figura 41: Micrografias do CMM Al4Mg-8.25Cz obtidas usando microscopia ótica (a) e microscopia eletrônica de varredura (b), mostrando que o uso da técnica MEV possibilita uma melhor visualização das partículas de cinzas no CMM. Ataque HF 1%, 200x.

Figura 42: Amostra do CMM Al4Mg-5.5Cz observada por microscopia eletrônica de varredura, (a) 140x, (b) 350x, (c) 1400x, 350x. Ataque: HF 1%.

Figura 43: Amostra do CMM Al4Mg-8.25Cz analisada usando microscopia eletrônica de varredura, nota-se a ocorrência de uma interação razoável entre partícula e matriz, indicando a ocorrência de uma boa molhabilidade entre as partes. Ataque HF 1%, 1000x.

Figura 44: Variação no percentual de Cz retida em CMMs AlMg-2.75Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

Figura 45: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-2.75Cz fundidos em moldes de areia sem o uso de resfriador.

Figura 46: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-2.75Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

Figura 47: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-2.75Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

Figura 48: Variação no percentual de cinza retida nos CMMs AlMg-5.50Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

Figura 49: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-5.50Cz fundidos em moldes de areia sem o uso de resfriador.

Figura 50: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-5.50Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

Figura 51: Variação no percentual de cinza retida em CMMs AlMg-8.25Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

Figura 52: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-8.25Cz fundidos em moldes de areia sem a utilização de resfriador.

Figura 53: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-8.25Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

Figura 54: Percentual de cinzas retidas em CMMs AlMg-8.25Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

Figura 55: Eficiência de retenção de partículas cerâmicas em CMMs com liga base AlMg, em função da quantidade de Mg adicionado.

Figura 56: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada em CMMs com liga base Al2Mg.

Figura 57: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada em CMMs com liga base Al4Mg.

Figura 58: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada em CMMs com liga base Al6Mg.

Figura 59: Variação na dureza de ligas AlMg em função da adição de percentuais crescentes de partículas cerâmicas.

Figura 60: Valores de dureza, para corpos de prova tipo barra, em função do percentual de cinza adicionada.

Figura 61: Valores de dureza, nas pontas resfriadas de corpos de prova fundidos sob diferentes condições de extração de calor, em função do percentual de cinza adicionada.

Figura 62: Resistência ao desgaste em CMMs AlMg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

Figura 63: Eficiência de retenção de partículas de Cinzas de Carvão em CMMs produzidos sob as condições experimentais GM e GR. Cps e5.

Figura 64: Idem. Cps e10.

Figura 65: Corpos de prova em CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão, mostrando redução na fluidez em função do acréscimo na quantidade de cinza adicionada ao metal líquido, (a) vista frontal (teor crescente de cinzas da esquerda para a direita), (b) vista superior (idem de cima para baixo).

Figura 66: Corpos de prova submetidos ao ensaio de desgaste abrasivo segundo a norma ASTM G65-85, mostrando as marcas do desgaste sofrido em função da ação do abrasivo, (a) e (b) apresentam marcas aproximadamente retangulares o que indica um procedimento correto na realização dos ensaios, enquanto (c) apresenta uma marca deformada.

Figura 67: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão - Corpos de prova e5.

Figura 68: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão - Corpos de prova e10.

Figura 69: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão - Corpos de prova e5.

Figura 70: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão - Corpos de prova e10.

Figura 71: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-SiO₂ - Corpos de prova e5.

Figura 72: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-SiO₂ - Corpos de prova e10.

Figura 73: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ - Corpos de prova e5.

Figura 74: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ - Corpos de prova e10.

Figura 75: Variação na resistência ao desgaste em função do % de componente de reforço em CMMs com diferentes materiais cerâmicos - Cps e5.

Figura 76: Variação na resistência ao desgaste em função do % de componente de reforço em CMMs com diferentes materiais cerâmicos - Cps e10.

Figura 77: Valores de desgaste em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão obtidos sob diferentes condições experimentais - Cps e5.

Figura 78: Valores de desgaste em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão obtidos sob diferentes condições experimentais - Cps e10.

Figura 79: Comparação da resistência ao desgaste entre diversos CMMs e suas respectivas ligas base, todos os CMMs foram obtidos com a adição de 5% em peso do componente cerâmico.

Figura 80: Desgaste relativo entre diversos CMMs obtidos com a adição de 5%(em peso) do componente cerâmico de reforço.

Figura 81: Relação entre os valores de desgaste e o aspecto superficial da região desgastada em corpos de prova da liga base Al₃Mg e dos CMMs obtidos com a adição de diferentes percentuais de cinzas. Cps e5, condição GR. Aum. 8x.

Figura 82: Idem, condição GM. Aum. 8x.

Figura 83: Idem, Cps e10, condição GR. Aum. 8x.

Figura 84: Idem , Cps e10, condição GM. Aum. 8x.

Figura 85: Valores de perda em volume e metalografias das região desgastada em CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão com diferentes teores de cinzas. Cps e10, condição GM. Aum. 10x.

Figura 86: Idem, condição FM. Aum. 10x.

Figura 87: Idem, condição GR. Aum. 10x.

Figura 88: Idem, condição FR. Aum. 10x.

Figura 89: Macroestruturas de solidificação em lingotes de CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão com diferentes quantidades de cinzas, (a) 1%Cinzas, (b) 3%, (c) 5%, (d) 7%. Ataque: Água régia fluorada conc.

Figura 90: Macroestruturas de solidificação em lingotes de CMMs Al3Mg-Al₂O₃ com diferentes quantidades de Al₂O₃, (a) 1%Al₂O₃, (b) 3%, (c) 5%, (d) 7%. Ataque: Água régia fluorada conc.

Figura 91: Macroestruturas de solidificação em canais de vazamento dos corpos de prova para desgaste, (a) Liga Al3Mg, (b) CMM Al3Mg-5Cinzas de Carvão, (c) CMM Al3Mg-5Al₂O₃. Ataque: Água régia fluorada conc.

Figura 92: Microestruturas da liga base Al12Si3Mg (a) e dos CMMs Al12Si3Mg-5Cinzas de Carvão, obtidos sob as condições GR (b), GM (c) e FR (d). Ataque HF 1%, 200x.

Figura 93: Microestruturas da liga base Al12Si3Mg (a) e do CMM Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão (b), observadas com um maior aumento ($\approx 500x$). Nota-se o refino da matriz e uma boa interação entre partícula e matriz. Ataque HF 1%.

Figura 94: Microestruturas em corpos de prova da liga base Al3Mg (a) e do CMM Al3Mg-5Cinzas de Carvão (b). Ataque HF 1%, 200x.

Figura 95: Variação do limite máximo de resistência à tração da liga Al12Si3Mg em função da adição de teores crescentes de partículas de cinzas para a produção de CMMs.

Figura 96: Variação dos valores de alongamento da liga Al12Si3Mg com a adição de partículas de cinzas de carvão para a produção de CMMs.

Figura 97: Valores do limite máximo de resistência à tração para a liga Al3Mg e para os CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão.

Figura 98: Variação da dureza em função da adição crescente de partículas de cinzas de carvão.
Liga base Al3Mg.

Figura 99: Variação da dureza em função da adição crescente de partículas de cinzas de carvão.
Liga base Al12Si3Mg.

LISTA DE TABELAS

Tabela I: Tensão superficial de metais puros nos seus respectivos pontos de fusão.

Tabela II: Relação entre observações experimentais e os critérios da condutividade e da difusividade térmica para a previsão da captura ou rejeição de partículas sólidas por cristais em crescimento em diversos sistemas [4].

Tabela III: Composição química das cinzas volantes do carvão de Candiota [108].

Tabela IV: Características físicas das cinzas volantes do carvão de Candiota [108].

Tabela V: Experiências preliminares para teste do equipamento, do método do vórtex e de alguns parâmetros de processo.

Tabela VI: Resumo das corridas experimentais para obtenção de CMMs AlMg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes de areia com resfriadores.

Tabela VII: Experiências para a obtenção de CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão em moldes permanentes.

Tabela VIII: Experiências para a obtenção de CMMs Al₃Mg-Cinzas de Carvão em moldes permanentes.

Tabela IX: Resumo das experiências para a produção de CMMs Al-Al₂O₃ e Al-SiO₂.

Tabela X: Valores de desgaste para CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes permanentes.

Tabela XI: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes permanentes.

Tabela XII: Valores de desgaste para CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ e Al₃Mg-SiO₂ fundidos em moldes permanentes.

Tabela XIII: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão em função das condições experimentais utilizadas- Cps e5.

Tabela XIV: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão em função das condições experimentais utilizadas - Cps e10.

SIMBOLOGIA

θ	Ângulo de contato sólido-líquido
γ_{lg}	Tensão superficial na interface líquido-gás
γ_{sl}	Tensão superficial na interface sólido-líquido
γ_{sg}	Tensão superficial na interface sólido-gás
D_f	Força motriz para o molhamento
γ_{lv}	Tensão superficial líquido-vácuo
γ_{sv}	Tensão superficial sólido-vácuo
ω_a	Trabalho de adesão
R	Raio de uma partícula esférica
ω	Ângulo entre uma partícula sólida e um metal líquido
g	Aceleração da gravidade
ρ_p	Densidade da partícula
ρ_l	Densidade do líquido
H_v	Calor de vaporização de um metal líquido
k'	Constante
T_f	Temperatura de fusão
β	Fator de forma de uma gota de metal líquido
b	Raio de curvatura na origem de uma gota de metal líquido
A	Espécie química no líquido
B	Espécie química na superfície do sólido
m	Número de átomos de A
n	Número de átomos de B
$AmBn$	Composto formado na interface sólido-líquido
Me^{2+}	Cátions do metal base
O^{2-}	Ânions oxigênio
S/L	Interface sólido-líquido
U_c	Velocidade crítica para a captura de partículas pela frente de solidificação
ΔH	Calor latente de fusão
a_0	Constante de rede
V_0	Volume
K_p	Condutividade térmica da partícula cerâmica
K_l	Condutividade térmica do metal líquido
K_s	Condutividade térmica do metal sólido

γ_{ps}	Tensão superficial partícula-metal sólido
γ_{pl}	Tensão superficial partícula-metal líquido
ΔG	Variação total de energia livre
C_p	Calor específico da partícula cerâmica
C_l	Calor específico do líquido
T	Temperatura
k	Constante de Boltzman
T_b	Temperatura do banho no momento da adição do componente cerâmico
T_{cz}	Temperatura de pré-aquecimento das partículas de cinzas
CMMs	Compósitos com matriz metálica
Cps	Corpos de prova
SCR	Diodo controlado de silício
Cz	Partículas de cinzas volantes de carvão da Usina de Candiota
LB	Liga base (ou metal matriz)
G	Partículas de cinzas com diâmetros maiores que 105 μ m
F	Partículas de cinzas com diâmetros menores que 105 μ m
e5	Corpos de prova retangulares com espessura 5mm
e10	Corpos de prova retangulares com espessura 10mm
e15	Corpos de prova retangulares com espessura 15mm
ΔM	Perda em massa durante os ensaios de desgaste
ΔV	Perda em volume durante os ensaios de desgaste
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Reg. A	Metade superior dos corpos de prova fundidos em areia com resfriadores
Reg. B	Metade inferior dos corpos de prova fundidos em areia com resfriadores
GM	Condição experimental onde foram utilizadas partículas maiores e velocidade máxima para a agitação do banho
FM	Condição experimental onde foram utilizadas partículas menores e velocidade máxima para a agitação do banho
GR	Condição experimental onde foram utilizadas partículas maiores e velocidade reduzida para a agitação do banho
FR	Condição experimental onde foram utilizadas partículas menores e velocidade reduzida para a agitação do banho
E	Valores de desgaste obtidos nas corridas experimentais
L	Valores de desgaste extraídos da literatura
σ_{max}	Limite máximo de resistência à tração

RESUMO

Este trabalho descreve os procedimentos fundamentais para obtenção de compósitos com matriz metálica (CMMs) por dispersão de partículas cerâmicas em metal líquido (Método do Vórtex), para o caso particular de Alumínio e suas ligas com partículas de cinzas volantes de carvão da Usina de Candiota-RS.

Para o desenvolvimento da parte experimental, foi projetado e construído um equipamento adequado para a produção de CMMs por este método. Os corpos de prova foram fundidos em moldes de areia e permanentes, sob diferentes condições experimentais, usando ligas Al12Si3Mg e Al3Mg com adições de partículas de cinzas de carvão variando de 1 a 7% em peso.

A caracterização dos CMMs produzidos foi realizada através de macrografias, microscopia ótica e eletrônica, análises químicas (para a determinação da quantidade de cinza retida na matriz metálica), ensaios mecânicos e ensaios de desgaste.

Os resultados indicaram a ocorrência de refino acentuado da matriz rica em Al e incrementos significativos nos valores de resistência ao desgaste, o que foi atribuído à alterações nos mecanismos de desgaste, que variaram de uma condição de desgaste adesivo no caso das ligas base, para condições de desgaste predominantemente abrasivo nos CMMs com 5 e 7% de partículas de cinzas.

ABSTRACT

This work describes the basic procedures for the obtention of metal matrix composites (MMCs) by dispersion of ceramic particles in liquid metals (Vortex Method), especially in Aluminum and Aluminum alloys with Brazilian coal fly ash from Candiota-RS.

For this purpose, an appropriate apparatus was designed and constructed, and a number of experiments were conducted under different experimental conditions. The test specimens of Al12Si3Mg e Al3Mg alloys were cast in sand and permanent molds, with percentages of coal fly ash particles varying from 1 to 7 % wt.

The characterization of produced MMCs was done by macrostructure and microstructure examinations, by chemical analysis (for the determination of coal fly ash particles quantities retained in the metal matrix), and by mechanical and wear tests.

The results show a considerable grain refinement in aluminum matrix and significant increase in the wear resistance values, that were attributed to changes in the wear mechanisms, these changed from an adhesive wear condition in the base alloys to essentially abrasive wear conditions in the MMCs with 5 and 7% wt of coal fly ash particles.

1. INTRODUÇÃO

Compósito ou material composto pode ser definido como um sistema de materiais gerado pela mistura ou combinação de dois ou mais macroconstituintes que diferem em forma e/ou composição química e que sejam essencialmente insolúveis entre si [1]. De acordo com o tipo de aplicação a que se destinam, os materiais compostos podem ser constituídos por combinações entre materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos, combinações estas que podem envolver dois ou três destes materiais convencionais.

Os compósitos com matriz metálica (CMMs) pertencem a uma classe de materiais que combinam uma matriz metálica com um componente de reforço, geralmente cerâmico sob a forma de fibras, whiskers ou partículas, resultando em um produto final com características e propriedades intermediárias entre as dos materiais que os originam. A grande vantagem destes compostos é a possibilidade de previsão das propriedades finais através do controle da quantidade e da localização do componente de reforço [2].

No caso específico de CMMs com matriz em alumínio e suas ligas, as possibilidades de combinar o baixo peso específico inerente a estes materiais metálicos com os consideráveis incrementos obtidos nas propriedades mecânicas e tribológicas em função da adição de partículas ou fibras cerâmicas, tornam os mesmos altamente atrativos para a aplicação nas indústrias automobilística e aeronáutica, onde a redução de peso conjugada com a manutenção de requisitos como durabilidade, desempenho e segurança representa a redução de custos. Pistões e para motores de combustão interna, mancais, pinos de cruzeta, rotores de freios, rodas, camisas de pistões, ferramentas de corte e contatos elétricos são alguns exemplos de aplicações de CMMs [3-6].

Apesar da tecnologia de obtenção de CMMs por processos de fundição ser amplamente dominada em países desenvolvidos como o Japão, a Alemanha e os Estados Unidos, e até mesmo por alguns países do terceiro mundo como a Índia e a China, no Brasil o desenvolvimento de pesquisas nesta área de conhecimento se encontra em fase embrionária, o que justifica a iniciativa de abrir-se uma linha de pesquisa com o objetivo de dominar esta tecnologia, ainda mais se for levado em conta que o componente cerâmico de reforço utilizado trata-se de um dejetado industrial gerado em larga escala, constituindo-se portanto num componente de baixo custo.

Neste trabalho procura-se obter CMMs Al-Cinzas de Carvão usando o método do vórtex para dispersão das partículas de cinzas volantes provenientes da queima de carvão mineral nas caldeiras da Usina Termelétrica de Candiota em banhos de Al comercialmente puro e da liga Al₁₂Si, sempre com adições de Mg (≈3% em peso) com o objetivo de melhorar a molhabilidade entre o metal líquido e as partículas sólidas; e processos convencionais de fundição (coquilha ou moldes de areia com resfriadores) para a conformação final destas misturas metal-partículas cerâmicas.

2. ESTADO DA ARTE

Os CMMs são gerados pela mistura de dois ou mais materiais, um dos quais é metálico, obtendo-se combinações que conseguem aliar propriedades inerentes aos materiais que os compõem, propiciando, desta forma, o desenvolvimento de novos materiais que atendam determinados requisitos e consigam apresentar conjugações de propriedades impossíveis com os materiais monolíticos convencionais.

Os materiais metálicos mais utilizados como matriz para a produção de CMMs são o alumínio, o titânio, o magnésio ou o cobre e suas respectivas ligas [7]. Dentre estes o que mais vem recebendo a atenção dos pesquisadores e das indústrias envolvidas com o desenvolvimento de compósitos é o alumínio e suas ligas, principalmente em função do seu baixo peso e das facilidades de fabricação em comparação com outros metais ou ligas. Os compósitos obtidos utilizando ligas de alumínio como metal base permitem aliar elevadas propriedades mecânicas e /ou tribológicas com um baixo peso específico, o que confere aos mesmos uma ampla gama de possibilidades de aplicações como materiais alternativos na substituição de componentes atualmente fabricados em aços, ferros fundidos ou ligas especiais; com substancial vantagem no que se refere à redução de peso.

Os materiais de reforço que vêm sendo utilizados diferem tanto na forma quanto na natureza química; quanto à forma podem se apresentar como partículas, whiskers e fibras contínuas ou descontínuas [7] e no que se refere à natureza química dos materiais utilizados como componente de reforço podem ser citados a alumina, sílica, carbeto de silício, mica, grafite, zircônia, cinzas de casca de arroz, cinzas de casca de côco, vidro, nitreto de boro, areia, cinzas de carvão, entre outros [4,7,10].

A aplicação de CMMs em escala comercial teve como marco inicial a utilização pela Toyota de um reforço de fibra cerâmica em substituição a um inserto em Nihard, na fabricação de pistões. Outra usuária em potencial de CMMs nos próximos anos será sem dúvida a indústria aeronáutica. Por exemplo, no Boeing 757 os CMMs representam atualmente menos que 3% do peso total de material metálico, no futuro espera-se que estes materiais representem 50 a 60% do peso estrutural desta aeronave [8].

Os processos utilizados para a fabricação de CMMs incluem deposição química, laminação a quente, extrusão, forjamento, sinterização e fundição, entre outros [9].

No que se refere especificamente aos processos de fundição, ou seja, aqueles que envolvem a mudança do estado físico (fusão/solidificação) do metal base, têm sido investigadas técnicas convencionais como fundição por gravidade em moldes de areia [10,12] e em moldes permanentes [13-20], fundição sob-pressão [11,12,19,20] e fundição centrífuga [21,22], bem como processos especiais como reofundição [12,23-26], forjamento líquido [20,26-29], infiltração sob

vácuo [30-32] e um processo misto no qual os componentes são misturados por reofundição e posteriormente conformados mecanicamente [33].

2.1 Processos de Fundição de Compósitos com Matriz Metálica

a) *Fundição em Moldes de Areia*

A baixa taxa de resfriamento em moldes de areia provoca, durante a solidificação, a ocorrência de uma significativa segregação das partículas de reforço, sendo que este efeito pode ser tanto indesejável, caso de peças que necessitam uma distribuição razoavelmente homogênea destas partículas, como também pode ser benéfico, nos casos específicos de peças que necessitam superfícies altamente resistentes ao desgaste. Quando é fundamental uma distribuição homogênea da fase de reforço se torna aconselhável o uso de resfriadores ou aplicação somente para peças de paredes finas, reduzindo-se assim o tempo de solidificação e a conseqüente tendência à segregação [4,10]. Este processo vem sendo utilizado na fabricação de carcaças de bombas usando ligas de alumínio combinadas com partículas de grafite [10].

b) *Fundição em Moldes Permanentes*

Neste tipo de molde ocorrem taxas de resfriamento relativamente altas, ocasionando a ocorrência de distribuições mais homogêneas da fase de reforço na matriz metálica [4,10], sendo esta uma das causas que contribuem para o fato de ser este o processo de fundição mais utilizado na obtenção de CMM contendo como matriz o alumínio e suas ligas.

Observações da frequência de distribuição dos espaços interpartículas e dos tamanhos das partículas dispersas em diferentes seções dos fundidos mostraram, em termos estatísticos, a ausência de aglomeração ou segregação significativa da fase de reforço [12].

c) *Fundição Sob-Pressão*

A fundição sob-pressão no caso dos CMMs propicia a fabricação de peças com formatos complexos e a possibilidade de incorporação de altos percentuais do componente cerâmico. Com o uso deste processo foi possível obter compósitos com até 60% em peso de zircônia em ligas de alumínio [19]. A fundição sob-pressão também permitiu uma melhor distribuição da fase cerâmica e um menor índice de porosidades em CMMs Al-grafite e Al-alumina, em comparação com a fundição por gravidade [10].

d) *Fundição Centrífuga*

A fundição centrífuga de compósitos resulta em peças com duas zonas distintas: uma rica e outra pobre em componente cerâmico. Se as partículas são mais leves que o metal base

(por exemplo, grafite ou mica em ligas de alumínio) a zona rica em componente cerâmico se localiza na parte interna do fundido; se por outro lado, as partículas apresentam densidade superior à liga base (como zircônia ou carbeto de silício em alumínio) a região com maior concentração do componente cerâmico é a superfície externa do fundido.

No caso de CMM alumínio-grafite ou alumínio-mica a segregação das partículas cerâmicas para a superfície interna do fundido torna este material aplicável na fabricação de mancais de deslizamento [34,35].

O uso deste processo permitiu a introdução de até 8% em peso de mica e grafite e até 30% em peso de zircônia em zonas específicas de compósitos com matriz de alumínio [10].

e) Reofundição

A reofundição é um processo especial de fundição no qual uma liga metálica parcialmente solidificada é submetida a uma violenta agitação mecânica de forma a obter-se uma massa de metal no estado pastoso, e cuja principal característica é a alteração da estrutura de dendrítica para globulítica, o que implica em decréscimo da viscosidade [36].

Este processo têm sido usado no desenvolvimento de pesquisas sobre a obtenção de CMMs em ligas de alumínio contendo dispersões de alumina, carbeto de silício e vidro [23-25].

Os resultados indicam a possibilidade de dispersar entre 8 a 15% em volume de carbeto de silício, sob a forma de fibras ou whiskers em ligas de alumínio[23]. Como principais vantagens da aplicação deste processo destacam-se o excelente molhamento metal-cerâmico e a ocorrência de fortes ligações entre os componentes no produto final [10].

f) Forjamento Líquido

O forjamento líquido(squeeze-casting) de CMM é um desenvolvimento recente que envolve a infiltração de pré-formas do componente cerâmico, dispostas adequadamente em matrizes metálicas, por metal líquido pressionado unidirecionalmente. Como produto obtém-se peças com forma próxima à final e isentas de porosidades [10].

A indústria automobilística japonesa já está usando este processo na fabricação de pistões em Al-Si reforçados com fibras de carbeto de silício. A literatura especializada descreve uma série de trabalhos sobre a metodologia de obtenção de peças em CMM usando este processo [26-29].

O principal inconveniente do processo é a necessidade de elevadas pressões hidrostáticas para vencer a pressão capilar e preencher espaços muito estreitos entre as partes da pré-forma cerâmica.

g) Infiltração Sob Vácuo

Neste processo as pré-formas (esqueletos) do componente cerâmico são posicionadas no molde e os espaços vazios preenchidos por metal líquido sob vácuo. Os resultados indicam que o processo é adequado para a obtenção de compósitos com elevados percentuais de componente cerâmico, além de propiciar um melhor controle da localização da fase cerâmica [31-32].

2.2 Propriedades de Compósitos com Matriz Metálica Obtidos por Fundição

2.2.1 Propriedades Físicas

Como existem poucos modelos genéricos que permitam prever as propriedades de CMMs, diversos estudos têm sido voltados para a caracterização individual de propriedades físicas, mecânicas e tribológicas destes materiais [4].

As densidades de CMMs Al-ZrO₂ aumentaram com a adição progressiva do componente cerâmico, tanto para fundidos em coquilha por gravidade, como para fundidos sob pressão, enquanto que a adição de grafite e Al₂O₃ causou um decréscimo na densidade dos CMMs obtidos [4]. A expansão térmica decresceu com o incremento na quantidade de mica dispersa em ligas de Al [37], isto possibilita a utilização de CMMs Al-mica na fabricação de pistões automotivos, com grande vantagem em relação às ligas convencionais no que se refere à este item. A condutividade térmica das ligas de Al diminuiu com a adição de grafite [4], enquanto a resistividade aumentou com a adição de mica [37]. Outras propriedades que melhoraram com a adição de grafite [38] e mica [37] em ligas de Al foram a capacidade de amortecimento e a usinabilidade.

2.2.2 Propriedades Mecânicas

Os valores de dureza de CMMs obtidos com a adição de partículas menos duras que a liga base, como são os casos do grafite [39], da mica [40] e da casca de coco queimada [17] em ligas de Al, decresceram em relação à liga base. Enquanto isto, os CMMs contendo partículas mais duras que o Al, como Al₂O₃ [41], ZrO₂ [19], vidro [14], SiC [42] e SiO₂ [13] apresentaram incrementos nos valores de dureza com a adição progressiva do componente cerâmico.

A resistência à tração de ligas de Al no estado bruto de fusão, em geral, diminuiu com a adição de grafite [4], mica [40], casca de coco queimada [17], o mesmo acontecendo com relação ao alongamento. No entanto, estes CMMs são adequados para uma variedade de aplicações, conforme demonstrado em testes de desempenho em mancais, pistões e camisas de pistões [43,44].

A adição de partículas ou fibras de Al₂O₃ [4] e de ZrO₂ [19] à ligas de Al ocasionou um incremento no módulo de elasticidade e na resistência à tração, sendo estes

acrécimos mais significativos nos casos onde o metal base era o Al comercialmente puro [4]. Banerji [17] observou decréscimo nos valores de resistência com a adição de ZrO_2 à liga $Al_{12}Si_4Mg$.

A tenacidade à fratura de CMMs em ligas de Al contendo partículas de vidro e cinzas de carvão [45] não apresentou variações significativas como resultado da dispersão destas partículas. Já em CMMs Al- Al_2O_3 as superfícies das fraturas mostraram consideráveis deformações plásticas da matriz [46].

Majumdar et al [47] realizaram um trabalho onde foram avaliados os comportamentos de resistência e fratura de vários sistemas metal-partícula cerâmica, obtidos por diferentes processos de fabricação como fundição, sinterização e deposição química. Os resultados obtidos indicaram que em sistemas Al-grafite, Al-mica e Al-casca de coco queimada a resistência decresceu com o incremento na fração volumétrica do componente cerâmico. Já em sistemas Al- Al_2O_3 , Al-SiC e Al-vidro foram registrados acréscimos nas propriedades de resistência.

2.2.3 Propriedades Tribológicas

Tribologia (do grego *tribus*=atrito) é o ramo da ciência que estuda os fenômenos associados com o atrito, incluindo o desgaste, a fricção e a lubrificação de componentes móveis que trabalhem sobre severas condições de atrito e fricção.

O desgaste é geralmente definido como a perda progressiva de material resultante da interação mecânica entre duas superfícies em contato, em movimento relativo entre si (deslizamento ou rolamento), e sob ação de uma carga [48]. Esta perda ocorre devido a uma falha mecânica local nas zonas interfaciais submetidas a altas tensões, sendo o modo como esta falha ocorre uma função direta das condições de trabalho de determinada peça ou componente. A deterioração da superfície pode levar à produção de partículas de desgaste através de uma série de eventos caracterizados por mecanismos de adesão e transferência de partículas, ou por um processo de remoção direta de partículas (semelhante à usinagem), ou em certos casos, uma falha na forma de fadiga superficial. O Apêndice I apresenta uma breve revisão [49-51] sobre o assunto, onde são apresentados, de forma sucinta, os principais tipos e mecanismos de desgaste, além dos ensaios mais comumente utilizados para caracterização de materiais quanto a estas propriedades.

O pesquisadores que trabalham com o estudo das propriedades tribológicas de CMMs têm utilizado ensaios que medem desgaste adesivo [52] e desgaste abrasivo [52,58].

No trabalho realizado por Surappa e outros [52] foi feita uma avaliação de taxas de desgaste adesivo e abrasivo em CMMs Al- Al_2O_3 e AlSi- Al_2O_3 . Os ensaios de desgaste adesivo foram feitos mediante fricção das amostras sob carga constante contra um disco de aço em rotação, Figura 01, enquanto que os testes de abrasão foram feitos mediante fricção das

amostras contra uma superfície recoberta com material altamente abrasivo (neste caso alumina), sob determinadas cargas e distâncias de deslizamento..

Os resultados obtidos indicaram um decréscimo nas taxas de desgaste adesivo com a adição de até 5,0% em peso de Al_2O_3 em Al comercialmente puro e nas ligas Al12Si e Al16Si, Figura 02.

Os ensaios de desgaste abrasivo indicaram que o CMM Al-5% Al_2O_3 (% em peso) apresentou taxas de desgaste inferiores ao das ligas Al12Si e Al16Si, sugerindo que este material pode ser utilizado como substituto destas ligas em muitas aplicações onde o requisito fundamental seja a resistência ao desgaste.

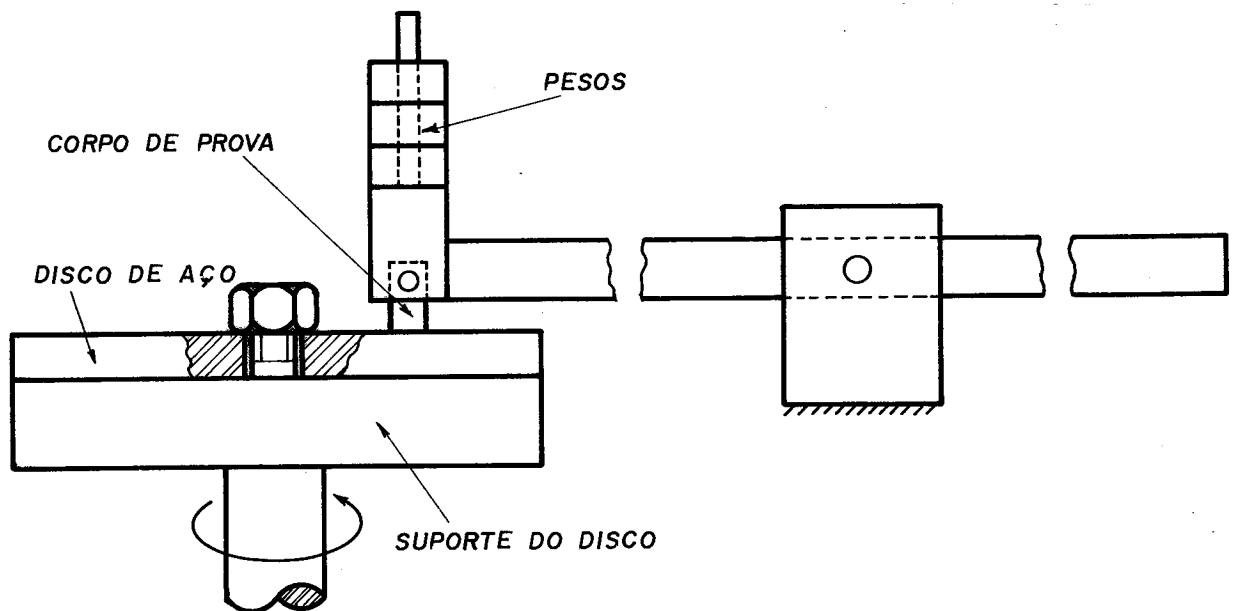


Figura 01: Esquema do equipamento usado por Surappa [52] para ensaios de desgaste adesivo em CMMs Al- Al_2O_3 e AlSi- Al_2O_3 .

Mehrabian e outros [53,54] investigaram a resistência à abrasão de CMMs contendo Al_2O_3 e SiC dispersos em ligas de Al, usando diferentes métodos de ensaio. Em um dos estudos [53] foi utilizado o método proposto pela norma ASTM G65-85 [55], variando-se a carga aplicada e a distância de teste. Os resultados obtidos, Figura 03, indicaram que as taxas de desgaste nas ligas 2014 e 2024 decresceram com o incremento na quantidade e no tamanho das partículas de Al_2O_3 , enquanto que para a adição de partículas de SiC os decréscimos foram menores, o que pode ser atribuído a existência de uma interface frágil entre partícula e matriz [53].

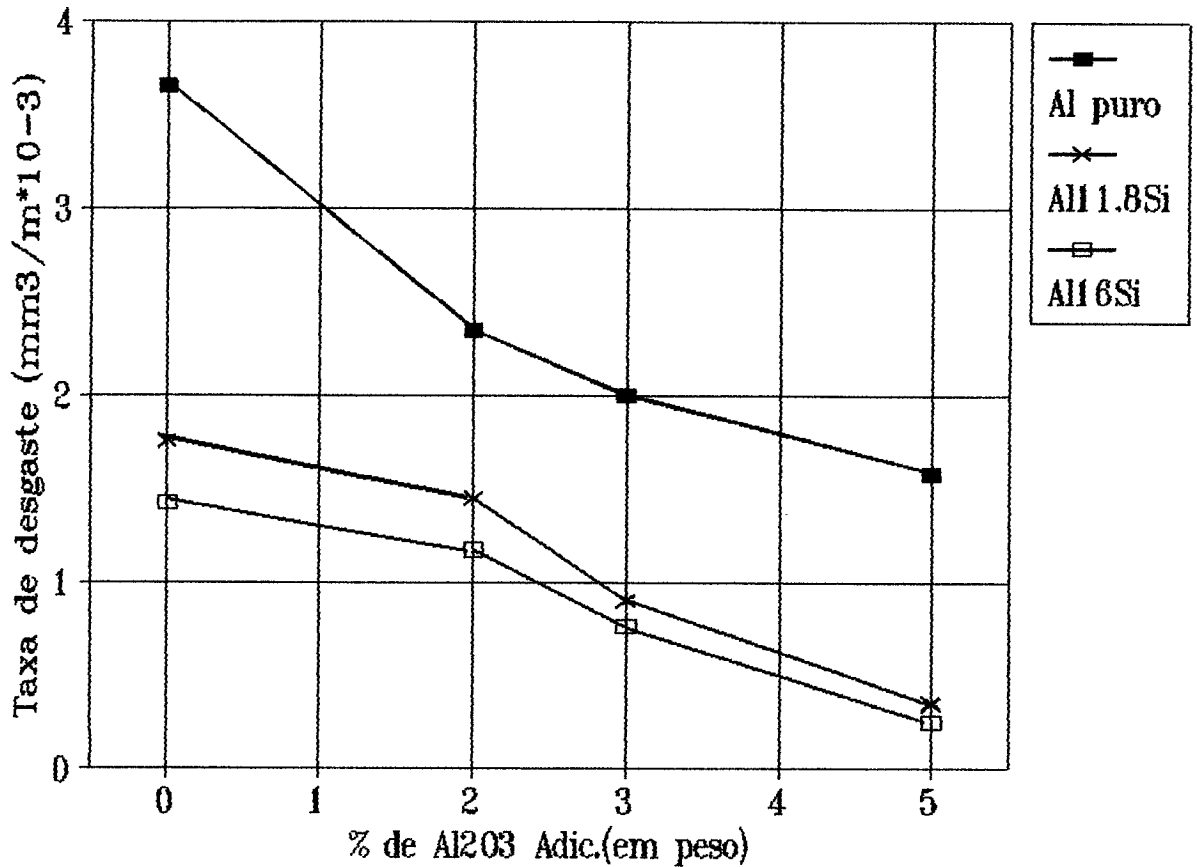
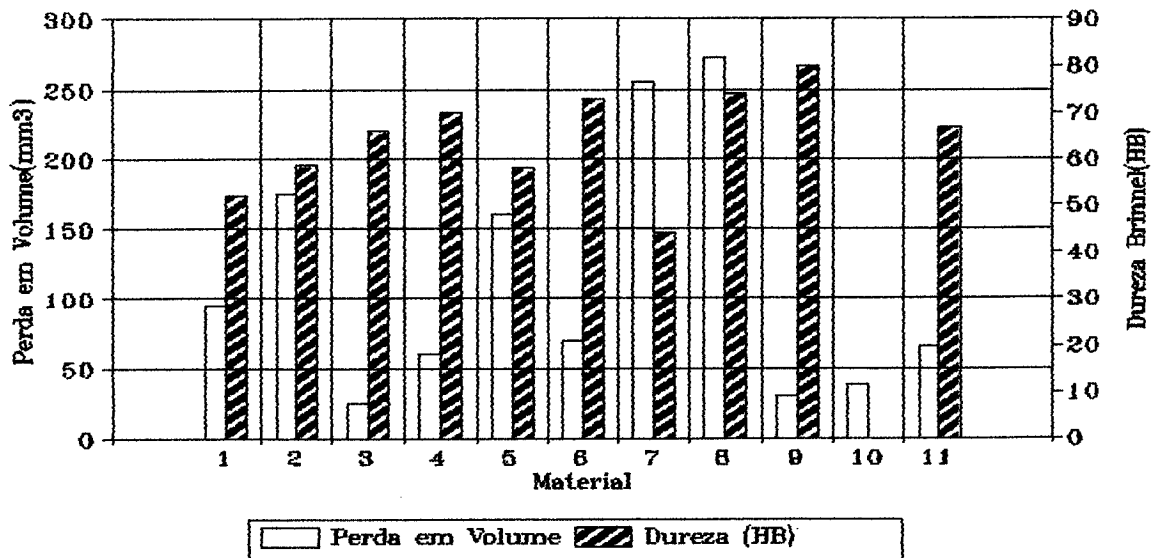


Figura 02: Taxas de desgaste adesivo para Al e AlSi contendo partículas de Al_2O_3 [52].

No outro trabalho [54] as medidas de resistência ao desgaste foram feitas utilizando o método denominado pino-disco (pin-on-disc-type machine), Figura 04. Foram realizados diversos testes para a avaliação da perda em volume dos diferentes materiais testados, variando-se a carga aplicada e a distância de deslizamento. Os valores obtidos mostraram que a adição de elevados teores de partículas não metálicas reduz sensivelmente o desgaste em ligas de Al. Por exemplo, CMMs contendo como matriz a liga 2024 e mais do que 20%(em peso) de partículas de Al_2O_3 com tamanho aproximado de $142\mu m$, mostraram uma perda em peso na ordem de duas vezes menor que a liga base preparada e testada sob condições idênticas. Em contradição com o trabalho anterior [53], aqui os CMMs contendo adição de SiC apresentaram maiores resistências que os com Al_2O_3 , sendo este efeito atribuído à grande dureza do SiC [54].



- | | |
|--|--|
| 01. Al2014+20%Al ₂ O ₃ , 16μ | 07. Al2014 (Forjado) |
| 02. Al2024+5%Al ₂ O ₃ , 16μm | 08. Al2024 (T351) |
| 03. Al2024+20%Al ₂ O ₃ , 142μm | 09. Al4Mg+23%Al ₂ O ₃ , fibras |
| 04. Al2024+20%Al ₂ O ₃ , 63μm | 10. Aço AISI1345 Trat. Term. |
| 05. Al2014+5%SiC, 16μm | 11. Aço AISI1020 |
| 06. Al2014+20%SiC, 16μm | |

Figura 03: Resultados de resistência ao desgaste abrasivo em CMMs Al-Al₂O₃ e Al-SiC, obtidos por Mehrabian [53] utilizando o método de ensaio recomendado pela norma ASTM G65-85 [55].

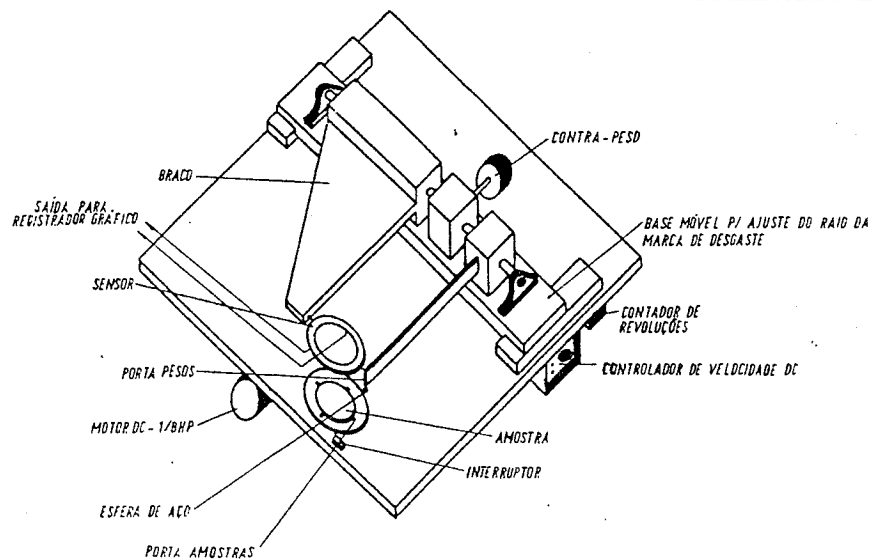


Figura 04: Esquema do equipamento "pin-on-disc-type machine" utilizado por Mehrabian [54] para testes de desgaste em CMMs.

Morita e outros [56] estudaram as propriedades de desgaste em CMMs obtidos pela mistura de Al_2O_3 (na forma de fibras) e de SiC (na forma de whiskers) com a liga 6061 por técnicas de metalurgia do pó. Os testes de desgaste foram realizados em um equipamento similar ao utilizado por Mehrabian [54] e a resistência avaliada pelo coeficiente de desgaste, definido como o quociente entre a perda em volume e o produto entre a carga aplicada e a distância de deslizamento. Os resultados registraram a variação deste coeficiente de desgaste em função da fração volumétrica do componente cerâmico, indicando um incremento significativo na resistência ao desgaste para frações volumétricas maiores que 15% e um maior acréscimo nesta resistência nos casos onde foram adicionados "whiskers" de SiC, Figura 05.

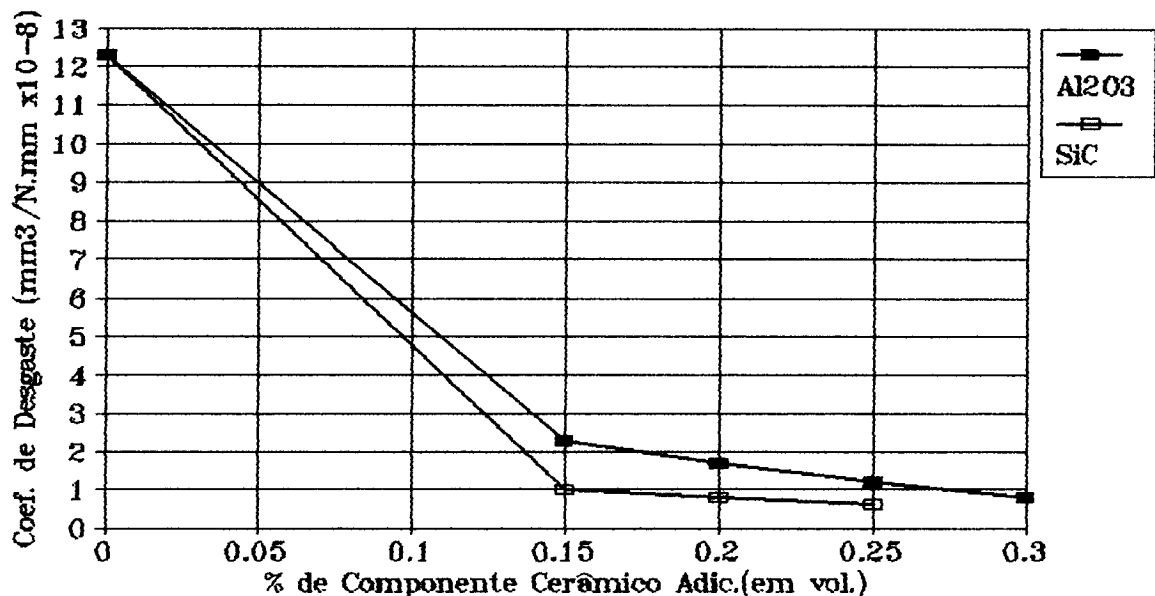


Figura 05: Valores de desgaste (na forma de coeficientes de desgaste) medidos por Morita [56] para CMMs obtidos por metalurgia do pó.

Yang [57] avaliou o desgaste de CMMs produzidos por refundição, utilizando como matriz metálica uma liga para pistões automotivos ($Al_{12}Si_{1.4}Cu_{3}Mg$) e partículas de bauxita com granulometria inferior a $50\mu m$, como componente de reforço. Os testes de desgaste indicaram uma redução na taxa de desgaste em função do acréscimo na quantidade de bauxita para as três diferentes condições de carga utilizadas, Figura 06.

A Figura 07 mostra o desgaste relativo entre os diversos materiais testados sob as mesmas condições para diferentes cargas, tomando como padrão de referência (desgaste relativo=1) a liga base. Pode-se observar neste gráfico que os CMMs com 20%(em peso) de bauxita apresentam desgastes muito inferiores à liga base para todas as cargas testadas, e que para baixas cargas o desgaste destes CMMs é similar ao sofrido pelo aço 1040 [57].

Guha e Dhindaw [18] fizeram testes de desgaste em CMMs preparados pelo método do vórtex, utilizando a liga $Al_{10}Si_{6}Mg$ e partículas de "white ash" ($95\%SiO_2$) e SiC, e

constatarem um acréscimo substancial na resistência ao desgaste com a adição deste tipo de partículas, Figura 08.

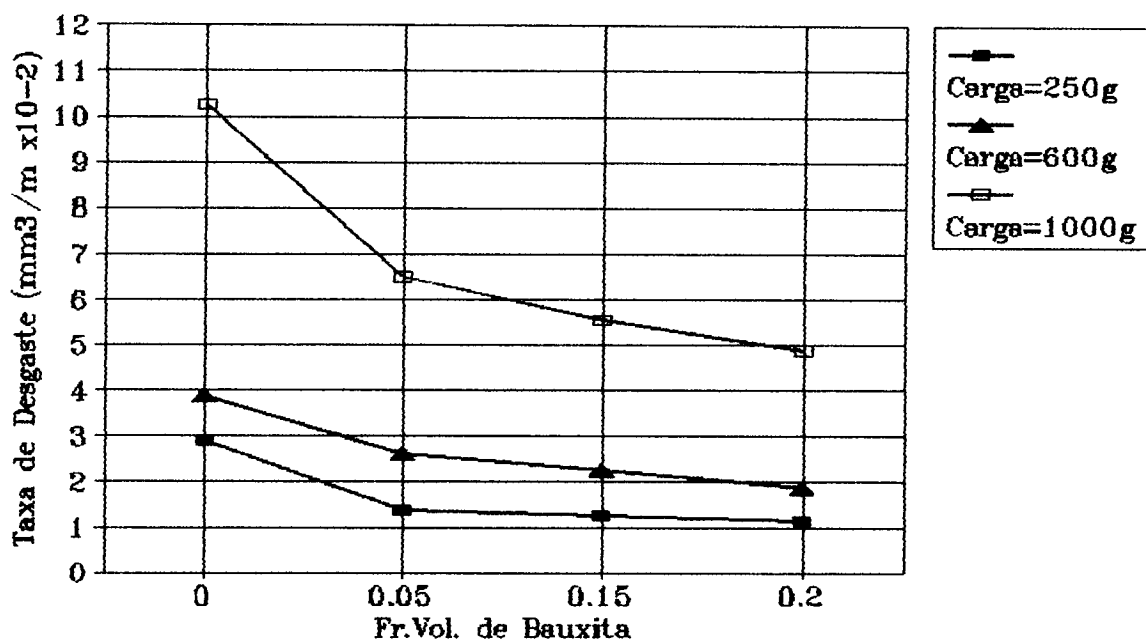


Figura 06: Efeito da quantidade de bauxita adicionada sobre a taxa de desgaste de CMMs submetidos a três diferentes cargas durante os testes [57].

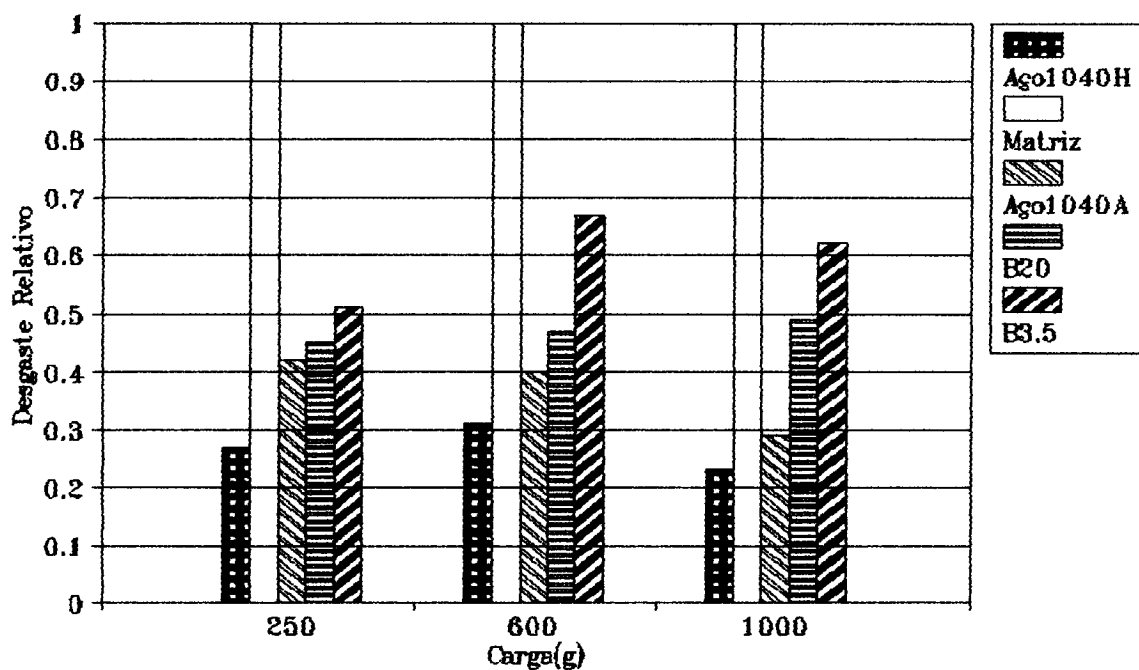


Figura 07: Desgaste relativo entre materiais testados sob diferentes cargas [57].

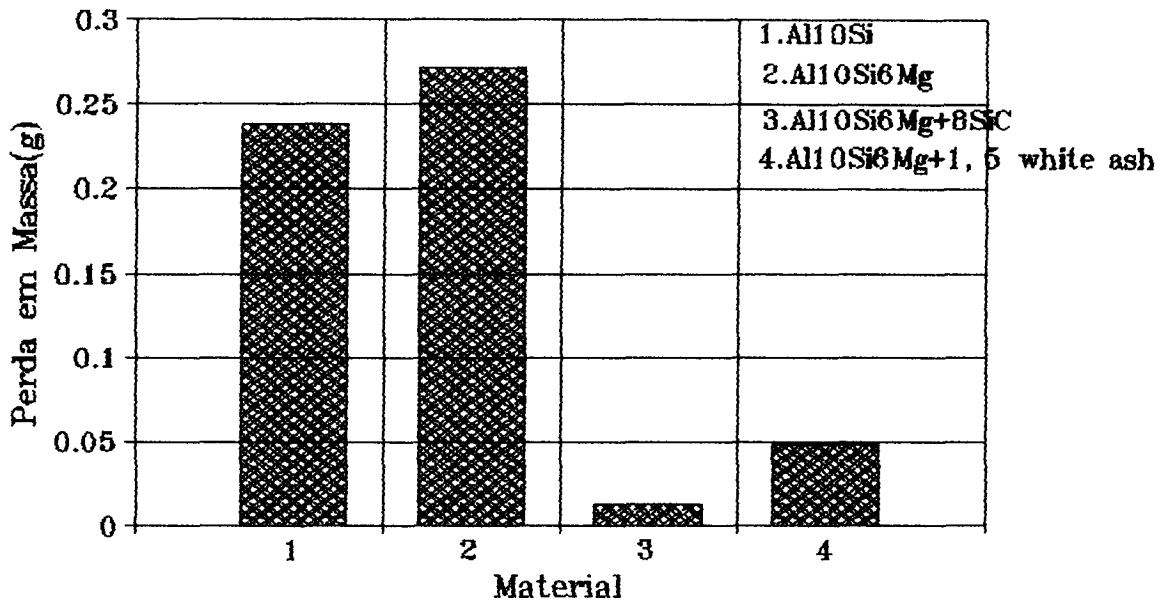


Figura 08: Valores de desgaste para CMMs Al10Si6Mg com partículas de "white ash" e SiC, segundo Dhindaw [18]

Banerji [58] estudou o desgaste abrasivo em compósitos Al12Si4Mg contendo partículas de ZrO₂ (com tamanho médio 100µm) em frações volumétricas de até 35% e, conforme pode ser observado na figura 09, os CMMs contendo 25% de ZrO₂ apresentaram taxas de desgaste equivalentes à latões e aços carbono.

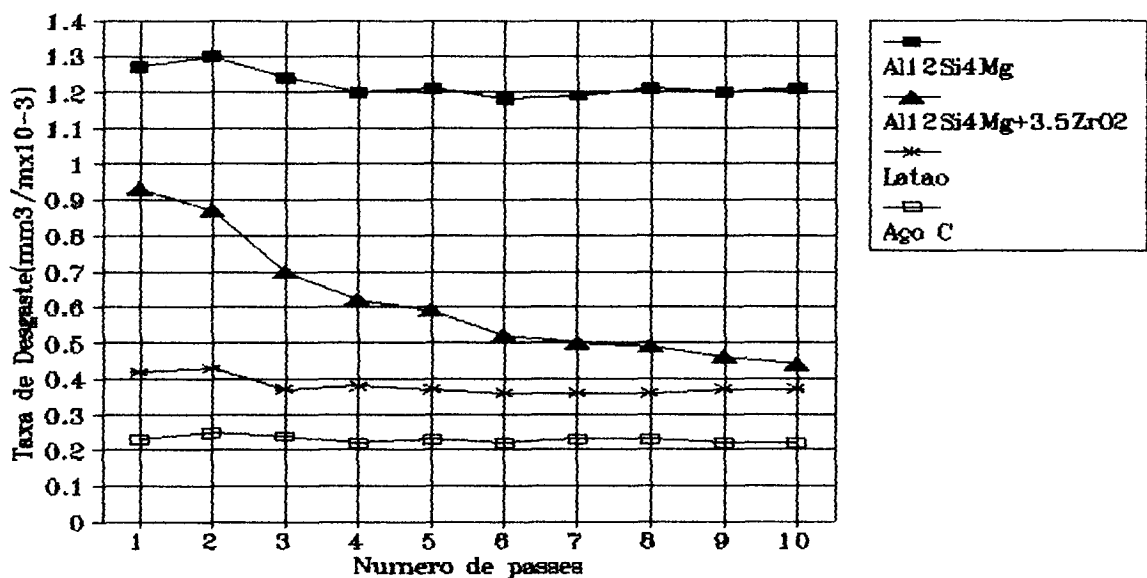


Figura 09: Taxas de desgaste de vários materiais como função do número de passes, mostrando que para um maior número de passes o compósito apresenta resistência ao desgaste semelhante ao latão e a um aço baixo carbono [58].

Diversos trabalhos foram direcionados para a avaliação das propriedades tribológicas de CMMs Al-grafite [59-66]. Em todos os casos os resultados indicaram que a adição de partículas de grafite à ligas de Al melhora as propriedades de resistência ao desgaste destas. Esta melhora foi atribuída ao fato do grafite atuar como lubrificante sólido [62-64].

2.3 Microestruturas de Compósitos com Matriz Metálica Obtidos por Fundição

De acordo com Mortensen e outros [67], o problema microestrutural mais crítico na matriz de CMMs obtidos por processos de fundição é a presença de porosidades e microrechupes. No caso do processo de infiltração o uso de altos percentuais do componente de reforço restringe o movimento do fluxo de líquido entre os ramos das dendritas em crescimento, favorecendo a formação de microrechupes dispersos na matriz metálica.

A microestrutura de vários CMMs contendo Al e suas ligas como metal base foi avaliada por e Mortensen e outros [67,68]. As principais observações destes estudos foram as seguintes:

- *Ligas Al-Si*: são muito utilizadas em função da excelente fluidez e pela compatibilidade com diversos componentes de reforço. Em todos os casos foi verificado que a segunda fase (Si) concentrou-se ao redor das partículas e fibras. Também ficou evidenciada a ocorrência de refinamento, e até modificação do Si eutético e do Si primário, em ligas eutéticas e hipereutéticas.
- *Ligas Al-Mg*: ocorreu um refino no tamanho de grão com a presença de partículas de Al_2O_3 . A segunda fase se concentrou predominantemente ao redor das fibras ou partículas.
- *Ligas Al-Li*: estas ligas em combinação com fibras de Al_2O_3 , apresentaram a formação de compostos intermetálicos $AlLi$ na matriz. Isto foi atribuído à ocorrência de reação interfacial formando um composto $LiAl_3O_8$ com espessura entre 0,5 e 1,0 μm .
- *Liga Al-12Si e Al comercialmente puro*: ocorrência de grãos grosseiros e de uma rede grosseira de segunda fase nos contornos de grão. No caso da liga Al-12Si as regiões eutéticas coincidiram com a localização da fase cerâmica.
- *Ligas Al-Cu*: a solidificação seguiu o mesmo modelo citado anteriormente, com a primeira fase evitando a fase cerâmica. O eutético precipitou sobre as fibras ou entre os ramos individuais das dendritas.
- *Ligas Al-Ni*: o uso de Ni como cobertura de partículas de grafite ocasionou a formação de dendritas primárias de Al_3Ni , crescidas a partir destas partículas.

3. PREPARAÇÃO DE COMPÓSITOS COM MATRIZ METÁLICA POR DISPERSÃO DO COMPONENTE DE REFORÇO NO METAL LÍQUIDO- FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.

A obtenção de CMM por processos de fundição envolve o controle de três eventos de fundamental importância, a saber: a introdução e dispersão do componente de reforço no metal líquido; a interação entre estes componentes, através do molhamento da superfície das partículas pelo líquido e a manutenção de uma distribuição razoavelmente homogênea da fase dispersa na matriz metálica durante e após a solidificação do compósito.

3.1 Introdução de Partículas Sólidas em Metais Líquidos

A introdução de partículas ou fibras em metal líquido é dificultada por problemas que envolvem a diferença nas densidades dos componentes e pela tensão superficial do líquido[4,10,69].

A literatura especializada descreve diversas técnicas que auxiliam a contornar este problema, entre as quais destacam-se as seguintes:

- 1) Injeção através de um fluxo de gás inerte [70]; as partículas são transferidas da fase gasosa para a fase líquida a medida que sobem através do banho.
- 2) Pulverização das partículas cerâmicas no fluxo de metal líquido durante o enchimento do molde [71].
- 3) Agitação mecânica do metal líquido, através de uma hélice acoplada a um motor, de maneira a criar um redemoinho(vórtex) no banho facilitando a introdução e a dispersão das partículas sólidas no metal líquido [4]. Conhecido como Método do Vórtex, é a técnica mais utilizada entre os pesquisadores e fabricantes que trabalham com a obtenção de CMM por processos de fundição [11,13-19,40,41].
- 4) Introdução do componente cerâmico na forma de pelotas ou briquetes, obtidos por conformação mecânica de uma mistura do metal base(sob a forma de pó) e das partículas cerâmicas [39,72]. Comparando-se com outras técnicas, esta apresenta com vantagem uma maior facilidade operacional e uma grande reprodutibilidade de resultados.
- 5) O uso de aceleração centrífuga [22,23].

- 6) Arraste das partículas para o interior do banho pelo uso de uma haste oscilante [4].
- 7) Uso de agitação ultrasônica de alta intensidade com ou sem força mecânica, ou seja, injeção das partículas através de um disparo ao mesmo tempo que o metal é submetido a uma vibração ultrasônica [73].
- 8) Adição de partículas que reagem quimicamente com o metal líquido, gerando outras partículas sólidas dispersas que aumentam a resistência do metal ou liga base [74].

3.2 Molhabilidade entre Sólidos Não Metálicos e Líquidos Metálicos

3.2.1 Conceitos Fundamentais da Físico-Química de Superfícies

O molhamento de um sólido por um líquido é indicado pelo ângulo de contato (θ), definido na Figura 10 [69]. Este ângulo está relacionado com as tensões superficiais nas interfaces sólido-gás(γ_{sg}), sólido-líquido(γ_{sl}) e líquido-gás(γ_{lg}) através da equação de Young [4,69]:

$$\gamma_{lg} \cos \theta = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad (1)$$

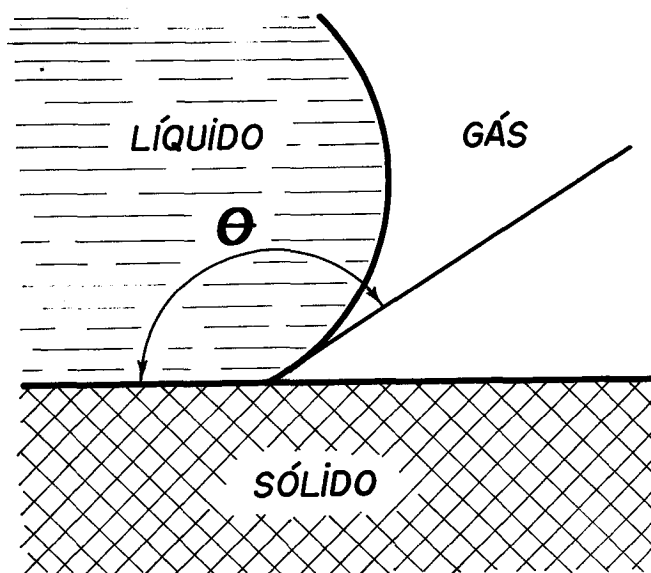


Figura 10: Definição de ângulo de contato [69].

Um líquido molha uma superfície sólida quando $\cos \theta > 0$, ou seja, quando $\theta < 90^\circ$ ou $\gamma_{sg} > \gamma_{sl}$. Define-se D_f como a força motriz para o molhamento, sendo:

$$D_f = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad (2)$$

No caso de interfaces sólido-líquido, pode ser útil considerar a tensão interfacial γ_{sl} com referência nas tensões γ_{lv} e γ_{sv} das superfícies das fases líquido e sólido no vácuo. Para isto define-se o trabalho de adesão ω_a como:

$$\omega_a = \gamma_{sv} + \gamma_{lv} - \gamma_{sl} \quad (3)$$

O trabalho de adesão é igual ao trabalho necessário para separar uma unidade de área superficial de duas fases no vácuo, sendo por isto uma medida da resistência das ligações entre as fases.

Este conceito é de grande utilidade no estudo qualitativo das energias interfaciais metal líquido-sólido não metálico [61].

Combinando-se as expressões (1) e (3) pode-se escrever a seguinte relação:

$$\omega_a = \gamma_{lv} (1 + \cos \theta) \quad (4)$$

O uso desta relação permite a determinação experimental do trabalho de adesão (no equilíbrio), a partir da medida do ângulo de contato na borda de uma gota de metal líquido em descanso sobre uma superfície de um sólido (método da gota sésil) [75].

Segundo Rohatgi [4], a entrada de partículas sólidas em um metal líquido é energeticamente favorável quando a variação de energia livre no sistema torna-se negativa. Assumindo partículas grandes e uma interface líquido-gás inicialmente plana, foi demonstrado que as diversas contribuições de energia durante a transferência de uma esfera de raio R , de uma fase gás para uma fase líquida a partir de um ângulo variando de 0 a ω (Fig.11) podem ser obtidas através das seguintes expressões:

$$E_{\text{superficial}} = \pi R^2 \gamma_{lg} [2(1 - \cos \omega) \cos \theta + \sin^2 \omega] \quad (5)$$

$$E_{\text{potencial}} = -4/3 \pi R^4 \rho_p g (1 - \cos \omega) \quad (6)$$

$$E_{\text{flutuação}} = -\pi R^4 / 48 \rho_l g (-3 \cos^4 \omega + 8 \cos^3 \omega + 12 \cos^2 \omega - 72 \cos \omega + 55) \dots \quad (7)$$

A variação total de energia torna-se negativa quando $\theta = 60^\circ$, neste caso, as partículas penetram espontaneamente no líquido, conforme foi determinado experimentalmente [4].

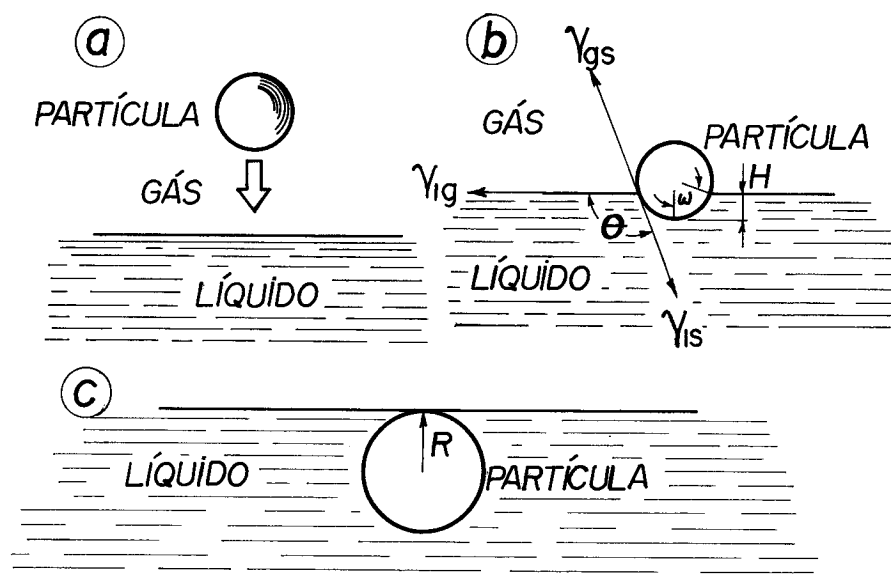


Figura 11: Etapas envolvidas na transferência de uma partícula esférica de uma fase gasosa para uma fase líquida (a) antes da imersão, (b) partícula na superfície do líquido, (c) partícula após imersão [4].

3.2.2 A Tensão Superficial de Metais Líquidos

A tensão superficial líquido-vácuo (γ_{lv}) de metais líquidos tem sido investigada através de diversos métodos [69]. A Tabela I apresenta valores de tensão superficial para alguns metais no seu ponto de fusão [76]. Estes valores podem ser considerados precisos, entretanto, no caso de alguns metais, existem diferenças significativas. Por exemplo, os valores de tensão superficial para o alumínio puro medidos em vários estudos convergem para 860 mJm^{-2} . Entretanto trabalhos recentes [77,78] apresentam o valor de 1050 mJm^{-2} para a tensão superficial do alumínio líquido. De acordo com os autores, o menor valor obtido em medições anteriores corresponde a uma superfície coberta por óxido, como o alumínio líquido possui uma grande afinidade com o oxigênio, a formação desta camada de óxido só pode ser evitada quando se trabalha com alto vácuo ou com gases de alta pureza. Esta camada de óxido influi decisivamente nas propriedades das interfaces entre alumínio líquido e todos os tipos de sólidos.

Alguns estudos foram voltados para o estabelecimento de correlações entre a tensão superficial e outras propriedades dos metais. Skapski [79] estabeleceu a proporcionalidade entre a γ_{lv} e o calor de vaporização do metal líquido (H_v)

$$\gamma_{lv} = K' H_v \quad (8)$$

Tabela I: Tensão superficial de metais puros nos seus respectivos pontos de fusão.

METAL	γ_{lv} (mJm ⁻²)*
Li	400
Mg	560
Zn	780
Al	1050
Cu	1300
Ti	1650
Ni	1780
Fe	1880
Mo	2250

*Valores medidos por Allen [76], com exceção para o Al [72].

Eustathopoulos e co-autores [75] estudaram o molhamento entre o carbono e ligas de alumínio no estado líquido, através de medições do ângulo de contato e da tensão superficial usando o método da gota sésil.

Neste método, uma gota de metal líquido é depositada sobre a superfície devidamente limpa e polida de uma placa de carbono, sob vácuo e a uma determinada temperatura, para determinação, a partir de ampliações fotográficas, do fator de forma da gota (β) e do raio de curvatura na origem (b), os quais estão relacionados com a γ_{lv} através da equação:

$$\gamma_{lv} = (\rho g b^2) / \beta \quad (9)$$

Os ângulos de contato foram medidos diretamente das ampliações fotográficas, com reprodutibilidade de $\pm 2^\circ$ para a mesma amostra e $\pm 6^\circ$ para testes distintos.

Foram observadas amostras de alumínio puro em diferentes estados superficiais (amostra oxidada e amostra decapada), variando-se parâmetros que afetam a estabilidade da camada de óxido, tais como a temperatura, a adição de elementos de liga como Ti, Si, Cr, Be, Ca e Li e o tempo de permanência a determinada temperatura.

Os resultados obtidos indicam que a presença da camada de óxido influi decisivamente nos valores de γ_{lv} e θ , e, portanto, no molhamento. Acima de uma determinada temperatura (no caso 860°C), os valores de θ caem drasticamente e os de γ_{lv} tendem a uma estabilização. Os autores atribuem este fato à redução na rigidez da camada de óxido observada a estas temperaturas. O efeito de melhoria nas condições de molhamento com o uso de elementos de liga ocorreu apenas com os elementos que afetam a rigidez desta camada de óxido. Kimura

et al [80] confirmaram experimentalmente que a adição de elementos como Pb, In e Tl, melhora sensivelmente o molhamento entre fibras de carbono e alumínio líquido. Outros trabalhos estudaram a molhabilidade em outros sistemas metal líquido-sólido não metálico como, por exemplo, carbono com cobre e suas ligas [81] e Gálio ou ligas binárias de Gálio com alumina, sílica e grafite [82].

3.2.3 Interações Determinantes do Trabalho de Adesão.

Com base na equação (4), a condição de molhamento sob condições de vácuo torna-se $\omega_a > \gamma_{lv}$, enquanto a condição para molhamento espontâneo é $\omega_a \geq 2\gamma_{lv}$. Isto faz com que um líquido molhe uma superfície sólida somente se a energia das ligações criadas através da interface exceda a tensão superficial do líquido. Esta condição é pouco severa para líquidos como água ou solventes orgânicos, cujas tensões superficiais são da ordem de poucas dezenas de mJm^{-2} , mas se torna crítica para metais líquidos que apresentam tensões superficiais da ordem de 1000mJm^{-2} .

As interações de energia que envolvem a formação da interface e a conseqüente ligação entre o banho e as partículas dispersas envolvem adsorção física, que é governada por ligações do tipo de Van der Waals, e adsorção química, que está relacionada com a formação de ligações químicas.

Existe uma ampla aceitação de que a grande contribuição às forças físicas surge a partir de forças de dispersão. Estas forças são resultado da atração entre um dipolo instantâneo e o que ele induz em suas vizinhanças e são forças de interação muito fracas para permitir o molhamento de um sólido por um metal líquido. A condição para o molhamento só pode ser completamente satisfeita quando existe a contribuição de interações químicas complementares às forças de dispersão [69].

As interações químicas podem ser representadas como resultantes de uma reação química entre espécies A, no líquido, e espécies B, na camada externa da superfície do sólido, formando um composto AmBn :



A contribuição desta reação ao trabalho de adesão pode ser avaliada se for possível estimar a variação de energia livre no estado padrão para a reação e o número de espécies A, B e AmBn por unidade de área superficial da interface [83].

Como regra, quando ocorre reação química, a contribuição desta para ω_a supera amplamente a contribuição das interações físicas.

3.2.4 A Interface Metal Líquido-Sólido Não Metálico

Como a resistência de um compósito está diretamente relacionada com a resistência da ligação na interface metal-reforço, torna-se de fundamental importância o entendimento dos fenômenos físicos e químicos envolvidos na formação desta ligação.

No caso de interfaces entre líquidos e óxidos é aceito o modelo proposto por Weyl [69]. Segundo este modelo os ânions oxigênio, que são maiores e mais polarizados que os cátions, causam uma recomposição da superfície do óxido, deslocando os cátions para o interior (Figura 12).

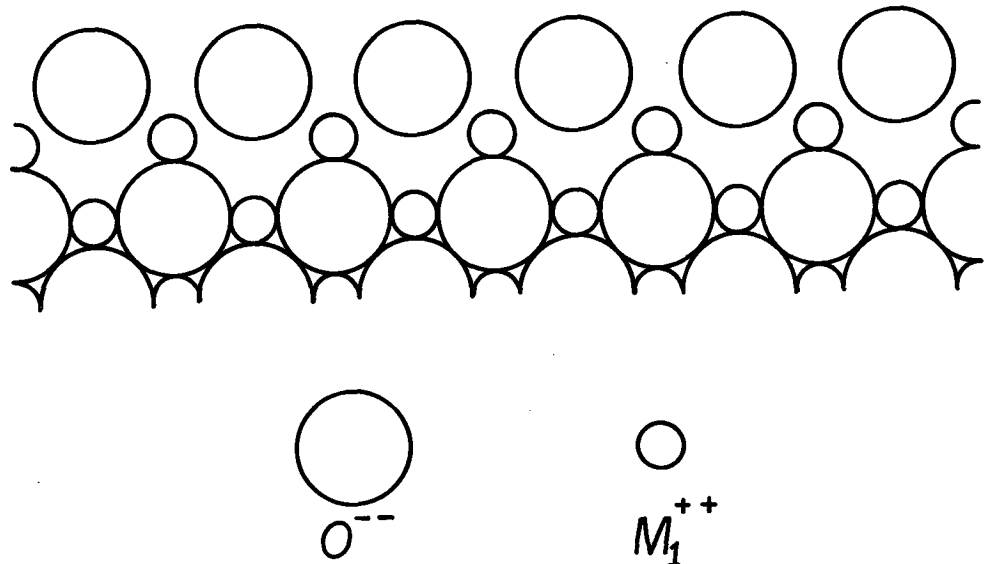


Figura 12: Modelo de Weyl de reconstrução da superfície de um composto iônico [69].

É criada uma dupla camada, cuja camada externa é composta apenas por ânions. Isto sugere que a adesão com óxidos é governada por interações de átomos de metal somente com ânions oxigênio.

Naidich propôs mais recentemente [83], um modelo que leva em conta a atuação do oxigênio em solução no metal fundido. De acordo com ele, este oxigênio cria, com o metal em suas vizinhanças, um complexo $Me^{2+} - O^{2-}$. Este complexo forma-se como resultado da atração eletrostática entre cátions Me^{2+} e a camada de ânions na superfície do sólido. Quanto maior a afinidade do metal por oxigênio, menor a solubilidade do complexo $Me^{2+} - O^{2-}$ e maior a atividade da sua interface. Naidich sugeriu que, quando o oxigênio está presente no banho, ocorre a formação de uma camada líquida de óxido do metal na superfície sólida do óxido, a Figura 13 mostra um esquema deste modelo. O trabalho de adesão torna-se então aproximadamente igual a energia requerida para romper as ligações entre os dois óxidos. Como átomos neutros não podem

ligar-se com os ânions oxigênio da superfície sólida, a presença de oxigênio no seio(bulk) da solução é essencial.

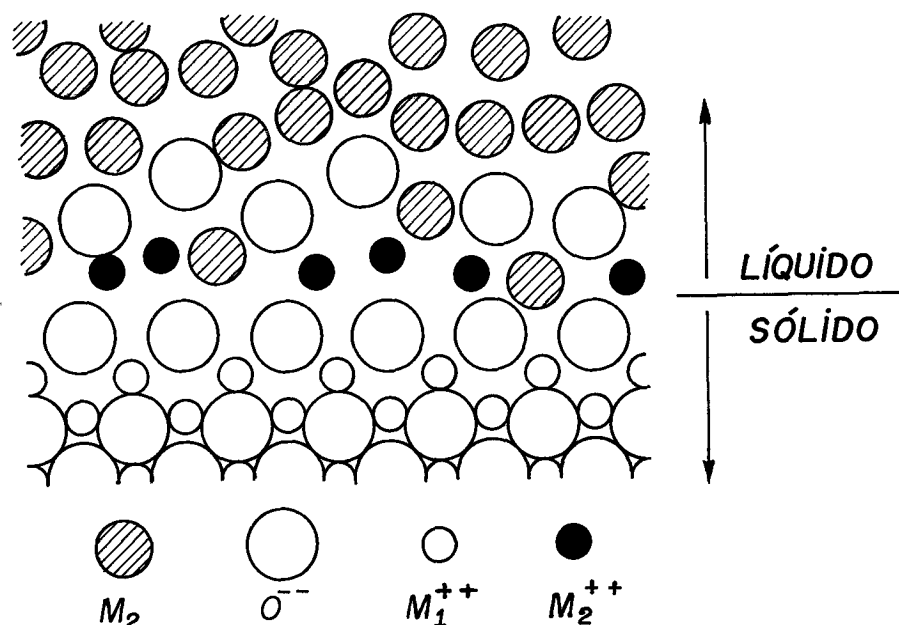


Figura 13: A interface metal líquido-óxido de acordo com o modelo de Naidich [83].

Cabe ressaltar aqui os problemas associados com a presença de uma camada de óxido de alumínio (Al_2O_3) na tensão superficial do alumínio líquido. Conforme citado anteriormente [78], o alumínio puro em seu ponto de fusão apresenta valores de ω_a da ordem de $100mJm^{-2}$, valores que aumentam rapidamente com a temperatura até atingir a casa dos $1000mJm^{-2}$ para temperaturas acima de $950^\circ C$, a partir da qual ocorre a penetração de alumínio líquido através da barreira de óxido.

Na fabricação de CMMs usando como metal base alumínio ou suas ligas, o metal mais usado como agente de molhamento é o Mg [4]. Este elemento têm sido usado como auxiliar na obtenção de compósitos de ligas de alumínio com SiO_2 [13,18], vidro [14], Al_2O_3 [16], TiO_2 e ZrO_2 [17,21], entre outros. Os resultados destes trabalhos indicam que a adição de Mg ao alumínio ou suas ligas aumenta a molhabilidade e a interação entre os dispersóides cerâmicos e o metal líquido. Observações da interface em compósitos Al- Al_2O_3 usando difração de elétrons e microscopia de Auger [84] e microscopia eletrônica de varredura [85] mostraram a ocorrência de complexos do tipo $MgAl_2O$.

Na obtenção de CMMs é também de grande interesse a interação entre metais líquidos e o carbono(grafite) e carbetos(em especial SiC). A reatividade entre o carbono e metais líquidos varia significativamente ao longo da tabela periódica. Metais dos grupos Ib e VIb do período 4 ao 6 são praticamente inertes ao carbono. O ω_a para estes metais com o carbono é

relativamente baixo (70 a 300mJm^{-2}) e pouco dependente da temperatura. Boro, alumínio e silício formam carbetos com ligações covalentes metal-carbono. Estes metais molham o carbono, o trabalho de adesão é da ordem de 1000 a 1200mJm^{-2} , que indica a contribuição de alguma interação química.

Eustathopoulos estudou o molhamento de carbono por alumínio e suas ligas conforme descrito anteriormente [75].

3.2.5 Técnicas Utilizadas para Incrementar a Molhabilidade entre Metais Líquidos e Sólidos Não Metálicos.

Como os materiais cerâmicos usados na fabricação de CMMs, em especial óxidos, carbono e carbetos de silício, são pouco molháveis pelos metais líquidos, os pesquisadores envolvidos com este tipo de desenvolvimento têm experimentado diversas técnicas para incrementar esta molhabilidade. Estas técnicas estão fundamentadas na idéia de que o ângulo de contato θ pode ser reduzido aumentando-se a tensão superficial do sólido, decrescendo a energia interfacial sólido/líquido ou decrescendo a tensão superficial do líquido [4]. As técnicas mais utilizadas são as seguintes:

1) O uso de coberturas metálicas como Ni e Cu sobre a superfície das partículas ou fibras cerâmicas.

A cobertura das partículas cerâmicas por uma fina camada metálica aumenta a energia superficial total do sólido e promove a molhabilidade pela mudança da interface de contato de metal-cerâmico para metal-metal [4]. Estas coberturas são obtidas por métodos eletrolíticos [86,87] usando, no caso do cobre, soluções de sulfato de cobre e através de uma técnica alternativa que utiliza como ativador tartarato de cobre [88].

O níquel é o metal mais usado como cobertura de partículas e fibras cerâmicas na obtenção de compósitos com metal base alumínio [82,88,89]. O níquel reage facilmente com o alumínio, formando compostos intermetálicos estáveis (NiAl_3 , Ni_2Al_3 ,...), o que torna o molhamento excelente. O inconveniente da formação destes compostos é o fato destes atuarem como fragilizantes.

2) Adição de elementos reativos tais como Mg, Ca, Ti, Zr e P ao banho.

O uso de elementos reativos pode promover a molhabilidade por redução na tensão superficial do banho, por redução na energia interfacial do banho ou por reação química [4]. O metal mais usado para este fim é o Mg. A adição de Mg a um banho de alumínio incrementa a molhabilidade devido à menor tensão superficial do Mg (599mJm^{-2}) em comparação com a do

Al (1050mJm^{-2}). Estudos relativos ao efeito da adição de Mg ao alumínio, para facilitar a dispersão de partículas de SiO_2 [13] no banho, mostraram que o Mg pode reduzir o SiO_2 e modificar suas características superficiais através da reação:



Foram avaliadas as influências da quantidade e da forma de adição do Mg. A quantidade de Mg adicionada variou na faixa de 0.5 a 5% em peso na forma de pré-liga. Em outras experiências o Mg foi adicionado ao banho imediatamente antes do componente cerâmico. Os resultados obtidos indicam que o melhor efeito de retenção das partículas adicionadas no produto final ocorreu para o caso da adição do Mg ao banho momentos antes da adição das partículas de SiO_2 . Outros trabalhos estudaram o mesmo efeito para o caso de ligas de alumínio combinadas com vidro [14], Al_2O_3 [16], TiO_2 [19,21]... . Em todos os casos a adição de Mg incrementou a molhabilidade entre os componentes, entretanto, acima de determinados teores (6% em peso) ocorreu a formação de grande quantidade de escória o que dificulta a entrada de partículas no banho.

3) *Tratamento térmico das partículas.*

O pré-aquecimento das partículas cerâmicas antes de sua dispersão no banho ajuda na interação destas com o metal líquido, pois tende a retirar os gases adsorvidos pelas superfícies das mesmas. Rohatgi desenvolveu um método direto [90] para obtenção de compósitos alumínio-grafite. O método consiste basicamente da introdução de partículas de grafite não recobertas, pré-aquecidas a 400°C por 1h, em banho de ligas de alumínio.

Este princípio de retirada de gases adsorvidos foi aplicado no trabalho desenvolvido por Kaye [91]. Segundo ele, o molhamento é prejudicado pela presença de contaminantes gasosos e óxidos na interface entre um líquido puro e um sólido puro. Suas experiências confirmaram que o uso de um equipamento de alto vácuo, a limpeza das superfícies e o uso de elevadas temperaturas promovem ligação e adesão por remoção de corpos estranhos ao processo de molhamento.

4) *Vibração ultrasônica do banho.*

Vibrações ultrasônicas promovem a molhabilidade de cerâmicos por metais líquidos como resultado da retirada parcial de gases adsorvidos (em especial hidróxidos) da superfície das partículas [73], adicionalmente estas vibrações fornecem um excesso de energia para a cavitação do banho o que facilita a dispersão das partículas [4].

3.3 Solidificação de Compósitos com Matriz Metálica.

As propriedades finais dos CMMs obtidos por fundição dependem fundamentalmente das interações entre os componentes durante a solidificação e da distribuição da fase de reforço na matriz dos fundidos. Assim, o desenvolvimento da tecnologia de obtenção destes materiais está diretamente relacionado com o entendimento dos fenômenos associados com a nucleação em presença de partículas suspensas e com a interação entre estas e a frente de solidificação.

3.3.1 Nucleação na Presença de Partículas Suspensas.

Observações experimentais, em diversos sistemas metal-cerâmico, mostraram segregação preferencial e refinamento de uma fase nucleada na superfície de partículas ou fibras cerâmicas. Rohatgi [4] cita as observações realizadas por Cisse et al sobre a nucleação de Si na superfície de partículas de Al_2O_3 dispersas em ligas Al-Si hipereutéticas, e por Surappa sobre o refinamento do Si eutético de 40 para $10\mu m$ com a adição de 4,5% em peso de Al_2O_3 à liga Al12Si. Similarmente, a adição de partículas de outros materiais causou o refino do Si eutético e do Si primário em ligas eutéticas e hipereutéticas [15,19].

Krishnan [92] preparou compósitos usando ligas Al12Si e Al18Si combinadas com grafite. Os resultados obtidos indicam que a presença de 3% em peso de grafite nestas ligas causaram um refinamento e uma modificação parcial das agulhas e cubóides de Si (Fig.14). Para maiores quantidades de grafite(15% em peso) ocorreu uma completa modificação do Si. Como pode ser observado na Figura 14b, os cristais de Si primário estão presentes em grande quantidade e de forma refinada em torno das partículas de grafite.

Esta observação sugere que as partículas dispersas de grafite podem atuar como sítios de nucleação para o Si. Curvas de resfriamento obtidas para a liga Al12Si, com e sem partículas de grafite dispersas, mostraram um superresfriamento pouco significativo com a presença das partículas de grafite e um superresfriamento bem mais claro no caso da liga base. Isto contribui na confirmação de que as partículas de grafite atuaram como refinadores e modificadores do Si na liga base [92].

3.3 Solidificação de Compósitos com Matriz Metálica.

As propriedades finais dos CMMs obtidos por fundição dependem fundamentalmente das interações entre os componentes durante a solidificação e da distribuição da fase de reforço na matriz do fundidos. Assim, o desenvolvimento da tecnologia de obtenção destes materiais está diretamente relacionado com o entendimento dos fenômenos associados com a nucleação em presença de partículas suspensas e com a interação entre estas e a frente de solidificação.

3.3.1 Nucleação na Presença de Partículas Suspensas.

Observações experimentais, em diversos sistemas metal-cerâmico, mostraram segregação preferencial e refinamento de uma fase nucleada na superfície de partículas ou fibras cerâmicas. Rohatgi [4] cita as observações realizadas por Cisse et al sobre a nucleação de Si na superfície de partículas de Al_2O_3 dispersas em ligas Al-Si hipereutéticas, e por Surappa sobre o refinamento do Si eutético de 40 para 10 μ m com a adição de 4,5% em peso de Al_2O_3 à liga Al12Si. Similarmente, a adição de partículas de outros materiais causou o refino do Si eutético e do Si primário em ligas eutéticas e hipereutéticas [15,19].

Krishnan [92] preparou compósitos usando ligas Al12Si e Al18Si combinadas com grafite. Os resultados obtidos indicam que a presença de 3% em peso de grafite nestas ligas causaram um refinamento e uma modificação parcial das agulhas e cubóides de Si (Fig.14). Para maiores quantidades de grafite(15% em peso) ocorreu uma completa modificação do Si. Como pode ser observado na figura 14b, os cristais de Si primário estão presentes em grande quantidade e de forma refinada em torno das partículas de grafite.

Esta observação sugere que as partículas dispersas de grafite podem atuar como sítios de nucleação para o Si. Curvas de resfriamento obtidas para a liga Al12Si, com e sem partículas de grafite dispersas, mostraram um superresfriamento pouco significativo com a presença das partículas de grafite e um superresfriamento bem mais claro no caso da liga base. Isto contribui na confirmação de que as partículas de grafite atuaram como refinadores e modificadores do Si na liga base [92].

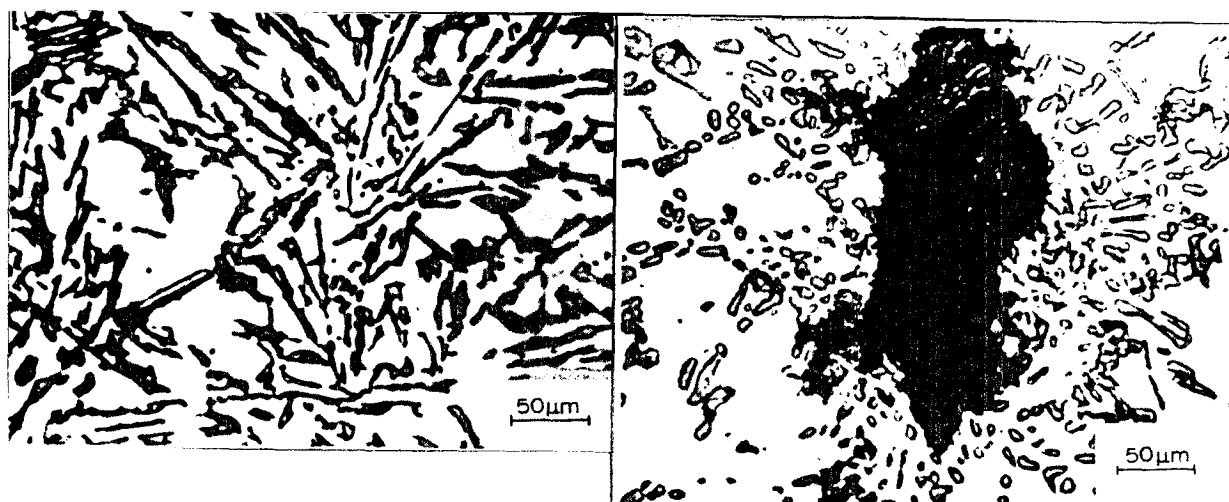


Figura 14: (a) Liga Al₁₂Si não modificada, mostrando agulhas de Si com tamanho médio de 32µm. (b) Compósito Al₁₂Si-3% grafite não modificado, mostrando cristais de Si com tamanho médio de 20µm. Ataque HF 5%, 200x [92].

O exato mecanismo que faz com que as partículas de grafite ou alumina refinem o Si eutético não está claro até o presente. No caso do grafite pode haver uma pequena influência no equilíbrio de fases (Al-Si), mas as partículas podem também afetar as condições locais do fluxo de calor e do fluxo de fluido (líquido). Isto demonstra que novos tipos de microestruturas podem ser obtidos quando a solidificação ocorre na presença de partículas suspensas [4].

3.3.2 Interações entre Partículas Suspensas e a fase Sólida em Crescimento.

A distribuição espacial das partículas de reforço na matriz do compósito fundido é determinada pelo movimento desta no banho e pelas interações entre as mesmas e a fase sólida em crescimento. Durante a solidificação as partículas tanto podem ser empurradas, pela interface S/L em movimento, para as regiões interdendríticas (região onde fica o último líquido a solidificar), como podem ser capturadas no local por células ou dendritas em crescimento e ficarem dispersas na matriz da fase em crescimento. A captura das partículas pelas dendritas em crescimento deve resultar em uma distribuição mais uniforme, enquanto que a segregação para as regiões interdendríticas favorece a obtenção de propriedades anti-fricção e anti-abrasão, a usinabilidade e, em alguns casos, melhora as propriedades mecânicas [4].

Uhlman [93] estudou a interação entre interfaces S/L para partículas tais como grafite, MgO, Fe₂O₃ e diamante suspensas em líquidos orgânicos transparentes como salol, thymol e ortofenil. Os resultados indicaram que para cada tipo particular de combinação partícula-líquido existe uma velocidade crítica abaixo da qual as partículas são arrastadas pela interface S/L e acima da qual elas são capturadas. Uhlman sugeriu que esta força motriz, que tende a manter uma separação finita entre o sólido em crescimento e as partículas, e assim arrasta essas, aumenta



Figura 14: (a) Liga Al12Si não modificada, mostrando agulhas de Si com tamanho médio de $32\mu\text{m}$. (b) Compósito Al12Si-3% grafite não modificado, mostrando cristais de Si com tamanho médio de $20\mu\text{m}$. Ataque HF 5%, 200x [92].

O exato mecanismo que faz com que as partículas de grafite ou alumina refinem o Si eutético não está claro até o presente. No caso do grafite pode haver uma pequena influência no equilíbrio de fases (Al-Si), mas as partículas podem também afetar as condições locais do fluxo de calor e do fluxo de fluido (líquido). Isto demonstra que novos tipos de microestruturas podem ser obtidos quando a solidificação ocorre na presença de partículas suspensas [4].

3.3.2 Interações entre Partículas Suspensas e a fase Sólida em Crescimento.

A distribuição espacial das partículas de reforço na matriz do compósito fundido é determinada pelo movimento desta no banho e pelas interações entre as mesmas e a fase sólida em crescimento. Durante a solidificação as partículas tanto podem ser empurradas, pela interface S/L em movimento, para as regiões interdendríticas (região onde fica o último líquido a solidificar), como podem ser capturadas no local por células ou dendritas em crescimento e ficarem dispersas na matriz da fase em crescimento. A captura das partículas pelas dendritas em crescimento deve resultar em uma distribuição mais uniforme, enquanto que a segregação para as regiões interdendríticas favorece a obtenção de propriedades anti-fricção e anti-abrasão, a usinabilidade e, em alguns casos, melhora as propriedades mecânicas [4].

Uhlman [93] estudou a interação entre interfaces S/L para partículas tais como grafite, MgO, Fe₂O₃ e diamante suspensas em líquidos orgânicos transparentes como salol, thymol e ortofenol. Os resultados indicaram que para cada tipo particular de combinação partícula-líquido existe uma velocidade crítica abaixo da qual as partículas são arrastadas pela interface S/L e acima da qual elas são capturadas. Uhlman sugeriu que esta força motriz, que tende a manter uma separação finita entre o sólido em crescimento e as partículas, e assim arrasta essas, aumenta

em função do incremento na energia superficial específica, quando a separação entre a partícula e a superfície do sólido primário tende a zero. Para manter esta separação o fluido deve alcançar a região da interface S/L por baixo da partícula por processos de difusão e fluxo.

A velocidade crítica teórica (U_c), acima da qual as partículas devem ser capturadas pela interface S/L em movimento é calculada a partir da seguinte equação [93] :

$$U_c = (\eta + 1) \div 2 \times (\Delta H \rho_1^2 V_0 \rho \div kTR^2) \quad (12)$$

sendo $\eta = \text{constante} (\sim 5)$.

Rohatgi [4] cita os resultados obtidos por Surappa para compósitos Al-grafite, solidificados em moldes permanentes, onde os valores de U_c calculados indicam que as partículas deveriam ser capturadas pelas dendritas em crescimento. Entretanto, os experimentos realizados indicaram que todas as partículas de grafite, incluindo algumas muito pequenas, foram empurradas pelas dendritas de Al para o último líquido a solidificar, apesar da velocidade de solidificação ser muito maior que a velocidade crítica teórica para a captura das partículas. Em alguns experimentos com compósitos Al-Ni-grafite, feitos por Asthana et al [94], ocorreu segregação do grafite para as regiões interdendríticas, Fig. 15-a, ocorreram entretanto casos raros onde as partículas foram capturadas pelas dendritas de Al_α , Fig. 15-b.

A discrepância entre os valores teóricos e os experimentais sugere a necessidade de outro critério para prever a velocidade crítica em sistemas metal líquido-partículas cerâmicas, onde as condutividades térmicas são muito diferentes e a interface é dendrítica.

Chernov [95] calculou o perfil de distribuição de temperaturas em um cristal em crescimento a partir de um banho com a presença de partículas esféricas (impurezas) situadas a uma distância fixa do cristal. Estes cálculos demonstraram que quando a relação entre as condutividades térmicas da partícula e do líquido é menor do que 1 ($K_p/K_l < 1$), a taxa de crescimento da frente situada sob a partícula cresce, e a partícula não pode ser capturada pelo cristal em crescimento. Aqui é concebível que a presença de partículas estranhas logo a frente do cristal em crescimento, vai deformar o perfil de temperaturas no banho de uma maneira dependente das magnitudes de suas condutividades térmicas, levando à ocorrência de perturbações na forma da interface logo abaixo das partículas suspensas. Então, para $K_p < K_l$, as isoterma são deformadas de modo que apareça uma depressão na interface S/L abaixo da partícula, fazendo com que as partículas rolem e sejam empurradas para o líquido. Se, no entanto, $K_p > K_l$ forma-se uma cratera no sólido primário em crescimento abaixo da partícula causando a sua eventual captura, Figura 16.

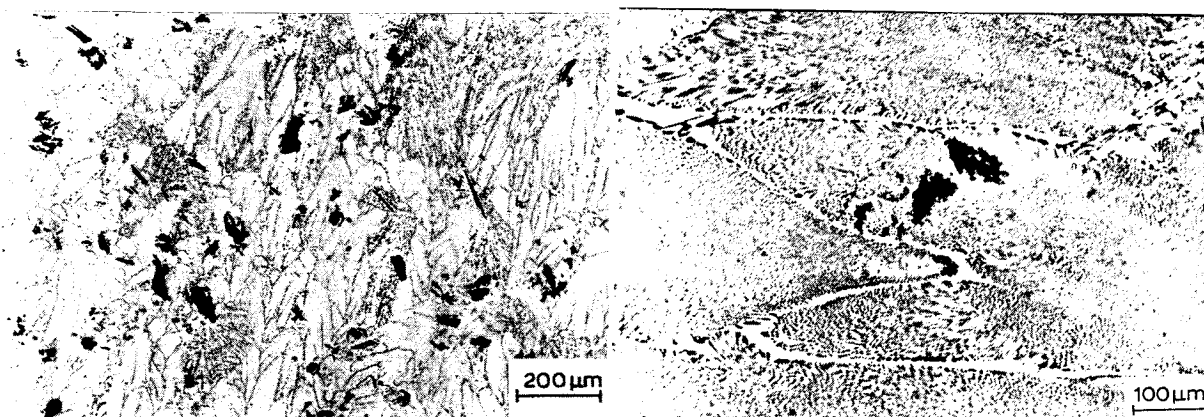


Figura 15: (a) Micrografia mostrando colônias do eutético AlNi ao redor de uma partícula de grafite em compósitos Al-Ni-grafite, (b) Idem mostrando a captura de partículas de grafite por dendritas da fase primária [4].

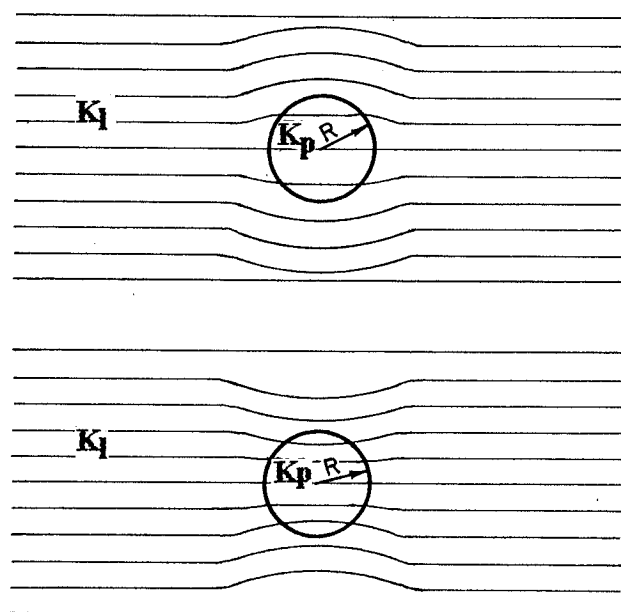


Figura 16: Critério da condutividade térmica para a interação entre partículas e uma interface sólido-líquido em crescimento, (a) Partícula é capturada, $K_p > K_l$ e K_s , (b) Partícula é empurrada pela interface S/L; $K_p < K_l$ e K_s [95].

Zubkov [96] verificou experimentalmente este critério da condutividade térmica, estudando a reação de cristais de naftaleno em crescimento com partículas de diversos materiais

cerâmicos e metálicos. Segundo ele as partículas metálicas (Al, Zn e Mg), que apresentam maiores condutividades térmicas que o naftaleno, foram capturadas a uma taxa mínima de avanço da interface S/L. Outra conclusão deste trabalho é de que a taxa crítica de captura depende das dimensões da partícula, para uma dada combinação banho-partículas são necessárias maiores velocidades de crescimento para a captura de partículas finas do que para partículas grossas.

Segundo Omenji e Neumann [97] a captura ou rejeição de partículas suspensas por um sólido em crescimento pode ser prevista, termodinamicamente, com base em considerações de energia interfacial. De acordo com este critério, as partículas são capturadas pelo líquido em solidificação se a variação de energia livre do sistema resultante da captura das partículas for menor que zero, ou seja:

$$\Delta G < 0, \text{ onde } \Delta G = \gamma_{ps} - \gamma_{pl} \quad (13)$$

As previsões baseadas neste critério apresentaram resultados satisfatórios para diversos materiais orgânicos contendo partículas sólidas insolúveis a baixas taxas de movimento da interface S/L. No entanto, para o caso de metais líquidos em seus pontos de fusão, existem dificuldades para a medição dos valores de tensão superficial.

Surappa [98] encontrou uma maneira empírica mais simples que pode ser usada para prever a interação entre sólidos suspensos e cristais em crescimento. Este método é denominado "critério da difusividade de calor", e diz que a relação entre as difusividades de calor da partícula e do líquido deve ser maior do que a unidade para que ocorra a captura, ou seja, para a captura:

$$\{(K_p C_p \rho_p) \div (K_l C_l \rho_l)\}^{1/2} > 1 \quad (14)$$

Este critério é válido a baixas taxas de crescimento e quando as forças dos corpos não ultrapassam os efeitos do fluxo de calor. A Tabela II apresenta a relação entre as previsões baseadas neste critério com as observações experimentais para uma variedade de sistemas [4].

No Apêndice 02 este assunto relacionado com o comportamento de partículas insolúveis em contato com interfaces sólido-líquido é apresentado com mais detalhe através da revisão bibliográfica realizada por Stefanescu e Dhindaw [99]. Estes autores fazem uma abordagem geral sobre o tema, enfocando tanto aspectos puramente ideais como o comportamento de partículas em contato com a interfaces planas em solidificação direcional; como também o caso prático da solidificação de peças fundidas, que normalmente ocorre com o crescimento multidirecional de dendritas, seguido da solidificação do líquido interdendrítico, ou por crescimento equiaxial, com a solidificação posterior do líquido inter granular.

Tabela II : Relação entre observações experimentais e os critérios da condutividade térmica e da difusividade de calor para previsão da captura ou rejeição de partículas sólidas por cristais em crescimento em diversos sistemas [4].

Obs. Exp.	Partícula	Banho	λ_D/λ_L	Previsão	Difusiv. de Calor*	Previsão
Captura(C)	Teflon	Difenil	1.40	C	1.53	C
C	Teflon	Naftaleno	1.30	C	1.53	C
C	Vidro	Difenil	6.30	C	2.21	C
C	Vidro	Naftaleno	6.20	C	2.30	C
C	Poliestireno	Difenil	0.92	R	1.01	C
C	Poliestireno	Naftaleno	0.90	R	1.05	C
Rejeição(R)	Acetal	Difenil	0.05	R	0.17	R
R	Acetal	Naftaleno	0.52	R	0.80	R
R	Nylon	Difenil	0.04	R	0.19	R
R	Nylon	Naftaleno	0.041	R	0.20	R
R	Grafite	Al12Si1.5Mg	0.116	R	0.0627	R
R	Mica	Al4.5Cu1.5Mg	0.027	R	0.0459	R
R	Alumina	Al12Si	0.0220	R	0.1803	R
R	Ox. Titânio	Al12Si1.5Mg	0.0523	R	0.0523	R
R	Zircônia	Al12Si	0.0198	R	0.239	R

* Coeficiente de difusividade de calor definido na Eq. 14

3.3.3 Distribuição do Componente de Reforço na Matriz Metálica.

A pouca molhabilidade entre os componentes(metal e cerâmico) e a tendência para a segregação em função das diferenças de densidades, resultam em distribuição não uniforme da fase dispersa na matriz metálica. Esta heterogeneidade é geralmente indesejável, com exceção dos casos onde as partículas são deliberadamente segregadas para certos locais, em casos específicos onde se desejam elevadas resistências ao desgaste. Para uma distribuição mais homogênea se torna necessário um controle rigoroso do fluxo de fluido e dos parâmetros de solidificação, como por exemplo o uso de forças externas(ultrasônica, centrífuga ou eletromagnéticas) antes e durante a solidificação, para segregações localizadas ou a criação de suspensões coloidais pelo uso de partículas com a superfície tratada ou recoberta, o que causa a rejeição entre partículas e uma distribuição mais homogênea destas no banho [4].

Alguns trabalhos [4,100] se voltaram para a tentativa de caracterização estatística da distribuição de partículas tais como grafite, zircônia e cinzas de casca de arroz em ligas de Al. Em geral, estes estudos mostraram que a frequência máxima de espaços interpartículas estão em concordância com os espaços ocupados pelas partículas, o que indica uma distribuição razoavelmente uniforme das mesmas. Outras observações foram de que a distribuição dos espaços interpartículas ficou razoavelmente uniforme ao longo de diferentes seções dos fundidos, e que o tamanho médio das partículas estava próximo ao tamanho predominante (frequência máxima de distribuição), indicando a não ocorrência de aglomeração significativa das partículas dispersas.

Deonath e Rohatgi [101] estudaram a distribuição de partículas de mica na liga Al4Cu1,5Mg fundida em uma variedade de moldes sob diferentes condições de extração de calor. Os resultados obtidos indicaram a presença de duas regiões distintas, uma zona isenta de partículas e outra com grande concentração destas, como resultado da segregação antes e durante a solidificação. Em seções relativamente finas (espessuras menores que 12,5mm) a distribuição das partículas de mica foi razoavelmente homogênea. Em seções maiores a distribuição pode ser razoável se forem usadas baixas temperaturas de vazamento e/ou resfriadores com o objetivo de minimizar a segregação.

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1 Materiais e métodos.

4.1.1 Escolha do Método de Fabricação de CMMs.

O método de obtenção de CMMs por processos de fundição escolhido para a realização deste trabalho, foi o denominado "método do vórtex", que consiste basicamente em submeter o banho a uma agitação mecânica de alta intensidade, formando no mesmo um redemoinho (ou vórtex), seguindo-se a adição das partículas do componente de reforço que desta forma penetram com maior facilidade no seio do líquido. É um método bastante difundido entre os pesquisadores que trabalham com a produção e caracterização de CMMs usando processos de fundição [11-19,40,41...].

Esta agitação mecânica violenta, ao qual é submetido o banho, tem como principais funções a introdução e a dispersão das partículas sólidas no seio do líquido, de modo que o produto final apresente uma distribuição uniforme do componente de reforço na matriz e a ausência de aglomeração significativa entre as partículas.

Os resultados descritos na literatura, para uma série de combinações metal-partícula cerâmica, indicam a eficiência deste método, principalmente nos casos onde os CMMs foram solidificados em menores intervalos de tempo [13-19].

Como processo escolheu-se a fundição por gravidade em moldes de areia e permanentes, para a realização das experiências preliminares, e a fundição por gravidade em moldes permanentes para a segunda etapa de experiências, onde foram obtidos corpos de prova para uma série de ensaios de caracterização, em especial a resistência ao desgaste.

Para a utilização deste método foi projetado e construído, no Laboratório de Fundição do Centro de Tecnologia/UFRGS, um equipamento apropriado a este fim [102,103]. O equipamento em questão consta basicamente de:

- Forno elétrico tipo poço com potência de 6,6Kw, dotado de um sistema de controle da temperatura na região da resistência e de um cadinho de grafite com capacidade para fundir até 7Kg de Al.
- Sistema de agitação do banho com dispositivo de deslocamento vertical, Figuras 17 e 18.
- Sistema de abertura/fechamento do bocal de vazamento, necessário para permitir o vazamento no menor intervalo de tempo possível após o término da agitação mecânica da mistura metal-partícula. Este sistema é constituído por uma válvula de grafite (tipo gaveta) presa a uma alavanca, que desliza contra o fundo do cadinho sob a pressão de uma mola, Figura 19.

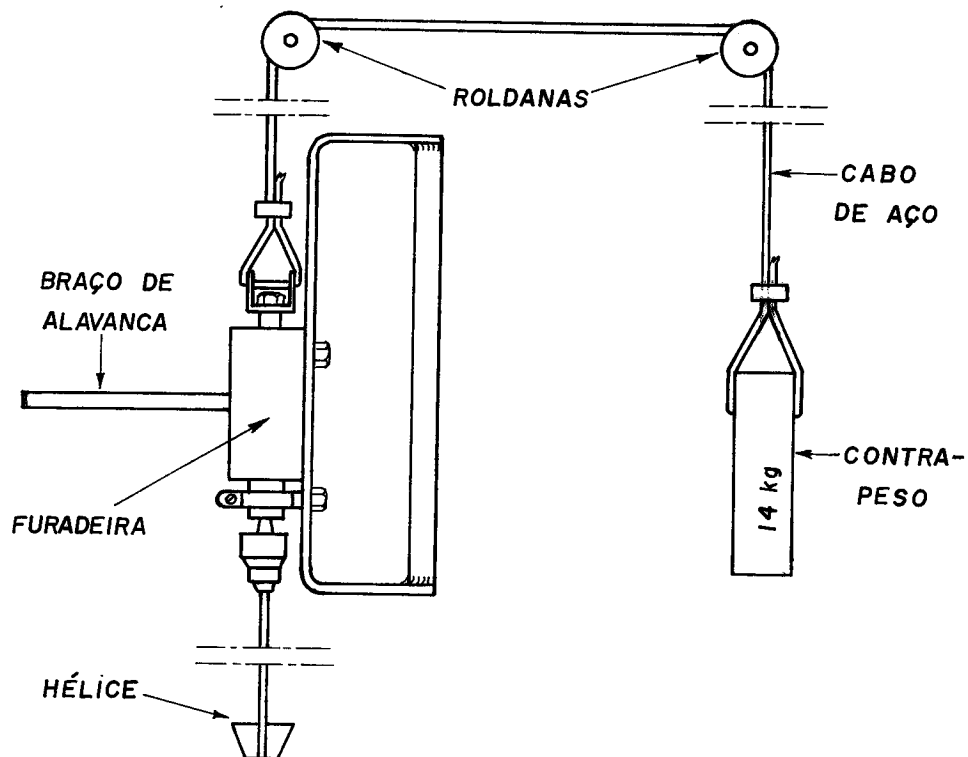


Figura 17: Sistema de agitação do equipamento para produção de CMMs pelo método do vórtex [102].

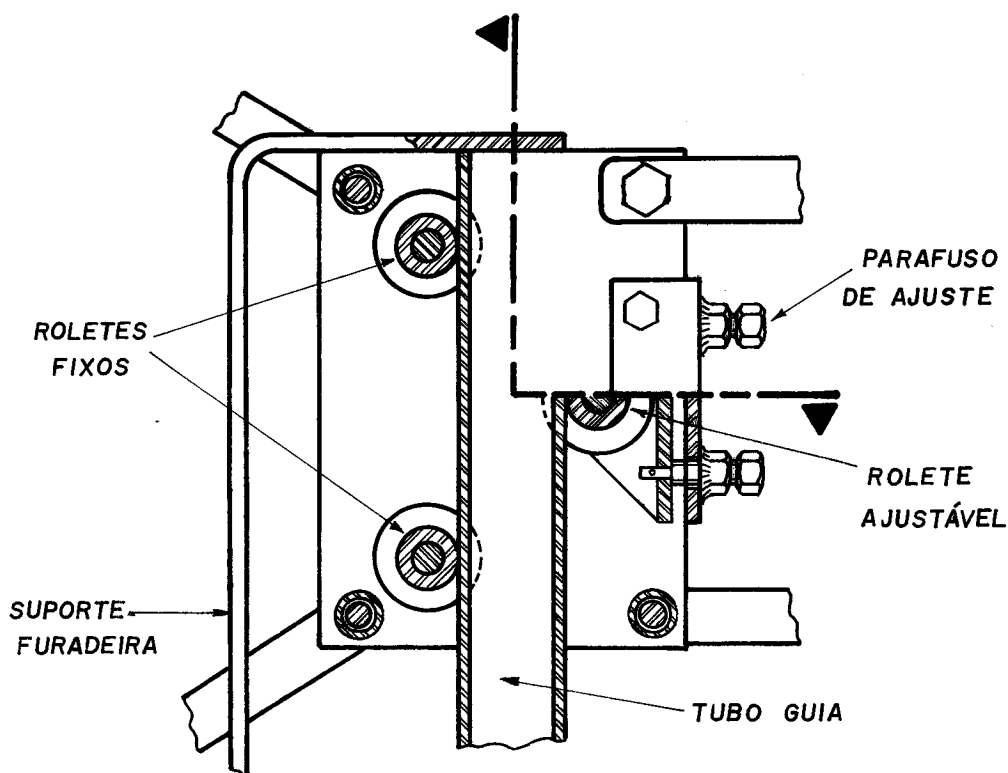


Figura 18: Detalhamento do dispositivo de deslocamento vertical do sistema de agitação [102].

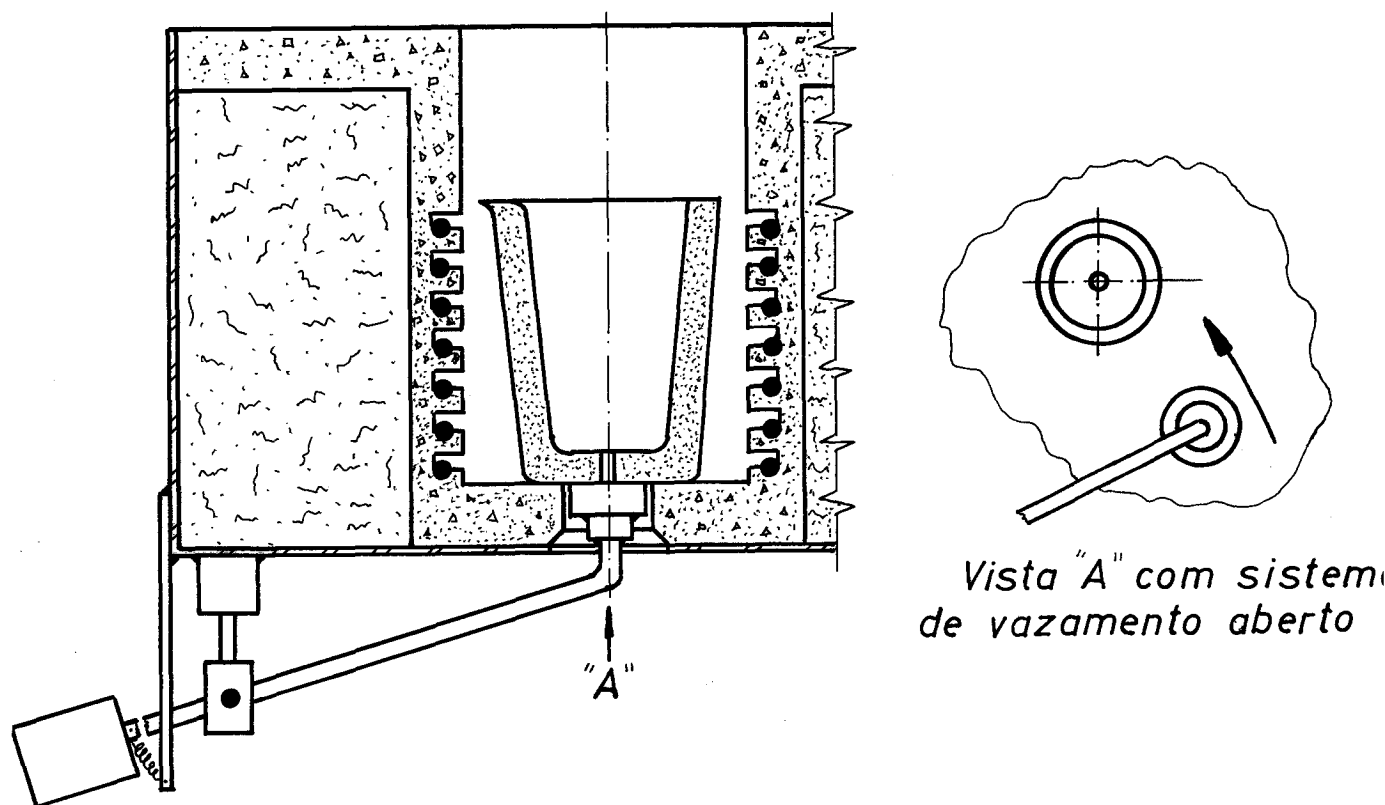


Figura 19: Sistema de abertura/fechamento do bocal de vazamento do equipamento para a produção de CMMs [102].

A Figura 20 apresenta um croqui deste equipamento, dando uma idéia geral do princípio de funcionamento deste como um todo e da função de cada uma das partes acima especificadas.

Para a segunda etapa de corridas experimentais, este equipamento foi dotado de um sistema para controle da velocidade do motor que impulsiona a hélice de agitação do banho, através da instalação de um controle de potência de meia-onda SCR, cujo o circuito baseia-se no funcionamento de um SCR (diodo controlado de silício). Após ter sido projetado e construído na oficina de apoio à eletrônica do Laboratório de Metais Puros, também pertencente ao Grupo Lafun, este dispositivo foi instalado no painel de comando do equipamento, juntamente com um potenciômetro que permite regular a velocidade de giro, sendo possível com o controlador ligado obter-se no máximo 70% ($\approx 280\text{rpm}$) da velocidade normal do motor ($\approx 400\text{rpm}$). Também foi instalado um interruptor que possibilita trabalhar sem a utilização do controlador de velocidade, ou seja, com a velocidade máxima do motor.

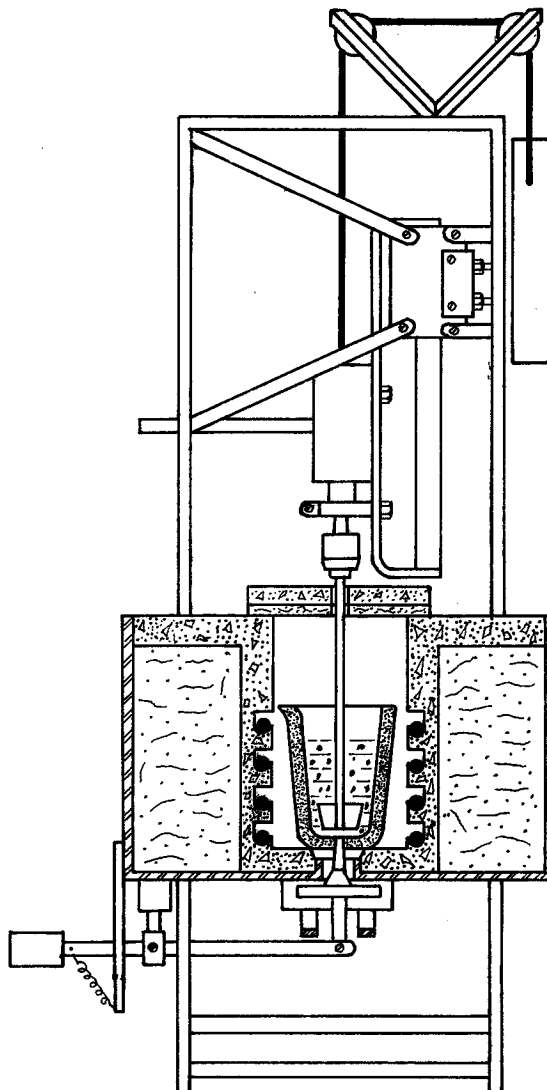


Figura 20: Croquis do equipamento projetado e construído no LAFUN/UFRGS para a obtenção de CMMs pelo método do vórtex [102].

A utilização deste método de uma forma eficiente está condicionada ao controle de uma série de parâmetros de processo e à escolha da combinação matriz-componente de reforço mais adequada. Deve-se dar especial atenção a itens como velocidade e tempo de agitação, temperatura do banho, forma e percentual de Mg adicionado ao metal líquido e velocidade de resfriamento do CMM. Também devem ser considerados os aspectos relacionados com as partículas de reforço, tais como granulometria, condições superficiais, forma e quantidade máxima que pode ser adicionada ao metal base sem um prejuízo considerável nas propriedades de fluidez do CMM obtido, o que é uma consequência natural nestes casos. A literatura descreve alguns

trabalhos [104-106], onde foram medidos decréscimos nos valores de fluidez com a adição progressiva de partículas cerâmicas em ligas de Al.

A tensão superficial do metal líquido (γ) está relacionada com a sua temperatura, à medida que se aumenta T existe uma tendência para um decréscimo no valor da γ . No entanto acima de determinada T ($\approx 800^\circ\text{C}$) o Al líquido apresenta grande tendência à absorção de gases, além da maior tendência à oxidação do Mg adicionado como agente de molhamento. As referências sobre o assunto [13,15,17-19] indicam temperaturas variando na faixa de $680-800^\circ\text{C}$, em função do processo ou tipo de peça.

A velocidade de agitação do banho deve ser a mínima necessária à formação de um vórtex razoavelmente profundo na massa líquida, sendo função de uma série de fatores que envolvem a geometria das pás, a viscosidade do banho, a massa total a ser agitada e a quantidade e forma das partículas. A literatura descreve a utilização de velocidades de agitação variando na faixa de 100-1000rpm, para diversas combinações metal-partícula obtidas com relativo sucesso usando o método do vórtex [4,13,16,19]. O tempo de manutenção do banho sob agitação também têm sido estudado em uma série de trabalhos experimentais [13-17] que mostram variações na faixa de 1-3 minutos.

A quantidade de Mg adicionada ao metal ou liga base tem sido exaustivamente pesquisada [13-19,107] e os resultados indicam opiniões contraditórias onde alguns autores [14,107] recomendam teores da ordem de 1% em peso, enquanto outros [13,15-19] indicam resultados satisfatórios apenas para teores acima de 3% em peso. Quanto a forma de adição, os melhores resultados foram sempre obtidos quando o Mg foi adicionado ao banho momentos antes da adição das partículas cerâmicas [13,16].

A obtenção de uma distribuição mais uniforme do componente de reforço na matriz dos CMMs produzidos por fundição é diretamente proporcional à velocidade de solidificação [4,10]. A comparação da distribuição e da ocorrência de aglomeração de partículas em CMMs fundidos em moldes de areia [10], por microfusão [10], em moldes permanentes [13-19], ou em moldes especiais com diferentes capacidades de extração de calor [101], ou ainda em peças (ou corpos de prova) com diferentes seções [4,10,101] mostrou que quanto maior o tempo de solidificação maior é a tendência para a segregação do componente de reforço.

O percentual máximo de componente cerâmico que pode ser adicionado à liga base de maneira que seja possível uma mistura homogênea entre as partes e a manutenção das partículas em suspensão durante a solidificação, além das características de fluidez mínimas necessárias, depende das condições de solidificação e das características inerentes ao componente de reforço utilizado (natureza, forma, distribuição granulométrica e condições superficiais) [4].

4.1.2 Materiais utilizados

Como matriz metálica foram usados o Al comercialmente puro e a liga Al12Si, materiais cujas composições químicas são apresentadas no apêndice 3. O Al puro foi escolhido por ser mais adequado à alguns ensaios de avaliação como as análises do percentual de componente cerâmico retido nos CMMs produzidos e da macroestrutura de solidificação. A liga Al12Si mereceu atenção pelas suas ótimas propriedades de fundição e pelo fato de ser muito utilizada na fabricação de componentes que atuam em condições de atrito, em função das melhores propriedades de resistência ao desgaste pela presença de Si nas formas eutética e primária.

O Mg metálico foi adicionado ao metal base com a finalidade de melhorar as condições de molhabilidade entre as partículas sólidas e o metal líquido. Nas experiências preliminares trabalhou-se com teores variáveis de Mg, com o objetivo de avaliar a influência desta variação no caso específico do CMM Al-Mg-partículas de cinzas de carvão. No próximo capítulo serão apresentados os resultados deste estudos e a comparação destes com valores apresentados pela literatura [13,16].

O componente cerâmico de reforço escolhido para a produção de CMMs foi a cinza de carvão mineral da Usina Termoelétrica de Candiota-RS. A cinza utilizada é aquela retida nos chaminés das caldeiras de queima do carvão, sendo denominada cinzas volantes (fly ash). Este material foi devidamente caracterizado quanto a composição química, distribuição granulométrica e uma série de propriedades em uma dissertação de mestrado desenvolvida no PPGEMM-UFRGS [108].

A Tabela III e IV apresentam algumas características químicas e físicas da cinza de carvão (fly ash) utilizada neste trabalho como componente cerâmico de reforço, segundo resultados obtidos por Andrade [108].

Tabela III: Composição química das cinzas volantes do carvão de Candiota [108].

Elemento	% em peso
SiO ₂	65-70
Al ₂ O ₃	20
Fe ₂ O ₃	3,5-4,5
CaO	0.3-0.8
MgO	0.4-0.8
MnO	0.005-0.07
Outros	Rest.

Tabela IV: Características físicas das cinzas volantes do carvão de Candiota [108].

Densidade específica	2.1-2.3 g/cm ³
Granulometria	50%<19µm e 25%>10µm
Área superf. específica	330-4150 cm ² /g
Morfologia	Partículas angulares, arredondadas e esféricas.

Nas experiências preliminares, a cinza foi adicionada ao metal base nas condições de recebimento, sendo apenas pré-aquecida a 700°C por um período de duas horas. Já nas experiências para o estudo de propriedades de resistência ao desgaste foi feita uma separação granulométrica destas partículas em três faixa distintas:

- partículas com diâmetros maiores que 105µm (retidas na peneira de malha USS 140), aqui denominadas de partículas grossas e codificadas pela letra G;
- partículas com diâmetros menores que 105µm e maiores que 74µm (passam na peneira de malha USS 140 e ficam retidas na peneira de malha USS 200), aqui chamadas partículas finas e codificadas pela letra F;
- partículas com diâmetros menores que 74µm (passam na peneira de malha USS 200), não utilizadas neste trabalho.

As razões para a escolha deste material para atuar como componente cerâmico de reforço estão relacionadas com os seguintes fatos:

- a composição básica desta cinza é SiO₂ e Al₂O₃, que são materiais que já tiveram a sua eficiência comprovada neste tipo de utilização [4,56,64,87,...];
- a existência de uma grande geração deste material, que representa um fator de poluição ambiental e indica que o mesmo constitui um componente de custo praticamente desprezível no produto final;
- apesar da literatura descrever alguns trabalhos sobre a preparação de CMMs utilizando cinzas de carvão (coal fly ash) como componente de reforço em ligas de Al e de Zn [18,45,109,110], sendo que todos estes não fazem uma descrição detalhada das características químicas e físicas das partículas de fly ash utilizadas, nenhuma pesquisa foi realizada até o presente sobre a utilização desta cinza de Candiota na fabricação de CMMs, o que garante o carácter de ineditismo do presente trabalho.

Em algumas experiências foram utilizados como componentes de reforço partículas de Al₂O₃ comercial (Al₂O₃ 98,5%, SiO₂ 0,020%, Fe₂O₃ 0,028%, Na₂O 0,48% e SO₃ 0,030%) e partículas de areia de SiO₂ proveniente da costa litorania do RS, ambas com diâmetros variando na faixa de 105 a 150 µm.

4.2 Experiências preliminares

4.2.1 Procedimento Experimental

Na primeira série de corridas foram fundidos corpos de prova cilíndricos com diâmetros $\approx 45\text{mm}$ e altura $\approx 100\text{mm}$, com o objetivo de testar o método proposto e o equipamento construído, bem como a influência de alguns parâmetros de processo. A Tabela V apresenta uma síntese destas corridas e dos parâmetros experimentais.

Tabela V: Experiências preliminares para teste do equipamento, do método do vórtex e de alguns parâmetros de processo.

Corrida n°	%Mg Adic.	% Cz Adic.	T_{cz} (°C)	T_b (°C)	Tipo de Molde
1.01	-	-	-	700	Coquilha
1.02	-	-	-	800	Coquilha
2.01	5.0	-	-	700	Coquilha
2.02	5.0	-	-	800	Coquilha
2.03	5.0	-	-	800	Areia verde
3.01	5.0	5.0	700	700	Coquilha
3.02	5.0	5.0	700	800	Coquilha
3.03	5.0	5.0	700	800	Areia verde
4.01	5.0	5.0	700	700	Coquilha
4.02	5.0	5.0	700	800	Coquilha
4.03	5.0	5.0	700	800	Areia verde
5.01	5.0	10.0	700	700	Coquilha
5.02	5.0	10.0	700	800	Coquilha
5.03	5.0	10.0	700	800	Areia verde

A avaliação dos resultados obtidos foi baseada na observação visual da mistura metal-partículas sólidas, na análise da macroestrutura de solidificação e em ensaios de dureza.

A segunda série de corridas foi direcionada para a obtenção de corpos de prova tipo barra, com dimensões aproximadas $20 \times 20 \times 150\text{mm}$, em moldes de areia a verde usando como resfriadores materiais com diferentes capacidades de extração de calor (cobre, aço, grafite e a própria areia) em uma das pontas de cada corpo de prova, conforme o arranjo experimental mostrado na Figura 21. Observando-se esta figura, pode-se ver que a cada corrida foram fundidos quatro corpos de prova solidificados sob diferentes condições na região próxima aos resfriadores (zona de atuação do resfriador ou ponta resfriada). Para a confecção dos moldes em areia verde foi fabricado um modelo em madeira composto de um canal central que serve como canal de



Figura 22: (a) Modelo utilizado para a confecção dos moldes em areia a verde e o conjunto fundido (canal + 04 corpos de prova), (b) Molde com os resfriadores.

As corridas experimentais foram realizadas conforme o seguinte roteiro de procedimentos:

- 1- fusão do Al comercialmente puro;
- 2- elevação da temperatura do banho até a temperatura desejada (720 ou 780°C), denominada T_b e corresponde à temperatura do banho no momento da adição do Mg;
- 3- adição do Mg sob a forma de pequenos cubos com volume aproximadamente 1cm^3 e dissolução deste no banho;
- 4- acionamento do sistema de agitação do banho para formação do vórtex;
- 5- adição das partículas de cinzas de carvão (pré-aquecidas a 700°C , por 2h) ao vórtex criado no banho;
- 6- manutenção da agitação durante um período de 3min após o término da adição das partículas de cinzas;
- 7- vazamento da mistura metal-partículas diretamente sobre o molde localizado logo abaixo do bocal de vazamento do forno.

A Figura 23 ilustra, através de uma sequência de fotografias, o procedimento acima descrito e a Tabela VI apresenta os parâmetros experimentais utilizados.

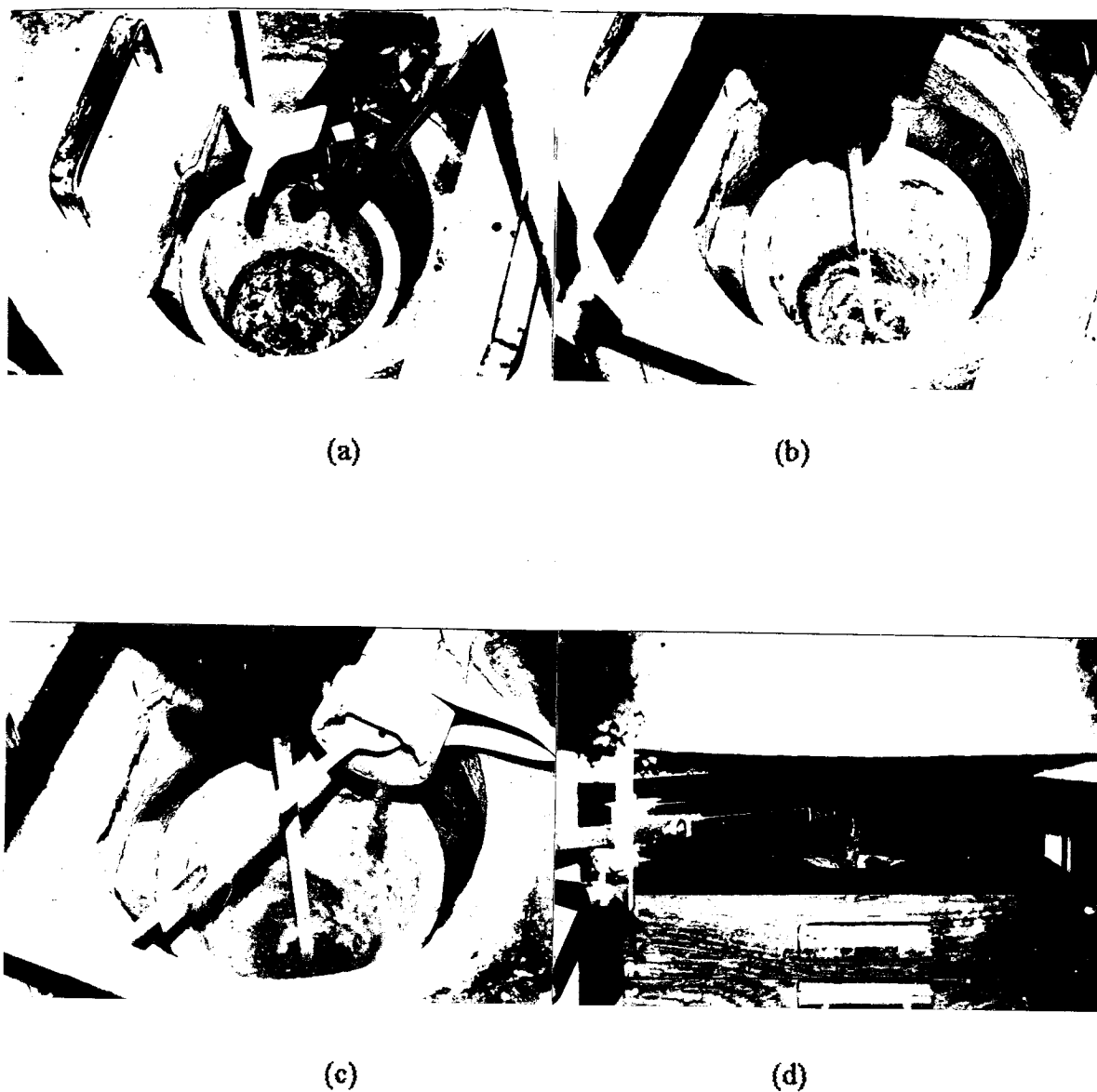


Figura 23: Sequência operacional para a produção de CMMs pelo método do vórtex:

- (a) adição do Mg**
- (b) agitação do banho para formação do vórtex**
- (c) adição das partículas de cinzas,**
- (d) vazamento do composto obtido.**

Tabela VI: Resumo das corridas experimentais para obtenção de CMMs AlMg-Cinzas de carvão fundidos em moldes de areia a verde com resfriadores.

Corrida	%Mg Adicionado*	% Cinza Adicionada*	T _b (°C)
1.1	2	-	780
1.2	2	-	720
1.3	2	2.75	780
1.4	2	2.75	720
1.5	2	5.5	780
1.6	2	5.5	720
1.7	2	8.25	780
1.8	2	8.25	720
2.1	4	-	780
2.2	4	-	720
2.3	4	2.75	780
2.4	4	2.75	720
2.5	4	5.5	780
2.6	4	5.5	720
2.7	4	8.25	780
2.8	4	8.25	720
3.1	6	-	780
3.2	6	-	720
3.3	6	2.75	780
3.4	6	2.75	720
3.5	6	5.5	780
3.6	6	5.5	720
3.7	6	8.25	780
3.8	6	8.25	720

(*) % em peso sobre o peso total da carga (2Kg em todos os casos).

(**) Parâmetros mantidos constantes para todas as corridas:

- tempo de agitação (3min)
- velocidade de agitação (400rpm)
- pré-aquecimento das partículas de cinzas (700°C, 2h)

4.2.2 Amostragem

Os corpos de prova cilíndricos da primeira série foram seccionados ao meio no sentido longitudinal e preparados para ensaios de dureza e análises da macroestrutura de solidificação.

Para a análise macrográfica, foram lixados na sequência de lixas 100,220, 320 e 400 mesh e posteriormente atacadas com um reativo composto de HCl(75ml), HNO₃(25ml) e HF(5ml) durante um tempo de 2-3min.

Para os ensaios de dureza foram usinados de forma a apresentarem duas superfícies devidamente paralelas, garantindo-se assim uma melhor precisão nos valores medidos.

Os corpos de prova da segunda série foram utilizados para diversos ensaios e análises de caracterização. Alguns foram seccionados no centro e preparados para análise macrográfica, seguindo-se o mesmo procedimento adotado para os corpos de prova cilíndricos. Outros serviram para a análise do % de cinza retida, para micrografias e para ensaios de dureza e de resistência ao desgaste, de acordo com a metodologia de amostragem mostrada na Figura 24.

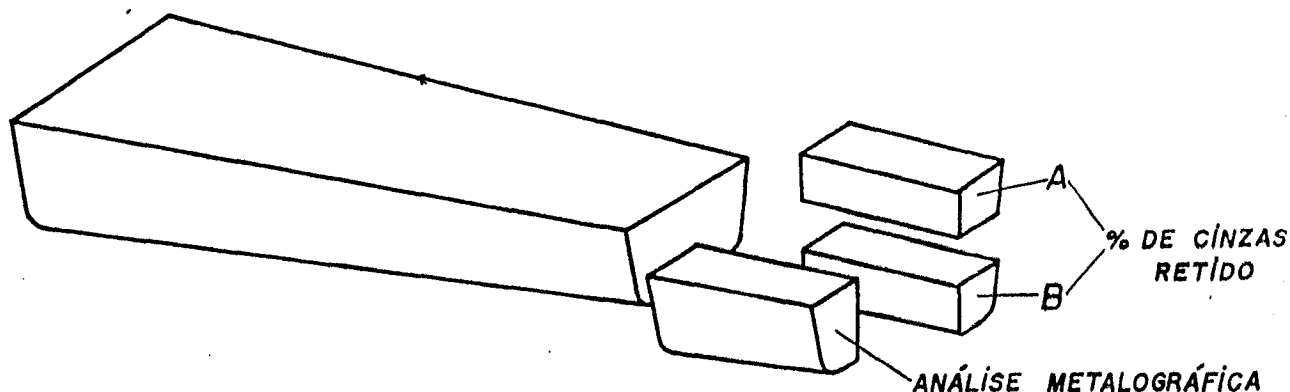


Figura 24: Técnica de amostragem para os diversos ensaios de caracterização dos corpos de prova obtidos na segunda série de corridas experimentais.

4.2.3 Técnicas de Avaliação

1) Análise Metalográfica

A avaliação dos CMMs sob o ponto de vista metalúrgico baseou-se em análises macrográficas e micrográficas. A macrografia visou observar a distribuição das partículas na matriz metálica, e a ocorrência de "clusters" de partículas e de porosidades na matriz, além da macroestrutura de solidificação das ligas e dos CMMs nas diversas condições experimentais testadas. A micrografia ótica foi realizada com o objetivo de detectar prováveis alterações na

microestrutura e a localização das partículas na matriz. Para uma melhor visualização destas partículas e de sua interação com o metal base foi necessária a utilização de técnicas de microscopia eletrônica de varredura.

As amostras para observações micrográficas foram preparadas de acordo com o seguinte procedimento:

- corte com serra,
- lixamento na sequência de lixas 100,220,320,400,500,600 e 1000mesh,
- polimento eletrolítico utilizando um eletrólito composto por metanol, ácido perclórico e butilcelossolve e usando uma tensão de 9V durante um tempo de 10s.
- ataque com reativo HF(0,5%) em água.

As amostras observadas por microscopia eletrônica de varredura foram recobertas com um filme fino de ouro para melhorar a resolução.

2) Análise do % de Cinza Retida nos CMMs

Este tipo de análise teve como principal objetivo avaliar a eficiência do método e dos parâmetros de processo no que se refere à retenção das partículas adicionadas como componente de reforço, levando-se em consideração as diversas condições experimentais testadas.

Utilizou-se um método gravimétrico citado na literatura como efetivo para a determinação do percentual do componente de reforço em CMMs Al-Al₂O₃ [12-16], Al-mica [86] e Al-SiO₂ [13]. Neste método uma amostra previamente pesada do CMM em análise é dissolvida numa solução de ácido clorídrico (concentração 30%), sendo o resíduo sólido seco e pesado a peso constante em balança analítica. Este resíduo sólido é 100% componente de reforço, já que a matriz foi totalmente dissolvida pela solução, logo pela relação entre o peso do resíduo e o peso inicial da amostra de CMM obteve-se o percentual de componente de reforço retido na amostra em análise. Cabe ressaltar que esta solução tende a dissolver a fração de Fe₂O₃ presente nas cinzas, para contornar este problema foi feita a dissolução de uma amostra de cinzas usando a mesma solução, e resultado final apresentou um resíduo sólido de 94,64%, valor utilizado como fator de correção nos cálculos do percentual de cinzas retidas.

3) Ensaios de Dureza e Resistência ao Desgaste

Os ensaios de dureza visaram detectar alterações nos valores destas propriedades em função da variação no percentual de componente cerâmico adicionado. Os corpos de prova foram devidamente preparados por usinagem e lixamento e testados em uma máquina de ensaios de dureza Brinell, utilizando esferas de aço com diâmetros 2.5 e 5.0mm e respectivas cargas de 31,25 e 62,5 Kgf. Uma pequena amostragem de corpos de prova foi ensaiada para verificação da resistência ao desgaste abrasivo segundo a norma ASTM G65-85. Este método de ensaio vai ser apresentado detalhadamente na próxima seção deste capítulo.

4.3 Experiências para o Estudo de Propriedades Tribológicas de CMMs Al-Cinzas de Carvão Produzidos pelo Método do Vórtex.

4.3.1 Procedimento experimental

A programação das corridas experimentais para a realização deste estudo, de resistência ao desgaste em CMMs, foi embasada nas observações práticas e nos resultados obtidos nas experiências preliminares. Por exemplo, a certeza de que se obteria melhores resultados trabalhando com maiores taxas de resfriamento, o que determinou a necessidade da utilização de moldes metálicos.

Foi projetada uma coquilha que permitiu a obtenção de três corpos de prova na mesma corrida, variando-se apenas o tempo de solidificação através de um acréscimo gradual na espessura dos corpos de prova. A Figura 25 mostra esta coquilha, onde se pode observar as cavidades para os três corpos de prova e o canal de vazamento/alimentação.

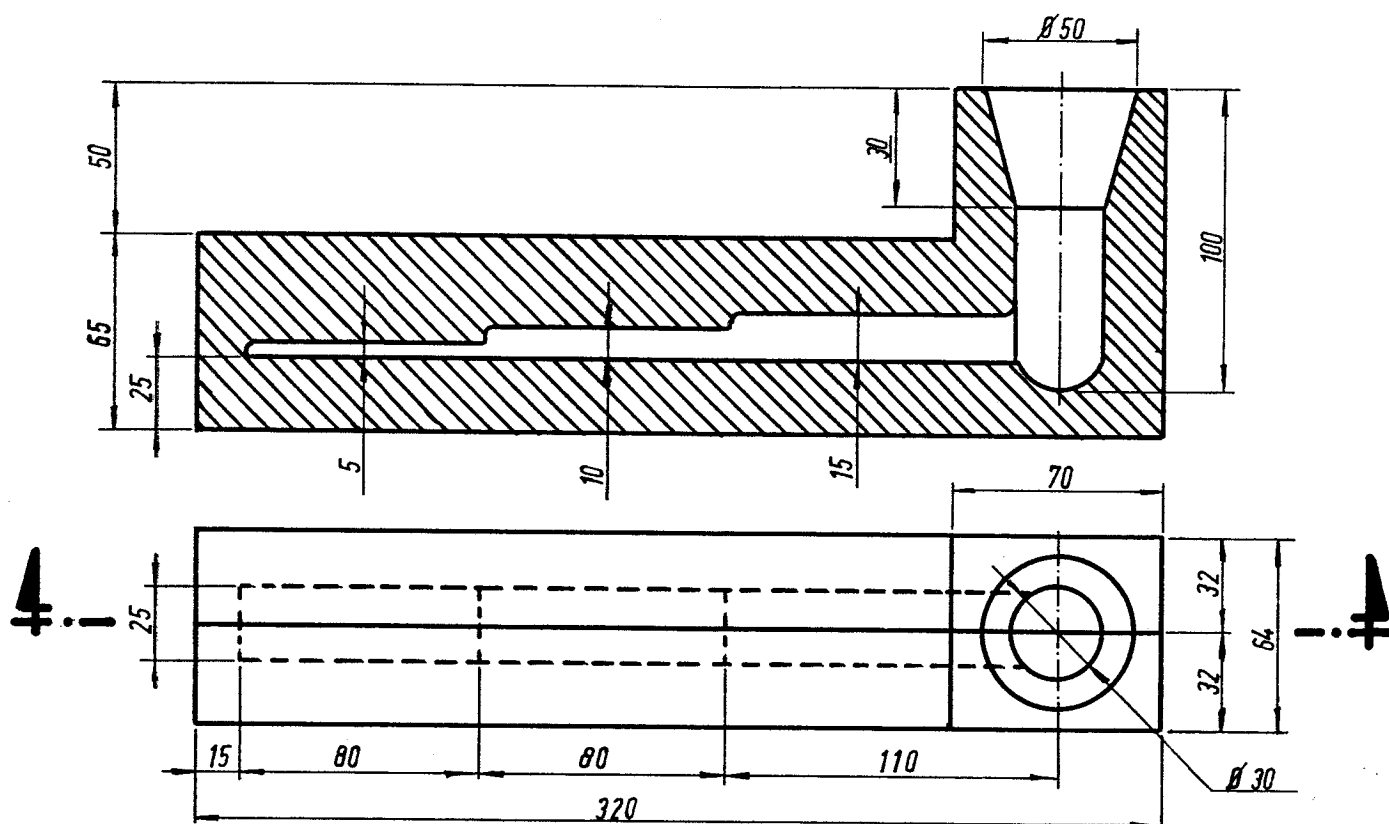


Figura 25: Representação da coquilha para a obtenção de corpos de prova para ensaios de resistência ao desgaste.

As Figuras 26,27 e 28 mostram, respectivamente, a coquilha utilizada, o conjunto de corpos de prova com o canal após o vazamento, e o mesmo conjunto fundido após sua extração da coquilha.

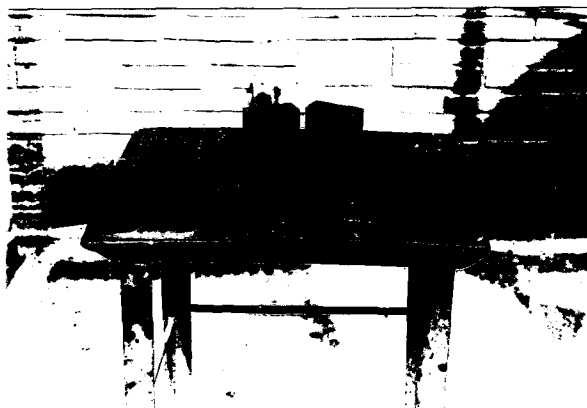


Figura 26: Coquilha para a obtenção de corpos de prova para ensaios de desgaste.

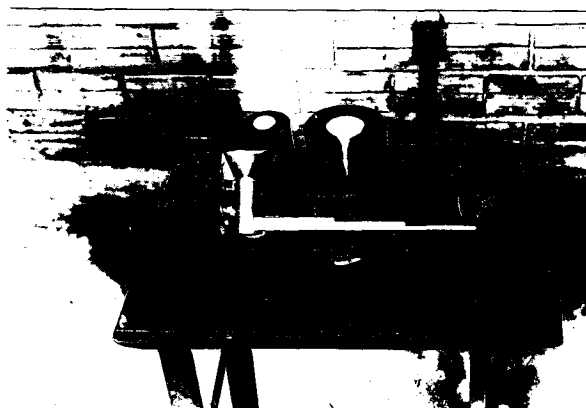


Figura 27: Coquilha aberta após vazamento e solidificação do CMM, mostrando o conjunto fundido.



Figura 28: Conjunto fundido (canal de vazamento e corpos de prova) após extração do molde.

A cada corrida foram também fundidos corpos de prova para ensaios de resistência à tração e análises metalográfica, usando coquilhas com as dimensões especificadas na Figura 29.

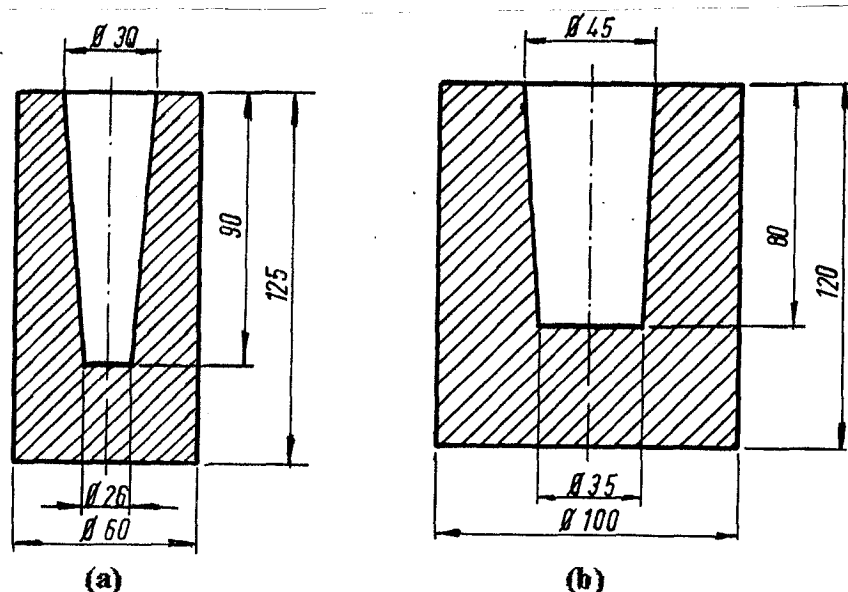


Figura 29: Coquilhas utilizadas para obtenção de corpos de prova: (a) para ensaios de resistência à tração, (b) para análises metalográficas.

As experiências foram realizadas de acordo com uma série de critérios pré-estabelecidos, a saber:

- adição das partículas de cinzas em teores de 1,3,5,7 e 9% (em peso) sobre a carga total, sempre pré-aquecidas a temperatura de $700 \pm 10^\circ\text{C}$,
- uso de duas faixas granulométricas de partículas de cinzas, classificadas como G e F conforme citado anteriormente,
- utilização de duas diferentes velocidades de agitação do banho, a velocidade normal do motor utilizado no acionamento da hélice que movimenta o banho, denominada velocidade máxima ($M \approx 400\text{rpm}$), e a outra, denominada velocidade reduzida ($R \approx 280\text{rpm}$), obtida com o uso do sistema controlador de velocidade acoplado ao equipamento nesta segunda etapa experimental,
- manutenção da temperatura do banho na faixa de $720 \pm 10^\circ\text{C}$, valores medidos sempre momentos antes da adição do Mg,
- pré-aquecimento das coquilhas a temperaturas da ordem de $250\text{-}300^\circ\text{C}$.

O procedimento para a realização das corridas foi semelhante ao descrito anteriormente para o caso das experiências preliminares, com uma pequena modificação quanto ao vazamento que foi realizado com a utilização de uma panela de vazamento (cadinho de grafite, pré-aquecido a $\approx 800^\circ\text{C}$) ao contrário do caso anterior onde o compósito era vazado diretamente do forno para o molde. As condições experimentais utilizadas no decorrer destas corridas são apresentadas nas Tabelas VII e VIII.

Tabela VII: Experiências para obtenção de CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de carvão em moldes permanentes.

Corrida	%Cz Adic.	Tam. Part.	Veloc. Agit.	Codif. CPs	Carga(g)
1.1	1	G	M	11GM	2000
1.2	1	G	R	11GR	2000
1.3	1	F	M	11FM	1354
1.4	1	F	R	11FR	1400
2.1	3	G	M	13GM	2000
2.2	3	G	R	13GR	1350
2.3	3	F	M	13FM	1400
2.4	3	F	R	13FR	1380
3.1	5	G	M	15GM	1300
3.2	5	G	R	15GR	1250
3.3	5	F	M	15FM	1250
3.4	5	F	R	15FR	1230
4.1	7	G	M	17GM	1200
4.2	7	G	R	17GR	1000
4.3	7	F	M	17FM	1100
4.4	7	F	R	17FR	1000
5.1	9	G	M	19GM	1000
5.2	9	G	R	19GR	800
5.3	9	F	M	19FM	900
5.4	9	F	R	19FR	800
6.1	0	-	-	1LB1	850
6.2	0	-	-	1LB2	800
6.3	0	-	-	1LB3	800
6.4	0	-	-	1LB4	820

* Parâmetros mantidos constante em todas as corridas

- temperatura do banho (720±20°C)
- tempo de agitação (2min)
- pré-aquecimento das partículas de cinzas (700°C,2h)
- pré-aquecimento dos moldes (250-300°C)

Tabela VIII: Experiências para a obtenção de CMMs Al3Mg-Cinzas de carvão em moldes permanentes.

Corrida	% Cz Adic.	Veloc. Agit.	Codif. CPs.	Carga (g)
1.1	1	M	21GMA	1150
1.2	1	M	21GMB	1140
1.3	1	R	21GRA	1150
1.4	1	R	21GRB	1135
2.1	3	M	23GMA	1128
2.2	3	M	23GMB	1034
2.3	3	R	23GRA	1129
2.4	3	R	23GRB	1034
3.1	5	M	25GMA	1104
3.2	5	M	25GMB	1104
3.3	5	R	25GRA	1018
3.4	5	R	25GRB	1033
4.1	7	M	27GMA	900
4.2	7	M	27GMB	900
4.3	7	R	27GRA	900
4.4	7	R	27GRB	908
5.1	9	M	29GMA	704
5.2	9	M	29GMB	720
6.1	-	-	2LB1	760
6.2	-	-	2LB2	820
6.3	-	-	2LB3	830
6.4	-	-	2LB4	825

*** Parâmetros mantidos constante em todas as corridas:**

- temperatura do banho ($720 \pm 20^\circ\text{C}$)
- tempo de agitação (2min)
- pré-aquecimento das partículas de cinzas ($700^\circ\text{C}, 2\text{h}$)
- pré-aquecimento dos moldes ($250\text{-}300^\circ\text{C}$)
- granulometria das partículas de cinzas (G)

Em uma outra série de corridas foram produzidos CMMs utilizando como liga base Al3Mg e como componentes de reforço Al₂O₃ e areia de sílica (SiO₂) com as características descritas anteriormente. A Tabela IX apresenta as diversas corridas experimentais realizadas com a utilização destes componentes de reforço.

Tabela IX: Resumo das experiências para a produção de CMMs Al-Al₂O₃ e Al-SiO₂.

Corrida	%Conn. Cer.	Conn. Cerâm.	Tb (°C)	Codif. CPs	Carga (g)
1.1	1	Al ₂ O ₃	720	A1G1	1202
1.2	3	"	"	A3G1	1196
1.3	3	"	"	A3G2	1198
1.4	5	"	"	A5G1	1210
1.5	5	"	"	A5G2	1207
1.6	5	"	"	A5G3	1215
1.7	7	"	"	A7G1	1222
1.8	7	"	"	A7G2	1197
2.1	3	"	780	B3G1	1198
2.2	3	"	"	B3G2	1199
2.3	5	"	"	B5G1	1205
2.4	5	"	"	B5G2	1206
2.5	7	"	"	B7G1	1203
2.6	7	"	"	B7G2	1197
3.1	3	SiO ₂	720	S01	1198
3.2	3	"	"	S02	1206
3.3	3	"	"	S03	1223
3.4	6	"	"	S11	1215
3.5	6	"	"	S12	1214
3.6	6	"	"	S13	1209

* Parâmetros mantidos constante:

- % Mg adicionado (3% em peso)
- pré-aquecimento dos moldes (250-300°C)
- tempo de agitação (2min)
- velocidade de agitação (M)
- granulometria das partículas (G)
- pré-aquecimento das partículas (700°C,2h).

4.3.2 Amostragem

Os corpos de prova para testes de resistência ao desgaste foram devidamente seccionados, usinados e lixados de modo a apresentarem uma superfície com rugosidade adequada à realização dos ensaios de desgaste abrasivo segundo a norma ASTM G65-85 [55]. Conforme descrito anteriormente, em cada corrida foram obtidos três corpos de prova com diferentes espessuras, codificados como e5, e10 e e15, em função destas espessuras.

Destes corpos de prova foram retiradas amostras para as análises do percentual de componente de reforço retido para as diversas condições experimentais, conforme esquema mostrado na Figura 30, e amostras para análises metalográficas, de acordo com a metodologia apresentada na Figura 31.

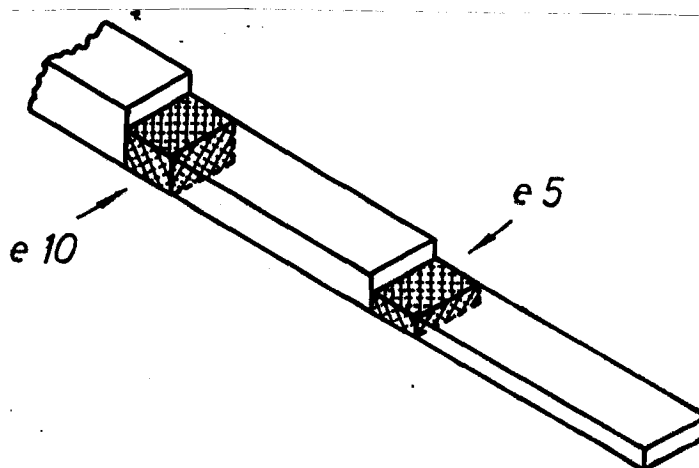


Figura 30: Amostragem para análise do percentual de componente cerâmico retido nos CMMs obtidos.

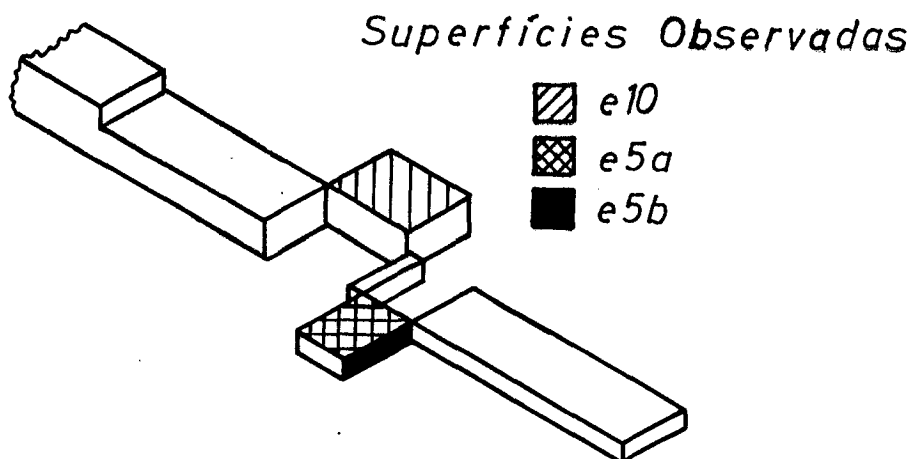


Figura 31: Técnica de amostragem para análises metalográficas (micrografias).

Os corpos de prova cilíndricos para ensaios de tração foram usinados nas dimensões especificadas na Norma NBR 7549 [111], que descreve os procedimentos para ensaios de tração em produtos dúteis e fundidos, enquanto os corpos de prova para análise metalográfica foram seccionados no sentido longitudinal, lixados até a lixa 400 e atacados para a revelação da macroestrutura de solidificação utilizando o mesmo reagente descrito anteriormente nas experiências preliminares.

4.3.3 Técnicas de Avaliação

1) Análise Metalográfica

As amostras obtidas nas diversas corridas experimentais descritas nas tabelas VII, VIII e IX foram analisadas quanto as suas macro e microestruturas. Na macrografia procurou-se observar alterações no tamanho de grão e a distribuição das partículas cerâmicas na matriz dos fundidos, já na micrografia ótica foram investigadas a localização destas partículas e as prováveis alterações microestruturais causadas pela presença destas. Também foram realizadas análises metalográficas utilizando microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de uma melhor visualização das partículas e de suas interações com a matriz, conforme feito anteriormente nas experiências preliminares.

As amostras para microscopia foram preparadas de duas formas distintas, de acordo com a liga base. As amostras dos CMMs produzidos utilizando como liga base Al₁₂Si foram preparados por lixamento na sequência de lixas indicada na página 43 e polimento em pasta de diamante ou silicato de etila, seguindo-se o ataque com reagente a base de HF (0,5%) em água. Os CMMs obtidos com o uso da liga Al₁₃Mg foram lixados de forma idêntica aos anteriores, polidas através de polimento eletrolítico, com o uso de um eletrólito composto de ácido perclórico (62ml), butilcelossolve(140ml), metanol(700ml) e água destilada(140ml), sob um tensão de 9V durante 10s; e atacadas com o mesmo reagente utilizado nos casos anteriores.

Também foram realizadas análises metalográficas (com o uso de lupa e aumentos da ordem de 10x) da região desgastada dos corpos de prova submetidos aos ensaios de abrasão, com o objetivo de observar possíveis alterações nos mecanismos de desgastes nos diferentes materiais (liga base e CMMS).

2) Análise do Percentual de Componente de Reforço

Este tipo de análise, realizado de acordo com o procedimento descrito na página 44, teve como objetivo permitir uma avaliação do método de preparação de CMMs utilizado e propiciar comparações entre corpos de prova com diferentes tempos de solidificação e entre CMMs com diferentes componentes de reforço.

3) Resistência ao Desgaste

Os testes de resistência ao desgaste abrasivo foram realizados de acordo com a norma ASTM G65-85 [55], denominado "Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests".

O ensaio envolve o desgaste de uma amostra de dimensões padronizadas com um abrasivo de tamanho controlado. O abrasivo é introduzido entre a amostra e um disco rotativo coberto com borracha de composição e dureza pré-estabelecidas. A amostra é então pressionada contra o disco giratório sob a ação de uma determinada força (130N), enquanto o abrasivo fluindo a uma vazão de 250-350 g/min. desgasta a sua superfície. A norma define também a distância de ensaio, que para o procedimento adotado (Procedimento B, indicado para materiais com moderada resistência ao desgaste) é de 1436m, o que corresponde a 2000 voltas do disco revestido com seu diâmetro original.

As amostras são pesadas antes e depois do ensaio, sendo esta diferença de peso o parâmetro de controle do ensaio. Posteriormente estas diferenças em peso foram transformadas para diferenças em volume (ΔV), usando-se as densidades teóricas esperadas para os materiais envolvidos. As densidades teóricas foram calculadas através da regra das misturas e apresentaram valores muito próximos aos das densidades medidas em alguns corpos de prova cilíndricos usando-se a relação peso/volume, conforme poderá ser visto no próximo capítulo. O uso de ΔV permite uma avaliação mais precisa do desgaste quando são testados materiais com diferentes densidades, como é o caso deste trabalho.

As Figuras 32 e 33 apresentam, respectivamente, um esquema do ensaio e uma vista do equipamento utilizado.

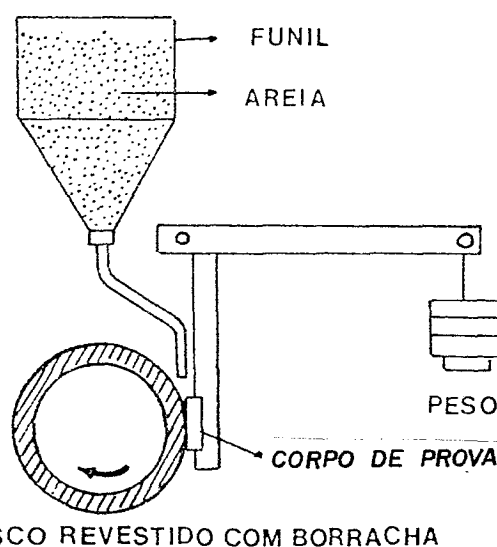


Figura 32: Esquema do ensaio de resistência ao desgaste abrasivo segundo ASTM G65-85 [55].



Figura 33: Vista parcial do equipamento utilizado para os ensaios de desgaste, detalhe do porta amostras, do bico ejetor do abrasivo e da roda revestida com borracha.

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo foram registrados em gráficos como perda em volume (ΔV) em mm^3 em função do percentual de componente de reforço adicionado ao metal base.

Para fins de comparação com dados da literatura alguns valores de ΔV foram transformados para taxa de desgaste e/ou coeficiente de fricção, definidos pelas seguintes relações:

$$\text{Taxa de Desgaste} = \Delta V(\text{mm}^3) \div \text{Distância de ensaio (m)} \quad (15)$$

$$\text{Coef. Fricção} = \Delta V(\text{mm}^3) \div \text{Dist. ensaio(m)} \cdot \text{Força Aplic. (N)} \quad (16)$$

neste caso tem-se Distância de ensaio = 1436 m, e
 Força aplicada = 130 N.

4) Dureza

Alguns dos corpos de prova ensaiados quanto ao desgaste foram submetidos à ensaios de dureza Brinell (esfera com diâmetro 5mm e carga de 62.5 Kgf) para verificação do comportamento dos CMMs em relação a esta propriedade e para tentar estabelecer uma correlação com os valores de resistência ao desgaste.

5. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 Experiências Preliminares

5.1.1 Macrografias

Na primeira série de experiências, onde foram fundidos corpos de prova cilíndricos em moldes de areia e em coquilhas, observou-se diferenças significativas entre as macroestruturas de solidificação da liga base(Al5Mg) e dos CMMs obtidos pela adição de partículas de cinzas de carvão a esta. A Figura 34 mostra as macroestruturas do Al comercialmente puro(a), da liga Al5Mg(b) e do CMM Al5Mg-5Cz(c), todos fundidos em coquilha com temperaturas de vazamento de aproximadamente 800°C.

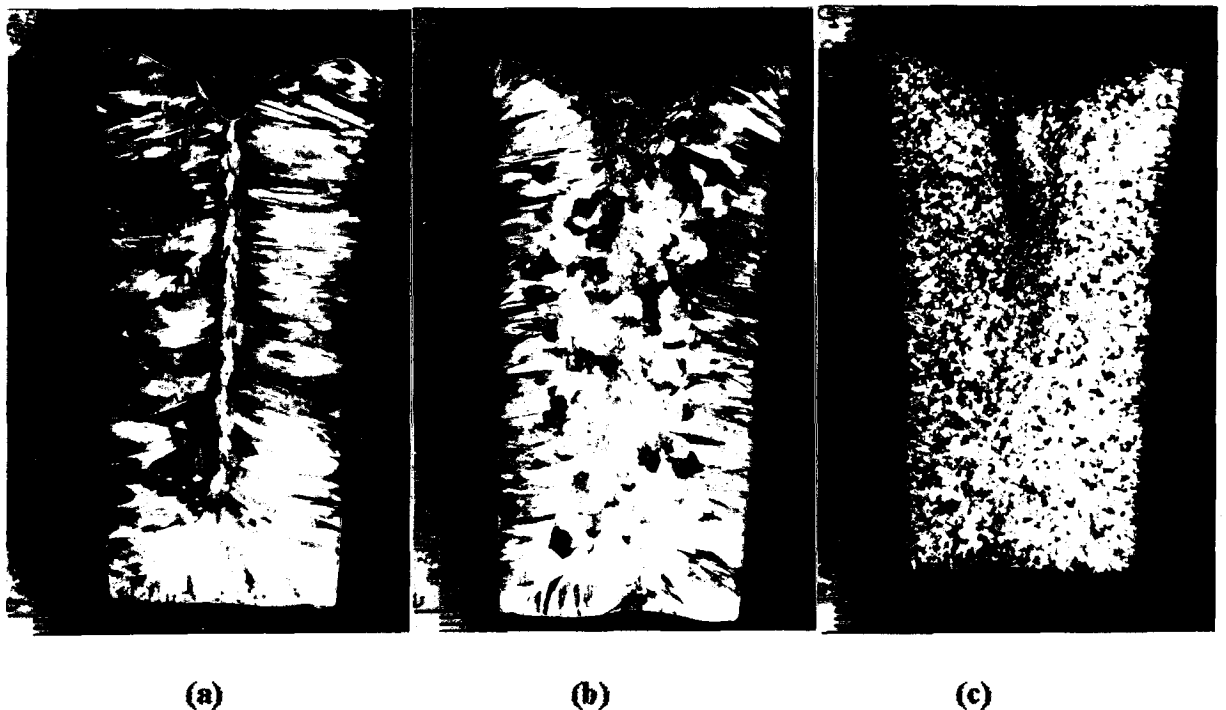


Figura 34: Macroestruturas de solidificação em lingotes de Al comercialmente puro (a), Al5Mg (b), e CMM Al5Mg-5Cinza de Carvão (c), fundidos em coquilha com $T_v = 800^\circ\text{C}$. Observa-se um refino acentuado da macroestrutura com a adição das partículas de cinzas. Ataque: Reativo de Tucker.

Conforme pode ser observado nestas macrografias a adição de partículas de cinzas causou uma redução considerável no tamanho de grão e uma estrutura totalmente equiaxial, com desaparecimento dos grãos colunares observados na liga base. A princípio supõe-se que esta alteração esteja relacionada com o fato das partículas de cinzas atuarem como nucleantes, especialmente em função do considerável teor de óxido de ferro contido nestas (ver Tabela III). Na tentativa de confirmar esta hipótese foram realizados estudos da microestrutura destes materiais, conforme será abordado mais adiante.

Nos corpos de prova fundidos em moldes de areia com resfriadores também foi observado um refinamento da macroestrutura de solidificação, sendo este refino proporcional ao percentual de cinza adicionada à liga base, como mostram as Figuras 35 e 36.

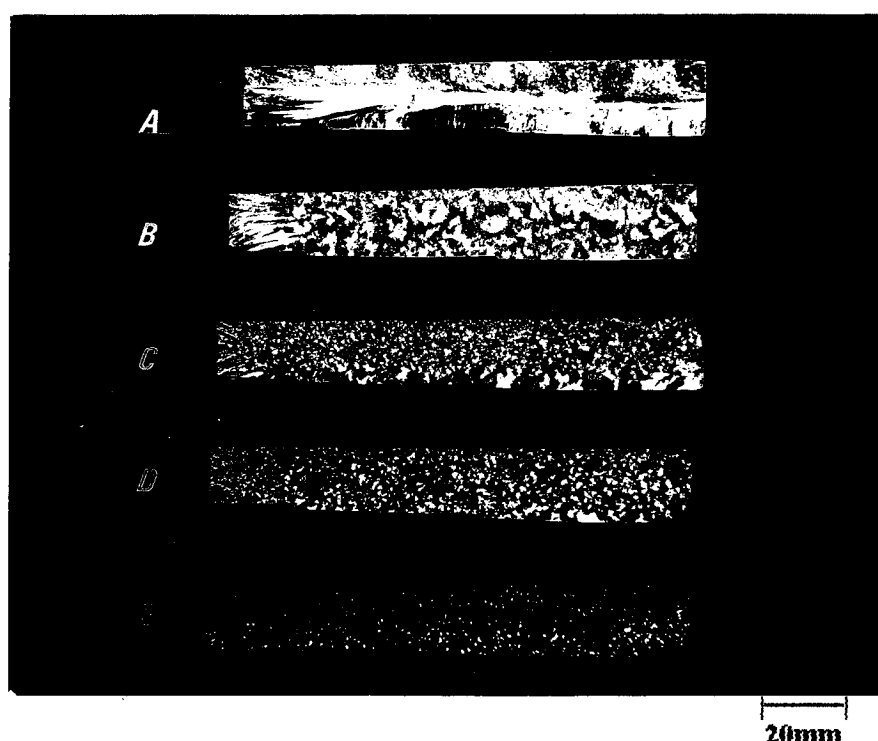


Figura 35: Macroestruturas de corpos de prova tipo barra, fundidos em moldes de areia utilizando resfriador de aço, (a) Al comercialmente puro, (b) Al4Mg, (c) Al4Mg-2,75Cz, (d) Al4Mg-5,50Cz, (e) Al4Mg-8,25Cz; mostrando um refino gradual da matriz em função da adição de teores crescentes de cinzas. Ataque: Reativo de Tucker.

Estas macrografias mostram que a tendência para segregação das partículas de cinzas para a parte superior dos corpos de prova foi diretamente proporcional à quantidade adicionada, o mesmo ocorrendo no que se refere à tendência para a formação de "clusters".

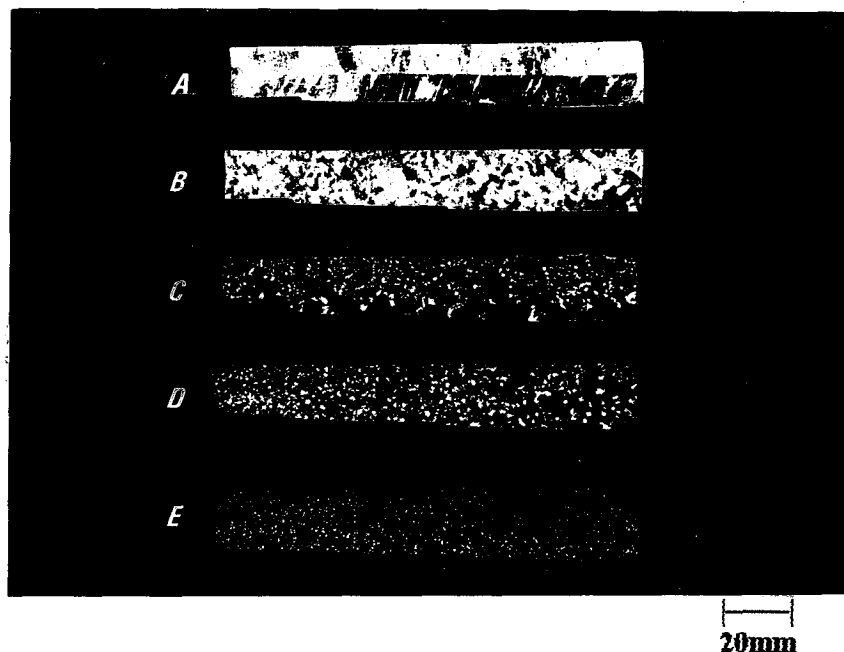


Figura 36: Macroestruturas de corpos de prova tipo barra, fundidos em moldes de areia sem a utilização de resfriador, (a)Al comercialmente puro, (b)Al4Mg, (c)Al4Mg-2,75Cz, (d)Al4Mg-5.5Cz, (e)Al4Mg-8,25Cz, mostrando refinamento dos grãos e uma maior tendência para segregação do componente de reforço em relação à figura anterior. Ataque: Reativo de Tucker.

O exame detalhado destas duas séries de macrografias permitiu a observação de algumas diferenças significativas entre as estruturas de solidificação da liga base com e sem a adição das partículas de cinzas de carvão, dentre as quais podem-se destacar as seguintes:

- nos corpos de prova relativos ao Al puro e à liga Al4Mg nota-se com nitidez a influência do resfriador e a zona de atuação deste, caracterizada pela existência de uma estrutura colunar com os grãos crescendo na mesma direção e em sentido oposto à zona de maior extração de calor (resfriador), numa distância de $\approx 25\text{mm}$ a partir da ponta resfriada Fig. 35 (a) e (b); enquanto que nos corpos de prova relativos aos CMMs não se observa a formação desta região com grãos colunares;
- nos corpos de prova (c), (d) e (e) ocorreu um refino acentuado no tamanho de grão, sendo estas reduções proporcionais à quantidade de cinza adicionada;
- todos os corpos de prova com a adição de cinzas apresentaram segregação destas partículas para a parte superior dos fundidos, devido a menor densidade da cinza em relação à liga base, sendo esta segregação mais acentuada a medida que aumentou a quantidade de cinza no CMM;

- as regiões inferiores dos corpos de prova com cinzas (regiões com menores teores de cinzas) apresentaram um menor refinamento que as regiões com maiores concentrações de partículas e clusters de cinzas;
- os corpos de prova fundidos sem o uso de resfriador mostraram, em geral, um menor refino de grão e maior segregação do componente cerâmico, como era esperado.

Analisando-se estes resultados, e os outros referentes aos corpos de prova fundidos com a utilização de resfriadores de cobre e grafite, que apresentaram resultados semelhantes, pode-se afirmar que a adição de partículas de cinzas de carvão tende a refinar a matriz de ligas Al com 2-6%Mg, como resultado da alteração no modo de solidificação destas ligas, em função da presença destas partículas em suspensão no seio do líquido e do sólido em formação. No caso dos CMMs ocorre uma solidificação totalmente extensiva, caracterizada pela existência de uma estrutura 100% equiaxial com grãos muito finos, enquanto que no caso das ligas ocorre uma solidificação mista entre direcional (nas regiões próximas às superfícies externas dos corpos de prova e nas zonas de atuação dos resfriadores), caracterizada pela presença de grãos colunares, e extensiva, nas regiões mais centrais dos corpos de prova, caracterizada pela existência de grãos equiaxiais mais grosseiros que no caso dos CMMs com cinzas.

Outro aspecto importante é o que se refere à segregação do componente cerâmico para a parte superior dos corpos de prova, o que é decorrência da sua menor densidade em relação à liga base e dos elevados tempos de solidificação, já que os corpos de prova utilizados apresentam grandes espessuras ($\approx 20\text{mm}$).

Nas corridas onde se adicionou 8,25% cinzas, ficou bastante evidente a existência de duas zonas distintas nos corpos de prova tipo barra, uma zona rica em componente de reforço (parte superior) e outra zona quase isenta em partículas de reforço (parte inferior), conforme mostra a Figura 37, sendo este efeito mais crítico para os casos onde não se usou resfriador (em cima na foto).

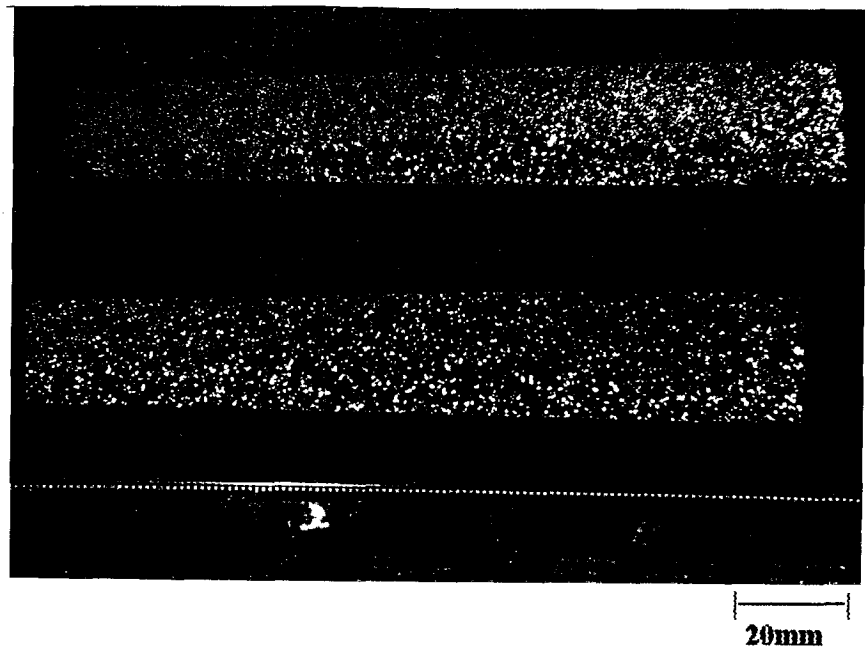


Figura 37: Macrografias de corpos de prova com composição Al4Mg-8,25Cz, fundidos em moldes de areia sem o uso de resfriadores (em cima) e com resfriador de cobre (em baixo), mostrando uma significativa segregação do componente de reforço (partículas e clusters de cinzas) para a região superior dos mesmos. Ataque: Reativo de Tucker.

5.1.2 Microestruturas

A avaliação das microestruturas dos CMMs produzidos nestas corridas preliminares foi realizada por comparação entre as microestruturas das ligas base utilizadas (Al com 2,4 e 6%Mg), que neste caso serviram como padrões, e os CMMs com os três diferentes teores de cinza adicionada, assim foram obtidas três séries de quatro micrografias de materiais com diferentes composições químicas.

Estas séries de micrografias são apresentadas nas Figuras 38,39 e 40, onde pode-se observar que a adição crescente de partículas de cinzas de carvão ocasionou um refinamento dos grãos da matriz rica em Al (Al_{α}) e uma maior quantidade de material nas regiões interdendríticas, que são as últimas a solidificarem, sendo portanto os prováveis sítios de concentração da grande maioria das partículas de cinzas retidas na matriz. Estas observações reforçam a idéia inferida a partir do estudo das macrografias, de que a presença das partículas de cinzas em suspensão na massa metálica causa alterações nos mecanismos de solidificação, e que no caso específico dos CMMs AlMg-cinzas de carvão, ocorre um refino da matriz metálica.

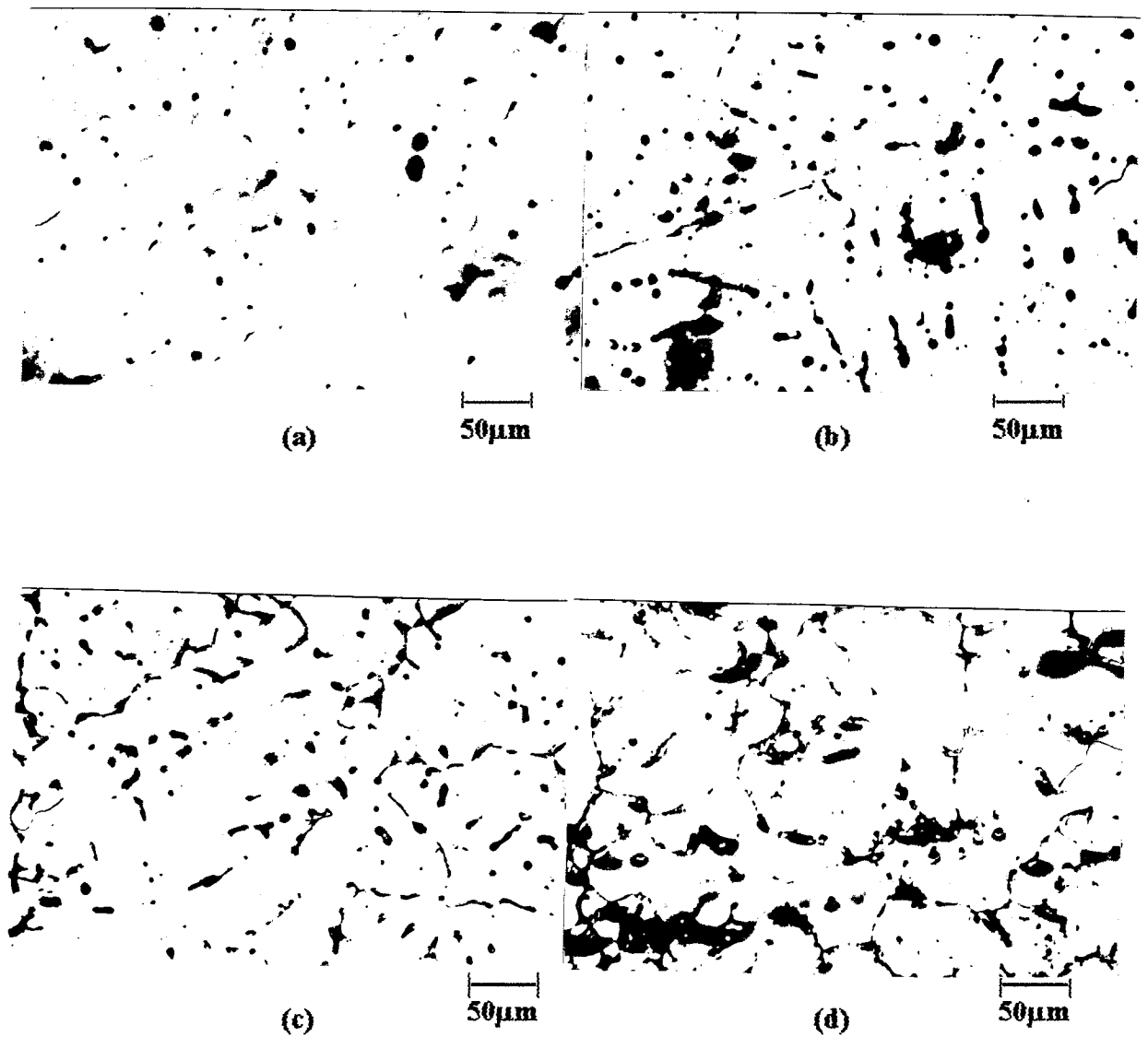


Figura 38: Microestruturas da liga base Al₂Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas , ataque HF 1%, 200x

(a) Liga base Al₂Mg;

(b) CMM Al₂Mg-2,75%Cz;

(c) CMM Al₂Mg-5,50%Cz;

(d) CMM Al₂Mg-8,75%Cz.

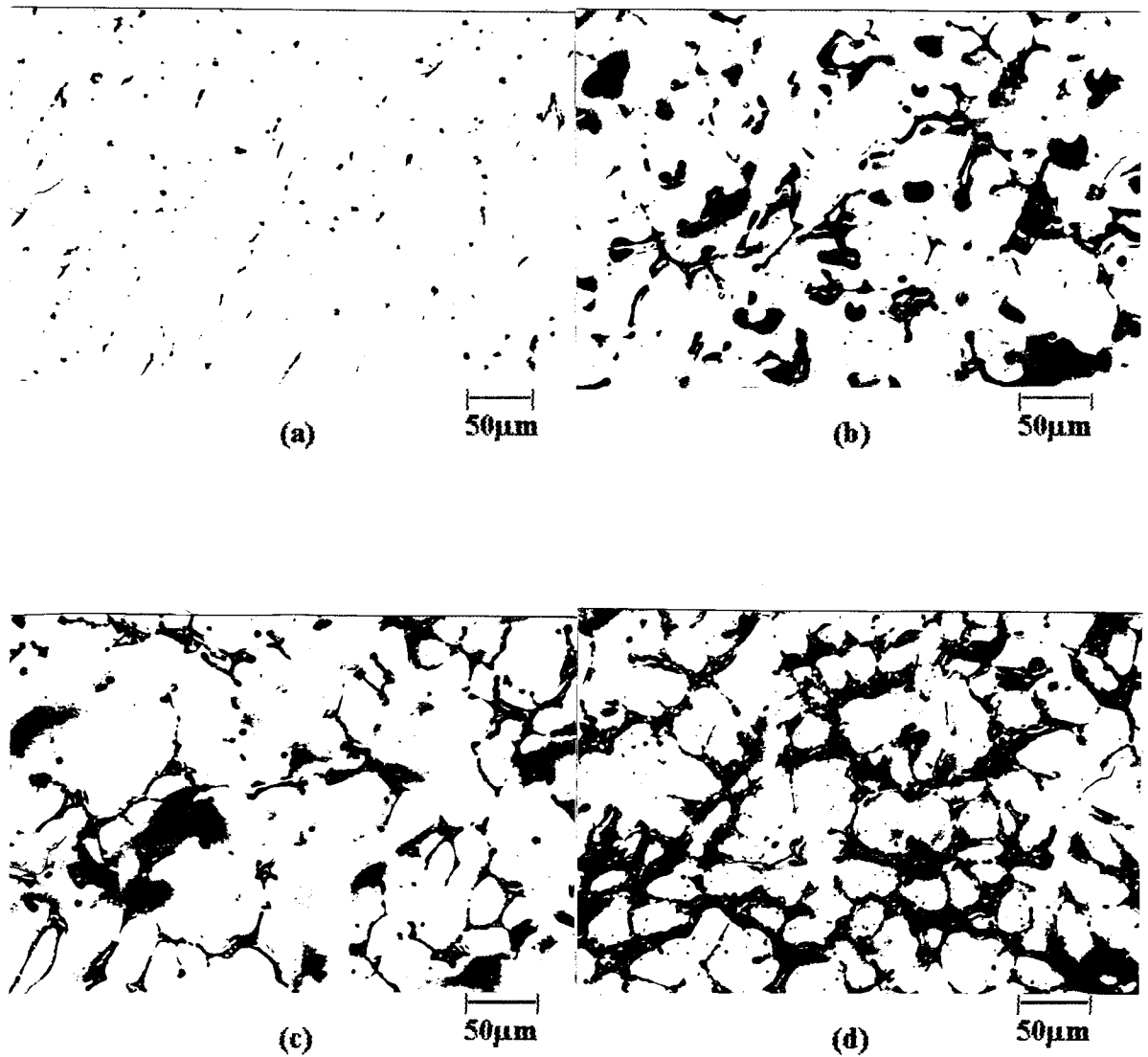


Figura 39: Microestruturas da liga base Al4Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, ataque HF 1%.

(a) Liga base Al4Mg;

(b) CMM Al4Mg-2,75%Cz;

(c) CMM Al4Mg-5,50%Cz;

(d) CMM Al4Mg-8,25%Cz.

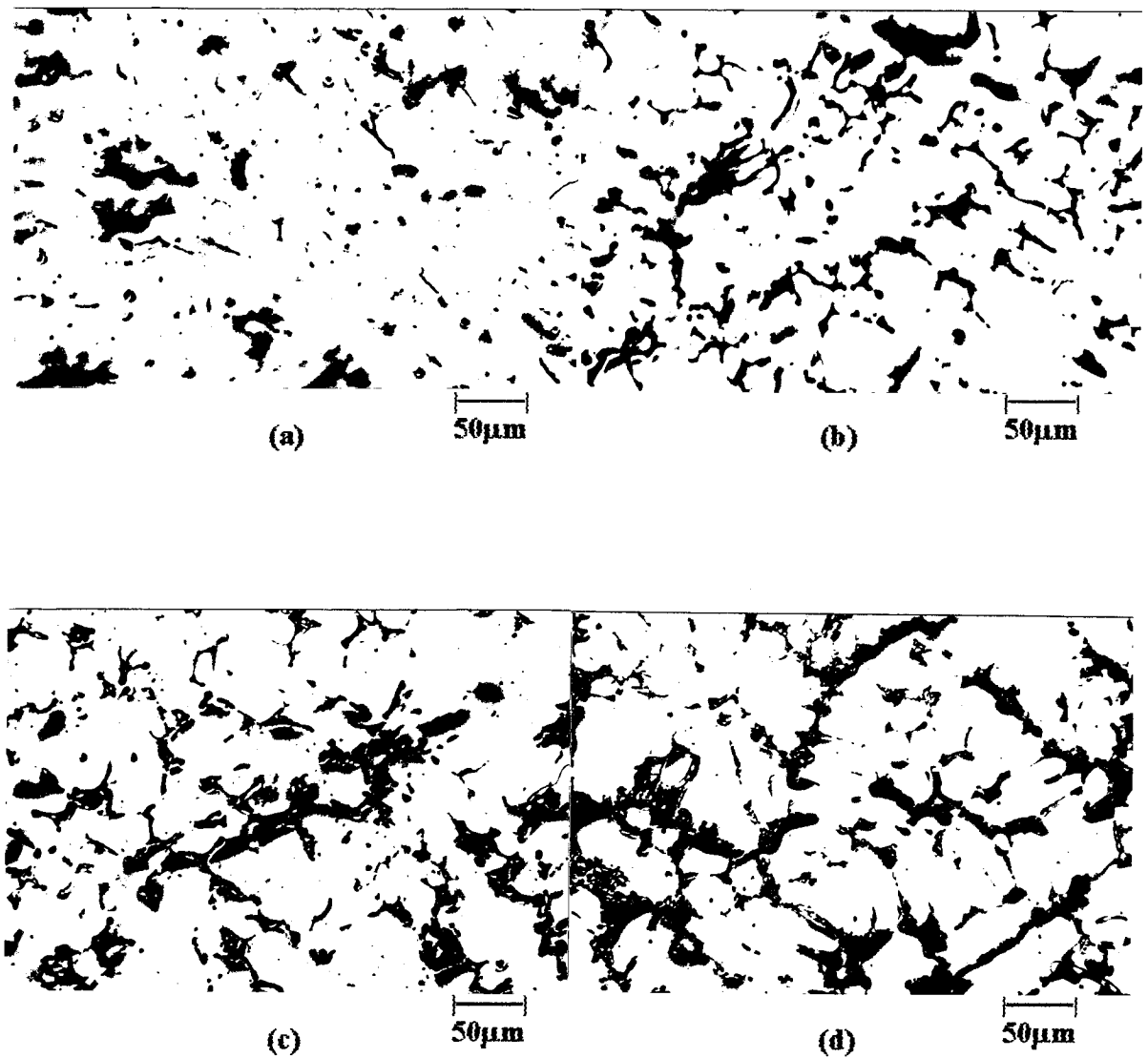


Figura 40: Microestruturas da liga base Al6Mg e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, ataque HF 1%.

(a) Liga base Al6Mg;

(b) CMM Al6Mg-2,75%C

(c) CMM Al6Mg-5,50%Cz

(d) CMM Al6Mg-8,25%Cz.

A análise destes três conjuntos de micrografias permitiu constatar que os fenômenos de refinamento da matriz rica em Al e de aumento na quantidade de partículas de cinzas nas regiões intergranulares foram mais pronunciados nos casos onde as quantidades de Mg adicionado foram maiores (4 e 6% em peso). Isto pode estar associado com uma maior eficiência de retenção das partículas cerâmicas para estes teores de Mg, conforme comprovado e descrito no próximo item que se refere ao estudo da retenção das partículas de cinzas na matriz dos CMMs obtidos.

Estas constatações a níveis macro e microestrutural reforçam a ideia de que as partículas de cinzas utilizadas neste trabalho atuaram como nucleantes, apesar de sua baixa condutividade térmica em relação ao metal líquido. Rohatgi comprovou experimentalmente o refino do Si eutético e do Si primário em ligas AlSi eutéticas e hipereutéticas com a adição de partículas de alumina e grafite [4,92].

Com o objetivo de possibilitar uma observação mais detalhada da localização das partículas cerâmicas e de sua interação com a matriz metálica, foram realizadas algumas observações das microestruturas dos CMMs utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A Figura 41 mostra duas metalografias da mesma amostra ($Al4Mg-8,25Cz$) obtidas usando microscopia ótica (a) e microscopia eletrônica de varredura (b), com aumentos semelhantes. Observa-se que a utilização da técnica MEV possibilitou uma visualização mais clara das partículas de Cz presentes nos CMMs estudados.

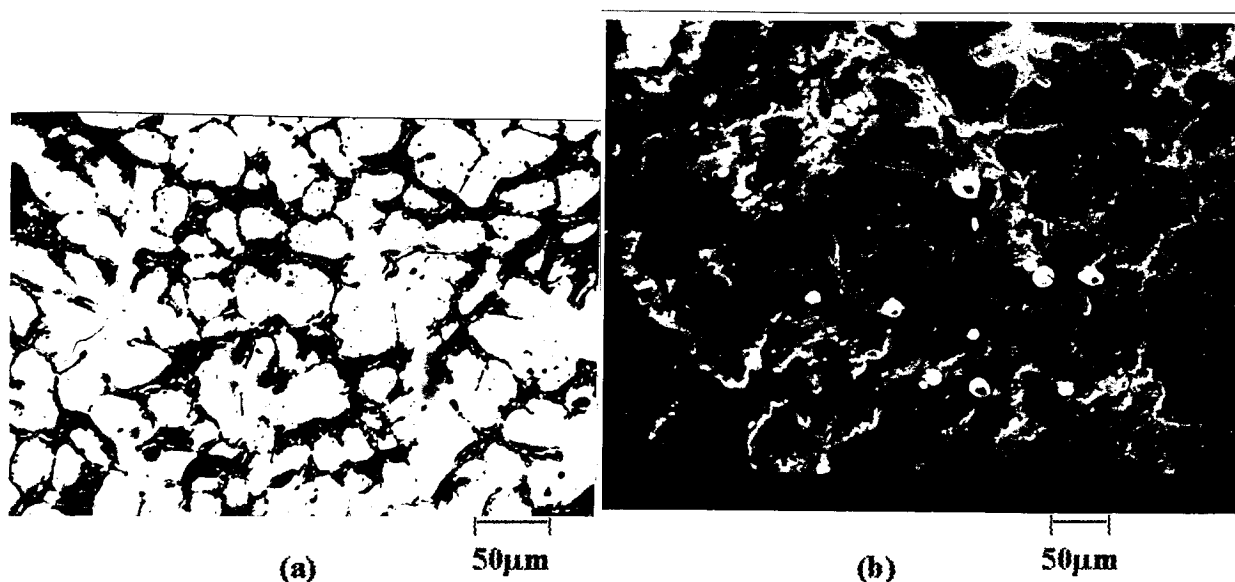


Figura 41: Micrografias do CMM $Al4Mg-8,25Cz$ obtidas usando microscopia ótica (a) e microscopia eletrônica de varredura (b), mostrando que o uso da técnica MEV possibilita uma melhor visualização das partículas de cinzas no CMM. Ataque HF 1%.

A Figura 42 apresenta uma seqüência de fotos de uma amostra do CMAI4Mg5,5Cz observada por MEV sob diferentes aumentos. Estas fotos mostram que as partículas de cinzas localizaram-se tanto nos contornos de grão, Figuras 42(b) e 42(c), como na matriz rica em Al, Figura 42(d). Pode-se também notar a ocorrência de "clusters" e de uma fraca ligação entre as partículas e a matriz.

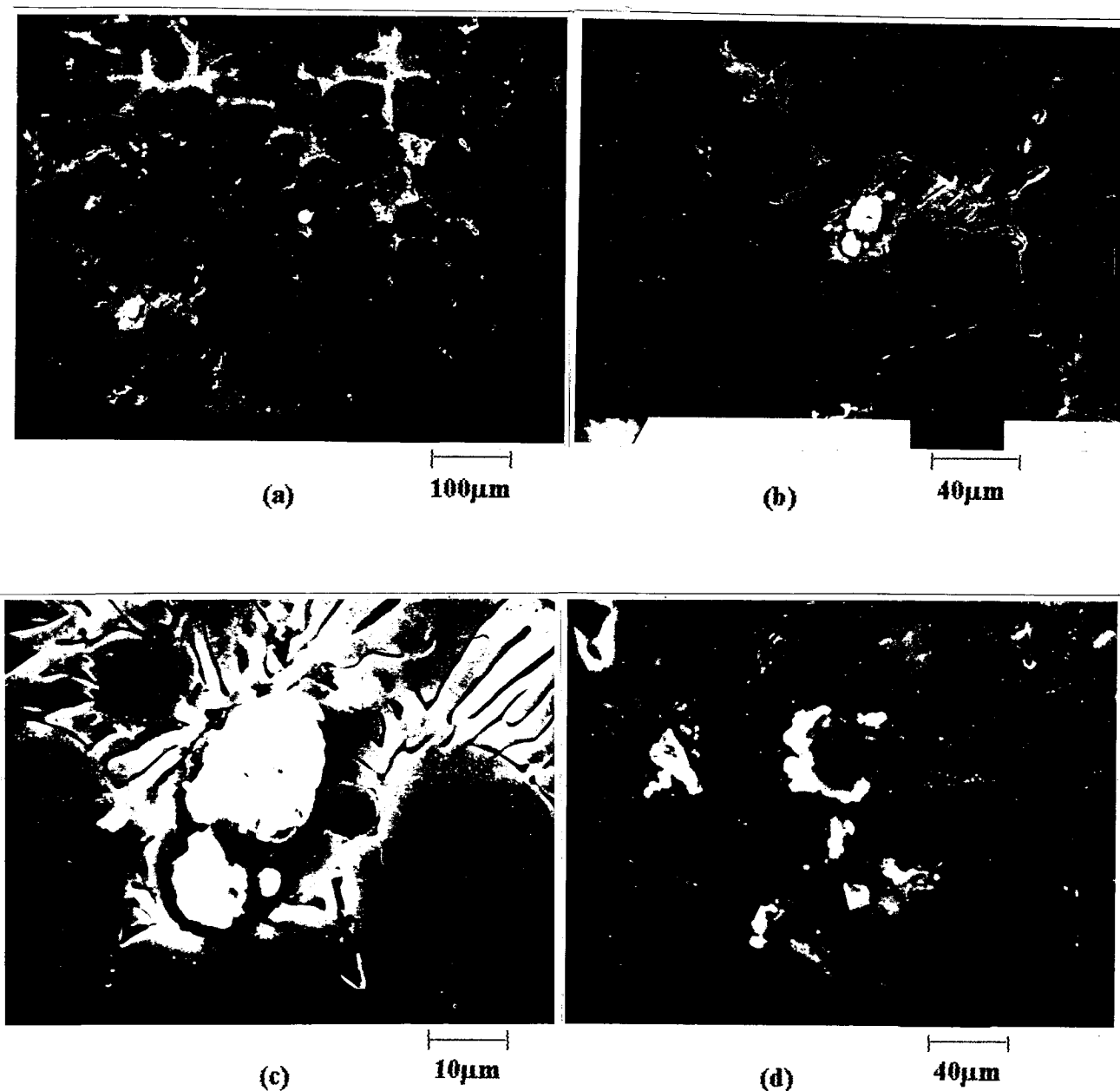


Figura 42: Amostra do CMM Al4Mg-5,50Cz observada por microscopia eletrônica de varredura usando diferentes aumentos.

No que diz respeito à interação metal-cerâmico, as Figuras 42(b) e 42(c) mostram a ocorrência de um vazio entre a partícula e a matriz, indicando uma fraca interação entre as partes. No entanto, em outros corpos de prova não foi observada a existência deste vazio, ocorrendo uma interação razoável entre as partículas de cinzas e a matriz metálica, como no exemplo apresentado na Figura 43.



Figura 43: Amostra do CMM Al4Mg-8,25Cz analisada usando microscopia eletrônica de varredura, nota-se a ocorrência de uma interação razoável entre partícula e matriz, indicando a ocorrência de uma boa molhabilidade entre as partes. Ataque HF 1%.

A pouca interação entre as partículas de cinzas e a matriz metálica observada na maioria das amostras analisadas, deve-se provavelmente à ocorrência de uma pequena molhabilidade entre as fases que pode estar relacionado com o fato das cinzas utilizadas apresentarem partículas muito finas que são mais difíceis de serem molhadas pelo metal líquido e apresentam grande tendência à aglomeração. Isto sugere que uma seleção granulométrica desta cinza, desprezando-se as frações mais finas, deve atenuar estes problemas.

5.1.3 Percentual de Cinza Retida nos CMMs

O percentual de partículas de cinzas retidas no produto final foi correlacionado com a extração de calor, com a quantidade de Mg adicionado como agente de molhamento e com o percentual de cinzas adicionadas ao metal base.

A variação no percentual de cinzas retidas nos CMMs em função da quantidade de Mg adicionado ao metal base foi representada graficamente para cada percentual de cinza adicionada, obtendo-se os gráficos referentes às Figuras 44 a 54.

A Figura 44 mostra a variação no percentual de Cz retida em CMMs AlMg-2,75Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor. As Figuras 48 e 51 apresentam, respectivamente, os gráficos obtidos para CMMs AlMg-5,50Cz e AlMg-8,25Cz sob as mesmas condições.

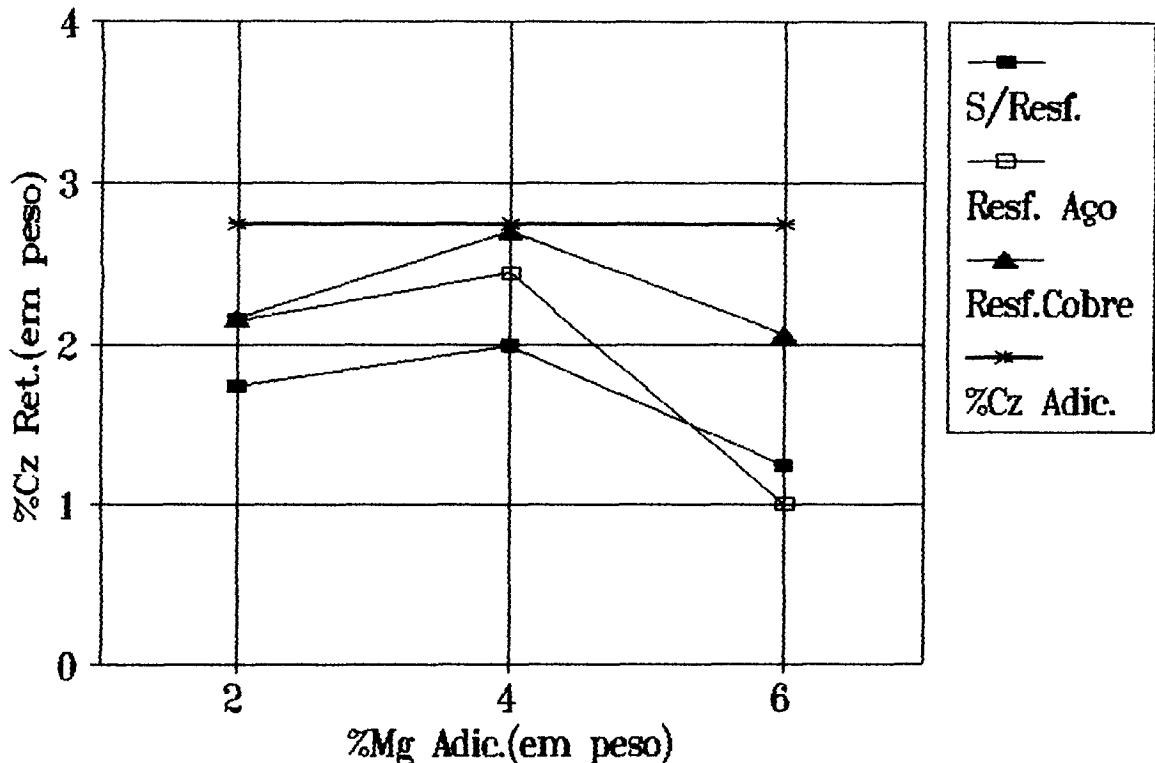


Figura 44: Variação no percentual de Cz retida em CMMs AlMg-2,75Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

Observa-se através deste gráfico que, para este percentual de Cz, os melhores resultados ocorreram com a adição de 4%Mg, principalmente nos casos onde a extração de calor foi incrementada através do uso de resfriadores. Também pode-se notar que o percentual de Cz retida foi proporcional à extração de calor, ou seja, os mais elevados valores de retenção foram obtidos com o uso do resfriador de cobre.

Cada uma das curvas mostradas neste gráfico foi obtida através do cálculo da média dos percentuais de Cz retida em duas regiões distintas (denominadas A e B) das pontas dos corpos de prova examinados, conforme descrito anteriormente. As Figuras 45,46 e 47 apresentam as curvas obtidas para cada condição de extração de calor, mostrando o percentual retido em cada região e os valores médios entre estas.

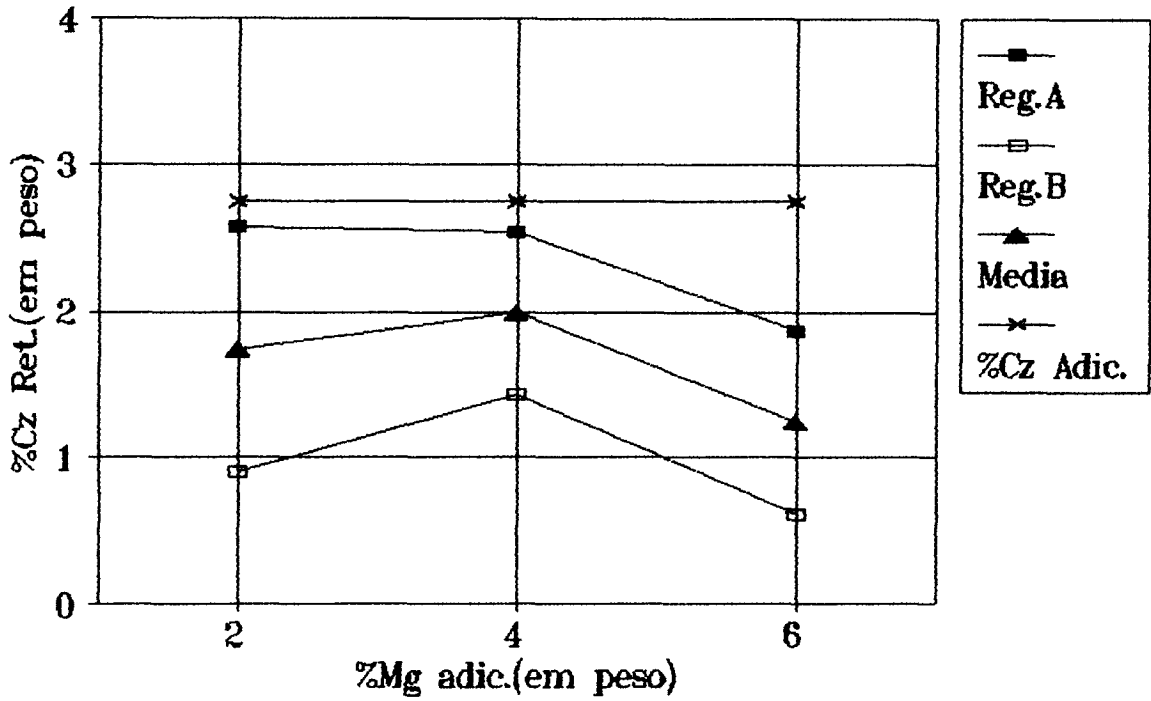


Figura 45: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-2,75Cz fundidos em moldes de areia sem o uso de resfriador.

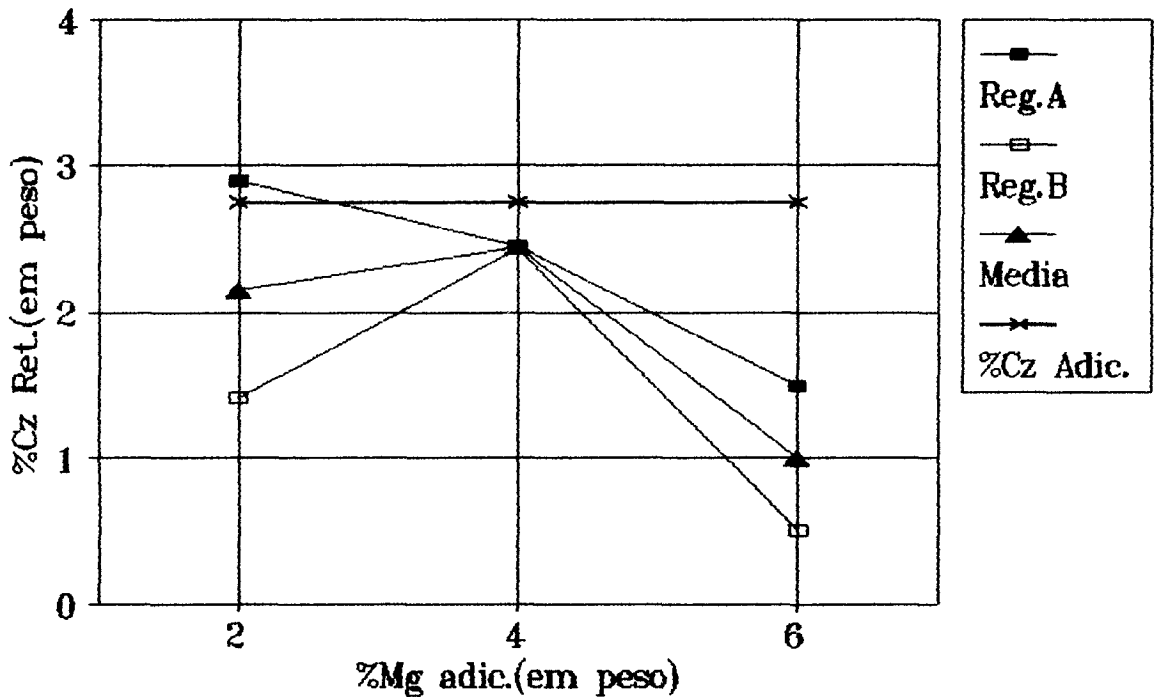


Figura 46: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-2,75Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

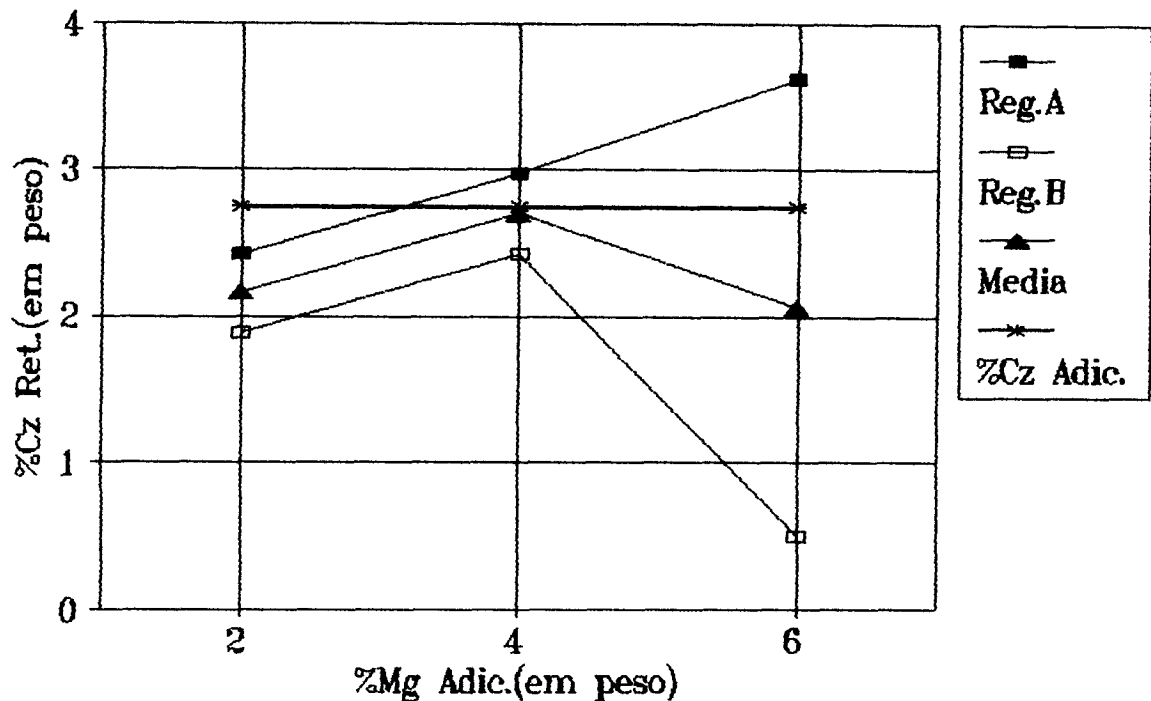


Figura 47: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-2,75Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

Estes gráficos mostram, claramente, que as partículas de cinzas concentraram-se em maior quantidade na região A dos corpos de prova, o que era esperado, já que esta região corresponde à parte superior dos corpos de prova sendo, portanto, o local preferencial para a segregação da cinza em função de sua menor densidade em relação à liga base.

Também se observa que para maiores extrações de calor ocorreu um decréscimo nas diferenças entre os percentuais de cinzas retidas nas regiões A e B, o que está associado a um menor tempo de solidificação e, conseqüentemente, uma menor tendência de segregação das partículas para a parte superior dos corpos de prova.

Os valores de cinzas retidas em CMMs AIMg-5,50Cz em função da quantidade de Mg adicionado são apresentados na Figura 49, mostrando que para este percentual de cinza adicionada os valores de retenção cresceram consideravelmente com o acréscimo na quantidade de Mg adicionado de 2% para 4% , mantendo-se constantes ou até mesmo apresentando um pequeno decréscimo para adições de 6%Mg.

Os resultados de retenção foram proporcionais às taxas de extração de calor, ou seja, os melhores valores de retenção foram obtidos com o uso de resfriador de cobre e os piores correspondem aos corpos de prova fundidos sem a utilização de resfriador.

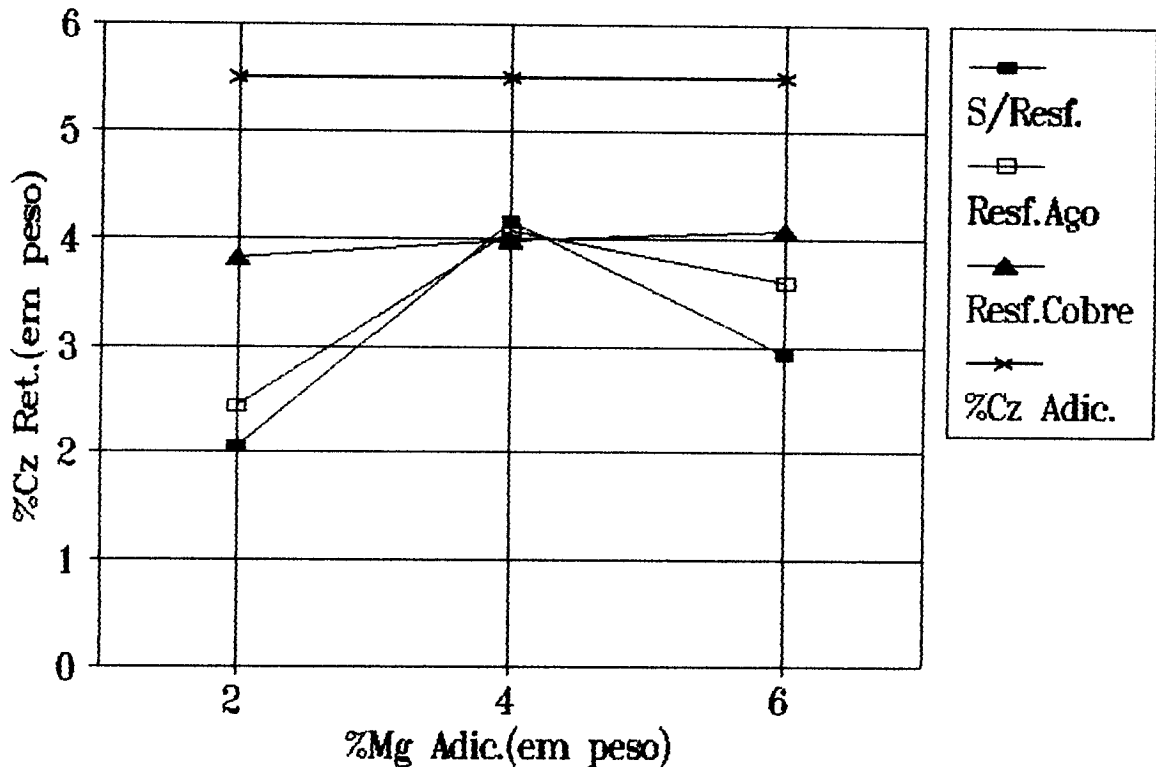


Figura 48: Variação no percentual de cinza retida nos CMMs AlMg-5,50Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

Quanto à segregação do componente cerâmico na matriz dos CMMs obtidos, os gráficos correspondentes às Figuras 49 e 50, respectivamente sem resfriador e com resfriador de cobre, mostram uma tendência mais acentuada à segregação das partículas de cinzas para a parte superior dos corpos de prova, em relação aos CMMs com a adição de 2,75%Cz. Entretanto, para o caso específico da adição de 4%Mg e da utilização do resfriador de cobre observa-se a inexistência deste efeito, indicando que para estas condições experimentais pode haver um decréscimo considerável nesta tendência como resultado de uma maior molhabilidade entre as partes e de um menor tempo de solidificação da matriz.

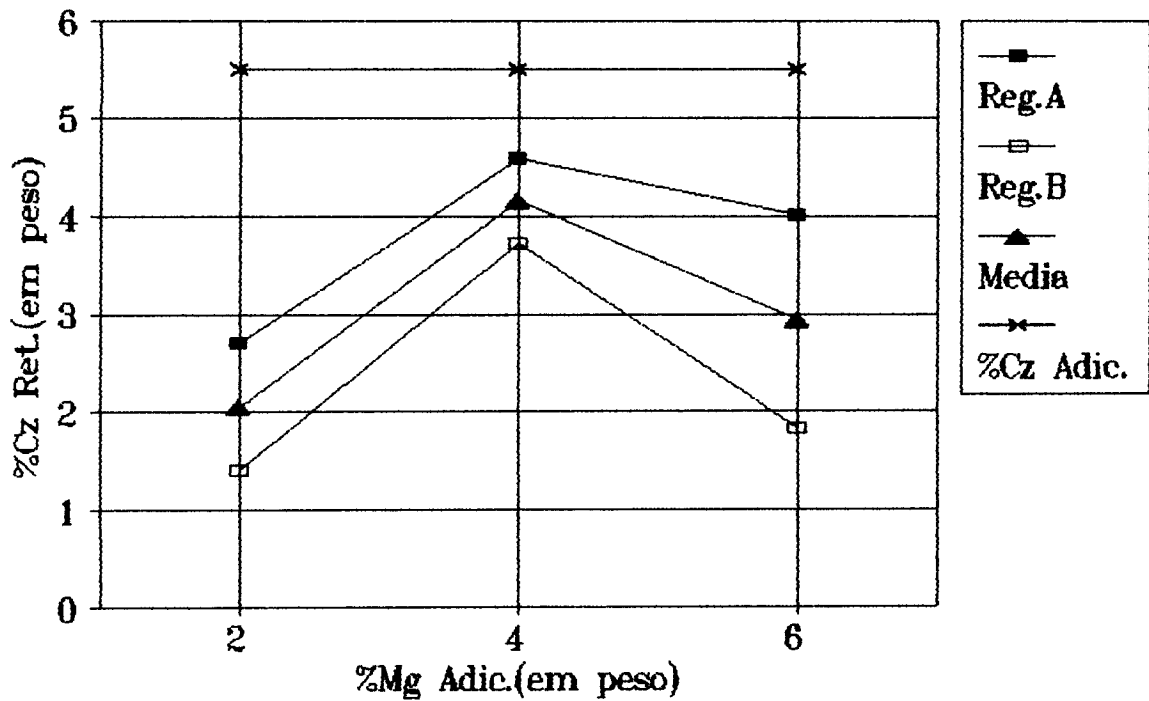


Figura 49: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-5,50Cz fundidos em moldes de areia sem o uso resfriador.

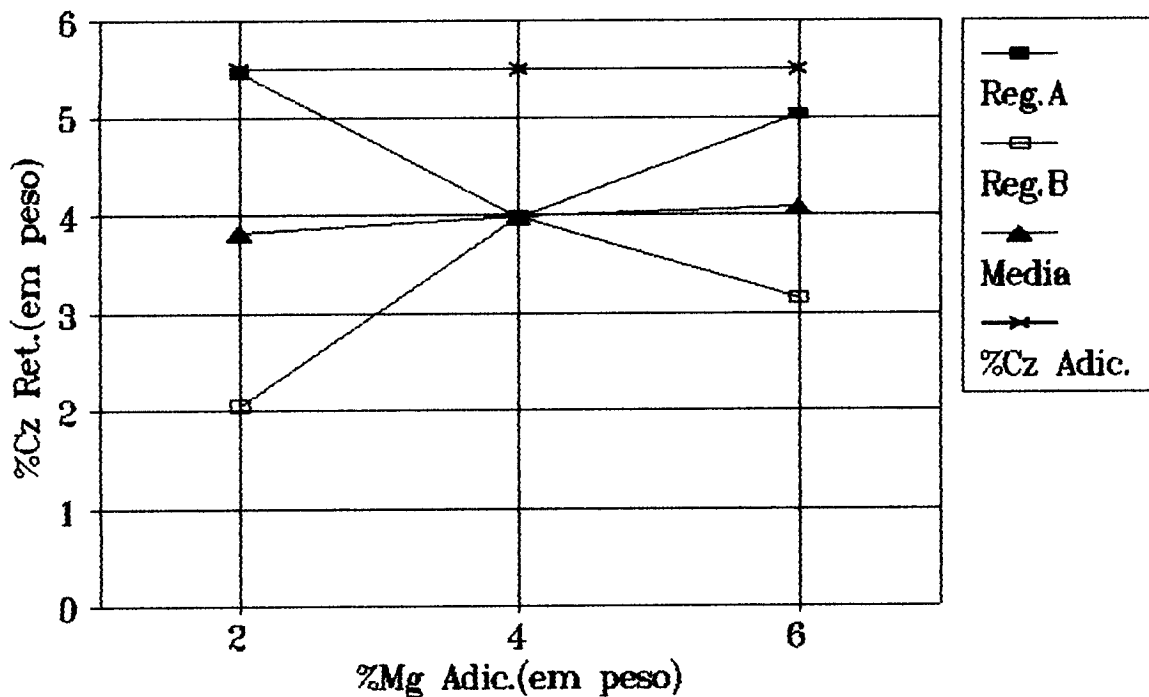


Figura 50: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-5,50Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

A Figura 51 apresenta os percentuais de cinzas retidas em CMMs AlMg-8,25Cz em função da quantidade de Mg adicionado ao metal base.

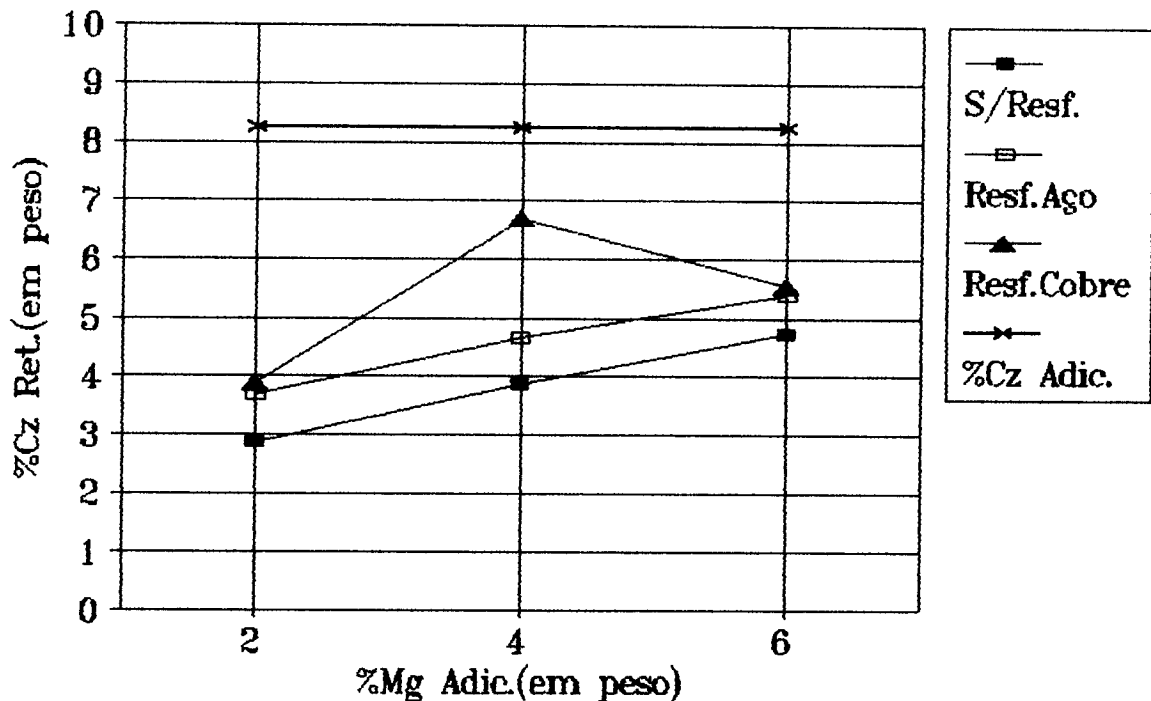


Figura 51: Variação no percentual de cinza retida em CMMs AlMg-8,25Cz em função da quantidade de Mg adicionado, para três diferentes condições de extração de calor.

As curvas apresentadas neste gráfico mostram uma tendência crescente no percentual de Cz retida nos CMMs obtidos, com o acréscimo na quantidade de Mg adicionado, ao contrário dos casos anteriores (Figuras 44 e 48) que mostraram uma certa estabilização a partir da adição de 4%Mg. Isto pode estar relacionado com a excessiva quantidade de cinza adicionada, que tornou necessário um teor mais elevado de Mg para a obtenção das condições de molhamento obtidas anteriormente com 4%Mg, para teores menores de cinza adicionada (2,75 e 5,50 % em peso).

De maneira semelhante aos casos anteriores, os melhores valores de Cz retida foram obtidos nos corpos de prova fundidos com o uso de resfriadores de cobre, enquanto que os menores valores de Cz retida ocorreram para os casos onde não foi utilizado resfriador.

As Figuras 52 a 54 apresentam os gráficos referentes à variação no percentual de cinzas retidas em CMMS AlMg-8,25Cz como função do Mg adicionado para diferentes condições de extração de calor. Estes gráficos mostraram que para este teor de cinza adicionada ocorreu uma segregação bem mais acentuada do componente cerâmico que nos casos onde se trabalhou com menores teores de cinza adicionada. Estes resultados indicam que o teor de cinza utilizado pode

estar acima do limite de saturação do líquido pelas partículas em suspensão, o que faz com que estas segregem com maior facilidade.

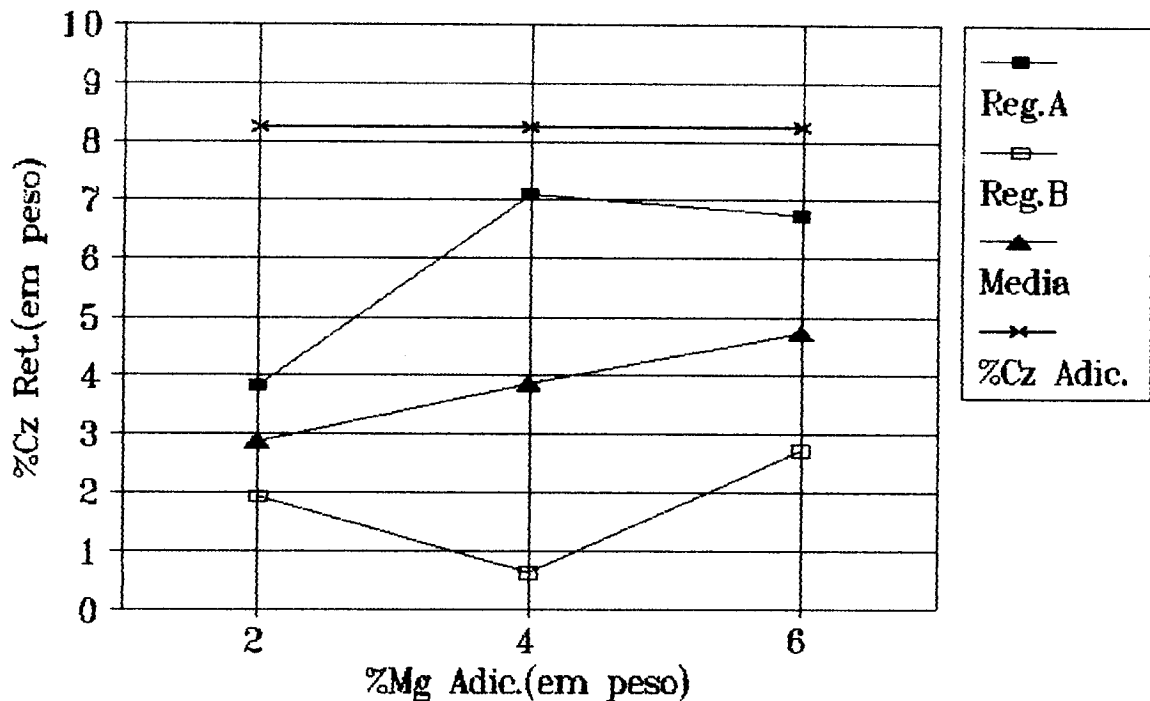


Figura 52: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-8,25Cz fundidos em moldes de areia sem a utilização de resfriador.

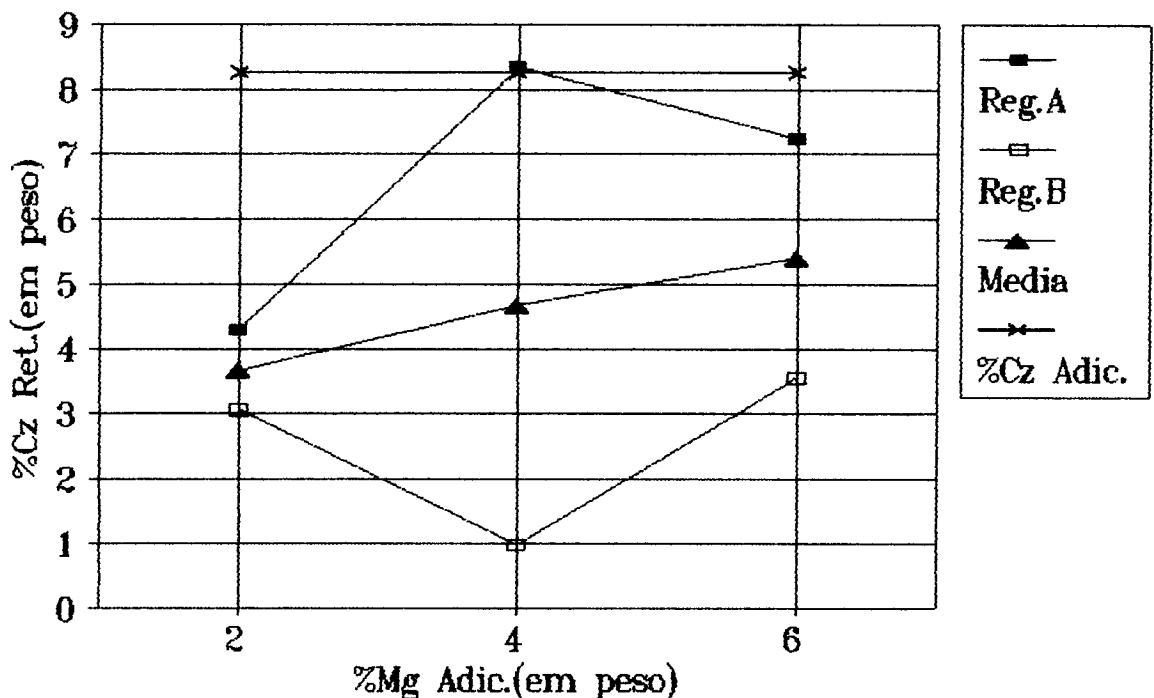


Figura 53: Percentual de cinzas retidas em CMMs AIMg-8,25Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

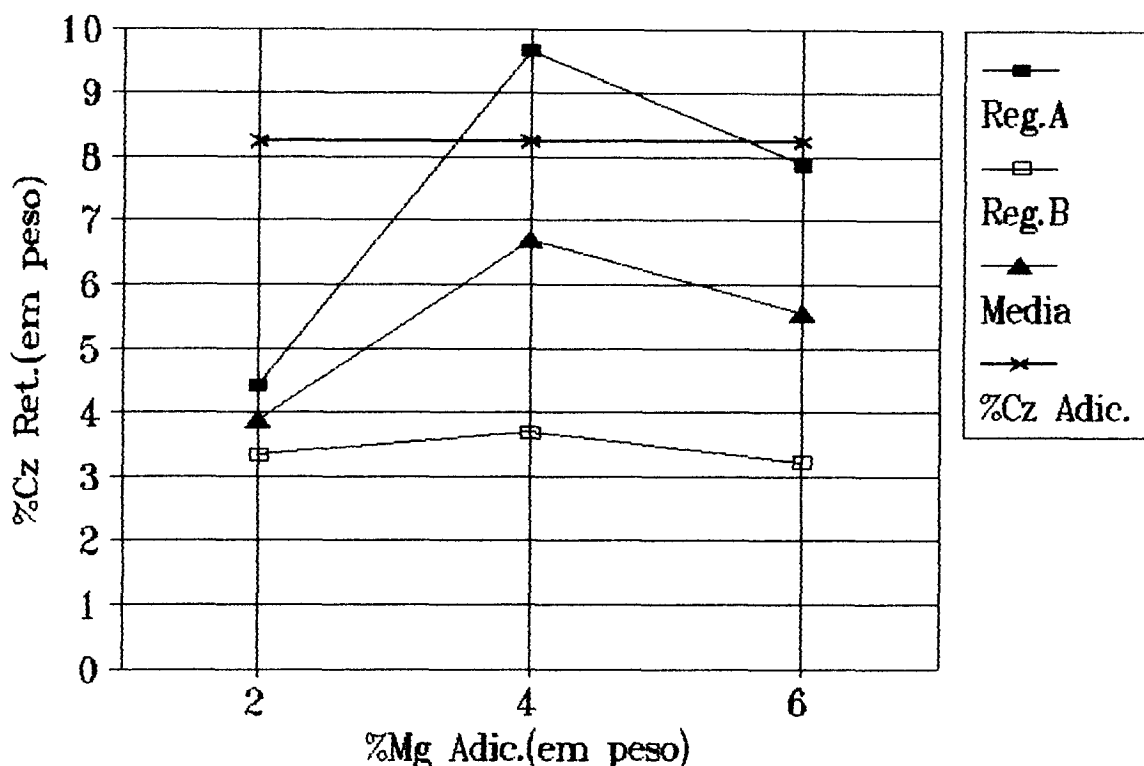


Figura 54: Percentual de cinzas retidas em CMMS AIMg-8,25Cz fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de cobre.

A Figura 55 apresenta um gráfico comparando a eficiência de retenção, definida como a relação entre o percentual de componente cerâmico retido no fundido e o percentual adicionado na preparação do CMM, entre dados apresentados na literatura para a adição de Al_2O_3 [25] e SiO_2 [13] à ligas de alumínio e os valores obtidos neste trabalho com a adição de partículas de cinzas, todos em função do percentual de Mg adicionado ao metal base.

Observa-se através deste gráfico que para menores adições de partículas cerâmicas (até $\approx 5\%$ em peso) os melhores resultados de retenção ocorreram para a adição de 4%Mg (em peso), enquanto que para maiores quantidades de componente cerâmico (curvas B e C) a eficiência de retenção foi proporcional à quantidade de Mg adicionado. Estes valores estão de acordo com a discussão anterior sobre a influência do Mg na retenção de partículas na matriz dos CMMs fundidos.

A principal constatação feita a partir deste gráfico é de que o método proposto apresentou resultados satisfatórios e comparáveis com os obtidos por pesquisadores com tradição no estudo da obtenção de CMMs pelo método do vórtex.

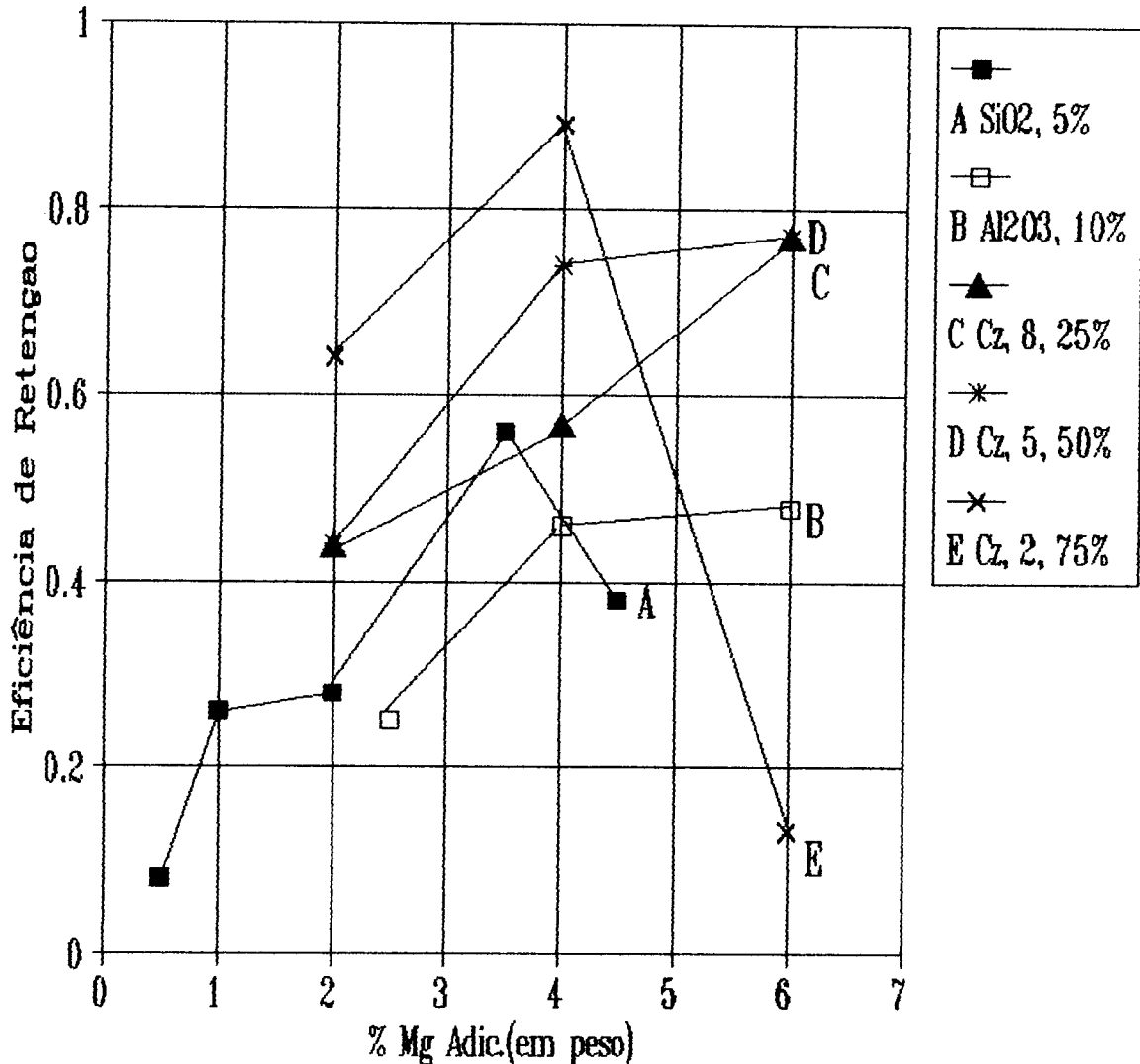


Figura 55: Eficiência de retenção de partículas cerâmicas em CMMs com a liga base de AlMg em função da quantidade de Mg adicionado.

Os valores de cinza retida mostrados nos gráficos 44 a 54, como função da quantidade de Mg adicionado ao metal base, foram também graficados em função do percentual de cinzas adicionada para cada teor de Mg, originando os gráficos apresentados nas Figuras 56 a 58.

A Figura 56 apresenta os valores de cinza retida em CMMs Al₂Mg em função da variação na quantidade de cinza adicionada para as quatro diferentes condições de extração de calor usadas neste trabalho, enquanto as Figuras 57 e 58 mostram, respectivamente, os gráficos obtidos em condições semelhantes para os CMMs Al₄Mg e Al₆Mg.

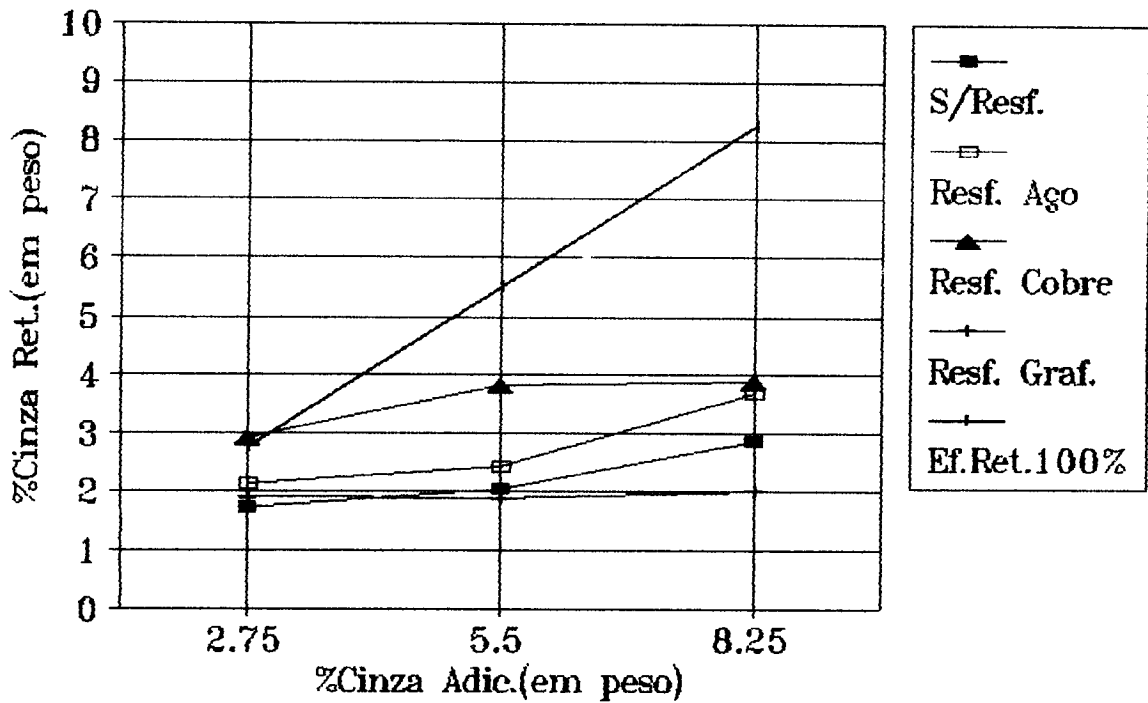


Figura 56: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada em CMMs com liga base Al2Mg.

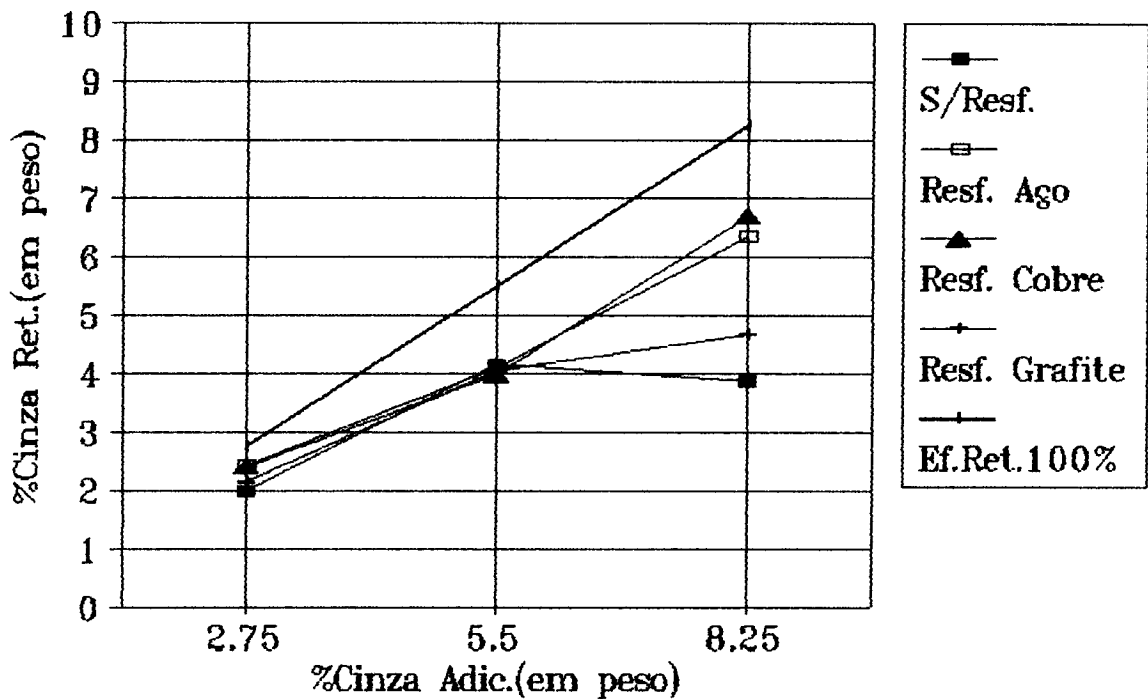


Figura 57: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada em CMMs com liga base Al4Mg.

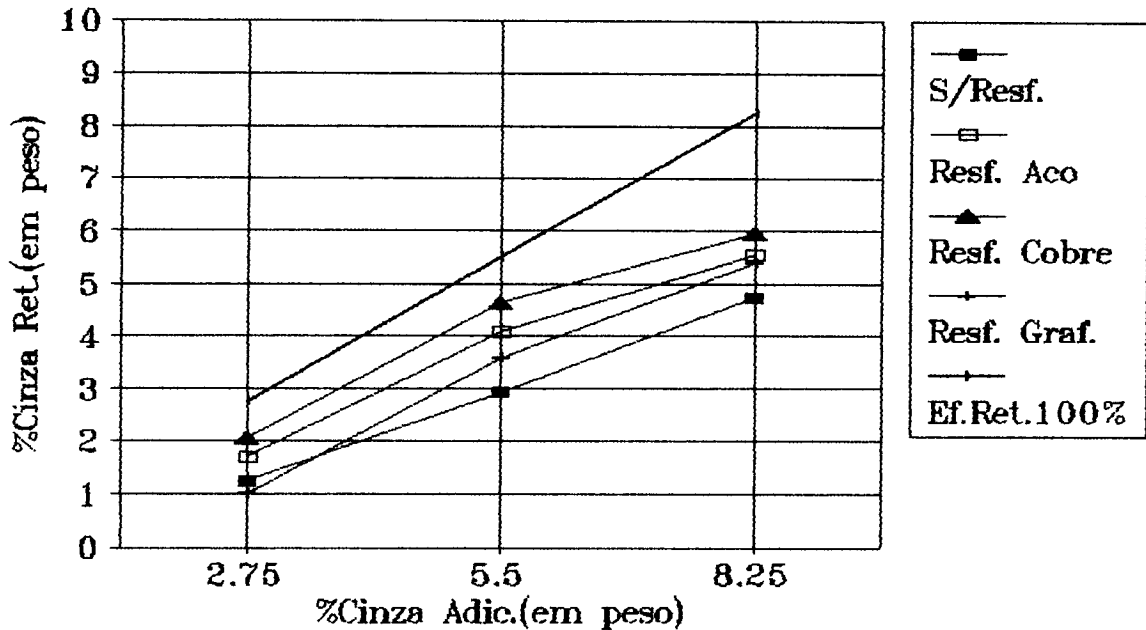


Figura 58: Percentual de cinza retida x percentual de cinza adicionada para CMMs com liga base Al6Mg.

A avaliação destes gráficos permitiu identificar uma tendência crescente no teor de cinzas retidas em função do acréscimo na quantidade de Mg adicionado, especialmente para teores mais elevados de cinzas, o que está de acordo com os resultados apresentados nos gráficos anteriores. Também pode-se observar que, na maioria dos casos, os valores de cinza retida foram maiores nos corpos de prova solidificados sob condições de maior extração de calor, ou seja, os melhores resultados de retenção ocorreram com o uso do resfriador de cobre e os piores quando não foi usado resfriador.

Resumindo-se as observações realizadas ao longo deste estudo sobre a retenção de partículas de cinzas na matriz dos CMMs fundidos, pode-se afirmar que os melhores resultados de retenção ocorreram com a adição de 4% Mg (em peso) e com o uso de resfriadores com elevada capacidade de extração de calor (aço e cobre), que reduziram os tempos de solidificação e, conseqüentemente, o efeito de segregação do componente de reforço.

5.1.4 Dureza e Resistência ao Desgaste

Os corpos de prova cilíndricos fundidos em coquilha e moldes de areia, na 1ª série destas corridas preliminares, foram submetidos a ensaios de dureza conforme citado anteriormente, os resultados destes ensaios são apresentados na Figura 59, juntamente com alguns valores apresentados na literatura para CMMs Al-fly ash [45].

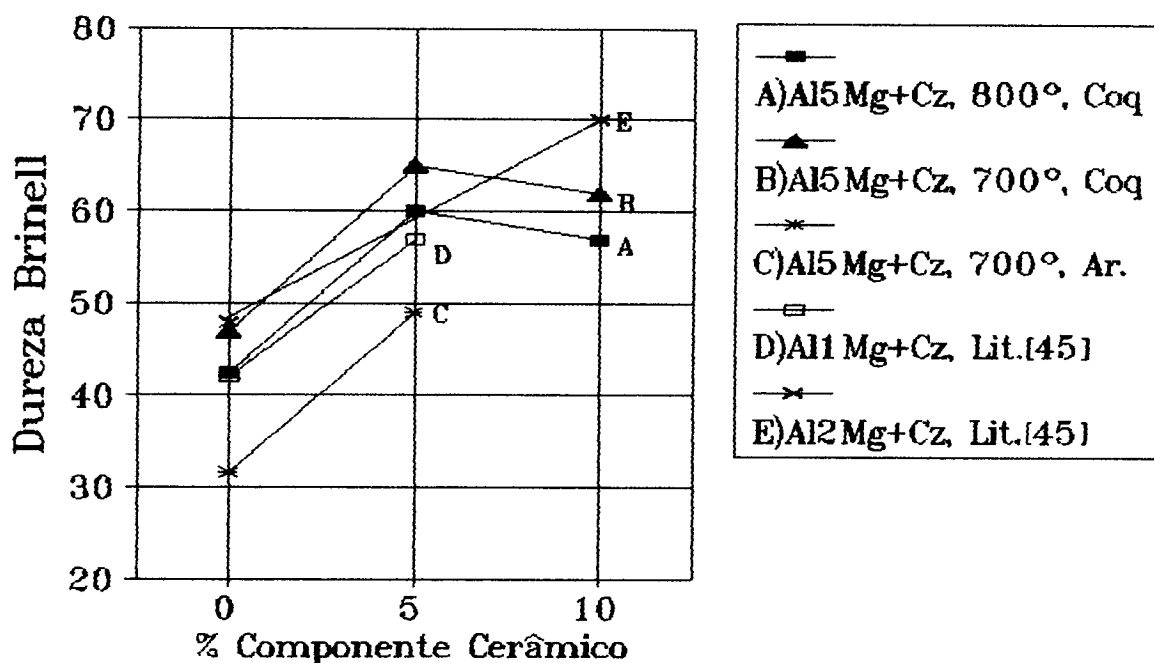


Figura 59: Variação na dureza de ligas AlMg em função da adição de percentuais crescentes de partículas cerâmicas.

Este gráfico mostra a ocorrência de um acréscimo considerável na dureza em função da adição de 5% em peso de cinzas e a manutenção destes valores para maiores percentagens de cinza, para os CMMs obtidos nas corridas experimentais (curvas A,B e C), enquanto que os dados da literatura (curvas D e E) demonstram uma tendência crescente nos valores de dureza mesmo para teores mais elevados de cinza(E).

Este incremento nos valores de dureza pode ser atribuído a dois fatores, primeiramente, deve-se considerar que as cinzas são constituídas de materiais com durezas muito superiores ao metal base, causando, conseqüentemente, um acréscimo natural na dureza do produto obtido pela mistura entre estes dois componentes. Em segundo lugar, deve-se levar em conta o efeito de refinamento de grão observado na matriz das ligas AlMg em função da adição da cinza, o que também deve causar aumento na dureza.

Os corpos de prova tipo barra, obtidos na 2ª série de corridas preliminares, também foram submetidos a ensaios de dureza, os resultados destes ensaios são apresentados nas Figuras 60 e 61.

A Figura 60 mostra os valores médios de dureza (medidos em três diferentes regiões ao longo do corpo de prova), enquanto que a Figura 61 apresenta os valores de dureza medidos na ponta resfriada dos corpos de prova fundidos sob diferentes condições de extração de calor.

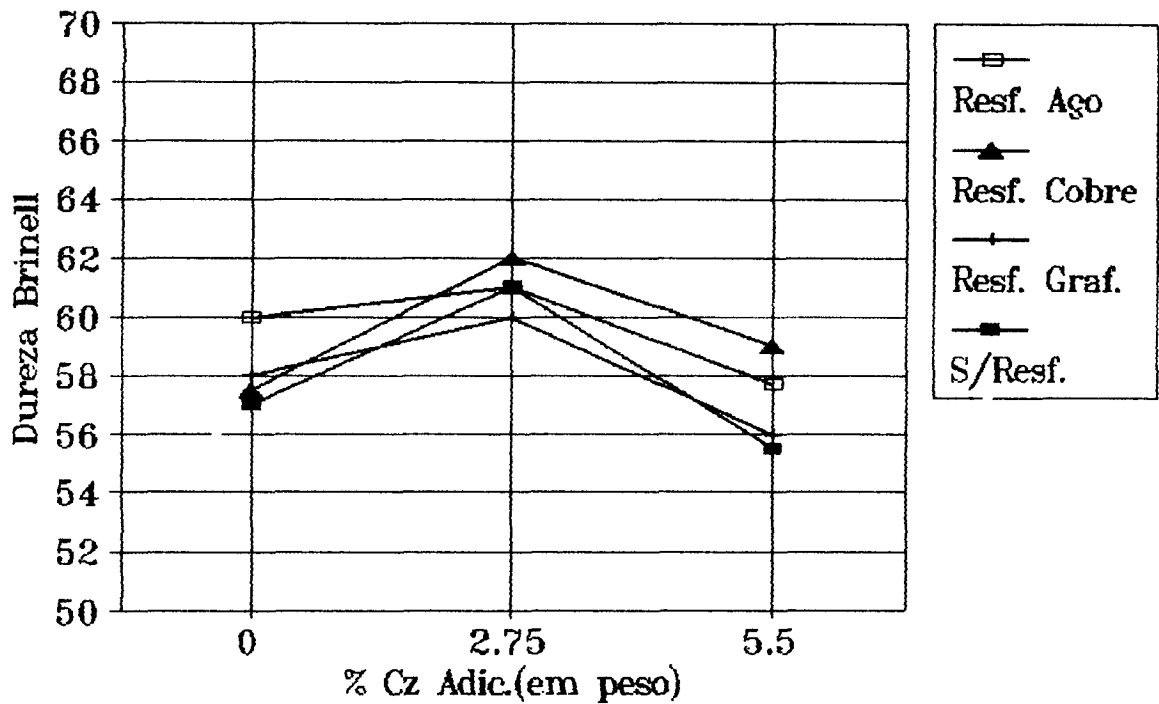


Figura 60: Valores de dureza, para corpos de prova tipo barra, em função do percentual de cinza adicionada.

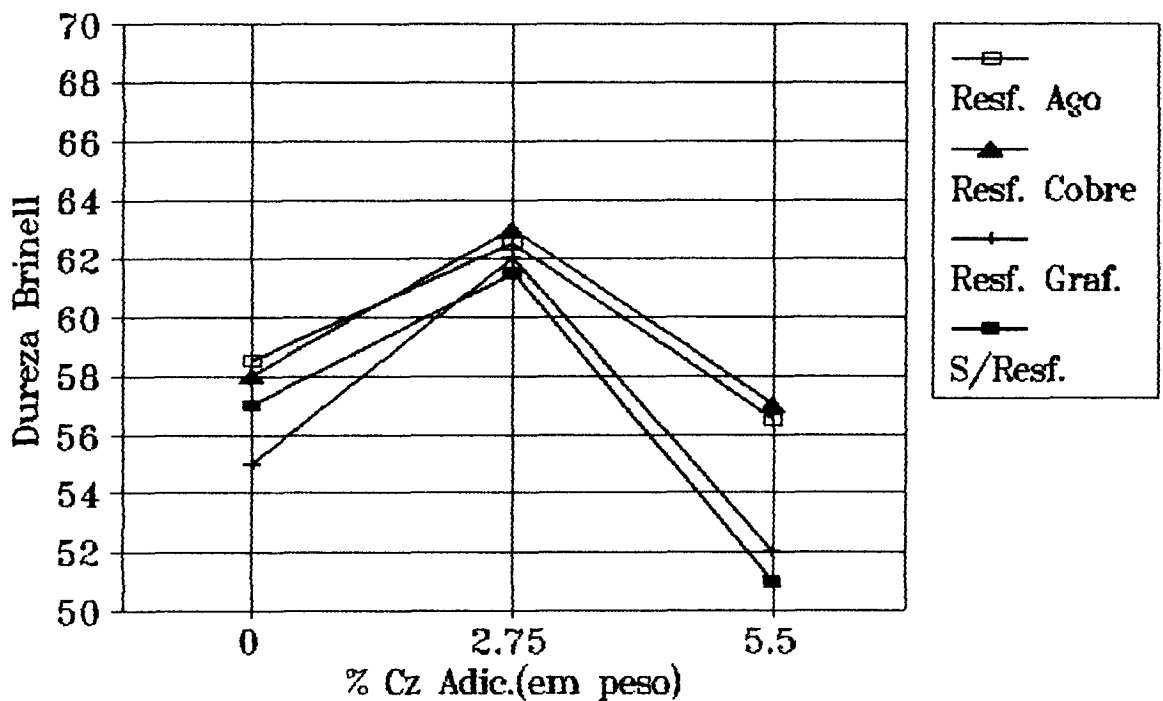


Figura 61: Valores de dureza, nas pontas resfriadas de corpos de prova fundidos sob diferentes condições de extração de calor, em função do percentual de cinza adicionada.

Os valores de dureza mostrados nestes dois gráficos não confirmam os resultados anteriores (Figura 59) sobre o incremento da dureza em função do acréscimo na quantidade de cinza adicionada, isto provavelmente está relacionado com a grande incidência de porosidades na matriz dos CMMs, o que mascarou os resultados de dureza e impediu o estabelecimento de conclusões seguras quanto a influência da presença destas partículas sobre a variação desta propriedade.

Os ensaios de resistência ao desgaste foram realizados conforme a Norma ASTM G65-85, e os resultados obtidos são apresentados na Figura 62, na forma de variação em massa (ΔM) como função do % de cinza adicionada.

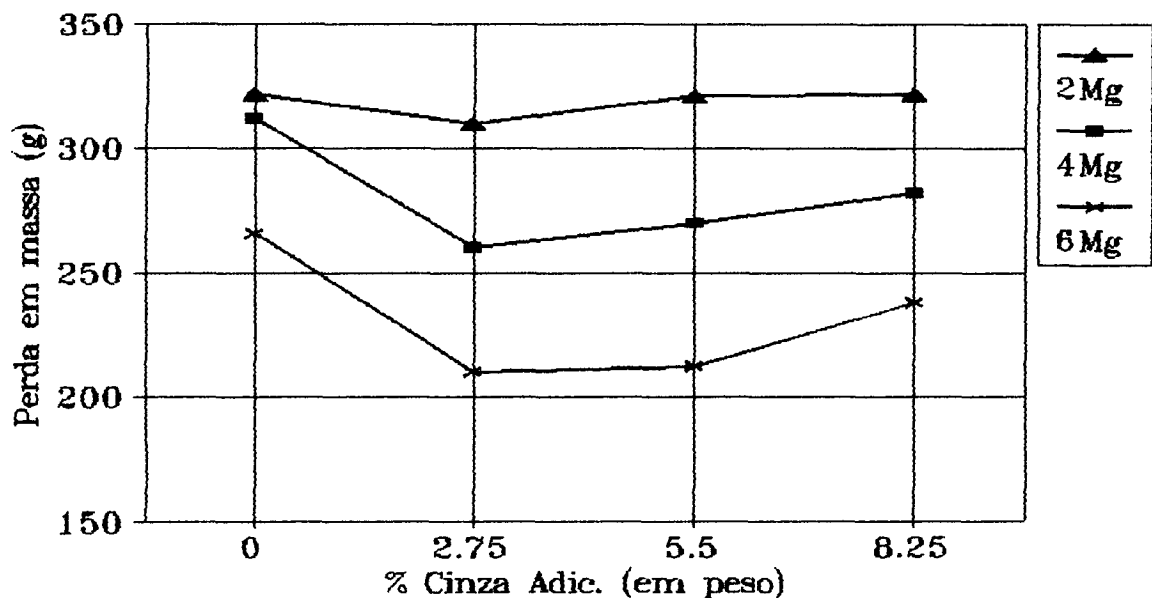


Figura 62: Resistência ao desgaste em CMMs AlMg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes de areia com o uso de resfriador de aço.

As curvas apresentadas neste gráfico mostram que os CMMs AlMg-Cinzas de Carvão apresentaram, em geral, maiores resistências ao desgaste que as ligas base, sendo a redução em ΔM mais acentuada para a adição de 4 e 6% Mg. Quanto a influência da quantidade de cinza adicionada, observa-se uma redução significativa em ΔM para 2,75% cinzas e uma tendência para estabilização dos valores de ΔM para maiores adições de cinzas, o que pode ser explicado pela grande quantidade de aglomerados de partículas de cinzas e pela pequena interação destas com a matriz metálica.

Conforme citado anteriormente, na próxima seção deste capítulo será feita uma abordagem mais detalhada dos mecanismos que fazem com que os CMMs apresentem resistências ao desgaste superiores à liga base.

5.2 Experiências para o Estudo de Propriedades Tribológicas de CMMs Al-Cinzas de Carvão Produzidos pelo Método do Vórtex.

5.2.1 Avaliação das Corridas Experimentais

A) Série Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão

Conforme descrito na Tabela VII (pag. 48), nesta série de experimentos foram preparados compósitos com a adição de até 9% (em peso) de partículas de cinzas de carvão. Entretanto, para esta quantidade de cinzas não foi possível, na maioria das tentativas, a mistura total entre as partículas e o líquido, o que pode ser observado pela grande concentração de partículas de cinzas na superfície do banho, tanto durante a agitação como no vazamento dos CMMs obtidos.

Alguns corpos de prova, preparados com a adição de 9% em cinzas de carvão, foram submetidos aos testes de desgaste e apresentaram valores de perda em volume comparáveis à liga base, confirmando as suspeitas de que a maior parte da cinza adicionada não foi incorporada ao metal líquido.

Para os outros teores de cinzas não ocorreram maiores problemas quanto à mistura com o banho, com exceção de alguns experimentos com adições de 5 e 7% de cinzas, que apresentaram problemas de rejeição entre o líquido e as partículas e foram repetidos com alterações na carga total e, conseqüentemente, na quantidade de cinza adicionada; a redução na carga permitiu uma mistura mais eficiente entre os componentes e assegurou uma maior repetibilidade das condições de mistura nos diversos experimentos realizados.

Outro problema decorrente do processo foi a acentuada queda na fluidez do líquido em função da presença de partículas suspensas, o que dificultou o enchimento da coquilha para obtenção dos corpos de prova destinados aos ensaios de desgaste, especialmente na região relativa aos corpos de prova mais finos (e5). Esta dificuldade foi mais ou menos proporcional à quantidade de cinza adicionada, ou seja, quanto maior o percentual de cinza adicionada menor a fluidez do CMM.

Nesta série de experimentos o problema foi atenuado, em parte, pelo fato da liga base utilizada (Al12Si) apresentar uma excelente fluidez. Outra medida adotada foi a de procurar trabalhar com a coquilha pré-aquecida, a temperaturas próximas ao limite superior da faixa estabelecida na programação das corridas ($\approx 300^{\circ}\text{C}$).

No que se refere à eficiência de retenção das partículas de cinzas na matriz dos CMMs fundidos, não foi possível a determinação dos percentuais de cinzas retidas nos corpos de prova produzidos sob diferentes condições experimentais, porque o método utilizado não se mostrou adequado para esta liga base, devido ao fato de que a solução utilizada para dissolver a liga base não dissolveu o Si presente, impedindo a avaliação da quantidade de cinzas nas diversas

amostras de CMMs.

B) Série Al3Mg-Cinzas de Carvão

Esta série de corridas experimentais, descritas na Tabela VIII (pag. 49), serviu para a avaliação da eficiência de retenção das partículas de cinzas em corpos de prova com diferentes espessuras (e5 e e10) produzidos sob as condições GM e GR. Os resultados são apresentados nas Figuras 63 e 64.

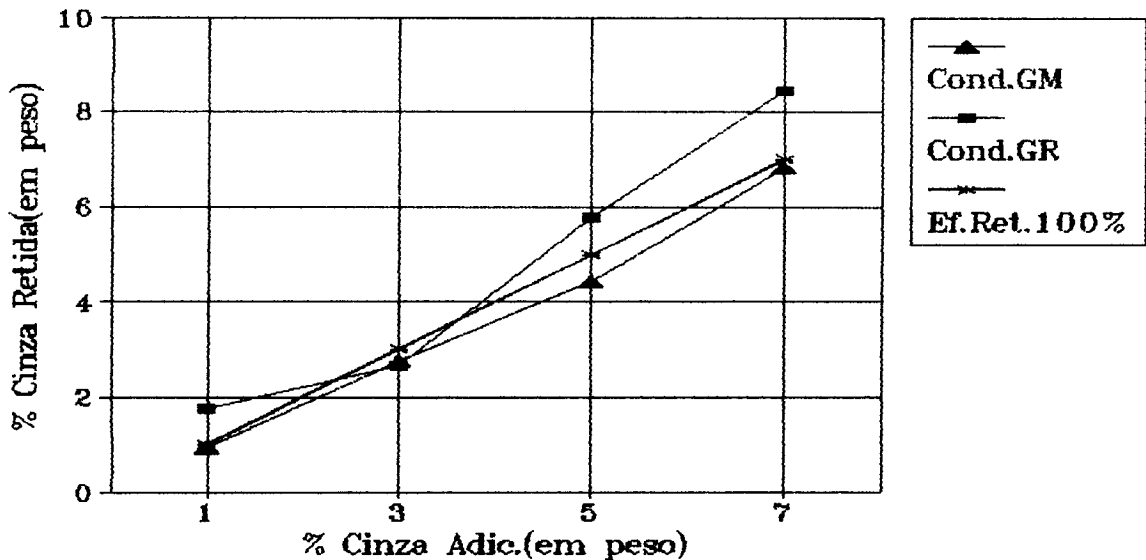


Figura 63: Eficiência de retenção de partículas de cinzas de carvão em CMMs produzidos sob as condições experimentais GM e GR. Cps e5.

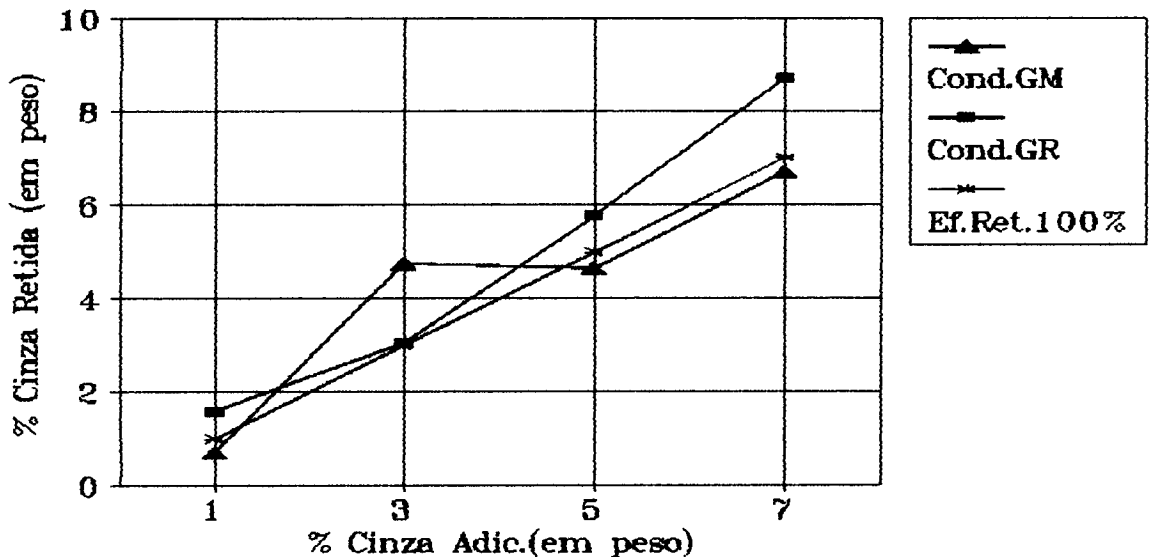


Figura 64: Eficiência de retenção de partículas de cinzas de carvão em CMMs produzidos sob as condições experimentais GM e GR. Cps e10.

Na Figura 63, observa-se que para a condição GM a eficiência de retenção foi praticamente 100%, já que a curva referente ao percentual de cinzas retidas para esta condição quase coincide com a curva teórica de aproveitamento 100%. Para a condição GR não se repetiu este comportamento, ocorrendo variações maiores entre os valores de cinzas retidas e a curva teórica, especialmente para adições de 5 e 7% , o que pode estar relacionado com uma distribuição menos uniforme das partículas no líquido, como decorrência da menor agitação do banho durante o processamento dos CMMs.

Na Figura 64, a curva referente à condição GM apresenta uma variação significativa entre os valores de retenção e o teórico para a adição de 3% de cinzas, e valores muito próximos entre o experimental e o teórico para os outros teores de cinzas, ou seja, o valor de retenção para a adição de 3% de cinzas representa um comportamento anômalo cujas causas não puderam ser determinadas com exatidão. Para a condição GR os valores de cinza retida são similares aos apresentados na Figura 63 para corpos de prova com menor espessura.

Com base nestes resultados, pode-se afirmar que o método e as condições experimentais utilizadas para a obtenção de CMMs por dispersão de partículas de cinzas de carvão em alumínio líquido, mostraram-se eficientes no que se refere à retenção das partículas de cinzas na matriz dos CMMs produzidos.

No caso da liga Al3Mg, que não apresenta a mesma fluidez da liga Al12Si, ocorreram problemas mais críticos no que se refere ao enchimento dos corpos de prova mais finos (e5), devido à queda acentuada na fluidez, como consequência da presença de partículas em suspensão no metal líquido. A Figura 65 apresenta duas fotografias de corpos de prova em CMMs de Al3Mg com 3, 5 e 7% em peso de cinzas de carvão.

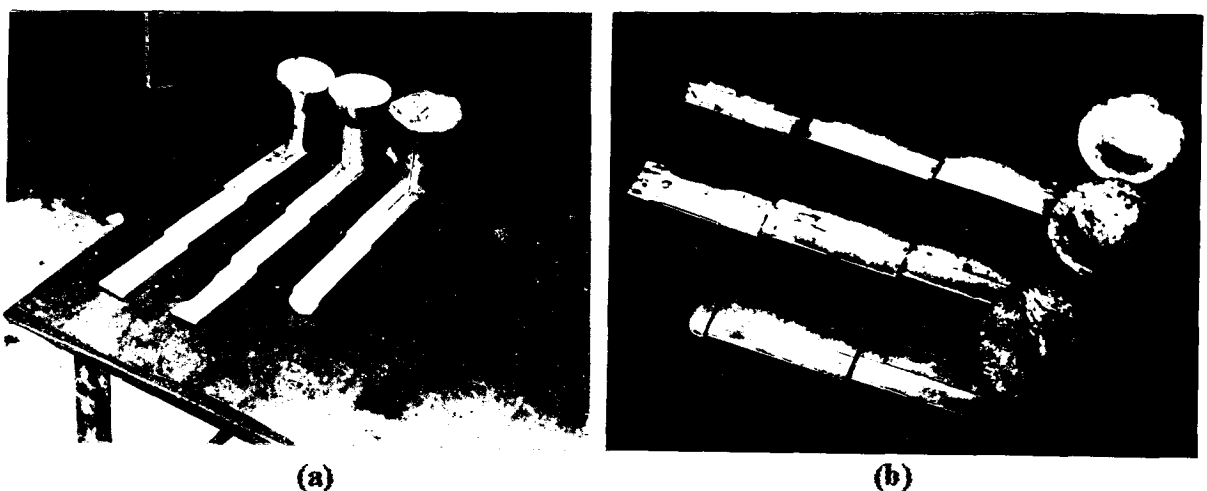


Figura 65: Corpos de prova em CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão mostrando redução na fluidez em função do acréscimo na quantidade de cinza adicionada ao metal líquido, (a) vista frontal (teor crescente de cinzas da esquerda para a direita), (b) vista superior (idem de cima para baixo).

Na Figura 65(a), observa-se uma redução gradual no enchimento dos corpos de prova obtidos com diferentes teores de cinzas, no mais a esquerda (adição de 3% cinzas) ocorreu o enchimento completo, enquanto que o do centro (5% cinzas) apresenta um enchimento incompleto da parte mais fina (e5) e, no da direita (7% cinzas), praticamente não ocorreu nenhum enchimento desta região.

Da Figura 65(b) deduz-se que, quanto maior o percentual de adição das partículas de cinzas, mais viscosa se torna a mistura metal-partículas, conforme pode ser observado pelo aspecto superficial do material na região superior do canal de vazamento, onde a amostra com maior quantidade de cinzas (em baixo na foto) apresenta a rugosidade característica de um sólido obtido a partir de uma solidificação puramente extensiva de um líquido de alta viscosidade ("pasta").

Este fato dificultou a obtenção de corpos de prova em CMMs com adições de 5% e , principalmente, de 7% cinzas, fazendo com que a amostragem para os ensaios de desgaste fosse menor ($n=3$) do que a utilizada na série anterior ($n=5$), onde, o problema de redução na fluidez não foi tão crítico.

5.2.2 Resistência ao Desgaste

Os ensaios de resistência ao desgaste foram realizados com a utilização do equipamento mostrado na Figura 33. O procedimento usado foi o descrito na seção 4.3.3. A Figura 66 apresenta alguns corpos de prova submetidos ao ensaio de desgaste, mostrando a marca devida à ação do abrasivo sobre a superfície dos mesmos.

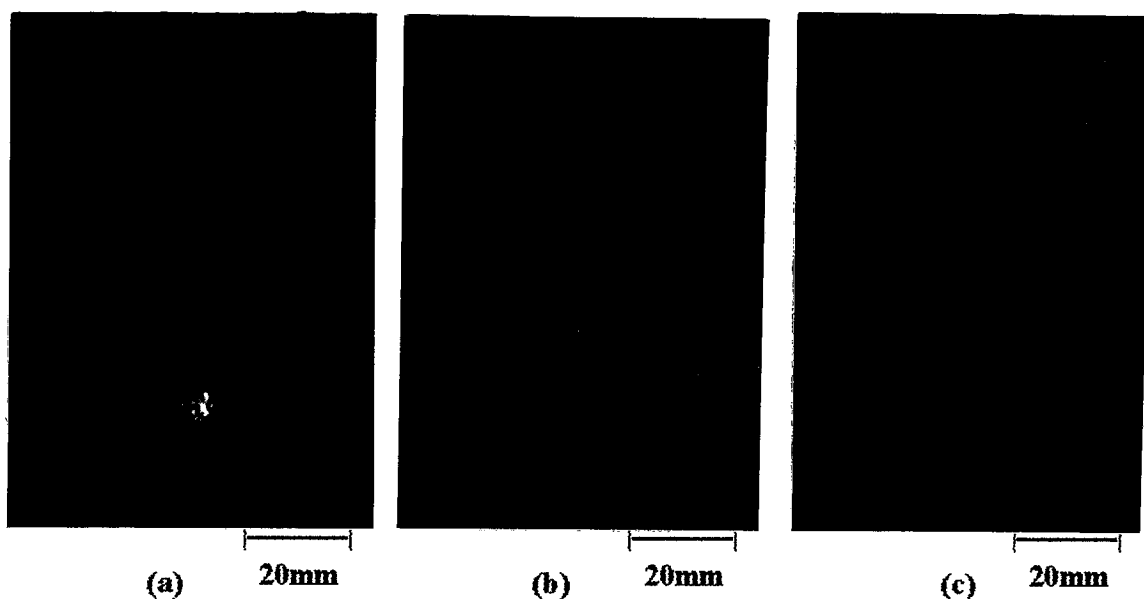


Figura 66: Corpos de prova submetidos ao ensaio de desgaste abrasivo segundo a Norma ASTM G65-85, mostrando as marcas do desgaste sofrido em função da ação do abrasivo, (a) e (b) apresentam marcas aproximadamente retangulares, o que indica um procedimento correto na realização dos ensaios, enquanto (c) apresenta uma marca deformada.

De acordo com a Norma, as marcas do desgaste devem apresentar um formato externo retangular, consequência de um bom alinhamento do corpo de prova em relação ao disco de borracha, garantindo-se assim a precisão e a repetibilidade dos resultados. Como pode ser visto na foto, os corpos de prova (a) e (b) apresentam marcas com formatos bem próximos a retângulos, indicando que os ensaios foram conduzidos de forma correta, o que garante confiabilidade aos resultados obtidos. Os corpos de prova que apresentaram deformações muito pronunciadas no formato desta marca de desgaste, como foi o caso do corpo de prova (c) da foto, foram desprezados.

Os resultados destes ensaios foram graficados como perda em volume (ou taxas de desgaste, ou coeficientes de desgaste) em função do percentual de componente cerâmico adicionado à liga base.

As Tabelas X e XI apresentam os resultados obtidos com os corpos de prova e5 e e10 provenientes das séries de corridas experimentais descritas, respectivamente, nas Tabelas VII (Liga base Al12Si3Mg) e VIII (Liga base Al3Mg).

Tabela X: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes permanentes.

Condição	Corpo de Prova	$\Delta V(\text{mm}^3)$	Taxa Desg. (mm^3/m)	Coef. Desg. ($\text{mm}^3/\text{Nm} \cdot 10^{-3}$)
1LB	e5	124	0.086	0.66
11XX	e5	109	0.076	0.58
13XX	e5	99	0.069	0.53
15XX	e5	90	0.061	0.47
17XX	e5	82	0.058	0.44
1LB	e10	121	0.084	0.65
11XX	e10	100	0.070	0.53
13XX	e10	89	0.062	0.48
15XX	e10	81	0.056	0.43
17XX	e10	76	0.053	0.41

Tabela XI: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão fundidos em moldes permanentes.

Condição	Corpo de prova	$\Delta V(\text{mm}^3)$	Taxa Desg. (mm^3/m)	Coef. Desg. ($\text{mm}^3/\text{Nm} \cdot 10^{-3}$)
2LB	e5	129	0.090	0.69
21XX	e5	110	0.077	0.59
23XX	e5	99	0.069	0.53
25XX	e5	90	0.063	0.48
27XX	e5	82	0.054	0.44
2LB	e10	129	0.090	0.69
21XX	e10	124	0.086	0.66
23XX	e10	107	0.075	0.57
25XX	e10	96	0.072	0.56
27XX	e10	93	0.065	0.50

Obs: XX indicam que os valores apresentados são médias entre as diversas condições experimentais descritas nas Tabelas VII e VIII.

Os valores de ΔV referentes às Tabelas X e XI são apresentados na forma de gráficos nas Figuras 67 e 68, onde a curva representa a média de cinco pontos experimentais para cada teor de componente cerâmico; e nas Figuras 69 e 70, onde a curva representa a média de três pontos experimentais.

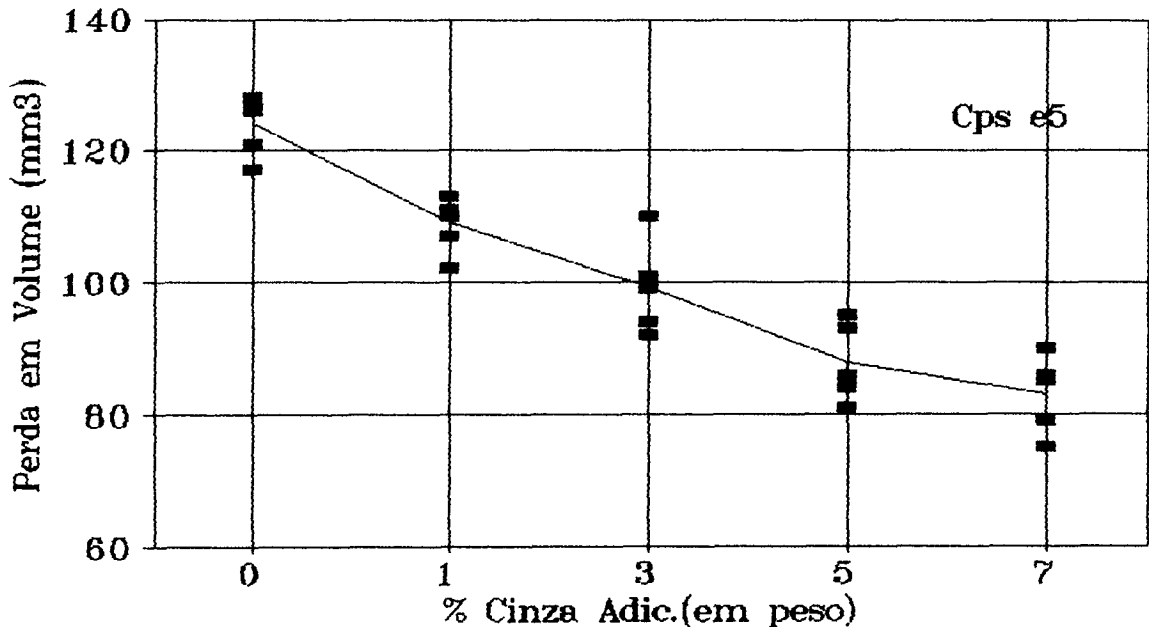


Figura 67: Valores de desgaste para CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão - Cps e5.

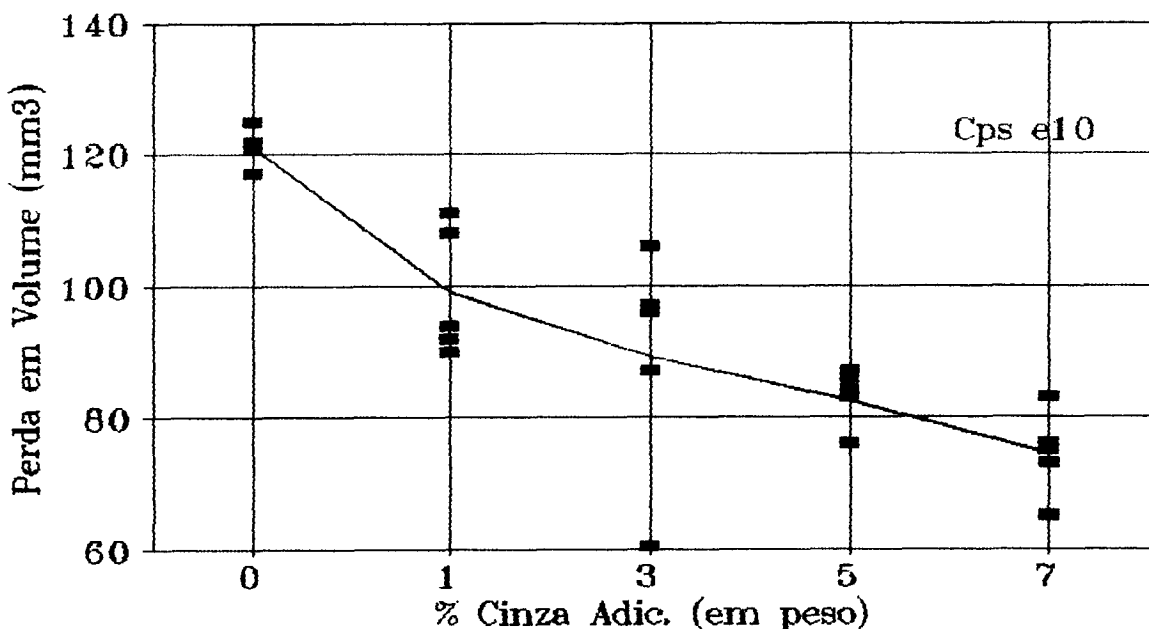


Figura 68: Valores de desgaste para CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão - Cps e10.

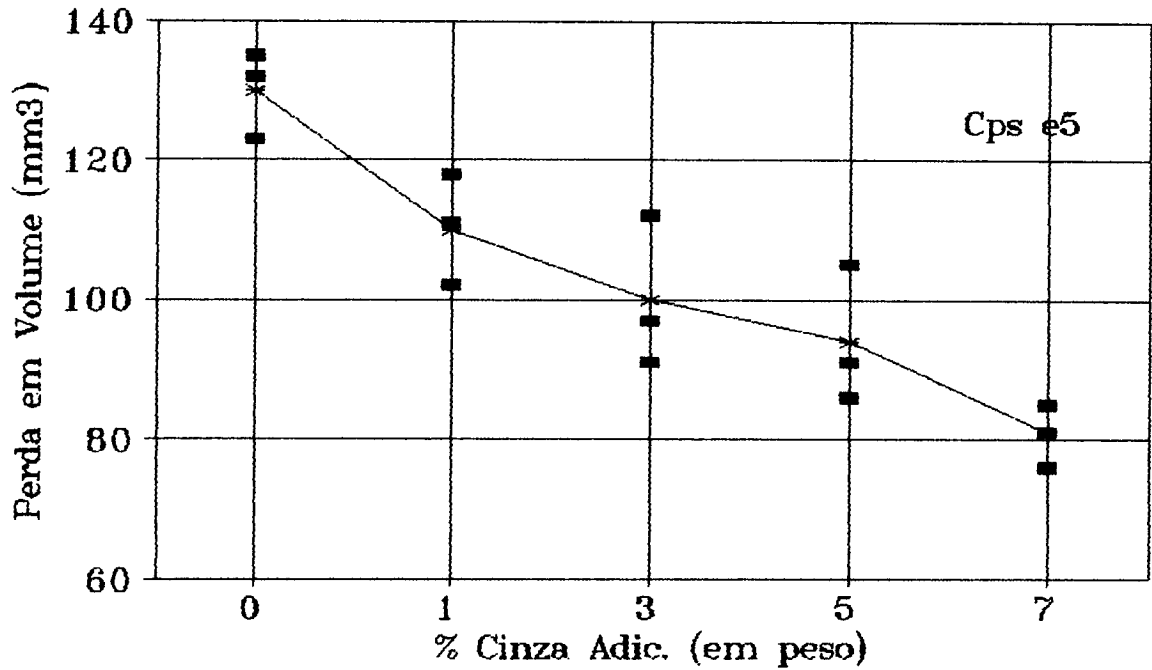


Figura 69: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão - Cps e5.

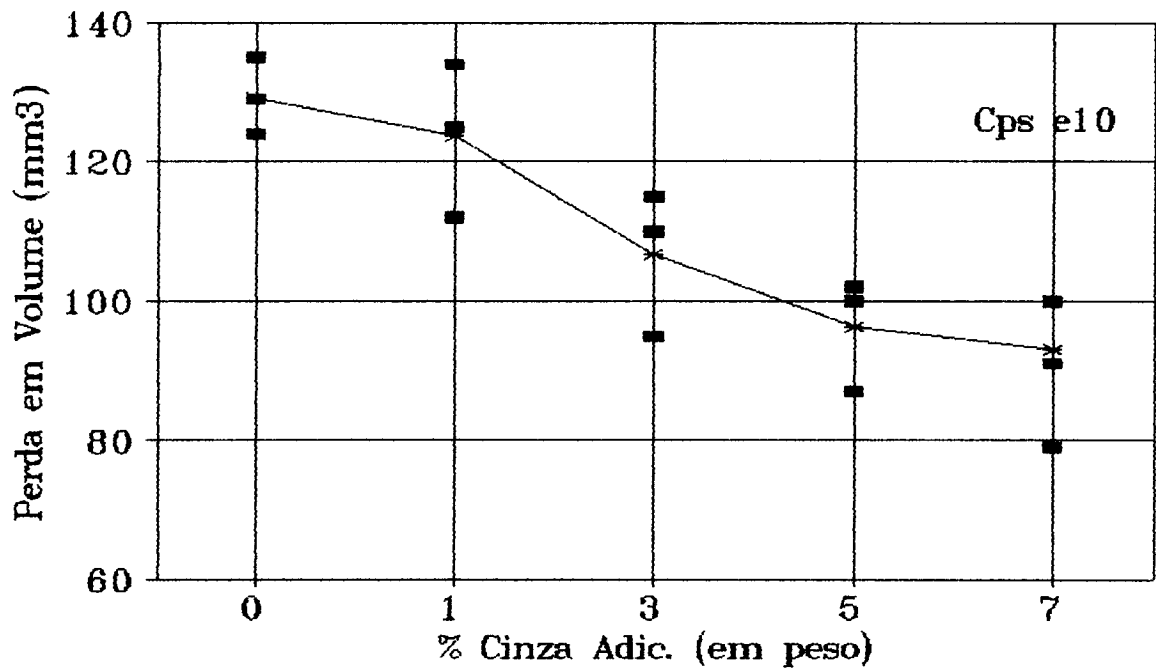


Figura 70: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão - Cps e10.

A análise inicial destes quatro gráficos permitiu observar uma tendência decrescente nos valores de desgaste (ΔV) com o aumento da quantidade de cinza adicionada à liga base para todas as condições testadas. Os mecanismos que fazem com que os CMMs apresentem resistências ao desgaste superiores à liga base serão discutidos mais adiante em outra seção deste capítulo.

5.2.3 Resistência ao Desgaste em CMMs Al-Al₂O₃ e Al-SiO₂

Os CMMs referentes à série de corridas descritas na Tabela IX (utilização de partículas de alumina e de sílica como componente cerâmico de reforço) também foram submetidos à ensaios de resistência ao desgaste. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela XII.

Tabela XII: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-Al₂O₃ e Al3Mg-SiO₂ fundidos em moldes permanentes.

Condição	Corpo de Prova	$\Delta V(\text{mm}^3)$	Taxa Desg. (mm^3/m)	Coef. Desg. ($\text{mm}^3/\text{Nm} \cdot 10^{-3}$)
3G	e5	95	0.066	0.51
5G	e5	89	0.062	0.48
7G	e5	88	0.061	0.47
3G	e10	87	0.060	0.46
5G	e10	85	0.059	0.45
7G	e10	76	0.053	0.41
S0X	e5	106	0.074	0.57
S1X	e5	97	0.068	0.52
S0X	e10	102	0.071	0.55
S1X	e10	96	0.067	0.51

Obs: cada valor de ΔV é média de 03(três) corpos de prova.

As Figuras 71 a 74 apresentam os valores de perda em volume em função do percentual de material cerâmico, para os CMMs descritos na tabela acima.

A análise destes gráficos permite constatar um comportamento semelhante na variação da perda em volume, em função da adição crescente do componente de reforço. Em todos os gráficos observa-se uma tendência marcante para a redução na perda em volume, ou seja, para o acréscimo na resistência ao desgaste, a medida que aumenta a quantidade de componente cerâmico adicionado à liga base.

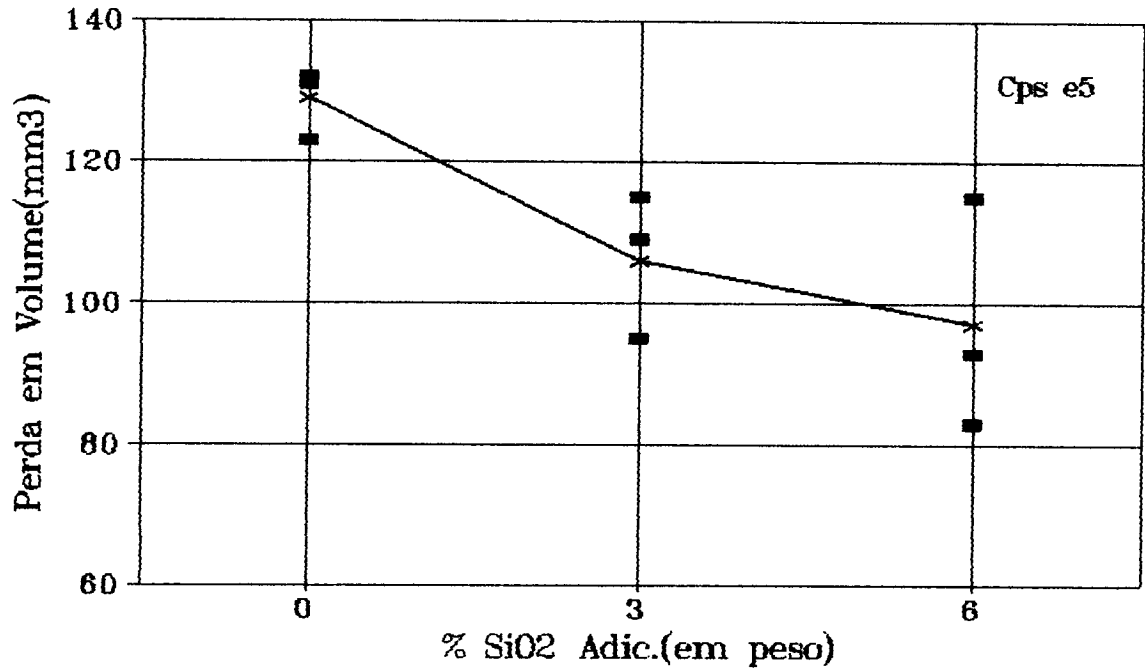


Figura 71: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-SiO₂ - Cps e5.

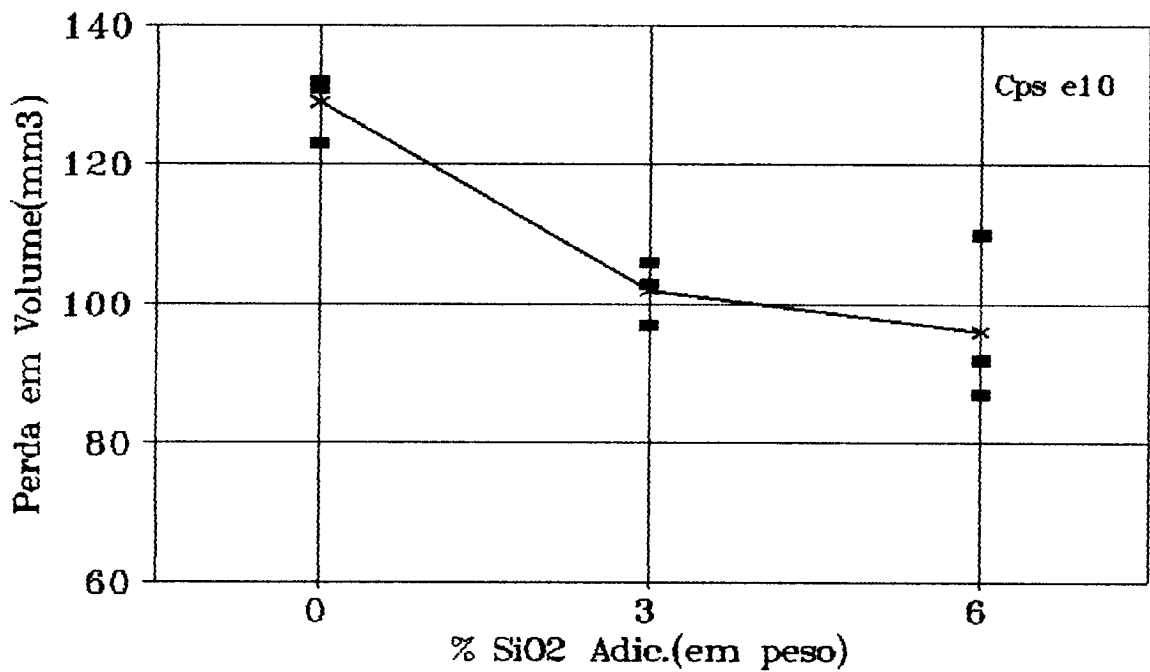


Figura 72: Valores de desgaste para CMMs Al3Mg-SiO₂ - Cps e10.

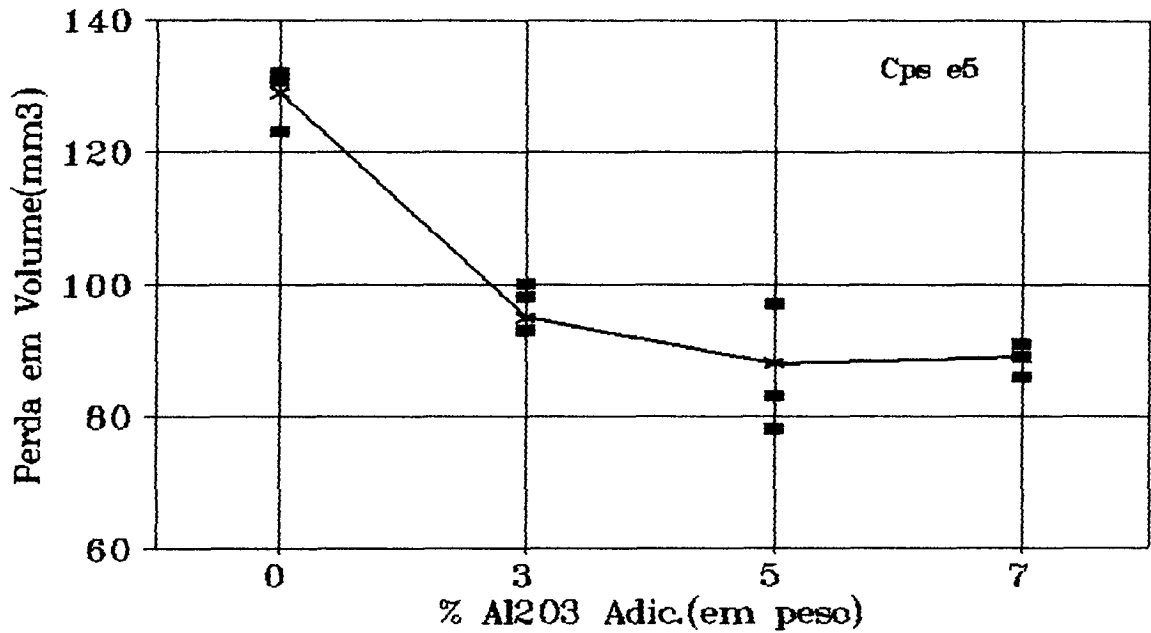


Figura 73: Valores de desgaste para CMMs $\text{Al}_3\text{Mg}-\text{Al}_2\text{O}_3$ - Cps e5.

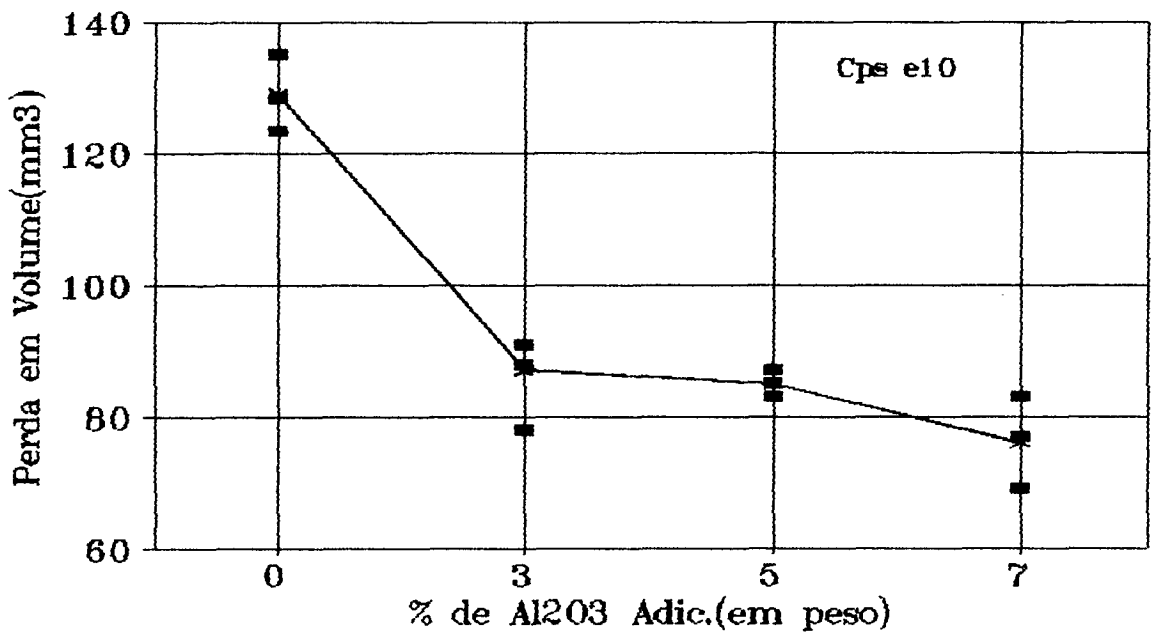


Figura 74: Valores de desgaste para CMMs $\text{Al}_3\text{Mg}-\text{Al}_2\text{O}_3$ - Cps e10.

Para fins de comparação, entre os diferentes componentes de reforço utilizados, foram elaborados os gráficos apresentados nas Figuras 75 e 76.

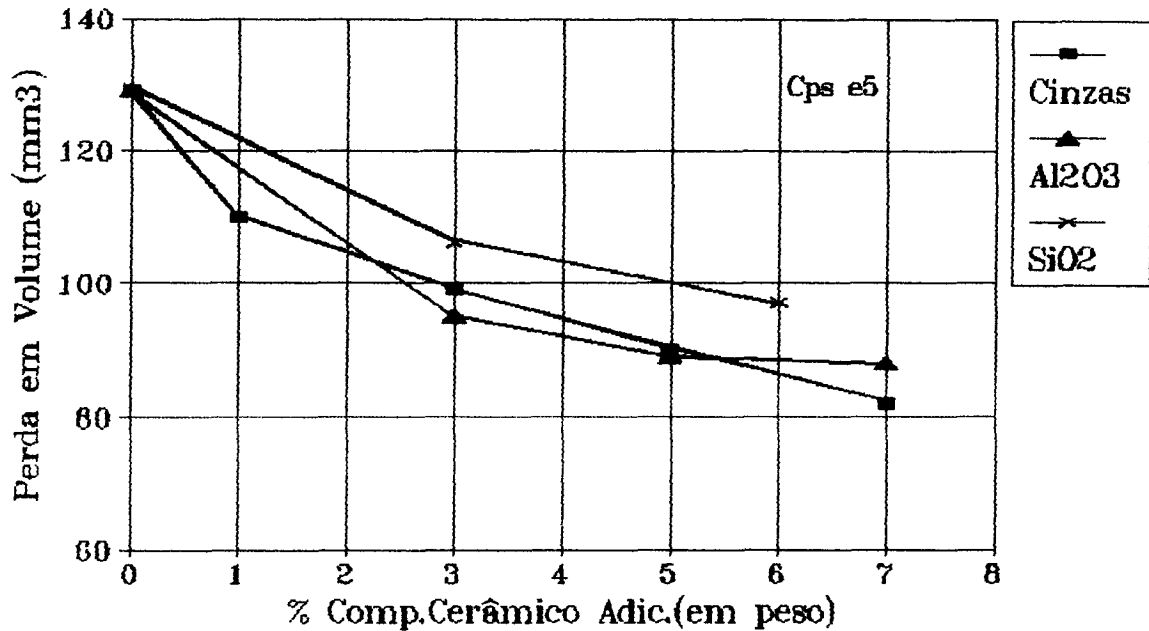


Figura 75: Variação na resistência ao desgaste em função do % de componente de reforço em CMMs Al3Mg com diferentes materiais cerâmicos - Cps e5

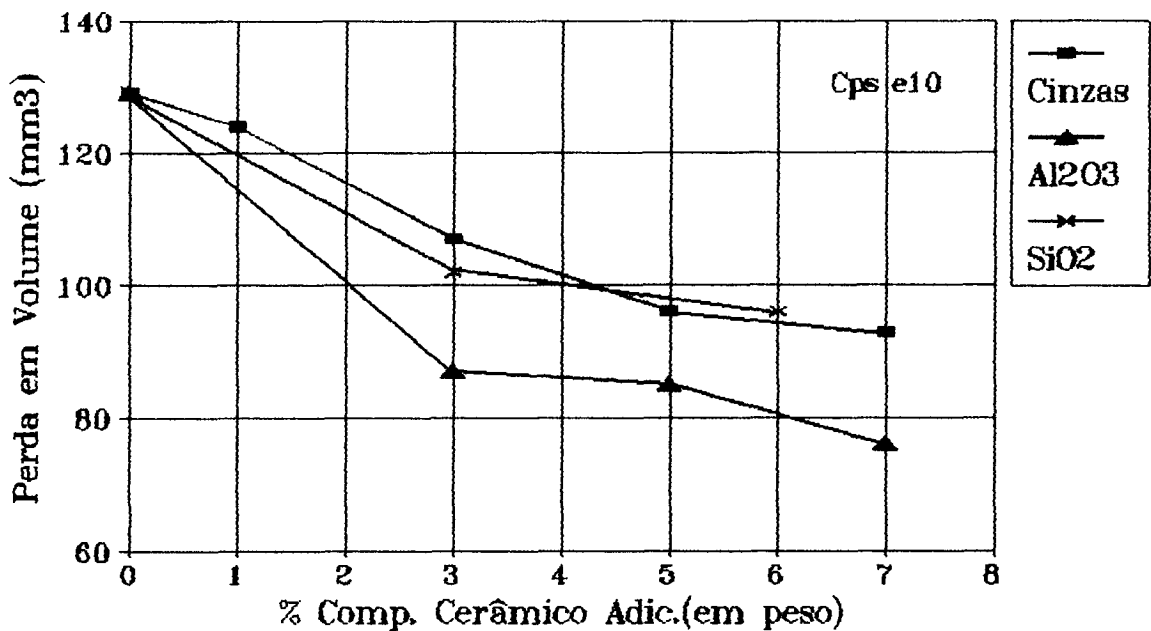


Figura 76: Variação na resistência ao desgaste em função do % de componente de reforço em CMMs Al3Mg com diferentes materiais cerâmicos - Cps e10.

Conforme observado anteriormente, a variação da perda em volume apresentou a mesma tendência para os três componentes cerâmicos utilizados, ocorrendo apenas variações quanto aos valores obtidos.

Na Figura 75, nota-se que os valores de resistência ao desgaste para CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ e Al₃Mg-Cinzas de Carvão foram praticamente os mesmos para todas as composições utilizadas, indicando que as partículas de cinzas causaram um efeito semelhante ao da alumina, no que se refere ao incremento desta propriedade em relação à liga base. Já os CMMs Al₃Mg-SiO₂ registraram maiores perdas em volume, mantendo-se porém a tendência decrescente em função do incremento na quantidade de SiO₂ adicionada à liga base.

Na Figura 76, observa-se uma maior resistência ao desgaste nos CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ e valores de perda em volume muito próximos para os CMMs Al₃Mg-Cinzas de Carvão e Al₃Mg-SiO₂.

A partir destes gráficos, pode-se concluir que os CMMs obtidos com a adição de partículas de cinzas de carvão apresentaram resistências ao desgaste semelhantes aos CMMs fabricados com Al₂O₃ e SiO₂, pelo mesmo método e sob as mesmas condições experimentais. Isto comprova a eficiência deste material quanto a propriedade em questão, pois os CMMs com Al₂O₃ e com SiO₂ são materiais cuja a superior resistência ao desgaste já foi comprovada em diversos trabalhos anteriores [52-54,56].

5.2.4 Influência dos Parâmetros Experimentais na Resistência ao Desgaste de CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão.

Nas corridas experimentais para a obtenção de CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão foram produzidas diferentes séries de corpos de prova, identificadas como GM, FM, GR e FR, onde G/F referem-se à granulometria das partículas de cinzas de carvão utilizadas, e M/R relacionam-se com a velocidade empregada para a formação do vórtex no banho metálico, conforme descrito anteriormente.

A partir dos resultados dos ensaios de resistência ao desgaste abrasivo, foram elaboradas as Tabelas XIII e XIV, que descrevem os valores de desgaste para as diversas condições experimentais testadas.

Os resultados de desgaste descritos nas Tabelas XIII e XVI são apresentados na forma de gráficos nas Figuras 77 e 78.

Tabela XIII: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão em função das condições experimentais utilizadas - Cps e5.

Condição	$\Delta V(\text{mm}^3)$	Taxa Desg. (mm^3/m)	Coef. Desg. (mm^3/Nm)
LB	124	0.086	0.66
1GM	109	0.076	0.58
1FM	111	0.077	0.59
1GR	108	0.075	0.58
1FR	110	0.077	0.59
3GM	104	0.072	0.55
3FM	102	0.071	0.54
3GR	92	0.064	0.49
3FR	100	0.070	0.54
5GM	83	0.058	0.45
5FM	84	0.058	0.45
5GR	93	0.065	0.50
5FR	93	0.065	0.50
7GM	80	0.056	0.43
7FM	79	0.055	0.42
7GR	86	0.060	0.46
7FR	90	0.063	0.48

Tabela XIV: Valores de desgaste para CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão em função das condições experimentais utilizadas - Cps e10.

Condição	$\Delta V(\text{mm}^3)$	Taxa Desg. (mm^3/m)	Coef. Desg. (mm^3/Nm)
LB	121	0.084	0.65
1GM	115	0.080	0.62
1FM	94	0.065	0.50
1GR	91	0.063	0.49
1FR	111	0.077	0.59
3GM	108	0.075	0.58
3FM	90	0.063	0.49
3GR	61	0.042	0.33
3FR	96	0.067	0.51
5GM	96	0.067	0.51
5FM	76	0.053	0.41
5GR	84	0.058	0.45
5FR	85	0.059	0.46
7GM	74	0.052	0.40
7FM	64	0.045	0.34
7GR	83	0.058	0.44
7FR	75	0.052	0.40

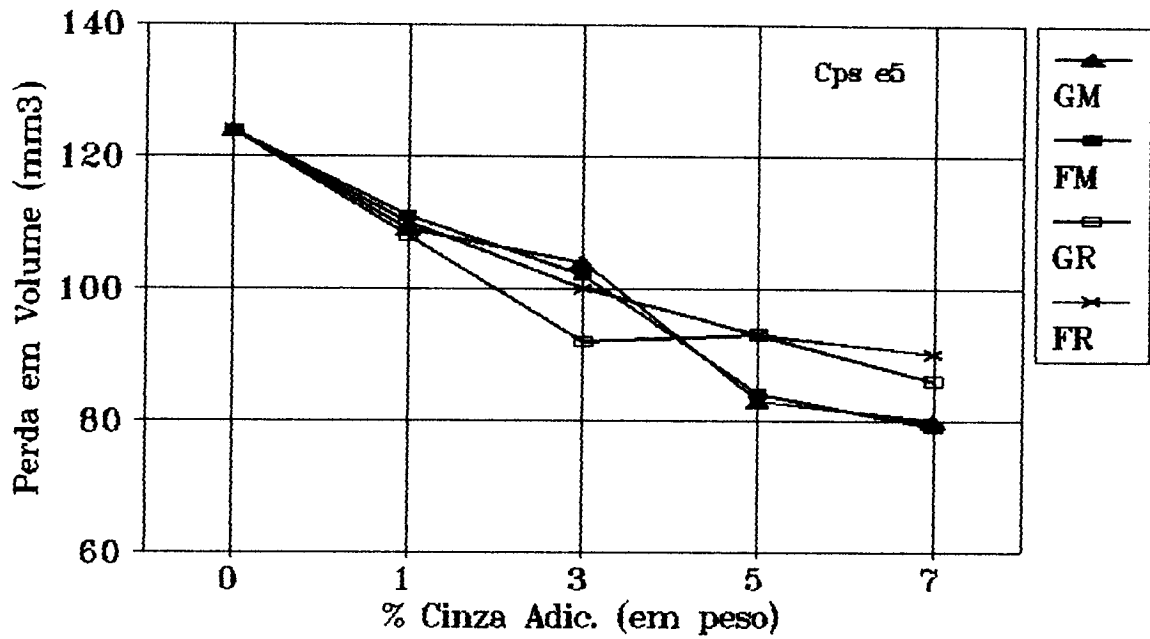


Figura 77: Valores de desgaste em CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão obtidos sob diferentes condições experimentais - Cps e5.

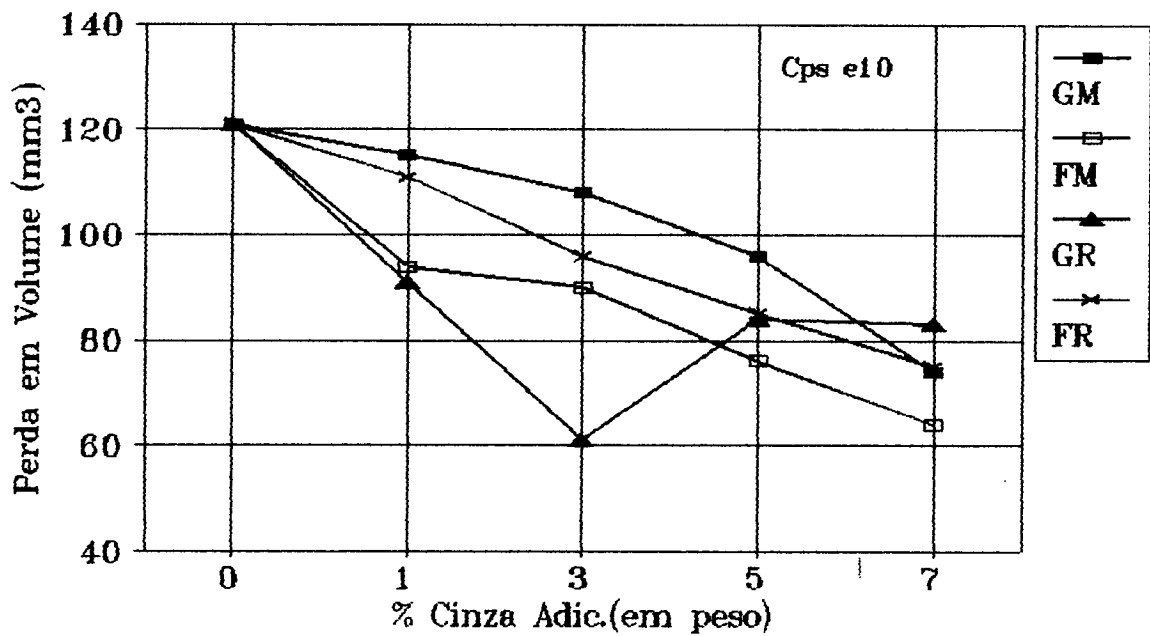


Figura 78: Valores de desgaste em CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão obtidos sob diferentes condições experimentais - Cps e10.

O gráfico relativo à Figura 77 mostra um comportamento idêntico entre as curvas referentes às condições GM e FM, indicando que neste caso a granulometria das partículas de cinzas não afetou os resultados de desgaste.

A curva referente à condição GR apresentou um comportamento anômalo para a adição de 3% Cinza, não havendo uma explicação para a queda acentuada no valor de ΔV em relação às outras condições.

Para maiores quantidades de cinza adicionada (5 e 7%), os menores desgastes ocorreram nos corpos de prova obtidos com o uso da velocidade máxima de agitação do banho (condições GM e FM), o que é um indicativo de ser esta a velocidade mais adequada, quando se trabalha com adições de partículas cerâmicas nos teores acima referidos.

O gráfico da Figura 78 mostra uma variação bem mais acentuada nos valores de desgaste entre as diferentes condições testadas. De maneira geral, os melhores resultados ocorreram para a condição FM, com exceção para a adição de 3% Cz, onde novamente os valores de desgaste para a condição GR foram os menores entre todas as condições e teores testados.

Devido às grandes variações nos valores de desgaste e às observações de diversos corpos de prova, que apresentaram segregação significativa das partículas cerâmicas para a superfície testada, não se pode extrair conclusões definitivas da influência dos parâmetros testados sobre a resistência ao desgaste em corpos de prova com esta espessura.

5.2.5 Comparação com Dados da Literatura.

Os valores de desgaste apresentados nas seções anteriores, foram confrontados com dados da literatura, a fim de estabelecer uma comparação com os mesmos e possibilitar uma avaliação mais concreta sobre a influência da adição de partículas de cinzas de carvão na melhoria da resistência ao desgaste em ligas de Al.

A Figura 79 apresenta valores de desgaste (sob a forma de coeficiente de desgaste) para diversos materiais, onde os CMMs com cinzas de carvão são identificados pela letra E (valores experimentais obtidos neste trabalho), enquanto os outros referem-se aos valores extraídos da literatura [Ref.53].

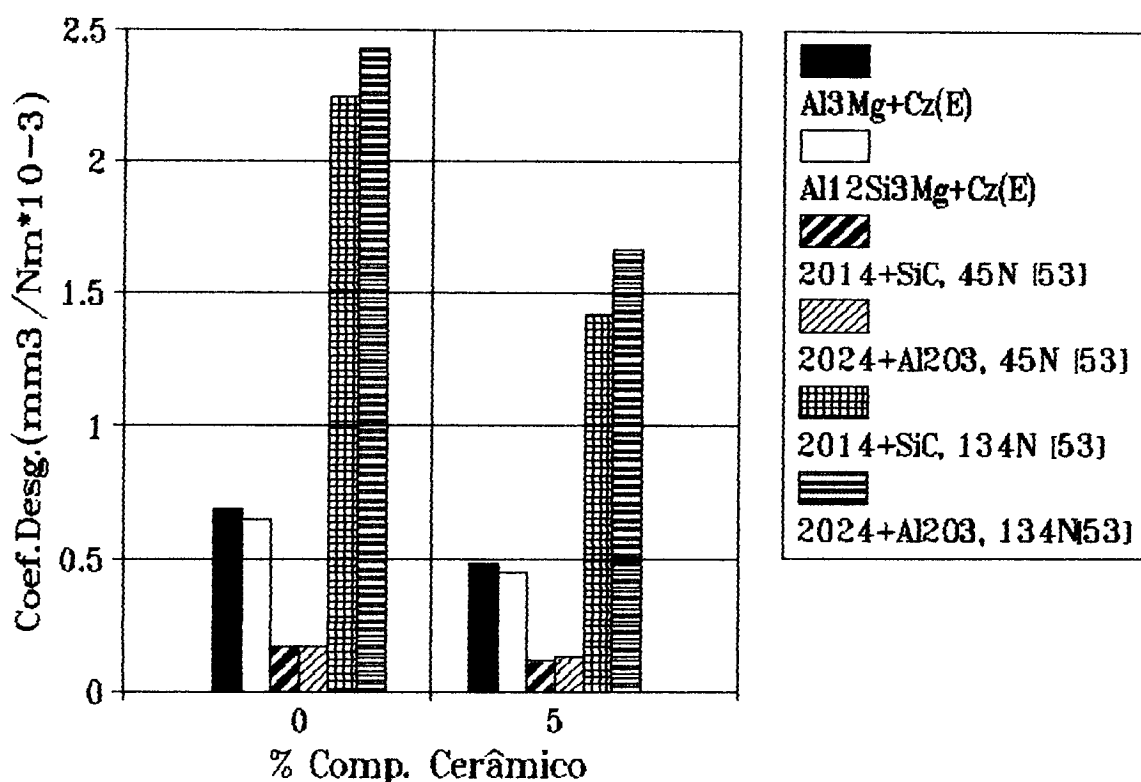


Figura 79: Comparação da resistência ao desgaste entre diversos CMMs e suas respectivas ligas base, todos os CMMs foram obtidos com a adição de 5% em peso de componente cerâmico.

Conforme mostra o gráfico acima, a adição de 5%(em peso) de partículas cerâmicas ocasionou um incremento considerável na resistência ao desgaste em todos os materiais testados.

No que se refere aos dados da literatura [53], observa-se uma influência significativa da carga aplicada durante o ensaio sobre os resultados de desgaste. Quando foram aplicadas cargas menores (45N), os coeficientes de desgaste foram muito baixos, ocorrendo um acréscimo brusco nestes valores para o caso da aplicação de cargas mais elevadas (134N).

Os CMMs Al-Cinzas de Carvão apresentaram desgastes intermediários entre os valores da literatura sob diferentes cargas.

Devido às diferenças entre as cargas aplicadas e as composições das ligas base utilizadas neste trabalho e nos descritos pela literatura, ficou difícil estabelecer uma comparação direta entre os resultados de desgaste mostrados na Figura 79. Para facilitar a visualização das diferenças entre os diversos CMMs utilizados, foi elaborado o gráfico referente à Figura 80, onde os resultados de desgaste são apresentados na forma de desgaste relativo, usando-se as respectivas ligas base como padrão de comparação.

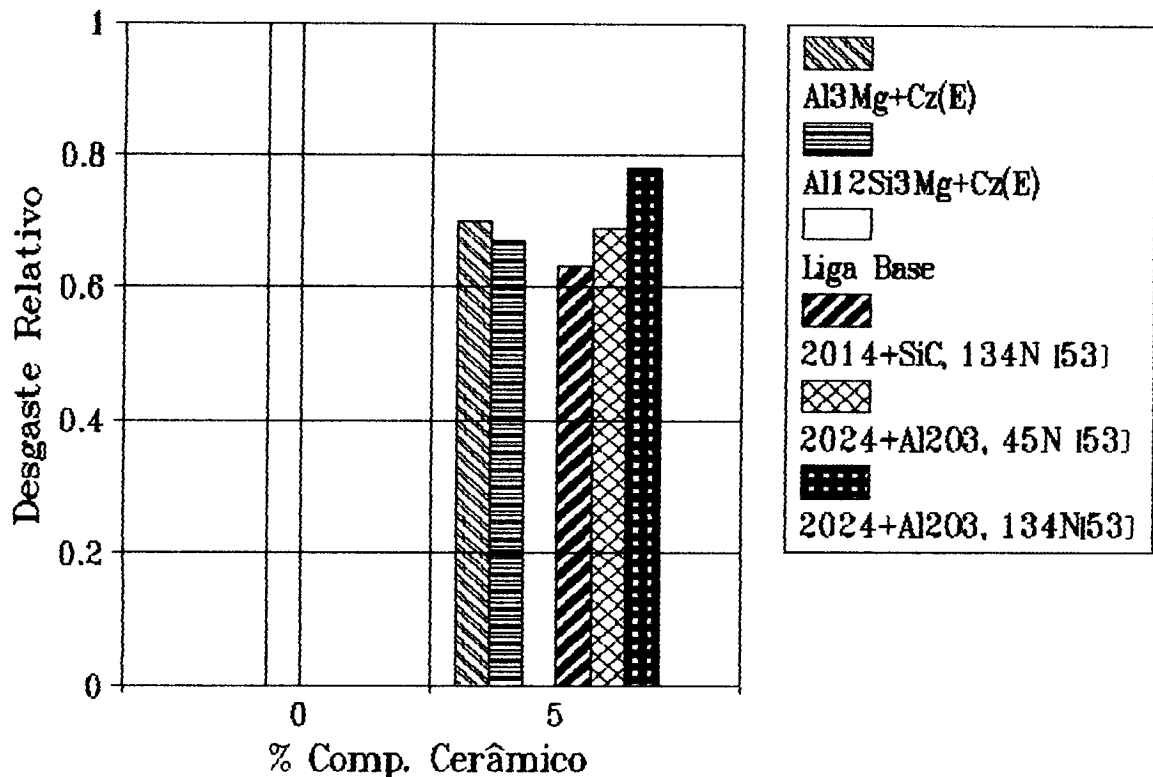


Figura 80: Desgaste relativo entre diversos CMMs obtidos com a adição de 5%(em peso) de componente cerâmico de reforço.

Com base neste gráfico, pode-se deduzir que os CMMs Al-5 Cinzas de Carvão obtidos neste trabalho, apresentaram incrementos nos valores de resistência ao desgaste similares aos obtidos por outros autores [53] com a adição de partículas de Al_2O_3 e SiC à ligas de Al.

5.2.6 Mecanismos de Desgaste

De acordo com os resultados apresentados na seção 5.2.2, observa-se que, para todas as condições testadas, ocorreram acréscimos consideráveis nos valores de resistência ao desgaste com a adição de partículas de cinzas de carvão às ligas $Al_{12}Si_3Mg$ e Al_3Mg .

Estes incrementos nos valores de resistência ao desgaste podem ser atribuídos à variações nos mecanismos de desgaste entre as ligas base e os CMMs com diferentes percentuais de partículas de cinzas.

As Figuras 81 a 84 mostram gráficos da variação de perda em volume em função do percentual de partículas de cinzas adicionadas à liga Al_3Mg , sob diferentes condições experimentais, juntamente com as respectivas séries de metalografias das regiões desgastadas em corpos de prova da liga base e dos CMMs com diferentes percentuais de partículas de cinzas.

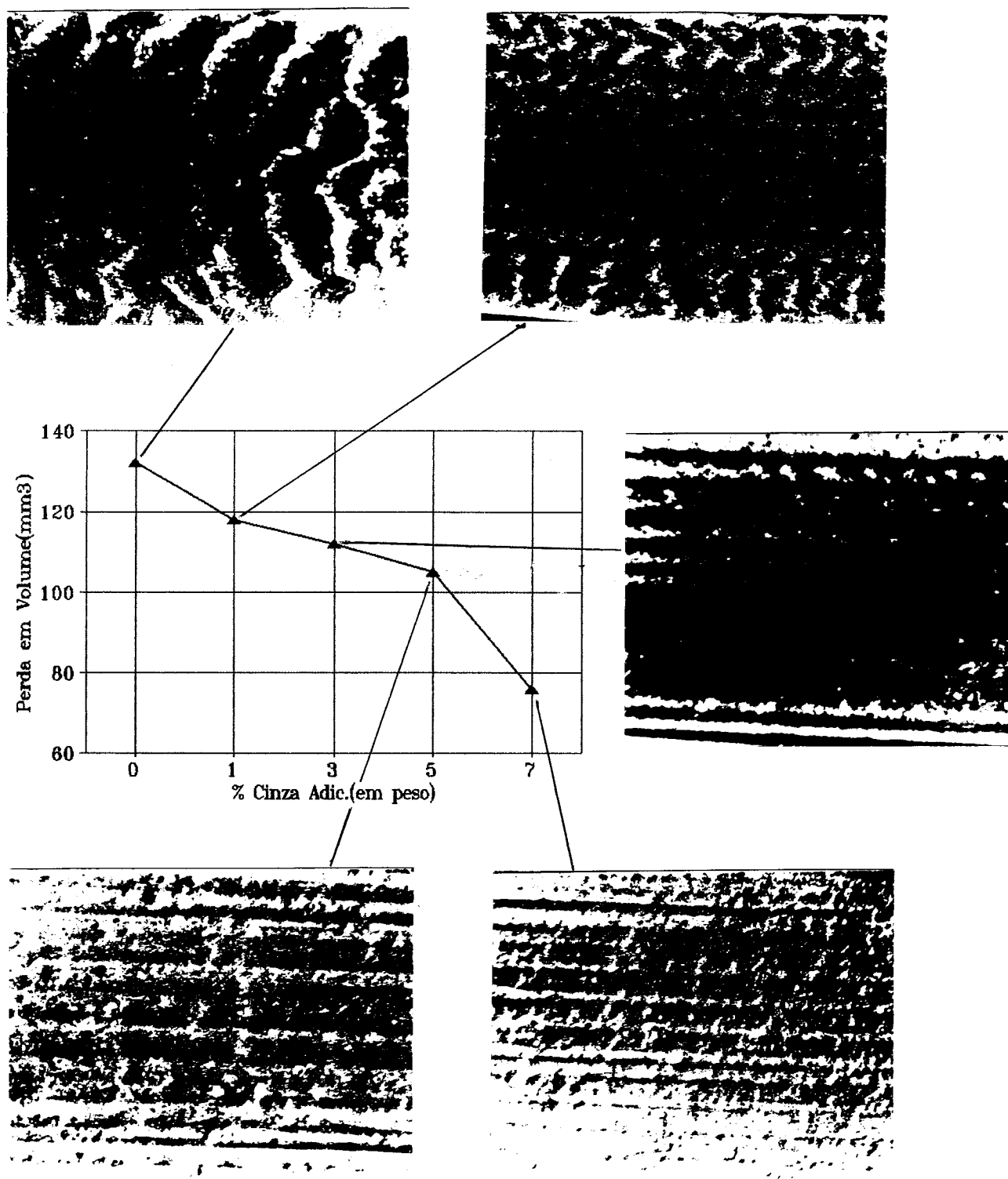


Figura 81: Relação entre os valores de desgaste e o aspecto superficial da região desgastada, em corpos de prova da liga base Al3Mg e dos CMMs obtidos com a adição de diferentes percentuais de cinzas. Cps e5, condição GR. Aum. 8x.

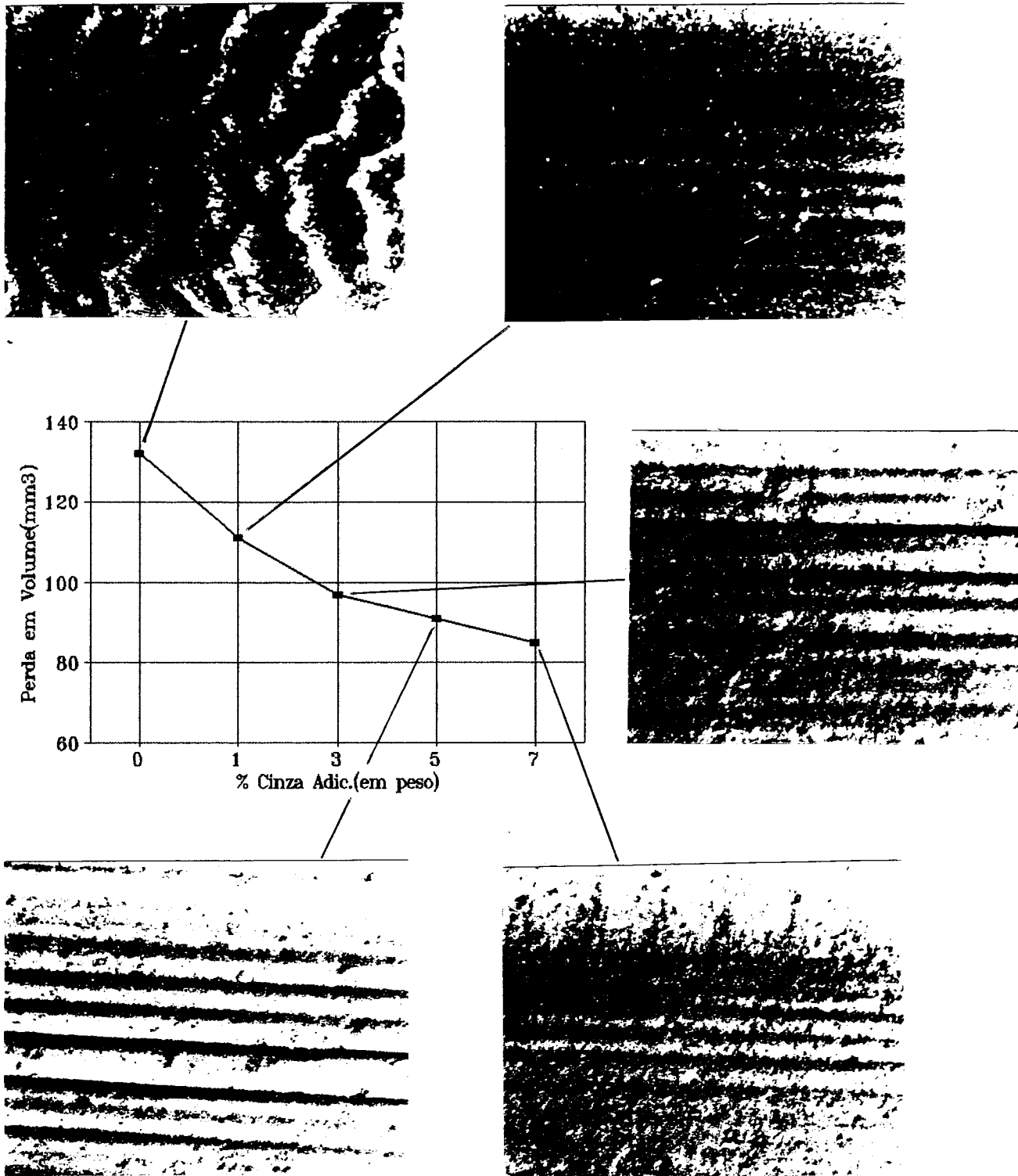


Figura 82: Relação entre os valores de desgaste e o aspecto superficial da região desgastada, em corpos de prova da Liga Al3Mg e dos CMMs obtidos com a adição de diferentes percentuais de cinzas. Cps e5, condição GM. Aum. 8x.

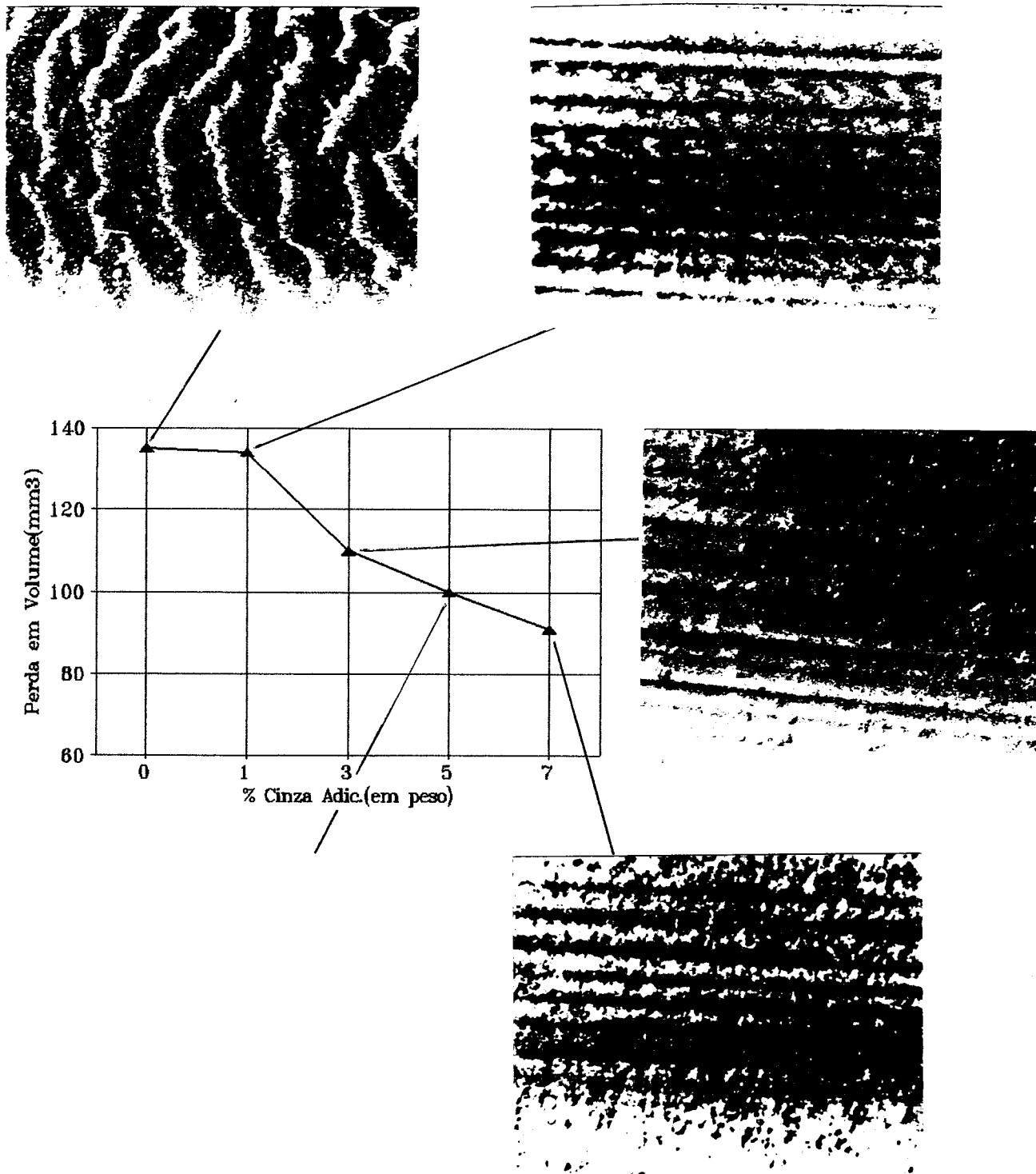


Figura 83: Relação entre os valores de desgaste e o aspecto superficial da região desgastada, em corpos de prova da liga Al3Mg e dos CMMs obtidos com a adição de diferentes percentuais de cinzas. Cps e10, condição GR. Aum. 8x.

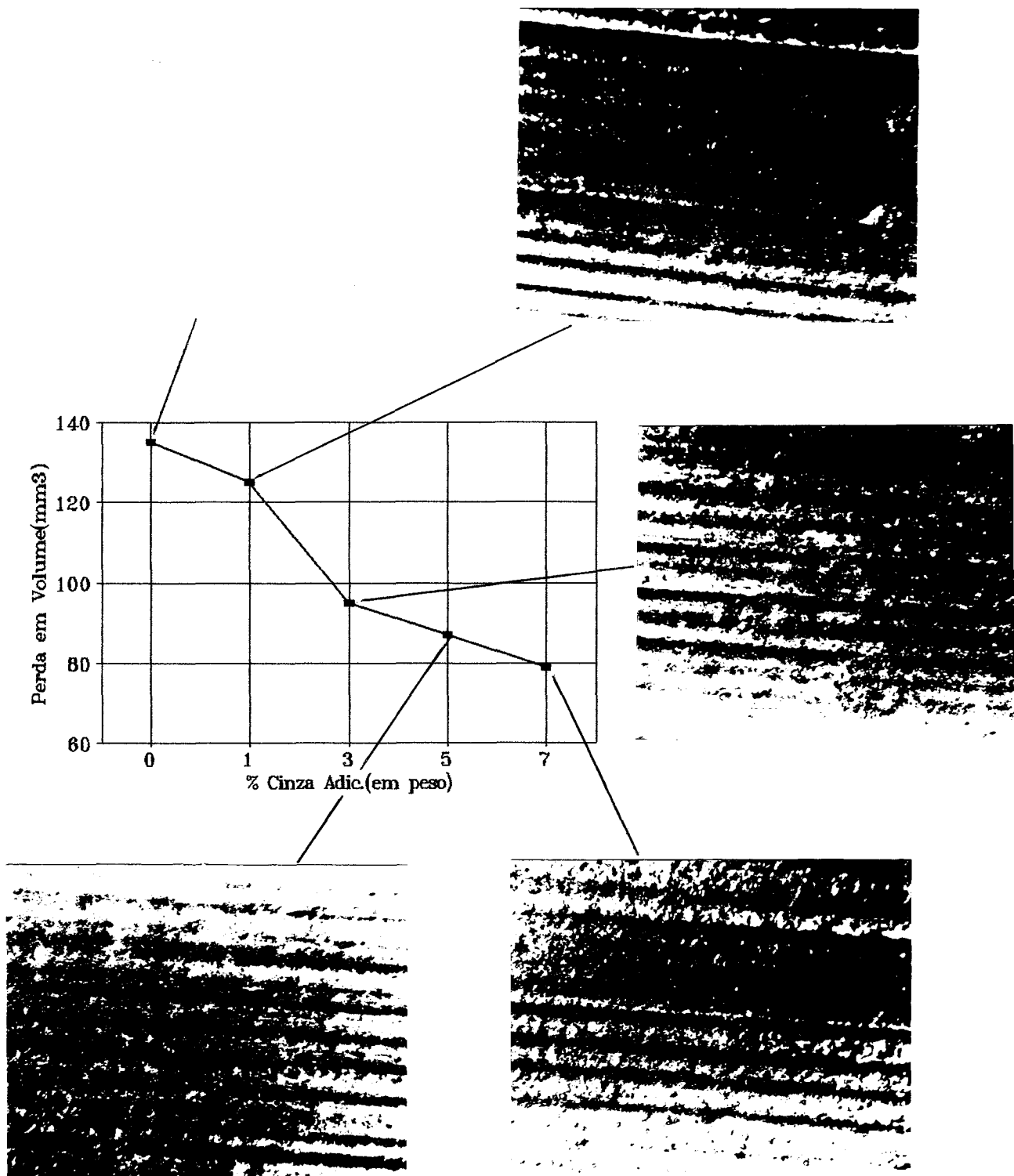


Figura 84: Relação entre os valores de desgaste e o aspecto superficial da região desgastada, em corpos de prova da liga Al3Mg e dos CMMs obtidos com a adição de diferentes percentuais de cinzas. Cps e10, condição GM. Aum. 8x.

As Figuras 81 e 82 referem-se, respectivamente, aos corpos de prova e5 de CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão preparados sob as condições GM e GR. Em ambos os casos observa-se uma alteração progressiva no aspecto superficial da região submetida ao ensaio de desgaste.

Na liga base nota-se a ocorrência de uma deformação plástica da matriz metálica, evidenciada pela presença de planos de escorregamento de material no sentido contrário ao da ação das forças de abrasão, indicando que o mecanismo de desgaste predominante neste caso é do tipo adesivo.

Nos CMMs pode ser visto que a medida que aumenta a quantidade de cinzas adicionadas à esta liga ocorrem alterações gradativas no aspecto da superfície desgastada, que passa a apresentar sulcos na matriz metálica e a localização das partículas ou clusters de cinzas em plano superior à matriz, mostrando que estas apresentam maiores resistências à ação do abrasivo do que a matriz metálica, o que está relacionado com o fato destas serem mais duras. Esta morfologia da superfície desgastada é típica de um material cujo mecanismo de desgaste predominante é do tipo abrasivo.

Na Figura 81, observa-se com clareza uma variação gradual no aspecto superficial da região desgastada entre a liga base e os CMMs com 1,3,5 e 7% Cinzas de Carvão. Nota-se aqui um início de variação no aspecto superficial da região desgastada para a adição de 1% Cinzas de Carvão, uma alteração maior para 5% Cinzas de Carvão, e uma modificação substancial deste aspecto para 7% Cinzas de Carvão, o que está em concordância com a acentuada queda nos valores de ΔV para a adição deste percentual de partículas de cinzas.

As Figuras 83 e 84 mostram gráficos de perda em volume em função do percentual de cinzas adicionadas e as respectivas séries de metalografias, de maneira análoga ao apresentado pelas Figuras 81 e 82, para corpos de prova e10 em CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão produzidos utilizando as condições experimentais GM e GR.

Também para estes casos observa-se alterações graduais nas superfícies desgastadas, à medida que aumenta o percentual de partículas de cinzas adicionadas à liga base.

A comparação destas séries de metalografias com seus respectivos gráficos, mostra uma boa correlação entre o acréscimo na quantidade de partículas de cinzas na região observada e o decréscimo nos valores de perda em volume, especialmente no gráfico relativo à condição GM (Figura 84) para adições superiores à 3% Cinzas de Carvão.

Na Figura 83, esta tendência para a variação no aspecto superficial após desgaste, em função da quantidade de partículas de cinzas, e sua relação com o decréscimo nos valores de desgaste, fica bem evidenciada para a liga base e os CMMs com 1 e 3% Cinzas de Carvão, onde os dois primeiros apresentam aspectos superficiais semelhantes e desgastes iguais (parte constante da curva), enquanto o terceiro mostra alterações substanciais tanto no aspecto superficial, como nos valores de desgaste (queda brusca na curva).

De acordo com as observações feitas na análise destas quatro séries de metalografias e de suas relações com os valores de desgaste, pode-se concluir que os CMMs obtidos com a adição de partículas de Cinzas de Carvão apresentam maiores resistências ao desgaste que suas respectivas ligas base, o que se deve à alterações nos mecanismos de desgaste, que variaram de uma condição de desgaste puramente adesivo na liga base, para uma condição de desgaste predominantemente abrasivo nos CMMs obtidos com a adição de teores mais elevados de partículas de cinzas (5 e 7%).

Estas observações estão de acordo com as realizadas por uma série de autores que estudaram o desgaste em CMMs obtidos com uma série de combinações metal matriz-componente cerâmico [54,56,57].

A mesma metodologia de observação da região desgastada em corpos de prova submetidos aos testes de desgaste foi utilizada para a análise dos CMMs obtidos com a utilização da liga base $Al_{12}Si_3Mg$.

As Figuras 85 a 88 apresentam as séries de metalografias referentes às regiões desgastadas em corpos de prova e10, obtidos sob as condições GM, FM, GR e FR, junto com os seus respectivos gráficos da variação de ΔV em função da adição crescente de partículas de cinzas, similarmente ao que foi feito anteriormente para os CMMs cuja a liga base foi Al_3Mg .

Comparando-se as metalografias apresentadas nas Figuras 85 e 86, referentes aos CMMs obtidos sob as condições experimentais GM (Figura 85) e FM (Figura 86), onde a diferença básica é a granulometria das partículas de cinzas, observa-se que para o uso de partículas mais finas (F) ocorreu uma maior incidência de "clusters" das partículas, como era esperado. No entanto, os valores de ΔV não apresentaram variações significativas em relação à outra condição experimental (GM), ocorrendo inclusive reduções mais acentuadas em ΔV nos CMMs com adições de 3,5 e 7% Cinzas de Carvão. Isto sugere que as elevadas resistências ao desgaste apresentadas por estes CMMs independem de uma distribuição perfeitamente homogênea das partículas cerâmicas na matriz metálica e da existência ou não de "clusters" destas partículas.

A Figura 87 apresenta a série de metalografias e o gráfico de perda em volume como função do percentual de cinza adicionada à liga base para a condição GR. Na comparação desta com os dados relativos à figura 85 (condição GM), observa-se que para GM a curva de variação de ΔV em função da quantidade de cinza adicionada apresenta um comportamento mais coerente (decréscimo em ΔV com o incremento na quantidade de cinza adicionada), enquanto que para a condição GR a curva mostra um comportamento anômalo, com um ponto de mínimo ΔV para a adição de 3% Cinzas de Carvão, que a bem da verdade foi isoladamente o melhor resultado obtido quanto a perda em volume, representando uma redução de quase 100% na perda em volume apresentada pela liga base fabricada e testada sob as mesmas condições. Entretanto, as informações disponíveis não permitem concluir se este decréscimo acentuado está relacionado

com a ocorrência de uma "condição ótima" para a obtenção de CMMs com elevada resistência ao desgaste.

Complementando esta série, a Figura 88 apresenta os resultados de resistência ao desgaste e as metalografias obtidas em CMMs produzidos sob a condição FR, onde nota-se a ocorrência de "clusters" das partículas de cinzas a partir a adição de 3% em peso e a manutenção da tendência decrescente nos valores de ΔV com o acréscimo na quantidade de partículas adicionadas, similarmente ao mostrado na Figura 86 para a condição FM.

Com base nestas quatro séries de metalografias e de suas correlações com os valores de ΔV , pode concluir que as condições experimentais testadas não apresentaram influência significativa nos valores de ΔV e que a utilização de partículas mais finas tende a gerar uma maior quantidade de "clusters" de partículas na matriz dos CMMs obtidos, o que no entanto não prejudica a resistência ao desgaste.

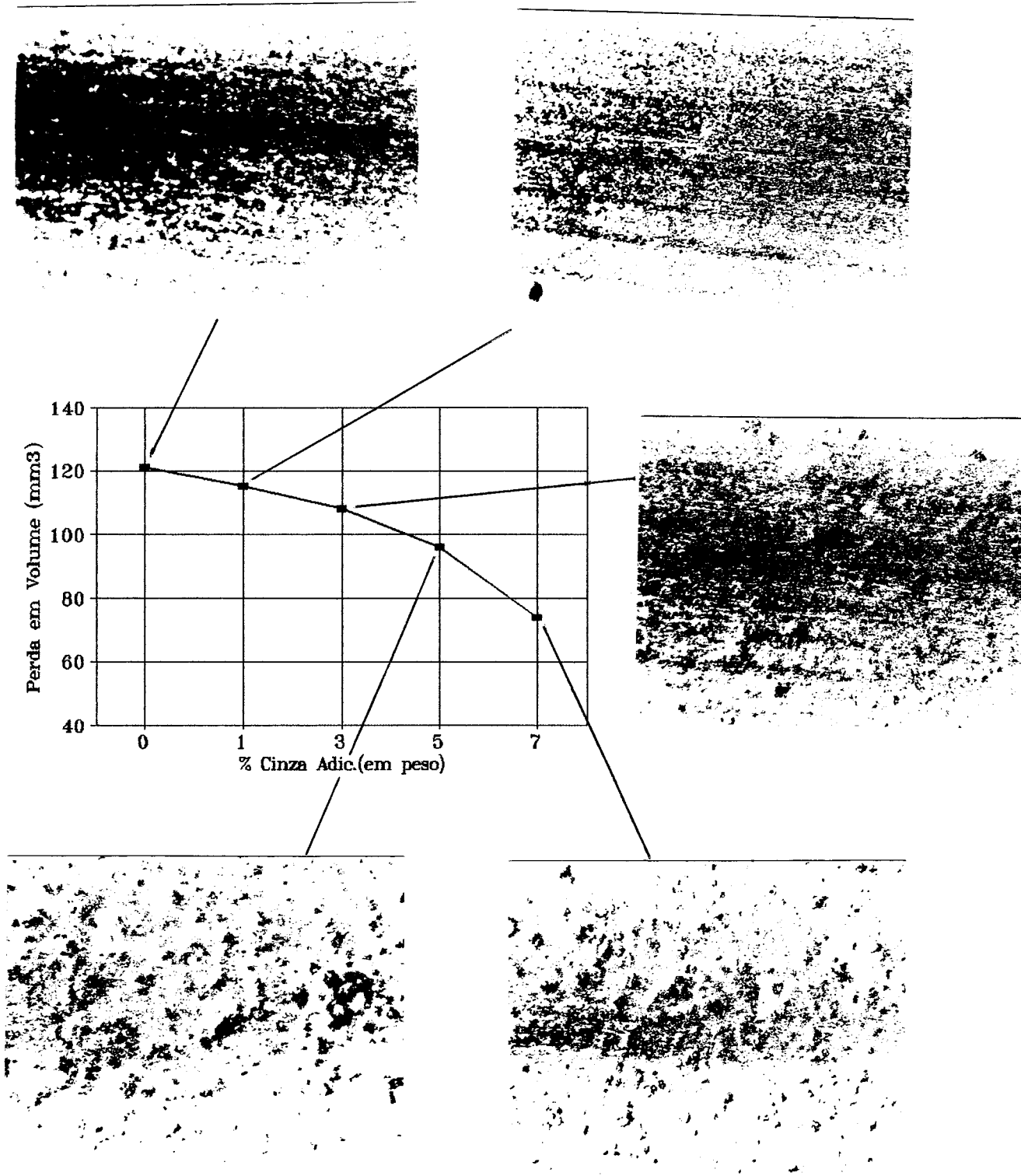


Figura 85: Valores de perda em volume e metalografias da região desgastada em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão com diferentes teores de cinzas. Corpos de prova e10, condição GM. Aum. 10x.

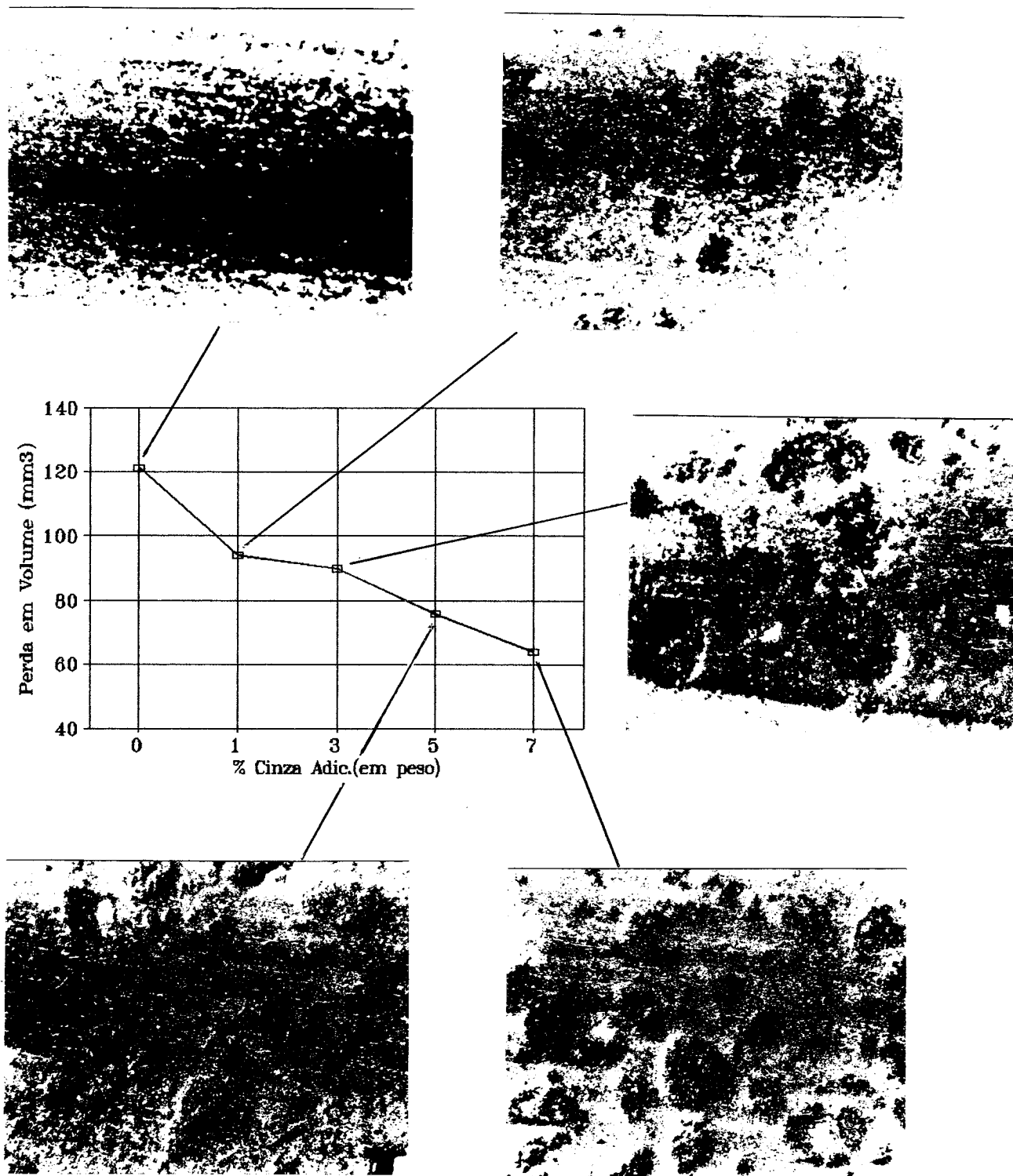


Figura 86: Valores de perda em volume e metalografias da região desgastada em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão com diferentes teores de cinzas. Corpos de prova e10, condição FM. Aum. 10x.

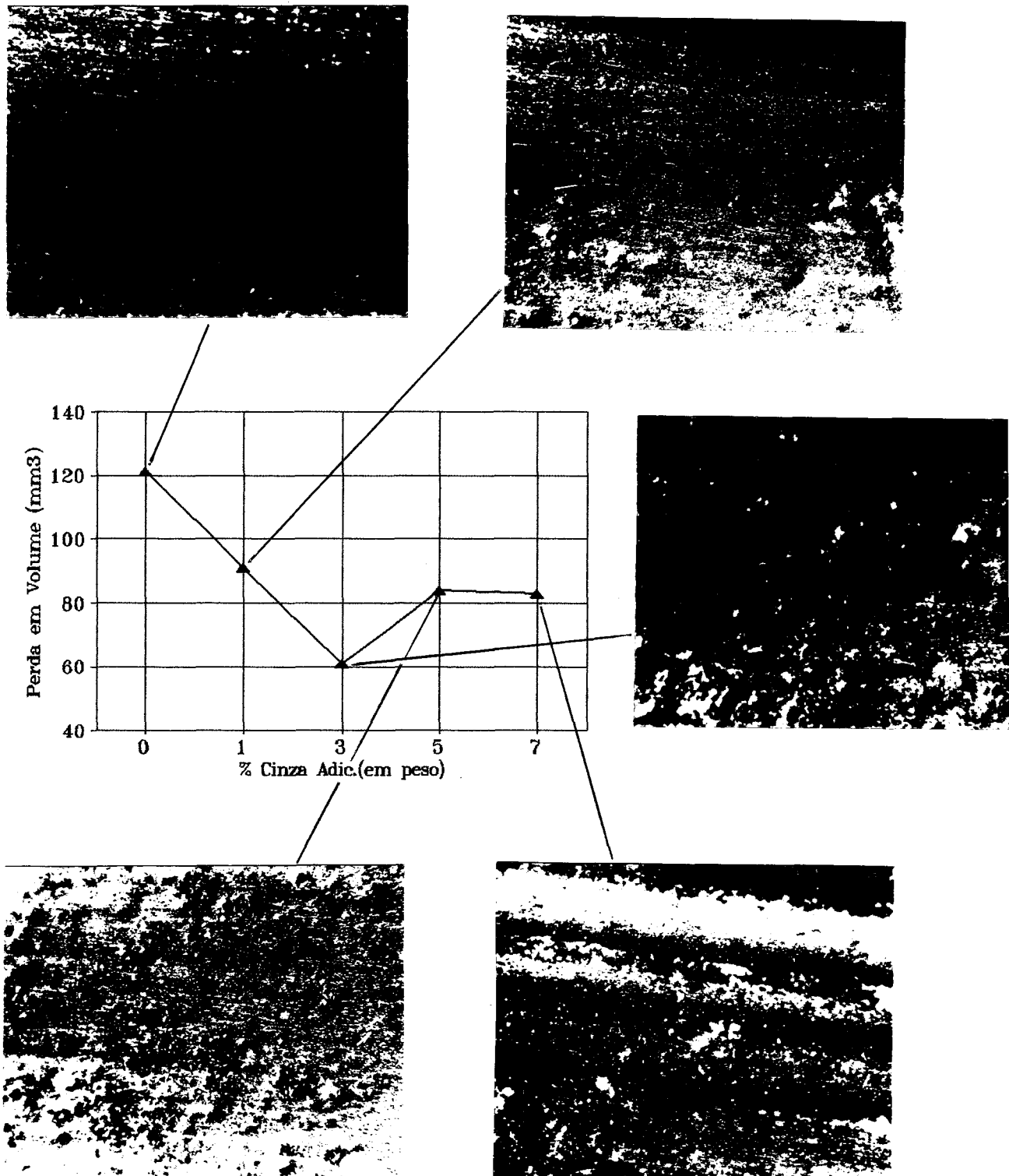


Figura 87: Valores de perda em volume e metalografias da região desgastada em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão com diferentes teores de cinzas. Corpos de prova e10, condição GR. Aum. 10x.

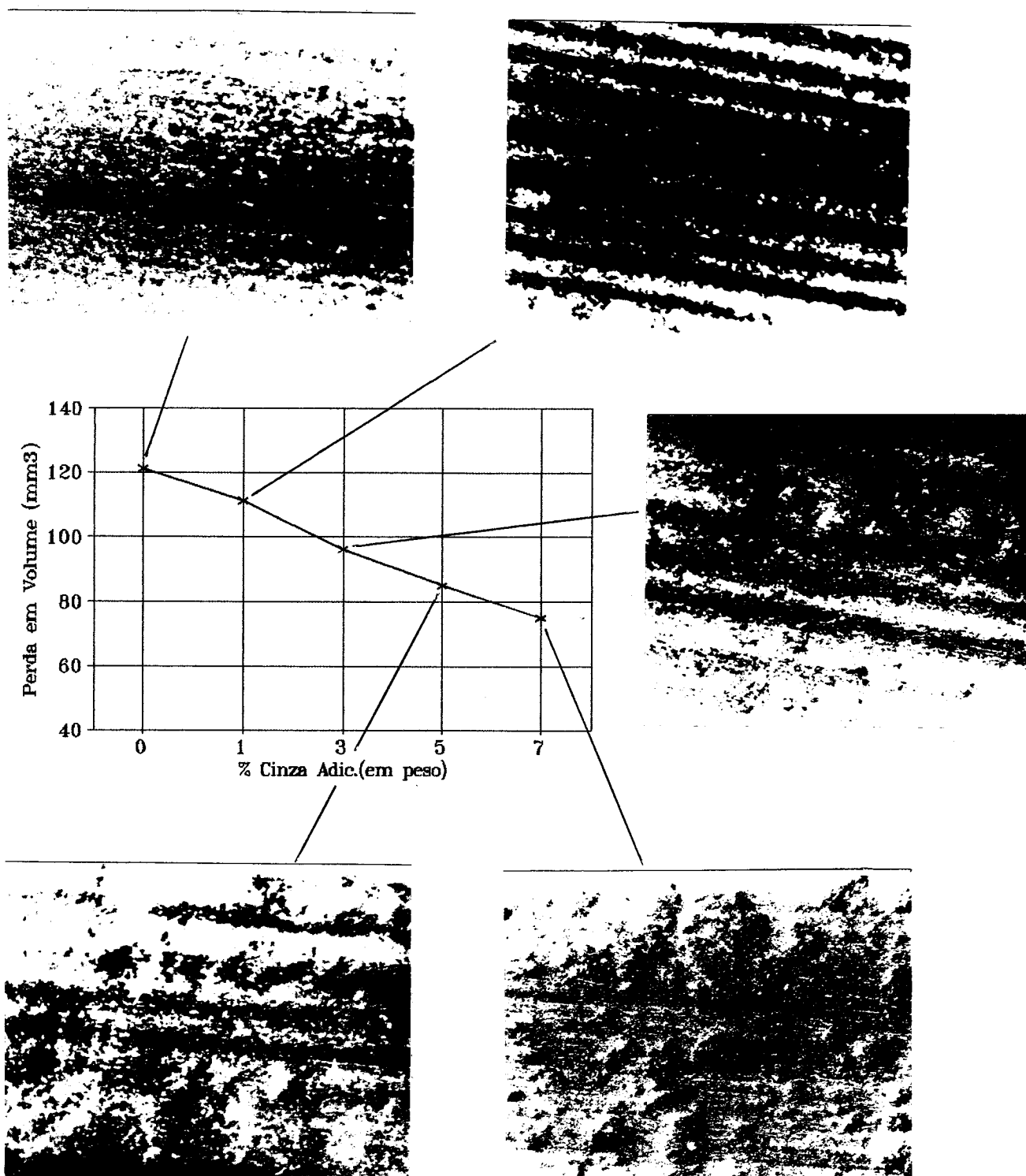


Figura 88: Valores de desgaste e metalografias das regiões desgastadas em CMMs Al₁₂Si₃Mg-Cinzas de Carvão com diferentes teores de cinzas. Corpos de prova e10, condição FR. Aum. 10x.

5.2.7 Análise da Estrutura dos CMMs Al-Cinzas de Carvão.

5.2.7.1 Macrografias

As Figuras 89 e 90 apresentam duas séries de macrografias referentes à CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão e Al3Mg-Al₂O₃ com teores crescentes do componente cerâmico de reforço, além de uma macrografia da liga base (Fig. 90.a).

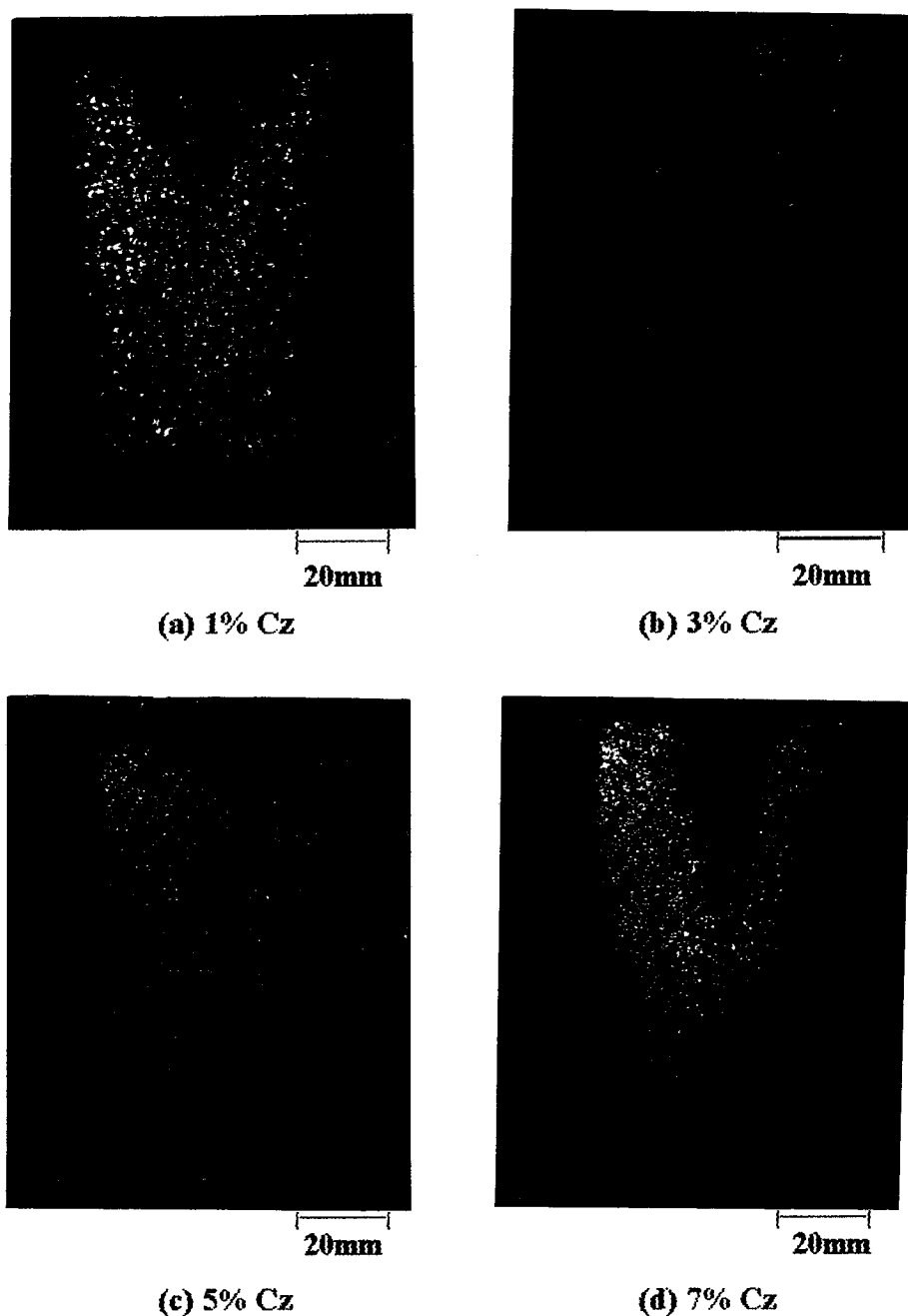


Figura 89: Macroestruturas de solidificação em lingotes de CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão com teores crescentes de cinzas, (a) 1%, (b) 3%, (c) 5% , (d) 7%. Ataque: Agua Régia Fluorada Conc.

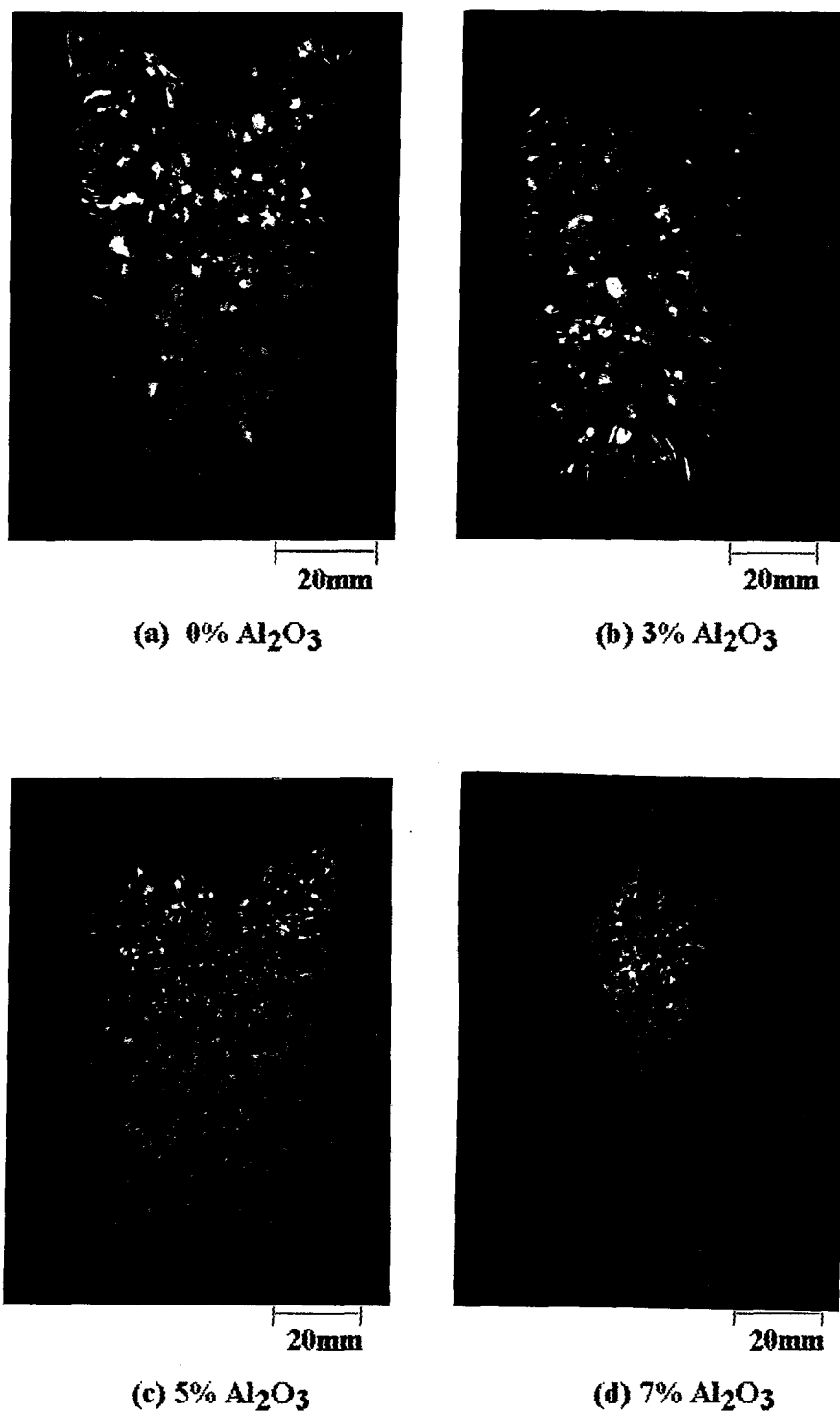


Figura 90: Macroestruturas de solidificação em lingotes da liga base Al₃Mg (a) e de CMMs Al₃Mg-Al₂O₃ com diferentes teores do componente de reforço, (b) 3%, (c) 5% e (d) 7%. Ataque: Água Régia Fluorada Conc.

Comparando-se as macrografias apresentadas nas Figuras 89 e 90, nota-se que os CMMs obtidos com a adição de partículas de cinzas apresentam estruturas bem mais refinadas que os CMMs com alumina. Por exemplo, o CMM Al3Mg-1Cinzas de Carvão (Fig. 89.a) tem praticamente o mesmo tamanho de grão que um CMM obtido com a adição de 5% Al₂O₃ à mesma liga base (Fig. 90.c), enquanto que a macroestrutura do CMM com 3% Al₂O₃ (Fig. 90.b) é muito semelhante à da liga base (Fig. 90.a).

Estas observações reforçam as conclusões obtidas na primeira fase deste trabalho (experiências preliminares), a respeito do efeito de refino do grão da matriz metálica com a adição de partículas de cinzas de carvão para a obtenção de CMMs, ao mesmo tempo que servem como um indicativo de que para outros materiais cerâmicos (neste caso alumina) o fenômeno não se repete com a mesma intensidade, ao menos para os teores testados.

Na Figura 89 pode ser visto que este efeito de refino é crescente com o teor de cinzas adicionado apenas para adições de 1 e 3% cinzas (Figs. 89.a e 89.b), não ocorrendo refino significativo para maiores teores de cinzas (Figs. 89.c e 89.d).

Nos lingotes com 5 e 7% de cinzas (Figs. 89.c e 89.d) observa-se uma tendência maior para o surgimento de "clusters" de partículas de cinzas, indicando uma provável saturação do líquido pelos sólidos em suspensão, sugerindo que os teores de cinzas adicionados, em especial 7% , estejam acima do limite de dispersão deste sólido no alumínio líquido, o que é função de uma série de fatores tais como tensão superficial, densidades dos componentes, granulometria das partículas, entre outras.

Na Figura 91 são apresentadas as macroestruturas na região dos canais de vazamento utilizados nas corridas para obtenção dos corpos de prova para os ensaios de resistência ao desgaste em diferentes materiais, (a) liga base, (b) CMM Al3Mg-Cinzas de Carvão e (c) Al3Mg-Al₂O₃.

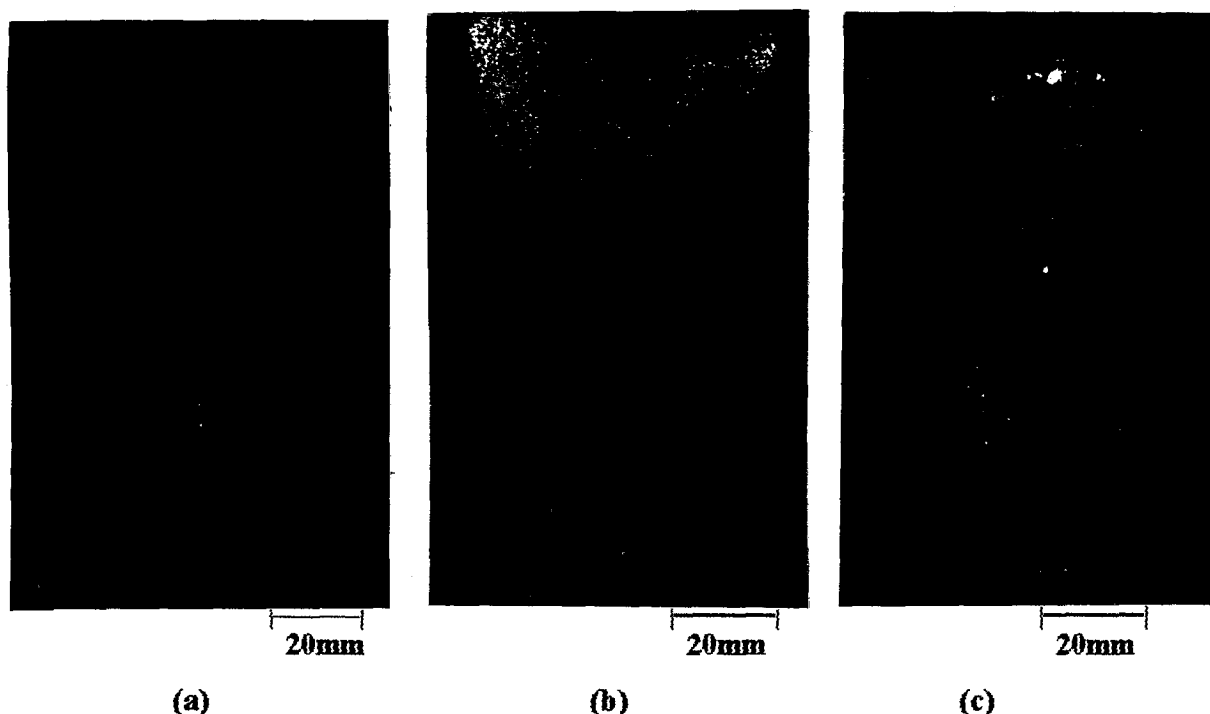


Figura 91: Macroestruturas de solidificação em canais de vazamento dos corpos de prova para ensaios de resistência ao desgaste, (a) liga Al3Mg, (b) CMM Al3Mg-Cinzas de Carvão, (c) CMM Al3Mg-Al₂O₃. Ataque: Água Régia Fluorada Conc.

Nesta série de macrografias pode-se observar claramente as diferentes estruturas entre os CMMs obtidos com a adição de cinzas de carvão e os com Al₂O₃. No caso da adição de cinzas (Fig. 91.b) nota-se a ocorrência de um refinamento acentuado da matriz metálica em relação a estrutura da liga base (Fig. 91.a), enquanto o CMM com Al₂O₃ (Fig. 91.c) apresenta um tamanho de grão semelhante à liga base.

As observações destas macrografias reforçam a hipótese levantada na primeira parte do trabalho, de que o refinamento de grão causado pela adição das partículas de cinzas está relacionado com a sua composição química, em especial a presença de óxido de ferro, uma vez que a adição de outras partículas cerâmicas (no caso Al₂O₃) à mesma liga base e usando o mesmo método de processamento não alterou significativamente a macroestrutura de solidificação desta liga base.

5.2.7.2 Microestruturas.

As microestruturas da liga base Al12Si3Mg e dos CMMs obtidos com a adição de cinzas de carvão à mesma, são mostradas nas figuras 92 e 93.

A figura 92 apresenta as microestruturas da liga base (a) e de CMMs com a adição de 5% Cinzas de Carvão sob diferentes condições experimentais, (b) GR, (c) GM e (d) FR.

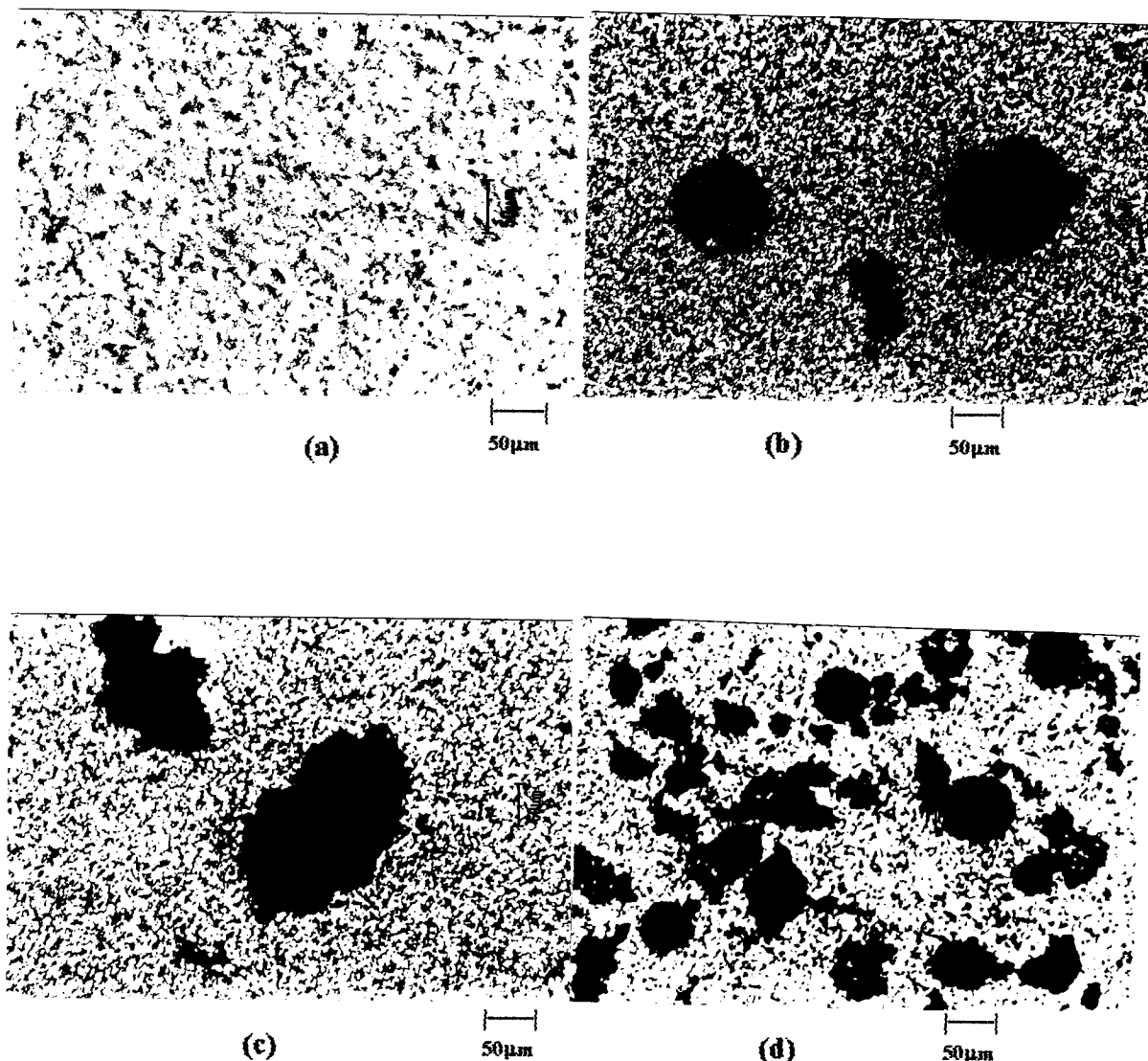


Figura 92: Microestruturas da liga base Al₁₂Si₃Mg (a) e de CMMs Al₁₂Si₃Mg-5Cinzas de Carvão obtidos sob as condições GR (b), GM (c) e FR (d). Ataque HF 1%.

A análise desta série de micrografias levou às seguintes constatações:

- os CMMs obtidos com a adição de cinzas sob diferentes condições experimentais mostram, em todos os casos, um refinamento da matriz rica em Al;
- os CMMs com partículas mais grossas (Figs. 92.b e 92.c) mostram uma boa interação matriz-partícula;

- o CMM com partículas mais finas (Fig. 92.d) apresentam uma boa interação das partículas com a matriz e uma distribuição razoavelmente uniforme destas partículas;
- as partículas de cinzas na maioria das vezes apresentam um aspecto que indica a ocorrência de ruptura das mesmas durante o processamento dos CMMs, isto deve ter sido favorecido pelo fato de grande parte destas partículas serem ocas (cenosferas).

Com o intuito de observar melhor a interação matriz-partícula e o refinamento da matriz metálica, foram feitas algumas observações com um maior aumento ($\approx 400\times$), conforme mostra a Figura 93.

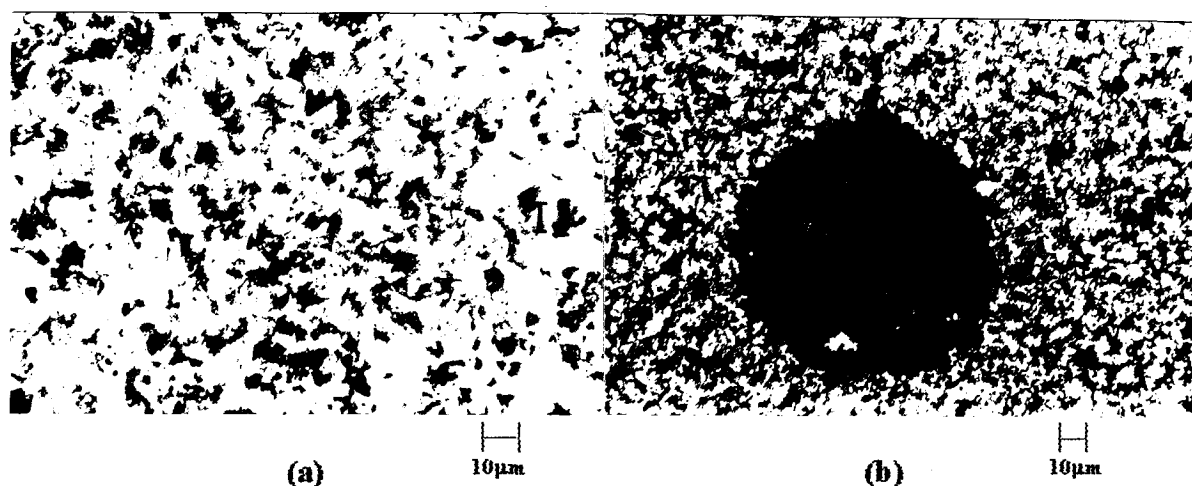


Figura 93: Microestruturas da liga base Al12Si3Mg(a) e do CMM Al12Si3Mg-5Cinzas de Carvão (b) observadas com uma maior aumento. Observa-se refino da matriz e uma boa interação entre partícula-matriz. Ataque HF 1%.

Nestas duas micrografias pode-se observar com mais nitidez a alteração no tamanho de grão da matriz rica em Al com a adição das partículas de cinzas. Quanto a interação matriz-partícula, a Figura 93.b mostra a ocorrência de uma interação razoável entre as partes, caracterizada pela não existência de descontinuidade de material na interface metal-partícula cerâmica.

A Figura 94 apresenta as microestruturas da liga base Al3Mg (a) e do CMM Al3Mg-5Cinzas de Carvão (b) em corpos de prova extraídos da série de corridas experimentais para o estudo de propriedades tribológicas de CMMs com partículas de cinzas de carvão.

Estas micrografias mostram com clareza a significativa alteração microestrutural sofrida pela matriz devido a presença das partículas de cinzas. A micrografia referente à Figura 94.b apresenta uma estrutura mais refinada e mais desndrítica que a liga base (Fig. 94.a). Isto

confirma as observações anteriores a respeito da influência da presença das partículas de cinzas no modo de solidificação da matriz metálica.

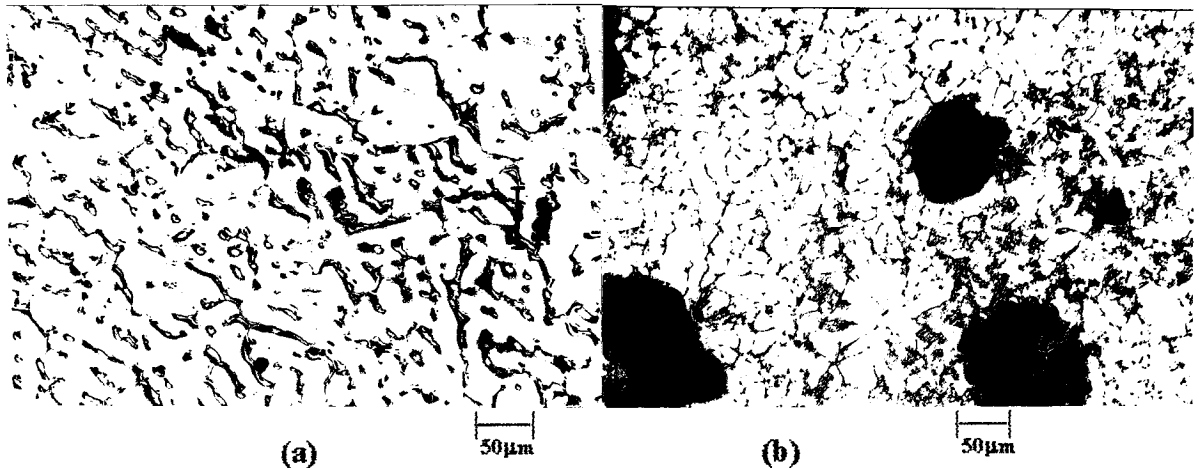


Figura 94: Microestruturas em corpos de prova da liga base Al3Mg (a) e do CMM Al3Mg-5 Cinzas de Carvão (b). Ataque HF 1%.

Nestas séries experimentais não foi realizado um estudo mais aprofundado das microestruturas obtidas nos diversos corpos de prova obtidos sob diferentes condições experimentais, pois o objetivo principal destes experimentos foi o de estudar as propriedades de desgaste dos CMMs com cinzas de carvão. No entanto, as micrografias aqui apresentadas e as observações realizadas serviram para reforçar as conclusões extraídas nas experiências preliminares a respeito do refinamento da matriz metálica em função da adição de partículas de cinzas de carvão, bem como para mostrar os progressos obtidos quanto a interação entre os componentes (partícula-metal) e quanto a distribuição das partículas na matriz dos fundidos obtidos, em razão da utilização de moldes metálicos, e conseqüentemente, da redução dos tempos de solidificação.

5.2.8 Propriedades Mecânicas.

5.2.8.1 Resistência à Tração.

A Figura 95 apresenta os valores de limite máximo de resistência à tração (σ_{max} em kgf/mm^2) para a liga base Al12Si3Mg e para os CMMs obtidos com a adição de teores crescentes de partículas de cinzas. Os valores de alongamento obtidos nestes ensaios são mostrados na Figura 96.

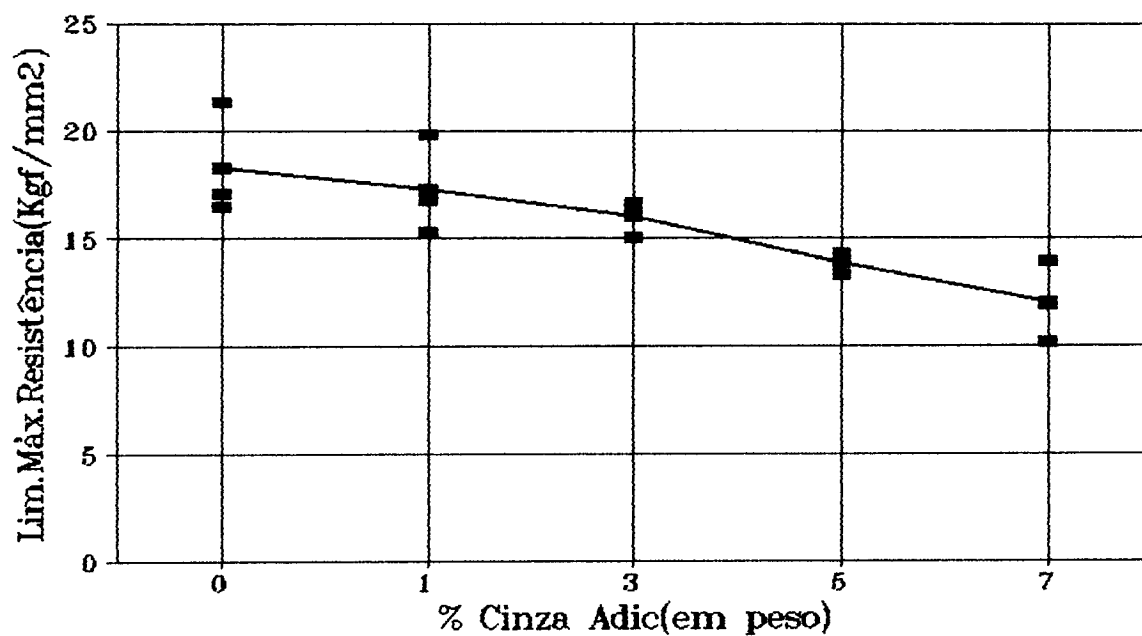


Figura 95: Variação do limite máximo de resistência à tração da liga Al12Si3Mg em função da adição de teores crescentes de partículas de cinzas para a produção de CMMs.

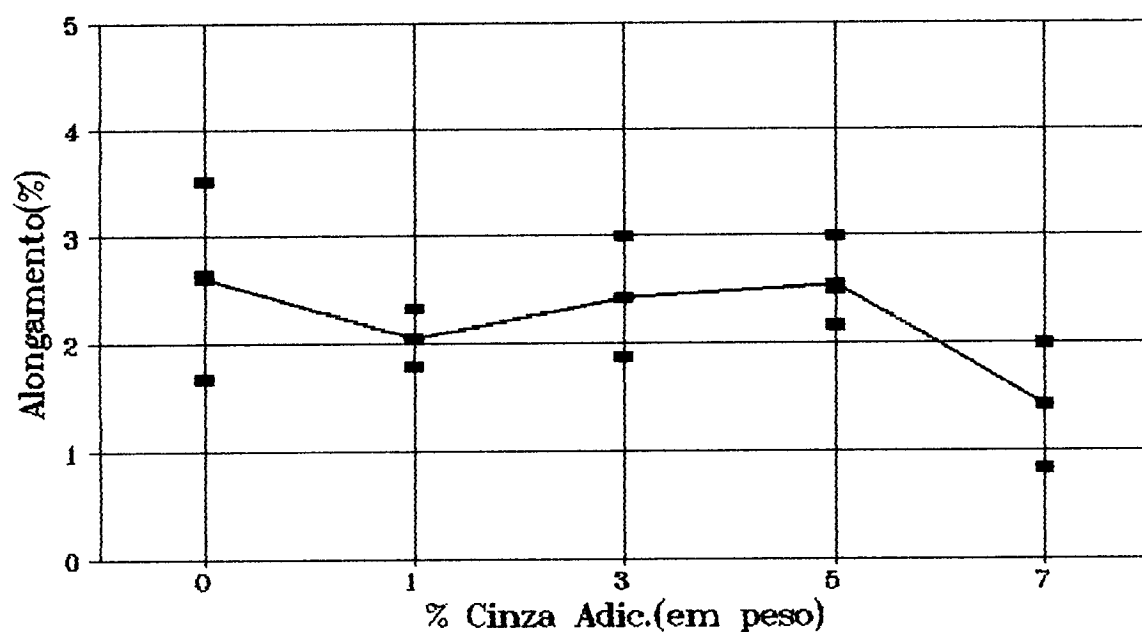


Figura 96: Variação dos valores de alongamento da liga Al12Si3Mg com a adição de partículas de cinzas de carvão para a produção de CMMs.

De acordo com o gráfico mostrado na Figura 95, a adição crescente de partículas de cinzas à liga base Al12Si3Mg ocasionou o decréscimo dos valores do limite máximo de resistência à tração, sendo este decréscimo proporcional à quantidade de cinzas adicionada.

Apesar do já mencionado efeito de refinamento da matriz metálica em função da adição das partículas de cinzas, este decréscimo nas propriedades de resistência à tração era esperado, devido a presença de alguns clusters de partículas que constituem heterogeneidades que consequentemente reduzem as propriedades de resistência dos compósitos obtidos.

Quanto ao alongamento não foram registradas variações significativas em função da adição de partículas de cinzas, no entanto estes valores não devem ser considerados com muito rigor, devido à perda de alguns dados nos ensaios em função da ruptura ocorrer fora da zona útil para a medição do alongamento.

Os valores do limite máximo de resistência para a liga a base Al3Mg e para os CMMs obtidos com a adição de diferentes teores de cinzas são apresentados na Figura 97.

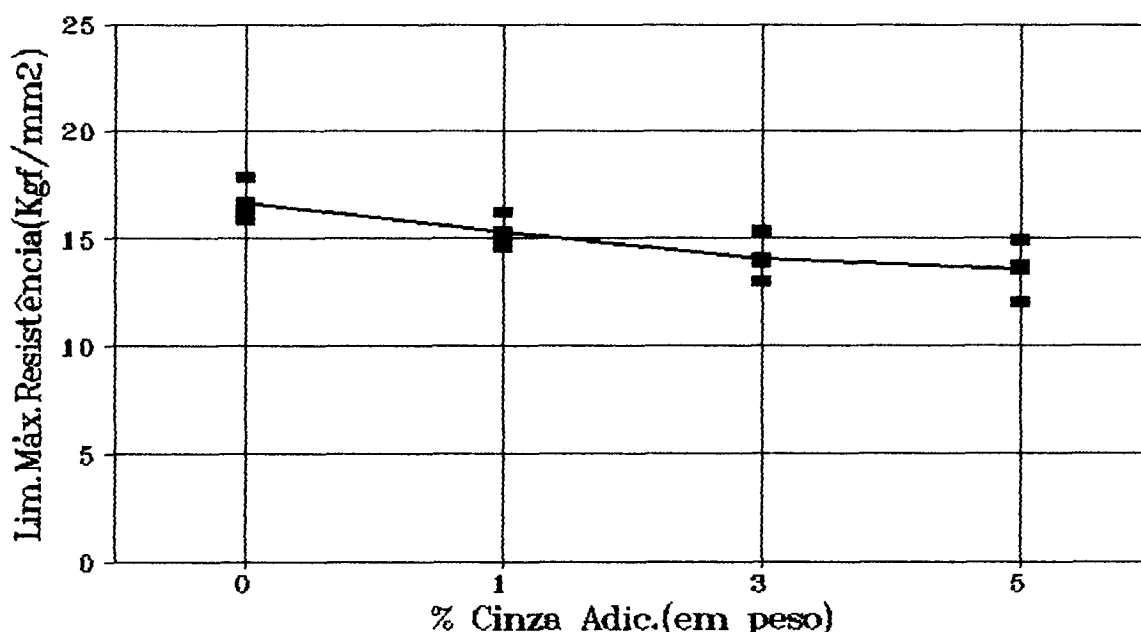


Figura 97: Valores do limite máximo de resistência à tração para a liga Al3Mg e para os CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão.

Neste gráfico, observa-se uma variação menor nos valores do limite máximo de resistência à tração da liga base com a adição de teores crescentes de partículas de cinzas de carvão, podendo-se afirmar que, neste caso, a adição das cinzas não resultou em decréscimos significativos na resistência à tração da liga base.

No que se refere ao alongamento, pelas mesmas razões citadas anteriormente para o caso da outra liga, não foi possível uma amostragem suficiente para a elaboração de um gráfico

que permitisse extrair conclusões a respeito da influência da adição das partículas de cinzas sobre esta propriedade.

5.2.8.2 Dureza.

As Figuras 98 e 99 mostram os valores de dureza das ligas Al3Mg e Al12Si3Mg, e dos respectivos CMMs com diferentes teores de cinzas, valores estes medidos na superfície superior dos corpos de prova para ensaios de resistência ao desgaste.

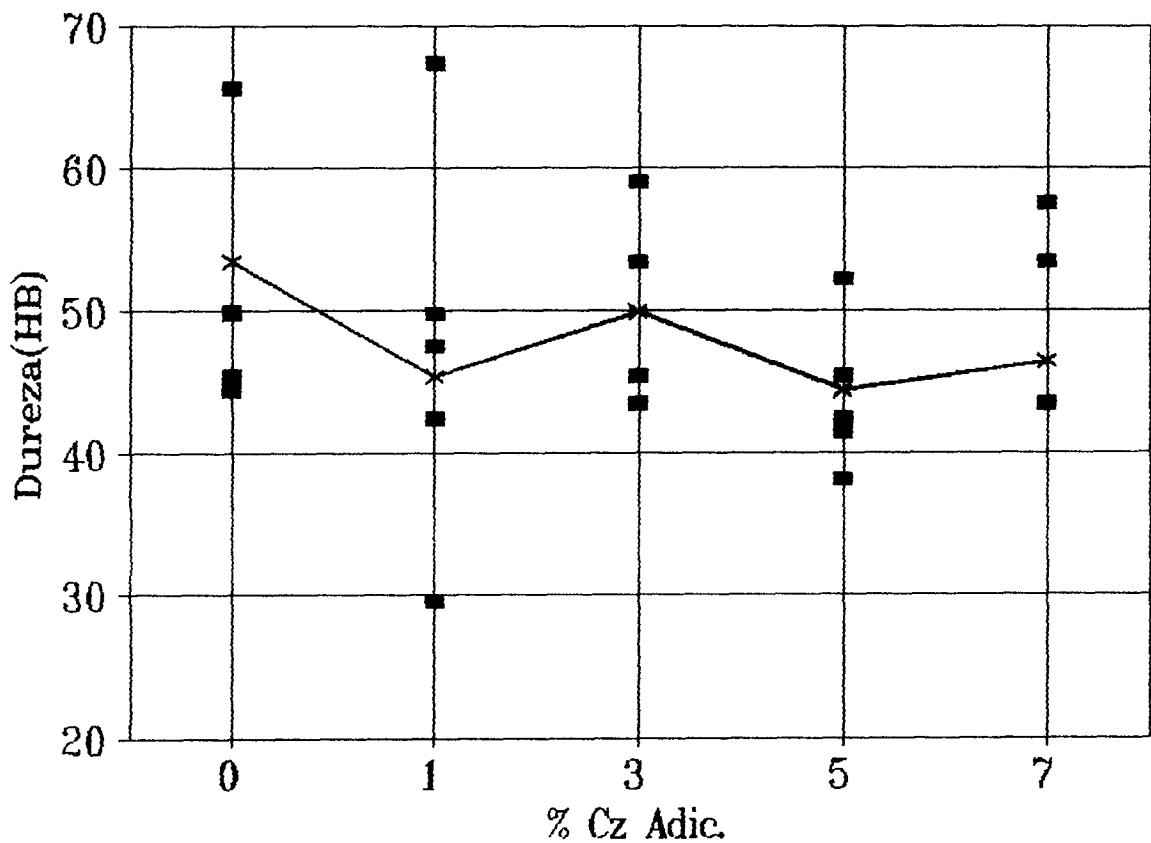


Figura 98: Variação da dureza em função da adição crescente de partículas de cinzas de carvão. Liga base Al3Mg.

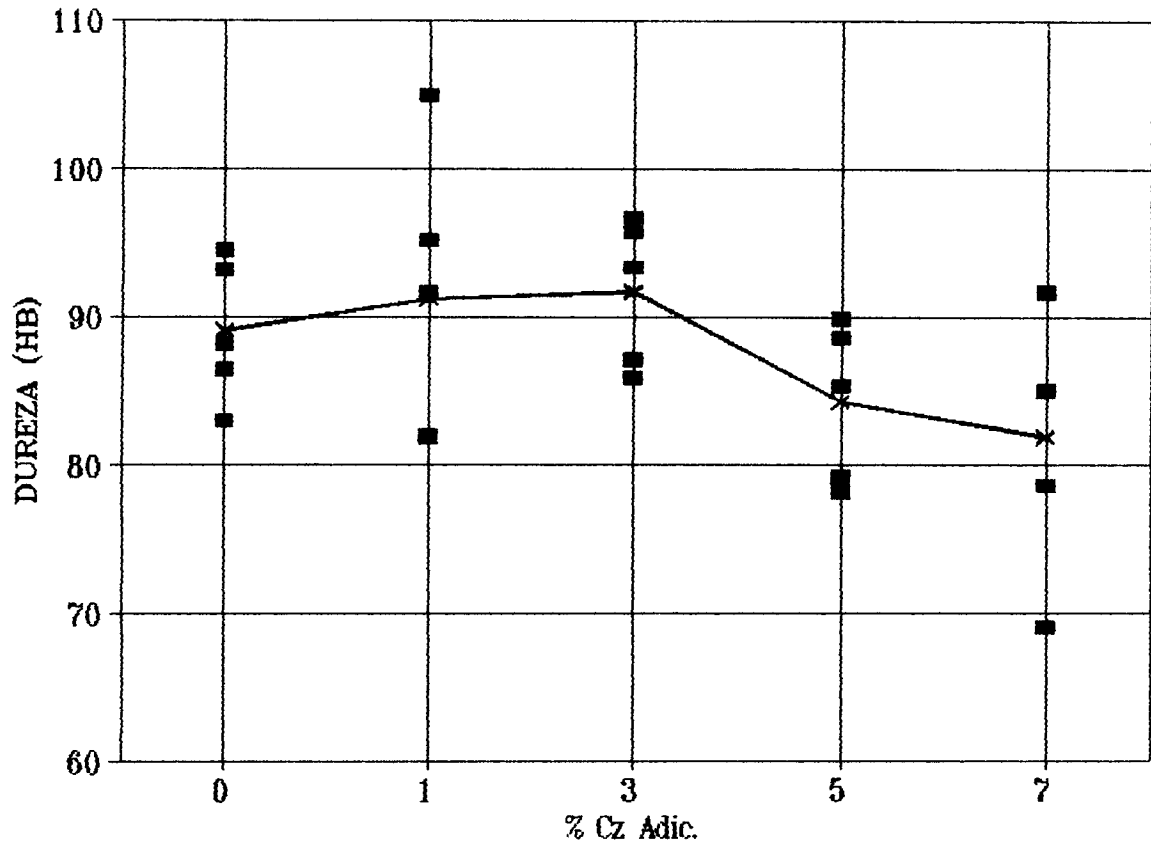


Figura 99: Variação da dureza em função da adição crescente de partículas de cinzas de carvão. Liga base Al12Si3Mg.

Na Figura 98, observa-se que a adição das partículas de cinzas não causou variações significativas nos valores de dureza da liga base, ocorrendo um pequeno decréscimo nos valores médios, e dispersões razoáveis entre os valores medidos para cada teor de componente cerâmico. Estas dispersões podem estar associadas com a ocorrência de maiores ou menores concentrações de partículas nas regiões ensaiadas, o que tende a prejudicar a precisão nas medidas e, conseqüentemente, o estabelecimento de correlações definitivas entre os valores de dureza e a quantidade de cinza adicionada ao metal base.

Na Figura 99 nota-se uma alteração no comportamento da dureza em relação ao caso anterior, ocorrendo pequenos acréscimos nos valores médios de dureza para menores teores de cinzas (1 e 3%) e decréscimos para maiores teores de cinzas (5 e 7%). A dispersão entre valores para cada percentual de cinzas foi considerável, porém ligeiramente inferior à registrada para a outra liga.

6. CONCLUSÕES

6.1 *Experiências Preliminares*

a) Tanto nos corpos de prova cilíndricos fundidos em coquilha, como nos tipo barra, fundidos em moldes de areia com resfriadores, a adição de partículas de Cinzas de Carvão à ligas AlMg resultou em CMMs com estruturas totalmente equiaxiais com grãos muito finos, ao contrário da liga base, que mostrou estrutura mista, com grãos colunares e equiaxiais grosseiros.

b) O grau de refino da matriz metálica e a tendência para a segregação do componente cerâmico para a região superior dos corpos de prova fundidos em moldes de areia, foram proporcionais à quantidade de cinza adicionada.

c) Sob o aspecto microestrutural, os CMMs AlMg-Cinzas de Carvão mostraram refinamento da matriz rica em Al ($Al\alpha$) e grandes concentrações de partículas de cinzas nas regiões interdendríticas.

d) As observações através de MEV indicaram a ocorrência de "clusters" de cinzas, especialmente nas regiões interdendríticas.

e) A interação partícula-matriz não foi satisfatória, e isto foi atribuído à problemas de molhabilidade, em função da existência de frações elevadas de partículas extremamente finas.

f) Os melhores resultados quanto à retenção das partículas de cinzas nos CMMs ocorreram para adições de no mínimo 4% Mg.

g) A eficiência de retenção das cinzas nos CMMs fundidos em moldes de areia com resfriadores, foi proporcional à taxa de extração de calor, ou seja, os CMMs solidificados mais rapidamente apresentaram maior eficiência de retenção das partículas adicionadas.

h) Os resultados de dureza e resistência ao desgaste, apesar de preliminares, indicaram uma tendência para acréscimos nos valores destas propriedades em CMMs obtidos com a adição de Cinzas de Carvão à ligas AlMg.

6.2 Experiências para o estudo de propriedades tribológicas em CMMs Al-Cinzas de Carvão

a) A quantidade máxima de partículas de Cinzas de Carvão que pode ser adicionada e misturada com eficiência, em banhos de AlSiMg e AlMg, sem prejuízo nas propriedades de fundição e com ausência de segregação significativa, foi 7% (em peso).

b) A eficiência de retenção apresentou resultados mais significativos para a condição experimental GM e para corpos de prova com menor espessura (e5).

c) Nos CMMs com liga base Al3Mg ocorreram problemas de queda acentuada na fluidez, para adições de 5 e 7% Cinzas de Carvão.

d) O desgaste (ΔV) decresceu com o acréscimo na quantidade de partículas de cinzas adicionadas às ligas base.

e) Os CMMs obtidos com a adição de partículas de Cinzas de Carvão apresentaram resistências ao desgaste semelhantes aos produzidos com Al_2O_3 e SiO_2 , sob as mesmas condições experimentais.

f) Os parâmetros experimentais, testados nas corridas para a obtenção de CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão, não apresentaram influência significativa nos valores de desgaste.

g) Os CMMs Al-Cinzas de Carvão obtidos neste trabalho, apresentaram incrementos na resistência ao desgaste similares aos obtidos por outros autores com o uso de Al_2O_3 e SiC.

h) No caso específico da liga Al3Mg, estes incrementos na resistência ao desgaste podem ser atribuídos à alterações nos mecanismos de desgaste, que variaram de uma condição de desgaste puramente adesivo, na liga base, para uma condição de desgaste predominantemente abrasivo nos CMMs obtidos com adições de 5 e 7% Cinzas de Carvão.

i) A utilização de partículas mais finas causou a formação de maiores quantidades de "clusters" destas na matriz dos CMMs.

j) Os CMMs com Cinzas de Carvão apresentaram refino de grão e alterações na macroestrutura de solidificação da liga Al3Mg, enquanto os CMMs com Al₂O₃ não mostraram variações significativas em relação a esta mesma liga base.

k) Sob o ponto de vista microestrutural, os CMMs com Cinzas de Carvão apresentaram refinamento da matriz rica em Al.

l) Com base nas observações das macro e micrografias, a interação metal-componente de reforço e a distribuição das partículas na matriz da liga base, para os CMMs fundidos em moldes metálicos, podem ser considerada razoáveis.

m) A adição crescente de partículas de Cinzas de Carvão às ligas Al12Si3Mg e Al3Mg causou decréscimos nos valores de resistência à tração e dureza.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Realização de estudos mais aprofundados de caracterização, especialmente sob o aspecto microestrutural, de forma a obter-se maiores informações quanto a interface metal-cerâmico e quanto a molhabilidade entre as partículas e a matriz.

2. Utilização de CMMs Al-Cinzas de Carvão na fabricação de uma determinada peça piloto, que sofra desgaste considerável em serviço e possa ser testada através de ensaios de desempenho.

3. Estudar a obtenção de CMMs com outros componentes de reforço (SiC, grafite, ZrO_2 , areia,...), utilizando diferentes processos de fundição (areia, coquilha, microfundição, fundição sob-pressão , fundição centrífuga ou reofundição).

8. BIBLIOGRAFIA

01. HAGE JR., E. Materiais Compósitos: uma Necessidade de Conjugação de Propriedades. Engenharia de Materiais, 1(1):22-5, 1989.
02. ARONSON, R.B. Metal-Matrix Composites- Materials of the Future. Machine Design, 8:68-73, 1985.
03. LEWIS, C.F. The Exciting Promise of Metal-Matrix Composites. Materials Engineering, 103(5):33-7, May 1986.
04. ROHATGI, P.K. ; ASTHANA, R. ; DAS, S. Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particles Composites. International Metals Reviews, 31(3):115-39, 1986.
05. HUNT, M. Automotive MMC's: Better and Cheaper. Materials Engineering, 106(10): 45-8, Oct. 1989.
06. HAMMOND, D.E. Foundry Practice for the First Castable Aluminum/Ceramic Composite Material. Modern Casting, 79:29-31, Aug. 1989.
07. FORTINA, G. Caratteristiche di Pistoni in Lega di Al Rinforzati com Fibre Ceramiche. Metalurgia Italiana, 80(11):861-7, 1988.
08. DHINGRA, A. N. Metals Replacement by Composites. Journal of Metals, 41(3):17, 1989.
09. CHOU, T.W. ; KELLY, A. ; OKURA, A. Fibre-Reinforced Metal-Matrix Composites. Composites, 16(3):187-205, 1985.
10. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook 10ed. Metals Park, Ohio, 1988. v.15:840-54.
11. BADIA, F.A. ; MACDONALD, D.F. ; PEARSON, J.R. Graphitic Al - A New Method of Production and Some Foundry Characteristics. Transactions of the American Foundrymens Society, 79:265-8, 1971.
12. MEHRABIAN, R. ; RIEK, R.G. ; FLEMINGS, M.C. Preparation and Casting of Metal-Particulate Non-Metal Composites. Metallurgical Transactions, 5:1899-1905, 1974.

13. ROHATGI, P.K. ; PAI, B.C. ; PANDA, S.C. Preparation of Cast Aluminium-Silica Particulate Composites. Journal of Materials Science, 14:2277-83, 1979.
14. KESHAVARAM, B.N. ; BANERJI, A. ; SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. Cast Aluminium-Glass Composites. Journal of Materials Science Letters, 1(1):29-31, 1982.
15. MURALLI, T.P. ; SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. Preparation and Properties of Al-Alloy Coconut Shell Char Particle Composites. Metallurgical Transactions B, 13B:485-94, 1982.
16. PAY, B.C. ; RAY, S. ; PRABHAKAR, K.V. ; ROHATGI, P.K. Fabrication of Aluminium-Alumina(Magnesia) Particulate Composites in Foundries Using Magnesium Additions to the Melts. Materials Science and Engineering, 24:31-44, 1976.
17. BANERJI, A. & ROHATGI, P.K. Cast Aluminium Alloy Containing Dispersions of TiO₂ and ZrO₂ Particles. Journal of Materials Science, 17:335-42, 1982.
18. GUHA, S. & DHINDAW, B.K. Wear Properties of Al10Si Composites with White Ash and Silicon Carbide. Wear, 110:87-9, 1986.
19. BANERJI, A. ; SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. Cast Aluminium Alloys Containing Dispersions of Zircon Particles. Metallurgical Transactions B, 14B:273-83, 1983.
20. CHI, F.K. ; AUSTEN, R.D. ; MAIER, R.D. ; KRUCEK, Short Ceramic Fiber Reinforced Aluminium Alloys. SAE Technical Paper Series, Detroit, 870440, Feb. 1987.
21. KRISHNAN, B.P. ; SHETTY, H.R. ; ROHATGI, P.K. Centrifugally Cast Graphitic Aluminium with Segregated Graphite Particles. Transactions of the American Foundrymens Society, 84:73-80, 1976.
22. SUGISHITA, J. ; FUJIYOSHI, S. ; IMURA, T. A Study of Cast Alloys with Partially Dispersed Graphite. Wear, 81:209-20, 1982.
23. GIROT, F.A. ; ALBINGRE, L. ; QUENISSET, J.M. ; NASLAIN, R. Rheocasting Al Matrix Composites. Journal of Metals, 39:18-21, Nov. 1987.
24. SATO, A. & MEHRABIAN, R. Aluminium Matrix Composites: Fabrication and Properties. Metallurgical Transactions B, 7B:443-51, 1976.

25. QUIGLEY, B.F. ; ABBASCHIAN, G.J. ; WUNDERLIN, R. ; MEHRABIAN, R. A Method for Fabrication of Aluminium-Alumina Composites. Metallurgical Transactions A, 13A:93-100, 1982.
26. GIBSON, P.R. ; CLEGG, A.J. ; DAS, A.A. Compocast Graphitic Aluminium-Silicon Alloys. Foundry Trade Journal, 152(3232):253-63, 1982.
27. FUKUNAGA, H. & KURIYAMA, M. Experimental Study on the Fabrication of Fiber Reinforced Aluminium by Squeeze Casting. Bulletin of Japan Science and Materials Engineering, 25(203):842-7, 1982.
28. HOWES, M.A.H. Ceramic-Reinforced MMC Fabricated by Squeeze Casting. Journal of Metals, 38(3):28-9, 1986.
29. GELDERLLOS, D.G. & KARASEK, K.R. Squeeze Casting of Carbon Fibre-Tin Alloy Composites. Journal of Materials Science Letters, 3:232-8, 1984.
30. ROHATGI, P.K. ; RANGANATHAN, N. ; SHETTY, H.R. The Use of Metal Coated Refractory Powders to Make Particulates Composites by Infiltration. Composites, 9:153-6, Jul. 1978.
31. MEHAN, R.L. Fabrication and Mechanical Properties of Sapphire Whisker-Aluminium Composites. Journal of Composites Materials, 4:90-101, 1970.
32. YANG, J. & CHUNG, D.D.L. Casting Particulate and Fibrous Metal-Matrix Composites by Vacuum Infiltration of a Liquid Metal Under an Inert Gas Pressure. Journal of Materials Science, 24:3605-12, 1989.
33. KIUCHI, M. Application of Mushy-State Working Processes to Production of Metal-Ceramics Composites. Annals of the CIRP, 36(1):173-6, 1987.
34. BISWAS, S. & ROHATGI, P.K. Tribological Properties of Cast Graphitic-Aluminium Composites. Tribology International, 16(2):89-102, 1983.
35. BISWAS, S. ; SHANTARAM, A. ; RAO, N.A.P. ; NARAYANA, K. ; ROHATGI, P.K. ; BISWAS, S.D. Bearing Performance of Graphitic Aluminium Particulate Composite Materials. Tribology International, 13:171-6, 1980.

36. FLEMINGS, M.C. ; RIEK, R.G. ; YOUNG, K.P. Rheocasting. Materials Science and Engineering, 25:103-17, 1976.
37. NATH, D. ; NARAYAN, R. ; ROHATGI, P.K. Damping Capacity, Resistivity, Thermal Expansion and Machinability of Aluminium Alloy-Mica Composites. Materials Science and Engineering, 16:3025-32, 1981.
38. ROHATGI, P.K. ; MURALLI, N. ; SHETTY, H.R. ; CHANDRASHEKHAR, R. Improved Damping Capacity and Machinability of Aluminium Alloy Composites. Materials Science and Engineering, 26:115-22, 1976.
39. ROHATGI, P.K. & PAI, B.C. Production of Cast Aluminium-Graphite Particle Composites Using a Pellet Method. Journal of Materials Science, 13:329-35, 1978.
40. NATH, D. ; BATH, R.T. ; ROHATGI, P.K. Preparation of Cast Aluminium Alloy-Mica Particulate Composites. Journal of Materials Science, 15:1241-51, 1980.
41. SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. Preparation and Properties of Cast Aluminium-Ceramic Particle Composites. Journal of Materials Science, 16:983-93, 1981.
42. DAS, A.A. & CHATTERJEE, S. Metall. Mater. Technol., 13:137, 1981.
43. KRISHNAN, B.P. ; RAMAN, N. ; NARAYANASWAMY, K. ; ROHATGI, P.K. Performance of an Al-Si-Graphite Particle Composite Piston in a Diesel Engine. Wear, 60:205-15, 1980.
44. BISWAS, S. ; SRINAVASA, U. ; SESHAN, S. ; ROHATGI, P.K. Cast Aluminium-Graphite Composites for Industrial Applications. Transactions of the American Foundrymens Society, 88:159-66, 1980.
45. KESHAVARAM, B.N. ; SATYANARAYANA, K.G. ; MAJUNDAR, B. ; ROHATGI, P.K. ; DATTAGURU, B. Studies on Fracture and Strength Behaviour of Al-glass and Al-Fly Ash Particulate Composites. Proc. 6th Int. Conf. on Fracture (ICF-6), New Delhi, 4:2979-87, 1984.
46. IZZAT, N. ; DWARAKADASA, E.S. ; GOEL, S.S. ; ISMAIL, A.R. SEM Study of Fracture in an Al-Al₂O₃-MgO Cast Particle Composite Journal of Materials Science Letters, 2:750-2, 1983.

47. MAJUNDAR, B.S. ; YEGNESWARAN, A. H. ; ROHATGI, P.K. Strength and Fracture Behaviour of Metal Matrix Particulate Composites. Materials Science and Engineering, 68:85-96, 1984.
48. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. Designation: G40-87. Philadelphia, A.S.T.M. , 1987.
49. RABINOWICZ, E. Friction and Wear of Materials. New York, John Wiley and Sons, 1964. 244p.
50. NEALE, M.J. Tribology Handbook. London, Butterworth & Co.(Publishers) Ltd., 1973.
51. CASSINA, J.C. Resistência ao Desgaste de Liga à Base de Cobalto Depositada por Diferentes Processos de Soldagem. Dissertação de Mestrado, PPGEMM-UFRGS, 1991, 174 p.
52. SURAPPA, M.K. ; PRASAD, S.V. ; ROHATGI, P.K. Wear and Abrasion of Cast Al-Alumina Particle Composites. Wear, 77:295-302, 1982.
53. BHANSALI, K.J. & MEHRABIAN,R. Abrasive Wear of Aluminium-Matrix Composites. Journal of Metals, 34(9):30-4, 1982.
54. HOSKING, F.M. ; PORTILLO, F.F. ; WUNDERLIN, R. ; MEHRABIAN, R. Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour. Journal of Materials Science, 17:447-98, 1982.
55. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Practice for CONDUCTING DRY SAND/RUBBER WHEEL ABRASION TESTS. Designation: G65-85 Philadelphia, A.S.T.M., 1985.
56. LONG, T.T. ; NISHIMURA, T.; AISAKA, T. ; OSE, M. ; MORITA, M. Mechanical Properties and Wear Resistance of 6061 Alloy Reinforced with a Hibrid of Al₂O₃ Fibres and Sic Whiskers. Transactions of the Japan Institute of Metals, 29(11):920-7, 1988.
57. YANG, J. & CHUNG, D.D.L. Wear of Bauxite-Particle-Reinforced Aluminium Alloys. Wear, 135:53-65, 1989.

58. BANERJI, A. ; PRASAD, S.V. ; SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. Abrasive Wear of Cast Aluminium Alloy-Zircon Particle Composites. Wear, 82:141-51, 1982.
59. TOKISUE, H. & ABBASCHIAN, G.J. Friction and Wear Properties of Aluminium-Particulate Graphite Composites. Materials Science and Engineering, 34:75-8, 1978.
60. BISWAS, S.K. & PRAMILA BAY, B.N. Dry Wear of Al-Graphite Particle Composites. Wear, 68:347-58, 1981.
61. PRAMILA BAY, B.N. ; DWARAKADASA, E.S. ; BISWAS, S.K. Scanning Electron Microscopy Studies of Wear in LM13 and LM13-Graphite Particulate Composites. Wear, 76:211-20, 1982.
62. PAI, B.C. ; ROHATGI, P.K. ; VENKATECH, Wear Resistance of Cast Graphitic Aluminium Alloys. Wear, 30:117-25, 1974.
63. BADIA, F.A. & ROHATGI, P.K. Gall Resistance of Cast Graphitic Aluminium Alloys. SAE Transactions, 78(2):1200-7, 1969.
64. PRASAD, S.V. & ROHATGI, P.K. Tribological Properties of Al Alloy Particle Composites. Journal of Metals, 39(11):22-6, 1987.
65. SUGISHITA, J. ; IMURA, T. ; FUGIYOSHI, S. A Study of Cast Alloys with Partially Dispersed Graphite. Wear, 87(2):181-7, 1983.
66. DAS, S. ; PRASAD, S.V. ; RAMACHANDRAN, T.R. Microstructure and Wear of Cast Al-Si Alloy-Graphite Composites. Wear, 133:173-87, 1989.
67. CORNIE, J.A. ; CHANG, J.M. ; UHLMANN, D.R. ; MORTENSEN, A. ; COLLINS, J.M. Processing of Metal and Ceramic Matrix Composites. Ceramic Bulletin, 65(2):293-304, 1986.
68. MORTENSEN, A. ; GUNGOR, M.N. ; CORNIE, J.A. ; FLEMINGS, M.C. Alloy Microstructures in Cast Metal Matrix Composites. Journal of Metals, 38(3):30-5, 1986.
69. DELANAY, F. ; FROYEN, L. ; DERUYTTERE, A. The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal-Matrix Composites. Journal of Materials Science, 22:1-16, 1987.

70. O'MALLEY, R.J. ; DREMANN, C.E. ; APELIAN, D. Alloying of Molten Aluminium by Manganese Powder Injection. Journal of Metals, 31(2):14-9, 1979.
71. HASEKAWA, M & TAKESHITA, K. Strengthening of Steel by the Method of Spraying Oxide Particles into Molten Steel Stream. Metallurgical Transactions B, 9B:383-8, 1978.
72. BABASKIN, Y.Z. ; EFIMOV, V.A. ; MULIK, A.A. ; TARANOV, E.D. ; LUTSENKO, G.G. Influence of Introduction Conditions on Distribution of Fine Solids Particles in Molten Metal. Russian Castings Production, 8:328-9, 1982
73. GORBUNOV, V.G. ; PARSHIN, V.D. ; PANIN, V.V. Production Problems and Properties of Lead-Bearing Aluminium Alloys Castings. Russian Castings Production, 9:353, 1973.
74. KLINDLIMANN, L.E. & ANSELL, G.S. Dispersion Strengthening Austenite Stainless Steels by Nitriding. Metallurgical Transactions, 1:507-15, 1970.
75. EUSTATHOPOULOS, N. ; JOUD, J.C. ; DESRE, P. ; HICTER, J.M. The Wetting of Carbon by Aluminium and Aluminium Alloys. Journal of Materials Science, 9:1233-42, 1974.
76. ALLEN, B.G. Liquid Metals: Chemistry and Physics, New York, 8ed. s.2 Beer, 1972, p.431.
77. GOUMIRI, L. & JOUD, J.C. Auger Electron Spectroscopy Study of Aluminium-Tin Liquid System. Acta Metall., 30:1397-1405, 1982.
78. PAMIES, A. ; CORDOVILLA, C.G. ; LOUIS, E. The Measurement of Surface Tension of Liquid Aluminium by Means of the Maximum Bubble Pressure Method: the Effect of Surface Oxidation. Scripta Metall., 18:869-72, 1984.
79. SKAPSKI, A.S. The Surface Tension of Metals. Journal of Chemical Physics, 16:389-93, 1948.
80. KIMURA, Y. ; MISHIMA, Y. ; UMEKAWA, S. ; SUZUKI, T. Compatibility Between Carbon Fibre and Binary Aluminium Alloys. Journal of Materials Science, 5:149-55, 1970.
81. MORTIMER, D.A. & NICHOLAS, M. The Wetting of Carbon by Copper and Copper Alloys. Journal of Materials Science, 5:149-55, 1970.

82. NAIDICH, J.V. & CHUVASHOV, J.N. Wettability and Contact Interaction of Gallium Containing Melts with Non Metallic Solids. Journal of Materials Science, 18:2071-80, 1983.
83. NAIDICH, J.V. Prog. Surf. Membr. Sci., 14:353, 1981, conforme citado em [69].
84. MUNITZ, A. ; METZGER, M. ; MEHRABIAN, R. The Interface Phase in Al-Mg/Al₂O₃ Composites. Metallurgical Transactions A, 10A:1491-7, 1979.
85. LEVI, C.G. ; ABBASCHIAN, G.J. ; MEHRABIAN, R. Interface Interactions During Fabrication of Aluminium Alloy-Alumina Fiber Composites. Metallurgical Transactions A, 9A, 697-711, 1978.
86. NATH, D. & ROHATGI, P.K. Cast Aluminium Alloy Composites Containing Copper Coated Ground Mica Particles. Journal of Materials Science, 16:1599-1606, 1981.
87. PAI, B.C. & ROHATGI, P.K. Copper Coatings on Graphite Particles. Materials Science and Engineering, 21:161-7, 1975.
88. GOPAKUMAR, K. ; PAVITHRANIC, ; ROHATGI, P.K. Preparation of Copper-Coated Titania Particles for Composites. Journal of Materials Science, 15:1588-92, 1980.
89. BADIA, F.A. & MERICA, P.D. Dispersion of Oxides and Carbides in Al and Zn Alloy Castings. Transactions of the American Foundrymen Society, 79:347-50, 1971.
90. KRISHNAN, B.P. ; SURAPPA, M.K. ; ROHATGI, P.K. The UPAL Process: a Direct Method of Preparing Cast Aluminium Alloy-Graphite Particle Composites. Journal of Materials Science, 16:1209-16, 1981.
91. KAYE, S. Space-Related Composite Material Experiments. J. Vac. Sci. Technol., 11(6):1114-7, 1978.
92. KRISHNAN, B.P. & ROHATGI, P.K. Modification of Al-Si Alloy Melts Containing Graphite Particle Dispersions. Metals Technology, 11:41-4, 1984.
93. UHLMANN, D.R. ; CHALMERS, B. ; JACKSON, K.A. Interaction Between Particles and a Solid-Liquid Interface. Journal of Applied Physics, 35(10):2986-93, 1964.

94. ROHATGI, P.K. ; DAS, S. ; ASTHANA, R. in Proc. Conf. on "Synthesis, Structure and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites", Detroit, Mich., Sept. 1984.
95. CHERNOV, A.A. & MEL'NIKOVA, A.M. Kristallografiya, 10:800 , 1965, conforme citado em [69].
96. ZUBKO, A.M. ; LOBANOV, V.G. ; NIKONOVA, V.V. Reaction of Foreign Particles with a Crystallization Front. Sov. Phys. Crystallogr., 18(2):239-41 , 1973.
97. OMENJI, S.N. & NEWMANN, A.W. Thermodynamics Aspects of Particle Engulfment by Solidifying Melts. Journal of Applied Physics, 47:3956- , 1976.
98. SURAPPA. M.K. & ROHATGI, P.K. Heat Diffusivity Criterion for the Entrapment of Particles by a Moving Solid-Liquid Interface. Journal of Materials Science, 16:562-4, 1981.
99. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook 10ed. Metals Park, Ohio, 1988. v.15:140-7.
100. ASTHANA, R. ; DAS, S. ; DAN, T.K. ; ROHATGI, P.K. Solidification of Aluminium-Silicon Alloy in the Presence of Graphite Particles. Journal of Materials Science Letters, 5:1083-6, 1976.
101. NATH, D. ; ASTHANA, R. ; ROHATGI, PK. Particle Distribution Control in Cast Aluminium Alloy-Mica Composites. Journal of Materials Science, 22:170-6, 1987.
102. MARTINEZ, O. ; VERRAN, G.O. ; MULLER, A. Projeto e Construção de um Equipamento Próprio para a Obtenção de Materiais Compostos por Fundição. Anais I SIC-UFRGS, Porto Alegre, ref. 033, p.33, 1989.
103. VERRAN, G.O. & MULLER, A. Obtenção do Composto Alumínio-Cinzas de Carvão por Processo de Fundição-Experiências Preliminares. Anais I IBEROMET, Santiago-Chile, p.455-66, 1990.
104. NATH, D. & ROHATGI, P.K. Fluidity of Mica Particle Dispersed Aluminium Alloy. Journal of Materials Science, 15:2777-84, 1980.

105. SURAPPA, M.K. & ROHATGI, P.K. Fluidity of Aluminium-Silicon-Alumina Composite. Metallurgical Transactions B, 12B:327-32, 1981.
106. SURAPPA, M.K. & ROHATGI, P.K. Melting, Degassing, and Casting Characteristics of Al-11.8Si Alloys Containing Dispersion of Copper-Coated Graphite Particles. Metals Technology, 7:378-83, 1980.
107. NUNES, P.C.R. & RAMANATHAN, L. Influência dos Parâmetros de Processamento na Estrutura e Propriedades de Compósitos à Base de Alumínio Reforçado com Partículas. Anais do 9º CBECIMAT, Aguas de São Pedro-SP, p.600-3, 1990.
108. ANDRADE, A. Caracterização das Cinzas Volantes do Carvão de Candiota. Dissertação de Mestrado, PPGEMM-UFRGS, 1985.
109. POND, R.B. Metal Composites with Fly Ash Incorporated Therein and a Process for Producing the Same. European Patent Application nº 0282191, London, 1989.
110. POND, R.B. Metal Composites with Fly Ash Incorporated Therein and a Process for Producing the Same. United States Patent nº 4,888,054, Westminster, 1989.
111. ABNT - NBR 754, Ensaio de Tração de Produtos Dúteis e Fundidos, Al, Mg e suas Ligas, out., 1982.

APÊNDICE 2: Comportamento de Partículas Insolúveis na Interface Sólido/Líquido [99].

1. Comportamento de partículas na Solidificação Direcional.

A) Interface Plana: existem duas abordagens teóricas para o estudo do comportamento de partículas na interface S/L, a abordagem termodinâmica e a cinética.

- Abordagem Termodinâmica

Aqui considera-se o caso de uma partícula ser aprisionada pela interface S/L e que a interface S/L permanece plana, negligenciando-se as forças de flutuação, figura 2.1.

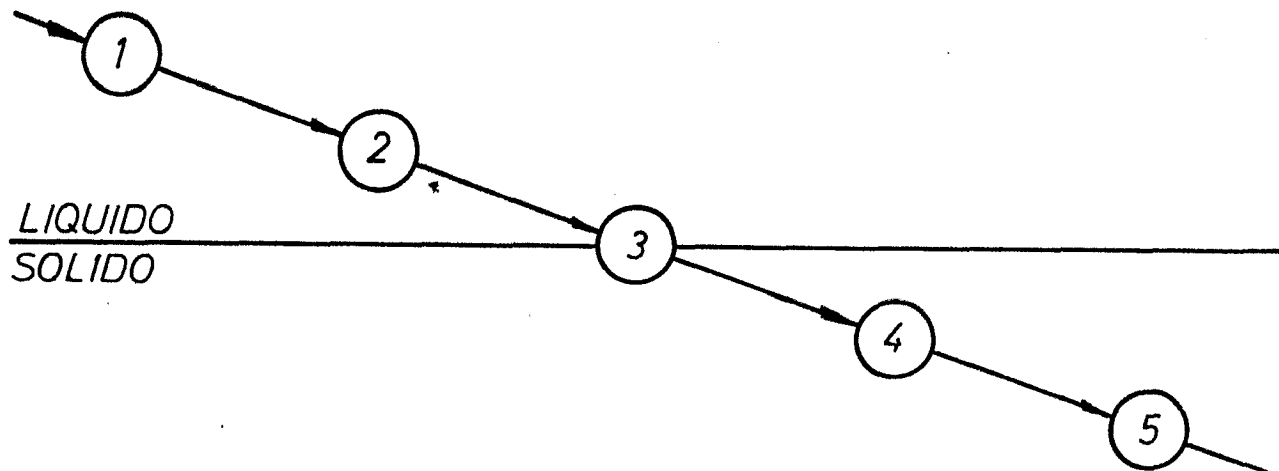


Figura 2.1: Representação esquemática para cálculos termodinâmicos do aprisionamento de partículas pela interface S/L.

A medida que a partícula move-se da posição 2 para 3, a variação de energia livre por unidade de área é:

$$\Delta F_{23} = 1/2 (\sigma_{ps} - \sigma_{pl}) - 1/4 \sigma_{sl} \quad (\text{Eq. 1})$$

onde σ é a energia interfacial entre partícula(p), líquido (l) e sólido(s), em várias combinações. Similarmente quando a partícula move-se de 3 para 4

$$\Delta F_{34} = 1/2 (\sigma_{ps} - \sigma_{pl}) + 1/4 \sigma_{sl} \quad (\text{Eq. 2})$$

A variação de energia livre durante o aprisionamento é:

$$\Delta F_{\text{net}} = \Delta F_{23} + \Delta F_{34} = \sigma_{\text{ps}} - \sigma_{\text{pl}} \quad (\text{Eq. 3})$$

- $\Delta F_{\text{net}} > 0$ deve ocorrer a captura da partícula

- $\Delta F_{\text{net}} < 0$ deve ocorrer a rejeição da partícula.

- Abordagem Cinética

É baseada na ideia de que existe uma camada finita de líquido entre a partícula e o sólido e que a partícula não vai ser capturada. Em outras palavras, para uma partícula ser arrastada é necessário o transporte de massa na camada de líquido entre a partícula e o sólido.

Foi postulado o conceito da taxa crítica de deslocamento da interface (R_{cr}), abaixo da qual as partículas são empurradas e acima da qual as partículas são capturadas.

Para a rejeição de uma partícula deve existir uma força repulsiva entre esta e o sólido. A natureza desta força repulsiva não é conhecida, entretanto os investigadores apresentam diversas possibilidades.

Uhlmann e Chalmers sugeriram que esta força repulsiva pode resultar da variação de energia livre superficial ($\Delta\sigma$) quando a partícula aproxima-se da interface:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{ps}} - (\sigma_{\text{pl}} - \sigma_{\text{ls}}) \quad (\text{Eq. 4})$$

a qual varia com a distância partícula-sólido (d) de acordo com a equação 5:

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 (d_0 / d)^n \quad (\text{Eq. 5})$$

onde d_0 é a distância mínima de separação entre a partícula e o sólido, n é um expoente igual a 4 ou 5, e $\Delta\sigma = \Delta\sigma_0$ para $d = d_0$.

Forças de Coulomb podem também serem responsáveis por uma força repulsiva F_r :

$$F_r = e_s \cdot e_p / d^2 \quad (\text{Eq. 6})$$

onde e_s e e_p são cargas do sólido e da partícula, respectivamente.

Na verdade Uhlmann et al demonstraram que partículas são carregadas eletricamente. Entretanto, os pesquisadores descartam a influência destas cargas na força repulsiva em razão de que não foi encontrada nenhuma relação entre a carga média das partículas em um sistema e a velocidade crítica.

Forças do tipo de Van der Waals foram consideradas responsáveis pela força repulsiva em outro tratamento teórico (Chernov):

$$F_r = (\pi B_3 r) / d_0^2 \quad (\text{Eq. 7})$$

onde B_3 é uma constante $\approx 10^{-7}$ J. Em geral a força repulsiva é descrita por uma equação do tipo:

$$F_r = B / d_0^n \quad (\text{Eq. 8})$$

onde B é uma constante. Forças repulsivas do tipo encontradas em um cristal iônico, devem seguir a Eq. 8 com $n=2$, enquanto as forças de dispersão entre moléculas, como em líquidos e gases, vai seguir a mesma lei com $n = 7$.

Assumindo que o transporte de massa no gap partícula-sólido ocorre somente por difusão, que a força repulsiva resulta de diferenças na tensão superficial (Eq. 5), que não existe arraste viscoso (viscous drag) para pequenas partículas e que existe arraste viscoso para partículas grandes, alguns pesquisadores derivaram as Eqs. 9 e 10, para a taxa crítica de deslocamento da interface (R_c):

- para partículas pequenas

$$R_{cr} = \frac{1}{2} (n+1) L a_0 V_0 D / K T r_b^2 \quad (\text{Eq. 9})$$

- para partículas grandes

$$R_{cr} = \frac{(d_s h L a_0 d_1) + (6 \eta r r_b n)}{(d_s h d_1 k T)^{1/2} - 1} * \{ [1 + (6 \eta r m (n+1) V_0 D) + \dots] \} \quad (\text{Eq. 10})$$

onde:

L = calor latente por unidade de volume

a = diâmetro molecular

V_0 = volume atômico

D = difusividade do líquido

k = constante de Boltzman

T = temperatura

r_b = raio das partículas com irregularidades

r = raio das partículas sem irregularidades

η = viscosidade do líquido

d_1 = separação mínima

h e d_g = distâncias de contato

d_1 , h e d_g não podem ser calculadas, mas devem ser estimadas para diferentes sistemas.

Outros pesquisadores têm assumido que o transporte de massa ocorre por difusão e fluxo de fluido, que as partículas não molham o sólido e têm a mesma condutividade térmica do líquido, e que a força repulsiva é descrita pela Eq. 5. , eles derivaram as Eqs. 11 a 14:

- para partículas pequenas e lisas ($r < r_b$)

$$\eta^2 R^2 r^3 = N \{4\zeta(\alpha) \div 9\pi\} * k T \sigma_{sl} a_0 \quad (\text{Eq. 11})$$

- para partículas grandes e rugosas ($r \geq r_b$)

$$\eta^2 R^2 r_b^3 + [2 \zeta(\alpha) \div 9\pi] g \Delta\rho a_0 \eta R r^3 r_b =$$

$$[4 \zeta(\alpha) \div 9\pi] * k T \sigma_{sl} a_0 \quad (\text{Eq. 12})$$

- para partículas muito grandes ($r \gg r_b$)

$$\eta R r^3 = 2 \alpha N k T \sigma_{sl} \div \pi r_b g \Delta \rho \quad (\text{Eq. 13})$$

Na ausência de rugosidade, pode-se escrever a seguinte equação:

$$\eta R r^4 = 2 \alpha k T \sigma_{sl} \div \pi g \Delta \rho \quad (\text{Eq. 14})$$

onde:

N = número de pontos de contato partícula-interface

α = fator de forma da interface ($\alpha = 0$ para interface plana, $\alpha = 1$ para interface com curvatura semelhante à partícula)

$\zeta(\alpha)$ = função de α

g = aceleração da gravidade

$\Delta \rho$ = diferença de densidade entre líquido e partícula.

Outros pesquisadores consideraram o transporte de massa somente por fluxo de fluido, repulsão devido a forças moleculares (eq. 7), e atração devido ao arraste de partículas pelo banho viscoso. Eles definiram dois comprimentos característicos:

$$\begin{aligned} \lambda &= (V_0 \sigma_{sl} \div \Delta S G)^{1/2} \\ l &= (B_3 V_0 \div \Delta S G)^{1/4} \end{aligned} \quad (\text{Eq. 15})$$

onde:

S = entropia do banho

G = gradiente de temperatura.

Pequenas partículas são aquelas que possuem $r < \lambda^2 / l$, enquanto que partículas grandes têm $r > \lambda^2 / l$. As Eqs. 16 e 17 foram derivadas para partículas pequenas e grandes respectivamente:

$$R_c = 0.14 / \eta r (\sigma_{sl} / B_3 r)^{1/3} \quad (\text{Eq. 16})$$

$$R_c = 0.15 / \eta r (\Delta S G / B_3 V_0)^{1/4} \quad (\text{Eq. 17})$$

Todas as abordagens descritas assumem uma interface S/L plana, somente uma partícula na interface, e a condutividade térmica da partícula k_p igual a condutividade térmica do líquido k_l .

A Eq. 18 leva em conta a diferença de condutividade térmica entre partícula e líquido:

$$R_{cr} = \Delta \sigma_0 d_0 \div 6 (n-1) \eta r [2 - k_p / k_l] \quad (\text{Eq. 18}).$$

A análise da equação 18 mostra que as variáveis que governam R_{cr} são $\Delta \sigma$ que pode ser positivo ou negativo, n (definido na Eq. 5), e k_p / k_l que pode ser maior ou menor que 1. Dependendo de seus valores relativos, as partículas podem ser capturadas ou empurradas. A figura 2.2 mostra que a Eq. 18 combina o critério termodinâmico com o critério da difusividade térmica.

Pelo critério da difusividade térmica quando $k_p \gg k_l$ ocorre a formação de uma cratera e a partícula rola para o líquido.

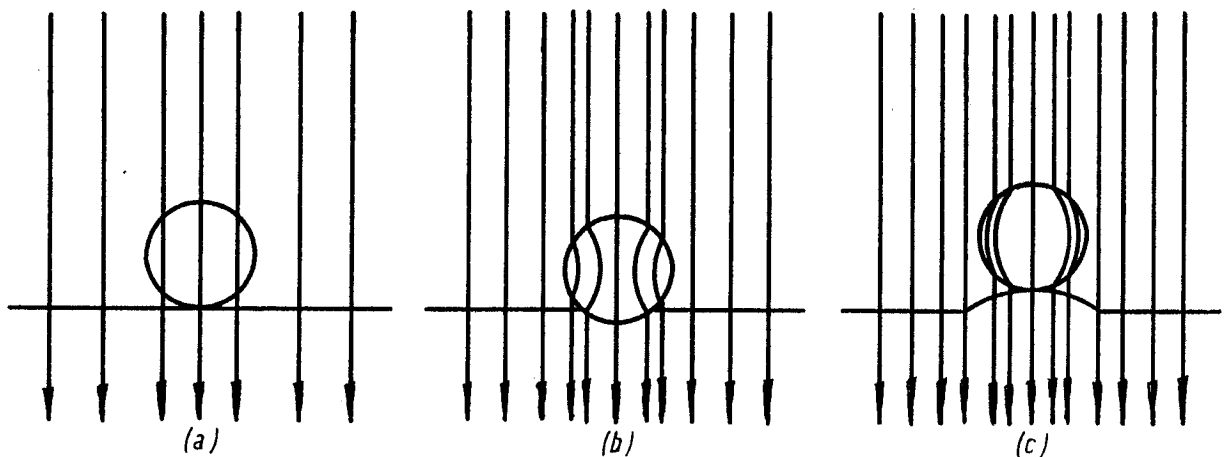


Figura 2.2: Influência da condutividade térmica k da partícula (k_p), líquido (k_l) e sólido (k_s) sobre a forma da interface S/L, (a) interface plana - $k_p = k_l$ e k_s , (b) Captura - $k_p > k_l$ e k_s , (c) Formação de uma cratera \Rightarrow rejeição - $k_p < k_l$ ou k_s .

O critério da condutividade térmica implica que quando $k_l \gg k_p$, ocorre a formação de uma cavidade na interface S/L logo abaixo desta partícula e ela pode rolar para o líquido. A cavidade vai então ser refundida, mas outra vai se formar próxima a nova posição da partícula. Por isso, a interface vai deixar de ser plana, e a partícula vai ser continuamente empurrada, tornando a captura impossível. Na verdade, cálculos de R_{cr} usando a Eq. 18 para o sistema Al-SiC com partículas de raio $\approx 50\mu\text{m}$, resultaram em $R_{cr} > 1280 \mu\text{m/s}$, uma taxa na qual a interface não pode, obviamente, ser plana. A desestabilização da interface é de fato tão grande a ponto de ocorrer solidificação dendrítica ou celular. As partículas podem então ser incorporadas ao sólido mais por aprisionamento (entrapment) do que por captura (engulfment).

Entretanto, se $k_p \gg k_l$, vai ocorrer a formação de uma depressão, figura 2.2. Entretanto, $\Delta\sigma$ e η também vão ter uma maior influência na determinação do valor de R_{cr} .

O efeito da condutividade térmica no comportamento de partículas têm sido enfatizado através critério da difusividade térmica, $(K_p C_p \rho_p / K_l C_l \rho_l)^{1/2}$, quando esta relação é maior que 1, as partículas vão teoricamente ser capturadas. Os resultados experimentais têm apresentado boa concordância com as previsões.

- Resultados Experimentais

A existência de uma taxa crítica de deslocamento da interface (R_{cr}) têm sido verificada experimentalmente tanto para partículas líquidas (xileno e ortofenil em água), como para partículas sólidas (iodeto de prata, grafite, MgO, areia fina, Si, Sn, diamante, Ni, Fe₂O₃ e Zn em ortofenil, salol e thimol) de várias formas (esféricas e irregulares) e tamanhos (1 a 300 μm).

Outros pesquisadores estudaram partículas de W e Cu em água, além de Al, Ag, Cu, SiO₂, W, e WC em salol. Uma análise mais aprofundada dos resultados experimentais utilizando partículas de vidro, teflon, poliéster, nylon e acetal (com diâmetros variando de 10 a 200 μm) em Difenil e naftaleno, conclui que a transição entre arraste e captura não é brusca, e que existem, para um dado sistema, três formas de comportamento das partículas:

- a altas taxas de deslocamento da interface as partículas são capturadas instantaneamente;
- a taxas intermediárias as partículas arrastadas por uma distância, sendo depois capturadas;
- a baixas taxas, as partículas são arrastadas continuamente.

Curvas obtidas a partir de análises dos experimentos, mostraram que a taxa crítica depende do raio da partícula de acordo com:

$$R_{cr} \cdot r^n = \text{constante} \quad (\text{Eq.19})$$

onde o expoente n varia de 0.28 a 0.90.

A validade do critério da condutividade térmica têm sido confirmada experimentalmente para algumas partículas metálicas (W, Ta, Mo, Fe, Ni e Cr) em Sn e Bi. As

equações 1 a 19 foram derivadas para uma única partícula a frente de uma interface plana. Quando se consideram diversas partículas, espera-se que a interface passe a apresentar uma série de saliências e depressões, resultando, eventualmente, em ruptura desta interface. Isto dificulta a utilização do conceito de taxa crítica de avanço da interface.

Sumarizando, uma série de variáveis de processo podem ser citadas. Um primeiro grupo compreende aquelas incluídas na Eq. 18, como segue:

- raio da partícula (r)
- viscosidade do líquido (η)
- tensão superficial entre partícula, líquido e sólido (σ_{pl} , σ_{ps} , σ_{ls}).

Aqui deve ser levado em conta que $\Delta\sigma$ pode ser alterado por modificações na superfície das partículas (uso de coberturas ou tratamentos térmicos) ou por variação na química do banho através da adição de elementos surfatantes.

Um segundo grupo de variáveis, que apesar de serem efetivas em sistemas partícula-interface plana não foram consideradas no desenvolvimento teórico aqui sumarizado, por motivos de simplificação dos cálculos, inclui:

- forma da partícula
- agregação entre partículas
- nível de convecção no líquido
- densidades do líquido (ρ_l) e da partícula (ρ_p).

B) Interfaces Celular e Dendrítica

Em sistemas metal-cerâmico de importância prática, como é o caso dos CMMs, deve-se considerar a existência de muitas partículas interagindo com uma liga metálica e não com um metal puro. Devido às impurezas do líquido e à influência das partículas, a interface vai romper, tornando-se celular ou dendrítica. Todas as variáveis de processo que influenciam R_{Cr} no caso de sistemas partícula única-interface plana vão, obviamente, influir em sistemas multipartículas-interface rugosa (caso dos CMMs).

Um terceiro grupo de variáveis de processo, particularmente importantes em sistemas multipartículas-interface rugosa, consiste de:

- forma da interface S/L
- fração volumétrica de partículas na interface
- gradiente de temperatura ao longo da interface.

A influência da forma da interface S/L no comportamento das partículas durante a solidificação direcional é mostrada na figura 2.3. Se a interface é plana, o arraste resulta em metal limpo, enquanto a captura resulta em CMMs ou em materiais com dispersão de óxidos, figura 2.3(a). Se a interface é celular, as partículas podem ser empurradas pelas pontas das células, enquanto são capturadas entre as células, como observado para partículas em sistemas água-gêlo,

Pb1Sn-Fe, e água-nylon, resultando em alinhamento das partículas nos compósitos, figura 2.3(b). Quando a interface rompe-se em dendritas, ocorre uma situação mais complexa, com as partículas pequenas sendo aprisionadas nos espaços interdendríticos, enquanto que as partículas maiores são possivelmente empurradas pelas pontas das dendritas, figura 2.3(c). Isto é contrário às teorias discutidas previamente.

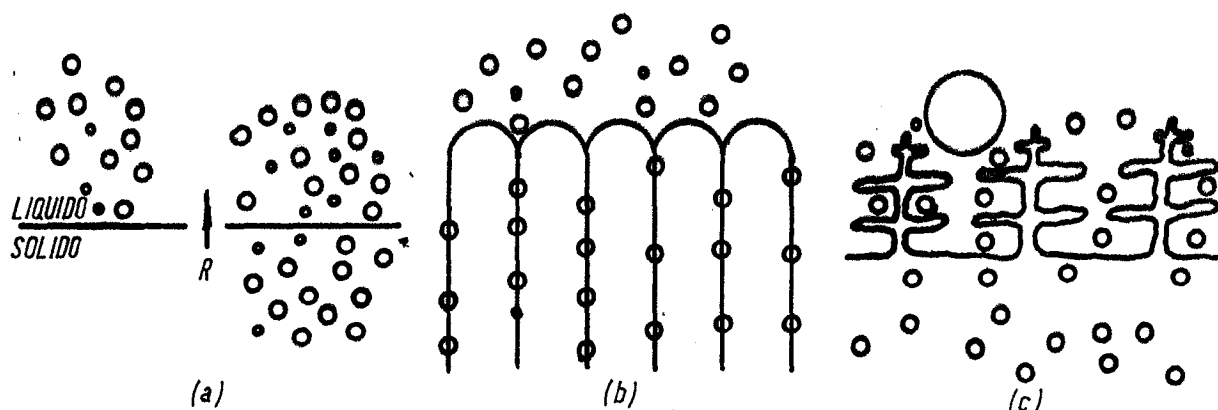


Figura 2.3: Influência da forma da interface no arraste ou captura de partículas, (a) interface plana pode resultar em arraste(esquerda) ou captura (direita), (b) interface celular mostrando arraste na interface e captura entre células, (c) interface dendrítica, pequenas partículas são aprisionadas nos espaços interdendríticos enquanto as partículas maiores são arrastadas.

A primeira causa da ruptura da interface, assumindo taxa de crescimento constante, é o nível de pureza do metal. Obviamente, em CMMs, os altos níveis de impurezas favorecem a ruptura da interface.

2. Comportamento de partículas na solidificação multidirecional.

Peças fundidas solidificam sob condições de extração de calor multidirecionais e a taxa de deslocamento da interface muito menores que aquelas requeridas para interfaces planas, além do fato de serem na maioria dos casos obtidas a partir de ligas e não de metais puros. Por isso, a solidificação de peças fundidas normalmente ocorre com o crescimento multidirecional de dendritas, seguida pela solidificação do líquido interdendrítico, ou por crescimento equiaxial, com a solidificação posterior do líquido intergranular. Sob estas condições, é perfeitamente possível

obter uma informação do comportamento de partículas na frente da interface, mas qualquer quantificação é muito difícil.

A) Solidificação Dendrítica

A primeira situação a ser considerada é quando as partículas são da ordem de grandeza do espaçamento interdendrítico secundário ou menores. Se o líquido não molha as partículas, não é possível a captura das mesmas a taxas normais de solidificação em peças fundidas. As partículas são então empurradas pela dendritas em crescimento e são eventualmente aprisionadas nas regiões interdendríticas, que são as últimas a solidificarem.

Quando as partículas são maiores que o espaçamento interdendrítico, pode ocorrer algum arraste nas pontas das dendritas, junto com o eventual aprisionamento nos espaços interdendríticos. Devido a este comportamento totalmente randômico, só é possível obter distribuições uniformes das partículas ao longo da matriz metálica, se forem utilizadas as frações volumétricas de partículas mais adequadas e os parâmetros de processamento específicos para cada combinação metal-partícula.

B) Solidificação Equiaxial.

A figura 2.4 mostra um esquema das possíveis estruturas resultantes para os casos nos quais o tamanho das partículas é muito menor que o tamanho dos grãos. O conceito de taxa crítica de deslocamento da interface R_{cr} deve ser aplicado ao nível dos micro volumes, onde a interface grão-líquido pode ser considerada como plana.

Aqui é esperado que as partículas não molháveis, que em geral estão na situação $R < R_{cr}$, vão ser empurradas através dos contornos de grão. Um grande nível de convecção pode resultar em aglomeração das partículas. Os aglomerados vão também serem empurrados no líquido interdendrítico.

Entretanto, se $R > R_{cr}$, o que é obtido quando existe molhamento entre as partículas e o líquido, espera-se a ocorrência de captura das partículas, resultando em uma distribuição mais uniforme destas dentro dos grãos. Altos níveis de convecção podem causar complicações adicionais, figura 2.4. Comportamento similar, como no caso da solidificação dendrítica, é esperado para o caso de partículas com tamanhos da mesma ordem de grandeza ou maiores que o tamanho de grão.

APÊNDICE 3: Composição Química das Matérias Primas Utilizadas como Metal Base.

1. Al Comercialmente Puro.

Al	99,56 %
Si	< 0,12 %
Fe	0,217%
Mg	0,096%

Método Utilizado: Espectrografia de Emissão e Titulometria.

2. Liga Al12Si.

Si	12,76%
Fe	0,77%
Zn	0,32%
Mn	0,32%
Cu	0,56%
Mg	0,04%
Pb	0,13%
Ni	0,04%
Ti	0,04%

Método Utilizado: Espectrografia de Emissão Ótica.

APÊNDICE 04: Análise Estatística dos Resultados dos Ensaios de Resistência ao Desgaste Segundo a Norma ASTM G65-85 [55].

1. Definição de parâmetros e equações.

Existem uma série de equações para o cálculo da amostragem, do desvio padrão e do coeficiente de variação para análise estatística de dados obtidos em determinado tipo de ensaio. No caso específico do ensaio de desgaste segundo a norma acima citada, ficou estabelecido que o desvio padrão e o coeficiente de variação dos resultados obtidos a partir de uma série de testes devem ser calculados pelas seguintes equações:

$$\text{Desvio Padrão (s) para } n = 2-10 \Rightarrow s = R/d_2 \quad (1)$$

$$\text{ou } s = \sqrt{\Sigma (x - x') / n - 1} \quad \text{para qualquer tamanho de amostra} \quad (2)$$

$$\text{Coef. de Variação (V)} \Rightarrow CV = (s / x') \times 100 \quad (3)$$

onde:

s = desvio padrão a partir da média,

CV = coeficiente de variação do procedimento de ensaio,

x = valor do resultado de cada ensaio (perda em volume, mm³),

x' = média aritmética de x para n ensaios,

Σx = soma de todos os valores,

n = número de ensaios ou observações,

R = diferença entre o maior e o menor valor

d₂ = fator de desvio, o qual varia com o tamanho da amostragem.

*Medidores de exatidão: o mais empregado é a média (x')

$$x' = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (4)$$

sendo:

x_i = valor de cada observação

x' = média das observações

n = número de observações.

* Medidores de precisão: são parâmetros medidores da dispersão entre os resultados, os mais utilizados são o intervalo (ou faixa), o desvio padrão e o coeficiente de variação.

Intervalo ou faixa (R) é a diferença entre o maior e o menor valor das observações realizadas, isto é:

$$R = x_{\max} - x_{\min} \quad (5)$$

Desvio Padrão (s), que pode ser definido de acordo com a eq. 2

Coeficiente de variação, que indica a variabilidade do procedimento de ensaio e é calculado de acordo com a eq. 3.

2. Dados estatísticos para os ensaios de desgaste em CMMs Al-Cinzas de Carvão

2.1 CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão:

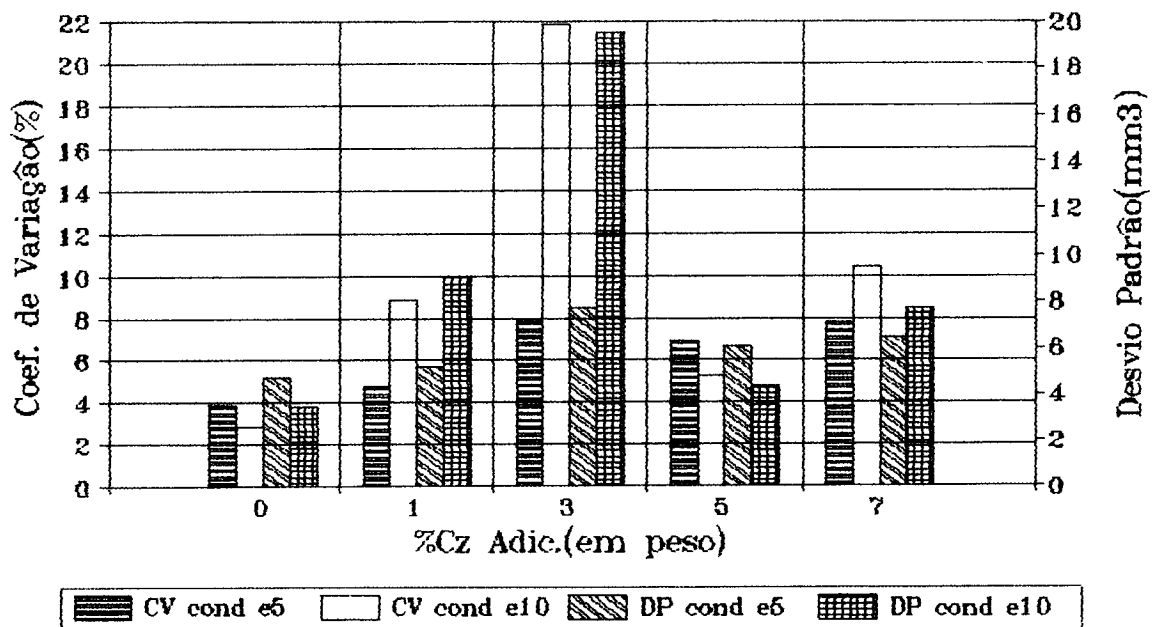
CP/Condição	x' (mm ³)	R (mm ³)	s (mm ³)	CV (%)
LB/e5	123,8	11	4,73	3,82
1%Cz/e5	109,0	12	5,16	4,74
3%Cz/e5	99,2	18	7,74	7,80
5%Cz/e5	87,4	14	6,02	6,89
7%Cz/e5	83,0	15	6,45	7,77
LB/e10	121,4	8	3,44	2,83
1%Cz/e10	99,0	21	9,02	8,90
3%Cz/e10	89,3	45,5	19,56	21,90
5%Cz/e10	82,4	10	4,30	5,22
7%Cz/e10	74,4	18	7,74	10,40

2.2 CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão.

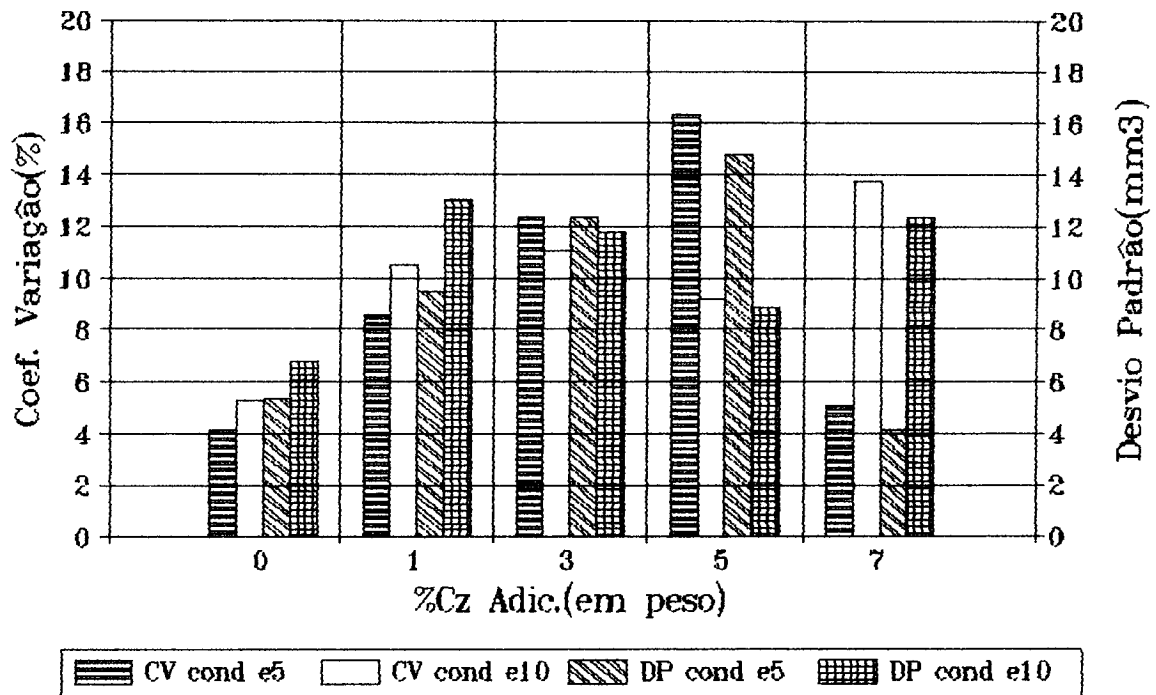
CP/Condição	x' (mm ³)	R (mm ³)	s (mm ³)	CV (%)
LB/e5	128,7	9	5,32	4,13
1%Cz/e5	110,3	16	9,45	8,57
3%Cz/e5	100,0	21	12,4	12,4
5%Cz/e5	90,3	25	14,77	16,36
7%Cz/e5	81,6	7	4,13	5,06
LB/e10	129,0	11,5	6,79	5,26
1%Cz/e10	123,7	22	12,99	10,50
3%Cz/e10	106,7	20	11,81	11,07
5%Cz/e10	96,3	15	8,86	9,20
7%Cz/e10	90,0	21	12,40	13,78

3. Representação Gráfica

3.1 CMMs Al12Si3Mg-Cinzas de Carvão



3.2 CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão



4. Avaliação

4.1 CMMs Al12Si3Mg

Para a liga base todos os valores de CV foram muito baixos ($CV < 5\%$), indicando que os valores de perda em volume obtidos nos diversos ensaios apresentam boa precisão.

Para os CMMs na condição e5 os valores de CV foram igualmente baixos ($CV < 8\%$), mostrando que para os CMMs produzidos sob esta condição experimental os valores de desgaste obtidos apresentam uma pequena dispersão entre os diversos pontos experimentais, o que garante confiabilidade aos mesmos.

Para os CMMs na condição e10 os valores de CV foram um pouco mais elevados que nos casos anteriores, ($CV < 12\%$), com exceção para os corpos de prova com a adição de 3%Cz, que apresentaram variações significativas entre os pontos medidos ($CV \approx 20\%$), provavelmente devido a ocorrência de uma maior heterogeneidade entre os corpos de prova, como função de prováveis problemas na elaboração dos CMMs (mistura dos componentes) ou devido à segregação desigual do componente de reforço nos diferentes corpos de prova.

4.2 CMMs Al3Mg-Cinzas de Carvão

Para a liga base os valores de CV foram igualmente muito baixos ($CV < 5\%$), mas um pouco mais elevados que a outra liga utilizada, garantindo confiabilidade aos resultados obtidos.

Para os CMMs obtidos com esta liga os valores de CV foram, em geral, um pouco mais elevados dos que os relativos aos CMMs fabricados com a liga Al12Si3Mg, ocorrendo um maior número de pontos com $CV > 12\%$, o que pode estar associado com a maior dificuldade na obtenção de misturas homogêneas metal-partícula quando se trabalhou com esta liga.

5 Conclusão.

Com base nesta análise estatística, pode-se afirmar que os resultados dos testes de resistência ao desgaste realizados de acordo com a Norma ASTM G65-85 apresentaram na maioria das condições testadas uma variabilidade (definida pelo coeficiente de variação, CV) aceitável, indicando um grau de precisão razoável a nível de equipamento e do método de ensaio.

Acredita-se que as maiores dispersões nos valores de ΔV em algumas condições experimentais estão diretamente relacionadas com a heterogeneidade dos CMMs obtidos, como é esperado quando se trabalha com este tipo de material.

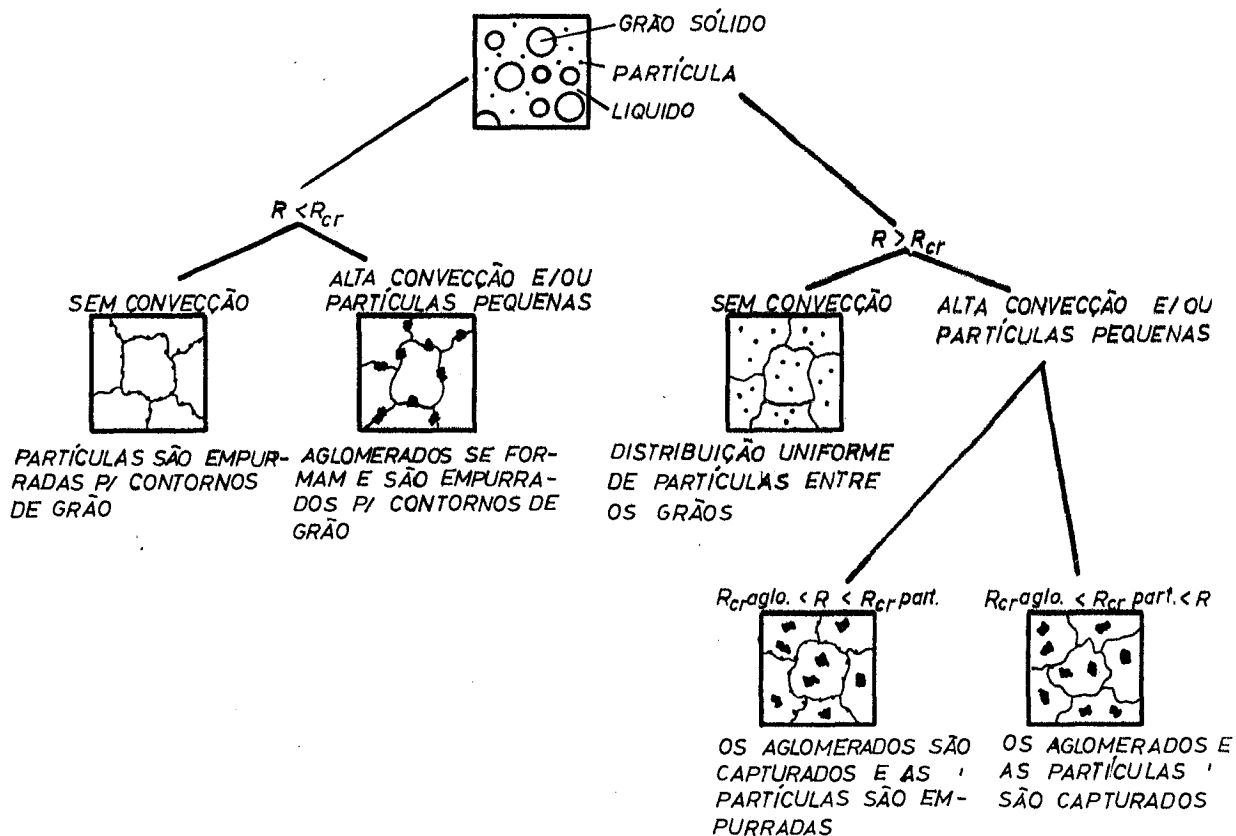


Figura 2.4 : Estruturas possíveis na solidificação multidirecional como função da taxa de solidificação, do nível de convecção e do tamanho das partículas.

APÊNDICE 1: Breve Revisão sobre Desgaste [48-51]

1. Considerações Iniciais

Desgaste pode ser definido como o dano sofrido por uma superfície sólida, geralmente envolvendo a perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre a superfície e uma ou várias substâncias de contato [48].

O desgaste afeta a vida útil de uma peça, causando consequências de ordem técnica e econômica, isto faz com que se torne necessário enfrentar o problema sob vários enfoques, entre os quais se destacam a melhoria no projeto, o uso de lubrificantes adequados e a utilização de materiais mais resistentes.

2. Tipos de Desgaste.

Na solução de um problema de ordem prática se torna necessário identificar o tipo de desgaste que está ocorrendo na peça ou componente em questão. Para tanto é preciso conhecer as condições de operação, examinar a superfície desgastada e analisar as propriedades dos materiais em estudo.

Não existe um critério único para a classificação dos diferentes tipos de desgaste; revisando-se a literatura especializada no assunto encontra-se divergências entre autores, sendo prática comum reunir os diversos tipos de acordo com o mecanismo predominante.

Rabinowicz [49] identifica quatro tipos de desgaste, abrasivo, adesivo, corrosão e fadiga de superfície, enquanto outros pesquisadores utilizam a classificação do desgaste como: adesão, abrasão, fadiga e tipos combinados.

A abrasão é responsável por cerca de 50% dos casos de desgaste presentes em componentes que trabalham sob condições de atrito e fricção, enquanto o desgaste adesivo representa 15% dos problemas e os outros 35% dividem-se entre outros tipos de desgaste como fadiga, corrosão, etc...

2.1 Desgaste Abrasivo

Segundo Rabinowicz [49] é a forma de desgaste que ocorre quando uma superfície dura e rugosa, ou uma superfície branda contendo partículas duras, desliza sobre outra menos dura produzindo uma série de sulcos na mesma como resultado da remoção de material na forma de fragmentos.

Outros autores definem o desgaste abrasivo como a remoção de material de uma superfície por meio de corpos duros impactando ou movimentando-se sobre ela, sob a ação de uma

carga; ou como o resultado da ação de partículas duras e anguladas sobre uma superfície menos dura, causando a remoção de material em diversas formas [51].

Em síntese, o que ocorre quando duas superfícies com diferentes rugosidades e durezas interatuam, é que a mais dura corta ou risca a mais mole, fazendo com que esta sofra uma perda significativa de material e apresente riscos ou sulcos.

A figura 1.1 apresenta, de forma esquemática, o mecanismo básico atuante durante o desgaste abrasivo de uma superfície metálica.

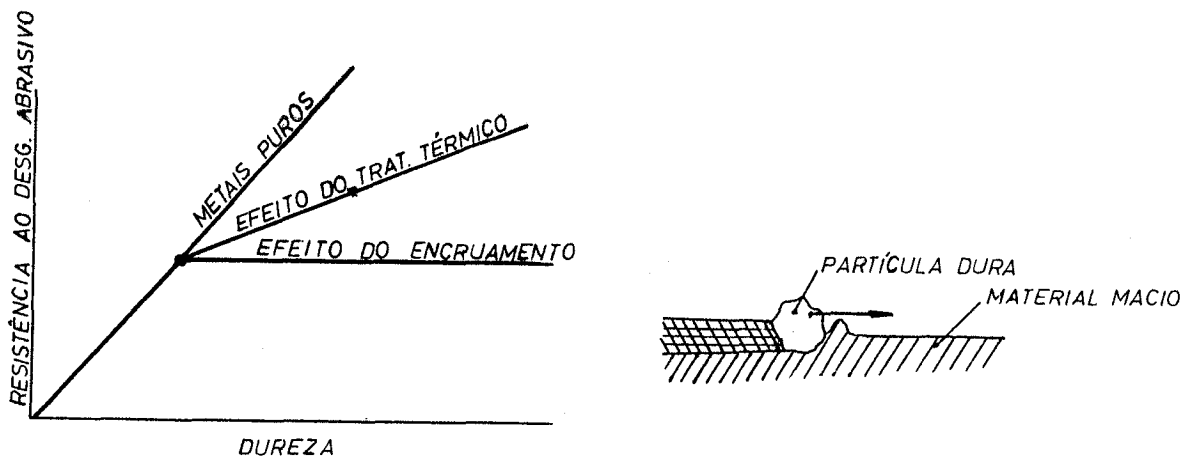


Figura 1.1: Representação esquemática do desgaste abrasivo.

O desgaste abrasivo, de acordo com o mecanismo de remoção do material, pode ser subdividido em:

-Desgaste por Corte (Machining Wear)

É o principal mecanismo em metais dúteis, onde corpos abrasivos removem fragmentos da superfície do material.

As partículas desprendidas são semelhantes aos cavacos de usinagem e a superfície desgastada apresenta riscos e sulcos.

-Desgaste por Deslizamento de Baixa Tensão (Low Stress Sliding Abrasion).

É o tipo de desgaste produzido quando materiais abrasivos deslizam sobre uma superfície sob cargas relativamente baixas, sem a ocorrência de impacto significativo. A região desgastada apresenta riscos, mas no caso da utilização de abrasivos com granulometria fina a superfície resulta polida. Este é o princípio utilizado para a preparação de amostras para análises metalográficas.

-Erosão por Impacto de Partículas (Particle Impact Erosion).

Ocorre quando partículas abrasivas, transportadas por um jato de líquido ou gás, são arremessadas (ou chocam-se) contra uma superfície menos dura sob cargas relativamente altas. É o tipo de desgaste que ocorre em ciclones e em cabinas de jateamento.

A superfície danificada mostra uma perda não uniforme de material, já que esta perda está relacionada com o ângulo de incidência do jato de abrasivo.

Dois mecanismos contribuem para o desgaste erosivo:

- o primeiro surge quando as partículas chocam-se com a superfície em pequeno ângulo, representando um movimento relativo quase paralelo à superfície, resultando numa ação de micro-corte com a zona danificada apresentando riscos na direção do fluxo de fluido, é um processo de baixa tensão onde o impacto não fratura a superfície;
- o segundo mecanismo aparece quando a incidência se produz sob ângulos grandes, as partículas de desgaste geram-se por deformação e fadiga em materiais dúteis, ou por micro-trincas em materiais frágeis. A capacidade de resistir à erosão com grande ângulo de impacto está relacionada com a energia que o corpo é capaz de absorver antes de sua fratura.

-Abrasão de Três Corpos(Three Body Abrasion).

Se produz quando partículas abrasivas de pequenos tamanhos estão presentes entre duas superfícies rolantes ou deslizantes.

O mecanismo de abrasão depende da dureza, da resistência à fratura e do tamanho das partículas, assim como da dureza, da rugosidade e do tipo de movimento entre as superfícies.

-Abrasão por Goivagem(Gouging Abrasion).

É produzida quando partículas relativamente grandes deslizam contra uma superfície ocasionando a goivagem do material.

A superfície submetida a este tipo de desgaste mostra sulcos profundos, riscos e orifícios.

2.2 Desgaste Adesivo.

É a forma de desgaste que ocorre quando dois corpos deslizam um sobre o outro e os fragmentos arrancados de uma das superfícies se depositam sobre a outra.

Entre duas superfícies que interatuam, o desgaste pode avançar de diferentes formas. Em geral, os metais cujas superfícies estão limpas, aderem-se entre si fortemente, enquanto que em condições atmosféricas normais, todas as superfícies metálicas estão cobertas com uma camada de gases adsorvidos, vapores ou produtos de reações químicas, geralmente óxidos, que diminui a resistência das uniões que se formam.

A figura 1.2 mostra, de forma simplificada, os mecanismos que contribuem para a ocorrência do desgaste do tipo adesivo.

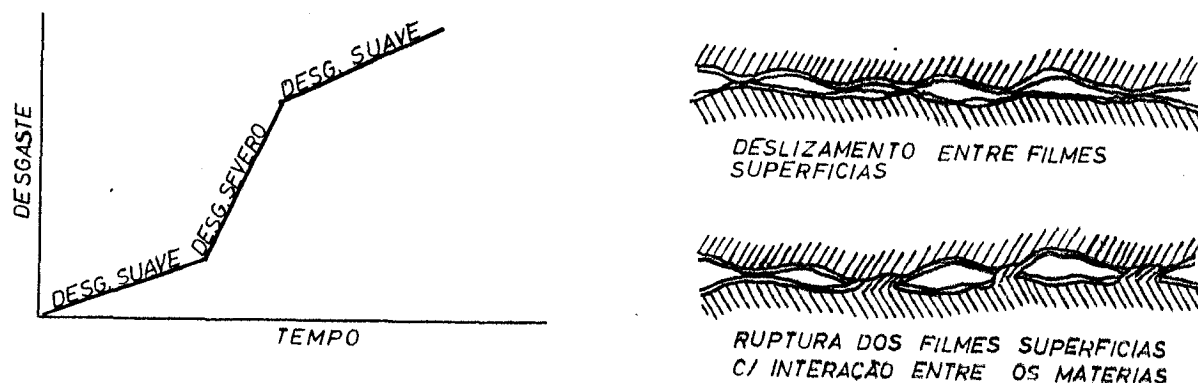


Figura 1.2: Representação simplificada dos mecanismos do desgaste por adesão.

O desgaste suave ocorre quando as condições não são o suficientemente severas para remover a camada de óxido num tempo menor que o necessário para a sua reconstituição. Desta forma, a manutenção de um filme fino de óxido que não permite boa adesão resultando em uma superfície suave, onde as partículas removidas são muito finas e oxidadas. Este mecanismo ocorre com cargas moderadas e entre materiais que possuem intrinsecamente baixa adesão independentemente da formação de filmes superficiais.

Quando aumenta-se a velocidade de deslizamento, a temperatura ou a carga, o filme de óxido não se recompõe entre contatos sucessivos, e o mecanismo passa a ser de desgaste severo. As partículas assim desprendidas são quase inteiramente metálicas, consistindo de grandes fragmentos, devido aos esforços necessários para cisalhar as uniões formadas. As superfícies desgastadas apresentam um aspecto rugoso com rasgas de dimensões consideráveis.

Assim, no desgaste adesivo, os fatores que determinam se o sistema se encontra em um intervalo de operação seguro são essencialmente dinâmicos.

A taxa de destruição da película superficial incrementa-se com a carga e a velocidade de deslizamento, enquanto que a taxa de regeneração cresce com a temperatura. Porém ao aumentar-se a velocidade de deslizamento e/ou a carga, também aumenta-se a temperatura devido à criação de maior quantidade de calor em função do atrito.

Um caso particular de desgaste severo é o desgaste por roçamento ("scuffing"), que apresenta rasgamento e fluência plástica, e ocorre em sistemas lubrificados quando o filme de

lubrificante de destrói a altas temperaturas. Este tipo de desgaste está associado com operações em condições severas, produzindo perdas importantes. Aparecem em peças como engrenagens, anéis de pistões e cilindros, que suportam cargas altamente concentradas, elevadas velocidades de deslizamento, ou ambos fenômenos simultaneamente. É também denominado "galling".

2.3. Desgaste por Fadiga.

Existem vários processos de desgaste que são iniciados e controlados por mecanismos de fadiga, dentre os quais se destacam os seguintes:

-Desgaste por Fadiga de Contato(Contact Fatigue Wear).

Ocorre quando uma peça é submetida a cargas de contato repetidas ou flutuantes, podendo eventualmente formar-se uma fissura, mesmo que as tensões aplicadas sejam inferiores à resistência à tração do material. Estas fissuras podem ser superficiais ou sub-superficiais, possibilitando o início de uma separação de grandes fragmentos que deixam orifícios na superfície.

-Desgaste por Percussão(Percussive Wear).

É produzido quando uma superfície é tensionada por impacto com outra e, dependendo das condições, pode-se ter ou não um mecanismo de fadiga. Se existe um impacto severo, a tensão pode exceder a resistência final do material e ocorrerão fraturas.

-Erosão por Cavitação(Cavitation Erosion).

Este tipo de desgaste consiste na progressiva perda de material de uma superfície sólida devido a sua contínua exposição ao fenômeno de cavitação.

As superfícies atacadas apresentam uma aparência com orifícios, sendo que as vezes este mecanismo encontra-se combinado com a corrosão.

2.4. Tipos Combinados de Desgaste.

Em alguns casos existe a possibilidade de que dois ou mais processos ocorram simultaneamente, produzindo-se um tipo de desgaste com características próprias, dentre estes tipos destacam-se o fretamento ("fretting") e o desgaste corrosivo.

-Fretamento.

É uma forma de desgaste suave, que se caracteriza por uma pequena amplitude de movimento e baixa velocidade relativa entre as superfícies. Existe quase uma unanimidade entre os pesquisadores em classifica-lo como um tipo combinado de desgaste.

As zonas danificadas apresentam orifícios superficiais, completamente oxidados, o que pode induzir a confusão com o fenômeno de corrosão. Quando estão envolvidas ligas ferrosas, é muito característica a presença de pó de óxido de ferro.

Apesar de que os efeitos de longo prazo são semelhantes aos de desgaste suave, as primeiras etapas do processo são muito parecidas ao desgaste severo, aumenta a rugosidade das superfícies, a resistência elétrica de contato é baixa, indicando contato inter metálico, e se desenvolve uma considerável adesão macroscópica. Quando esta etapa é superada, as superfícies ficam suaves, a resistência elétrica de contato aumenta a valores altos e a adesão cai a zero, significando que terminou o contato inter metálico e que as superfícies estão separadas por partículas de desgaste.

-Desgaste Corrosivo

É o tipo de desgaste no qual as reações químicas ou eletroquímicas com o meio são de fundamental importância.

As reações químicas que contribuem para o desgaste corrosivo são similares àquelas que se produzem normalmente, só que seu efeito é incrementado em presença de algum mecanismo de desgaste.

3. Ensaio de Desgaste

A literatura especializada descreve uma ampla variedade de ensaios para avaliar as diferentes formas de fricção e desgaste que ocorrem em componentes submetidos a severas condições de trabalho, no entanto somente alguns destes são comumente realizados em laboratório.

Ao classificar as resistências de diferentes materiais em um tipo particular de ensaio, os resultados só serão válidos nos limites de condições de serviço impostos pelo ensaio. Além disto, a transferência dos dados obtidos para um caso prático está condicionada à necessidade de que o ensaio escolhido simule efetivamente a aplicação prática.

Os ensaios de desgaste por abrasão dividem-se basicamente em ensaios por riscamento ou a baixa pressão, por moagem ou a alta pressão e por goivagem. Nos dois últimos casos, os testes são complicados, devido a problemas de duração, custo e também porque é difícil simular o mecanismo de desgaste.

2.3.1 Ensaios de abrasão por riscamento ou a baixa pressão.

O princípio de funcionamento consiste em pressionar um corpo de prova estacionário, de dimensões padronizadas, contra um disco de aço revestido por um anel de borracha, que gira a velocidade constante. É introduzido um abrasivo, geralmente areia, na interface borracha-corpo de prova, provocando o riscamento da superfície em teste. Por tratar-se do equipamento que proporciona dados mais significativos, este ensaio de desgaste por abrasão a baixa pressão transformou-se em uma recomendação da American Society for Testing and Materials - A.S.T.M. (G65-85).