

ALEXANDRE CARLOS LINTZ

Trabalho de Formatura, Escola Politécnica da USP, 1997

**INFILTRAÇÃO DE PRÉ-FORMADOS A BASE DE CARBONETO DE
SILÍCIO POR LIGA Zn-Al (ZAMAK 5)**

Trabalho apresentado à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a conclusão do
Curso de Engenharia Metalúrgica

Área de concentração :

Compósitos de Matriz Metálica

Orientador:

Prof. Dr. Hélio Goldenstein

São Paulo

1997

Dedicatória

Ao meu Pai e minha Tia Maria da Carmo,
que tiveram papel fundamental para a conclusão
de meu Curso de Engenharia.

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Hélio Goldenstein pela orientação e pelas idéias, que foram fundamentais para a realização deste trabalho.

Ao CNPq e à FAPESP pelas bolsas de iniciação científica concedidas.

À Liliane Renyi, pelo apoio, carinho, e paciência.

Aos companheiros do curso de graduação, pós-graduação, e ao corpo docente da Escola Politécnica .

Sumário

Dedicatória	2
Agradecimentos	3
Lista de Figuras	6
Lista de Tabelas	7
Resumo	8
Abstract	9
1 – Introdução	10
1.1 - Processo PIC	11
1.2 - Considerações sobre os processos de infiltração	13
1.3 - As ligas Zinco-Alumínio	17
2- Atividades de Pesquisa	19
2.1 - Estudo de pré-formados a base de SiC aglomerados por sílica coloidal	19
2.1.1 -Análise das partículas de SiC	19
2.1.2 - Procedimentos de elaboração de pré-formados	19
2.1.3 - Análise do pré-formado	20
2.1.3.1 - Resistência mecânica	20
2.1.3.2 - Fração Volumétrica	21
2.1.3.3 - Análise no MEV	23

2.2 - Ensaios de Infiltração	23
2.2.1 - Descrição da operação	23
2.2.2 - Liga utilizada	24
2.2.2.1 - Ensaios de Infiltração	24
2.3 - Caracterização Microestrutural	26
2.3.1 - Caracterização SiC / Zamak 5	26
2.4 - Análise do CMM obtido	27
2.5 - Ensaios de Dureza	29
3- Conclusões	30
4- Referências Bibliográficas	31

Lista de Figuras

Fig1 - Ângulo de contato (molhabilidade)	46
Fig2 - Processo Cray	46
Fig3 - Máquina de Infiltração (Sequência de Montagem)	47
Fig4. - Regiões de Infiltração	48
Fig5. - Variação de Distância de Infiltração x Pressão Aplicada	48
Fig6. - Variação da Pressão Limite em função da temperatura	49
Fig7. - Diagrama de Fases liga Zn – Al	49
Fig.8 - Gráfico da Análise do Pó de SiC	50
Fig.9 - Recipiente de elaboração do Pré-Formado	50
Fig.10 - Força de compressão durante ensaio	51
Fig.11 - Sequência de Infiltração	51
Fig.12 - Gráfico Pressão x Infiltração	52
Fig.13 - Liga ZAMAK 5 – microestrutura	53
Fig.14 - Dispersão de partículas	53
Fig.15 - Interface metal reforçado / não reforçado	54
Fig.16 - Defeitos de Infiltração	54
Fig.17 - Interface do reforço	55
Fig.18 - Amostra da análise da variável temperatura de infiltração	55
Fig.19 - Amostra da análise da variável temperatura de infiltração	56
Fig.20 - Pré- Formado (MEV) com maior aumento	56
Fig.21 - Pré-Formado (MEV)	57

Lista de Tabelas

Tab.1 - Análise do Pó de SiC	37
Tab.2 - Resistência à compressão	38
Tab.3 - Fração Volumétrica - Análise Dimensional	39
Tab.4 - Fração Volumétrica – QUANTIMET	40
Tab.5 - Fração Volumétrica	41
Tab.6 - Ensaios de Infiltração	42
Tab.7 – Densidade	43
Tab.8 - Ensaios de Dureza	44

Resumo

Este trabalho apresenta os principais resultados de uma pesquisa realizada no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, cujo objetivo é a produção de Compósitos de Matriz Metálica (CMMs) através de infiltração por metais líquidos.

O trabalho expõe a produção e caracterização de pré-formados cerâmicos, a metodologia de infiltração, a caracterização microestrutural dos produtos e os principais resultados obtidos,.

O pré-formado composto por partículas de SiC é aglomerado por sílica coloidal, que lhe fornece as propriedades apropriadas após elaboração e calcinação.

A infiltração foi realizada pelo processo PIC ("Pressure Infiltration Casting") que se utiliza da pressão de um gás para o preenchimento do pré-formado por metal líquido. Foram executadas análises qualitativas e quantitativas relativas à eficácia do processo, isto é, capacidade de infiltração. Estudou-se a influência de algumas das variáveis do processo sob a distância de infiltração.

Com relação à microestrutura, foram obtidas micrografias que possibilitam a caracterização da porosidade, das interfaces entre a região reforçada e não reforçada, da presença de sílica, e de outras características importantes.

Abstract

This paper presents some results from a research program at the Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. The goal of this program is to produce Metal Matrix Composites (MMCs) through infiltration of ceramic preforms by liquid metals.

The production and characterization of ceramic preforms is described, as well as the infiltration process and the microstructural characterization of the obtained MMCs. The SiC preforms are binded with colloidal silica, formed and calcinated. Infiltration was achieved using a gas pressure driven machine following the PIC (Pressure Infiltration Casting) process.

The efficiency of the infiltration was measured quantitatively and qualitatively by a study of the influence of the effect of pressure and temperature on the infiltration distance. The threshold pressure was determined for a set of fixed conditions.

Microstructural analysis is presented, showing porosity, the interface between reinforced and unreinforced regions and the presence of a silica phase.

1- Introdução

Este trabalho está baseado no uso de infiltração por metal líquido para produção de compósitos de matriz metálica (CMMs). Neste tipo de processo, o reforço é dito estacionário e é essencialmente constituído por partículas ou fibras, e o metal líquido flui para preencher todas as porosidades. O movimento do metal líquido precisa vencer a viscosidade e a tensão superficial para passar entre os poros. Nos sistemas onde o metal líquido molha o reforço, o movimento do metal pode ser auxiliado pela força de capilaridade, caso contrário, uma força mecânica deve ser aplicada para auxiliar a entrada do metal líquido⁽¹⁾.

Existem vários tipos de processos de infiltração⁽²⁾ e dentre estes o processo PIC (“Pressure Infiltration Casting”) é o mais indicado para o uso em laboratório. Uma máquina de infiltração do tipo PIC foi construída no Depto. de Eng. Metalurgica e de Materiais da EPUSP⁽³⁾.

Escolheu-se a liga zinco-alumínio (ZAMAK 5) que é basicamente um eutético de Zn-4.5%Al com pequenos teores de Mg, como matriz para infiltração e partículas de carboneto de silício (SiC) como reforço. Esta escolha foi feita devido à importância tecnológica desta liga para fundição, além de ter sido utilizada em trabalho recente do mesmo grupo⁽⁴⁾, onde os CMMs foram fabricados por outra rota.

A literatura ⁽⁵⁻⁸⁾ relata alguns trabalhos onde se conseguiu a infiltração completa de pré-formados a base de SiC, entretanto sem o uso de sílica coloidal como ligante.

A idéia básica envolvida na produção deste tipo de pré-formado é a de utilizar o mesmo princípio adotado na produção de moldes cerâmicos para a indústria de fundição de precisão. Neste sistema temos como estrutura básica, partículas de SiC unidas por sílica (ligante). As partículas de SiC e sílica coloidal, são misturadas mecanicamente até que haja uma boa dispersão do material. O material é conformado e em seguida calcinado em um forno, para eliminar a água de hidratação da sílica.

A vantagem da elaboração de um pré-formado auto-sustentável, é o fato de

se poder dar às partículas um formato apropriado, de acordo com a necessidade do processo, além de permitir um melhor controle da fração volumétrica ao longo do material (evitando-se uma maior compactação na parte inferior devido ao efeito gravimétrico) melhorando a reprodutibilidade. Pré-formados rígidos podem permitir reforços localizados, principalmente em regiões sujeitas à desgaste.

Investigou-se qual a pressão crítica para início de infiltração, com vistas a transferir estes resultados para outros processos de fabricação como fundição sob pressão, além de uma análise da curva de infiltração no sentido de caracterizar seu comportamento.

A pressão crítica é uma sobre pressão no qual é necessário vencer as forças de capilaridade que impedem a entrada do metal líquido no pré-formado devido à baixa molhabilidade. Existe uma relação chamada Lei Capilar ou de Laplace^(5,7) que relaciona a pressão capilar ou crítica (P_c) com a fração volumétrica do pré-formado (V_p) e tamanho médio das partículas (D).

$$P_c = 6 \lambda \gamma_{LV} \cos\theta V_p / [(1-V_p)D]$$

onde γ_{LV} é a tensão superficial líquido-vapor, λ é um fator que depende da geometria das partículas e θ o ângulo de contato sólido-líquido (figura 1).

A partir desta equação é possível notar que a P_c será maior quanto mais compacto o pré-formado (maior V_p) e menor o tamanho médio das partículas (menor tamanho de poros do pré-formado).

Como se tem uma relação entre P_c e γ_{LV} , é possível através de experiências de infiltração, avaliar a variação da tensão superficial devido à fatores, como por exemplo, oxidação ou reação da superfície de contato, mostrando se assim, uma outra aplicação do processo de infiltração.

1.1- Processo PIC (“Pressure Infiltration Casting”)

Uma série de novas tecnologias para a produção de compósitos foi desenvolvida tentando principalmente aliar as vantagens dos processos de

infiltração com baixos investimentos em equipamentos e ferramental⁽¹⁶⁾.

Em uma delas, o processo Lanxide ^(2,17), elimina por completo a fonte de pressão e a infiltração é obtida espontaneamente por capilaridade. Já no processo de Infiltração à vácuo⁽²⁾, também não há fonte de pressão e a infiltração ocorre graças a um pequeno diferencial de pressão devido à aplicação de vácuo no interior do molde (diferencial de pressão da ordem de 0,1 MPa). Como foi dito anteriormente são raros os casos de compósitos de matriz metálica onde a pressão de capilaridade favorece a infiltração e, portanto, estes tipos de processo ficam limitados aos poucos casos onde isto ocorre ⁽²⁾. É de se esperar, portanto, que para se obter maior versatilidade na escolha dos materiais da matriz e do reforço, diferenciais de pressão maiores são necessários.

Seguindo esta linha o processo “Liquid Pressure Forming”(ou simplesmente processo CRAY) foi desenvolvido⁽²⁾. No processo CRAY, esquematizado na figura 2 a fonte de pressão não é mais uma prensa hidráulica, mas sim um gás inerte fornecido a partir de cilindros. Elimina-se, portanto, boa parte do investimento inicial em equipamento, mas como é possível notar pelo esquema da figura 2, o ferramental ainda necessita ter paredes grossas para suportar o diferencial de pressão.

Tentando solucionar este tipo de problema, um grupo de pesquisas do Massachusetts Institute of Technology (MIT) desenvolveu um novo processo chamado “Pressure Infiltration Casting” ou simplesmente processo PIC ^(15,18,19,20). Neste novo processo retomou-se a idéia original da patente da ALCOA ⁽²¹⁾, que é a de colocar o molde internamente a um vaso de pressão. Este vaso de pressão, por sua vez, é inicialmente evacuado e posteriormente pressurizado de maneira gradual, de forma que o metal líquido ao entrar no molde passa a ficar em contato com sua parede interna, antes que a pressão atinja seu valor mais alto. Posteriormente, quando o metal preencheu os maiores vazios do molde e do pré-formado, o aumento subsequente da pressão torna possível o preenchimento dos vazios remanescentes ⁽²²⁾. Desta forma o molde fica permanentemente submetido a um estado de compressão isostática pura ⁽²³⁾, sendo a pressão praticamente igual nos dois lados do molde. Com isso o ferramental utilizado pode ter paredes finas o

que, por sua vez, permite que o resfriamento posterior seja mais eficiente, possibilitando controle microestrutural, e no caso dos compósitos, diminuição no tempo disponível para reação entre pré-formado e a matriz.

Portanto, como vantagens do processo PIC temos em primeiro lugar a possibilidade de combinar diversos tipos de reforço com diversos tipos de matrizes metálicas, já que o valor de pressão aplicado (até aproximadamente 7,0 MPa) é em geral suficiente para sobrepor os efeitos viscosos e de capilaridade. Além disso, o processo apresenta vantagens econômicas porque o equipamento utilizado não tem custo elevado, e o ferramental pode ter paredes finas.

A principal desvantagem do processo é que o ciclo do mesmo é por vezes demorado, não sendo sua produtividade comparável a outros processos como o “squeeze casting”. Da mesma forma pelos valores de pressão utilizados, o “squeeze casting” pode garantir de forma mais segura a eliminação de porosidades nas peças produzidas.

Após o desenvolvimento, o MIT concedeu à empresa americana PCAST o direito de produzir e comercializar equipamentos tipo PIC.

O modelo da máquina utilizado no Depto. de Metalurgia pode ser visto na figura 3.

1.2 - Considerações sobre os Processos de Infiltração

A figura 4 ⁽¹⁹⁾ apresenta de uma maneira simplificada o que pode ocorrer quando o metal líquido percorre e preenche os interstícios de um pré-formado poroso com o intuito de produzir um compósito de matriz metálica. Nota-se pela figura, que durante o processo de infiltração é possível a ocorrência de até 5 zonas diferenciadas na região inicialmente ocupada unicamente pelo pré-formado.

A região 1 aparece logo atrás da frente de infiltração indicada na figura 4. Esta região é característica de processos onde a temperatura do pré-formado é inferior à temperatura “liquidus” da matriz metálica que está sendo infiltrada. Desta forma parte da matriz se solidifica nesta região fazendo que no mesmo sistema coexistam metal nos estados sólidos e líquido. Na região 2, por sua vez, a

matriz metálica encontra-se totalmente solidificada devido a trocas de calor entre o metal e as paredes do molde.

Dependendo do superaquecimento imposto ao banho antes do início da infiltração, a quantidade de calor fornecida pelo metal líquido que está entrando no pré-formado, juntamente com o calor latente de solidificação, podem causar a refusão do metal sólido presente na região 1, o que causa o aparecimento da região 3. Assim, na região 3 coexistem apenas o reforço e metal no estado líquido. A região 4 constitui a parte ainda não infiltrada do pré-formado. Por fim, a região 5 pode ocorrer quando se tem, por exemplo, a infiltração por uma liga hipoeutética. Dependendo das condições em que pode ocorrer a solidificação parcial ao longo da região 1, a composição da liga pode se alterar em relação à composição inicial, aumentando a concentração de soluto ao longo da distância de infiltração, até que a composição eutética seja atingida. Com isso possibilita-se o aparecimento da região 5 onde o metal com composição eutética coexiste nos estados líquido e sólido.

Analisando-se as diversas regiões da figura 4 pode-se dizer que, no caso da fabricação de compósitos de matriz metálica, para se entender completamente o processo de infiltração deve-se resolver o problema básico do fluxo de um fluido através de um meio poroso, levando-se em conta as complicações que o processo apresenta, que são fluxo de calor e a eventual solidificação do metal que está sendo infiltrado.

Desta forma um modelamento matemático “completo” consiste em um conjunto de equações que resolvam estes problemas de maneira global, de forma a possibilitar o monitoramento das diversas variáveis do processo em função do tempo. Ou seja, em primeiro lugar, por intermédio deste grupo de equações, deve ser possível estabelecer-se não só a posição da frente de infiltração (contorno entre regiões infiltradas e não infiltradas do pré-formado) ao longo do tempo, como também a posição de cada um dos contornos entre regiões ao longo do tempo. Da mesma forma as equações devem permitir a obtenção, ao longo do tempo, do valor da temperatura em cada ponto, o que por sua vez possibilita que se estabeleça a fração do metal solidificado em cada um destes. Por fim, tratando-se de uma liga

com composição não eutética, estas equações devem ser capazes de prever a composição química da liga em cada ponto em função do tempo.

Dentre os principais trabalhos de modelamento do processo de infiltração encontrados na literatura, podemos citar, no caso de “squeeze casting”, os produzidos por Fukunaga et al.⁽²⁴⁾ e Clyne et al.^(25,26). Com referências aos processos do tipo PIC. Trata-se do trabalho de Lacoste et al.⁽²⁷⁾, no qual executa-se uma simulação numérica do processo.

O modelamento matemático não é o único meio de efetuar o estudo do comportamento dos processos de infiltração. Ao invés de elaborar equações matemáticas específicas, esta análise pode ser realizada verificando-se a influência qualitativa que os parâmetros do processo exercem no produto final.

Isto é em geral obtido através do monitoramento da distância de infiltração (para dentro do pré-formado) percorrida pelo metal durante o processo, a qual recebe o nome de distância de infiltração.

Em um processo de infiltração sob pressão, a principal função desta pressão é a de vencer os esforços viscosos e de capilaridade, de forma a permitir o fluxo do metal líquido no interior do pré-formado. A figura 5⁽²⁸⁾ apresenta um gráfico típico da variação da distância de infiltração em função da pressão externa aplicada em um caso onde alumínio com 2% de magnésio foi utilizado para infiltrar partículas de SiC e carboneto de boro (B₄C). Pela figura nota-se a existência de uma pressão crítica (P_c), a partir da qual os valores da distância de infiltração começam a subir rapidamente. Supõe-se que este valor de pressão seja justamente o valor no qual os esforços por ela gerados se igualam aos esforços viscosos de capilaridade.

Para cada conjunto de parâmetros do processo utilizado em um caso específico está associado um determinado valor de pressão crítica. A alteração de um parâmetro, mantendo-se os demais constantes, permite observar como este fator influencia a infiltração. Um exemplo deste procedimento está exposto na figura 6⁽⁸⁾, na qual verifica-se que a pressão crítica é menor quanto maior a temperatura.

Juntamente com a temperatura, outros parâmetros importantes do processo de infiltração, para o caso isotérmico, são o tamanho característico do reforço, a

fração volumétrica, a taxa de aplicação de pressão e o tempo que o sistema fica pressurizado. Os resultados da literatura indicam que quando menor o tamanho característico do reforço ^(7,8) e o tempo em que o sistema fica pressurizado ⁽⁷⁾, maior a pressão crítica. Não se teve conhecimento de resultados quanto à taxa de aplicação de pressão e à fração volumétrica (V_f), mas é de se supor que no último caso quanto maior V_f , maior a pressão crítica.

De maneira a se conseguir um melhor entendimento do processo de infiltração, é necessário uma abordagem fundamental aos aspectos físicos que envolvem o processo.

Será considerada a infiltração de um pré-formado constituído de partículas cerâmicas, por uma liga binária de composição C_0 . O diagrama de base desta liga é assumido como eutético, e a composição C_0 é hipereutética, i.e, $C_0 > C_e$, onde C_e é a composição eutética. O pré-formado é colocado na parte interna de um cadinho, no qual o metal será injetado com uma pressão suficientemente alta, para que este forme o material compósito pela penetração nos espaços livres do pré-formado. De forma geral, a temperatura inicial do pré-formado T_p , temperatura inicial do cadinho T_c e a temperatura do metal líquido T_l , são bastantes semelhantes (este pressuposto com relação à temperatura é assumido devido às características do processo PIC e do equipamento em que foram realizadas as experiências do trabalho), entretanto estes elementos trocarão calor durante o processo até o total resfriamento do sistema.

Existe um grande problema que atinge os processos de infiltração. O problema de resfriamento do metal pelo pré-formado/molde que resulta na solidificação entre as partículas enquanto o metal flui. Porém este problema não afeta de maneira relevante o processo realizado pelo equipamento (sistema isotérmico). Esta é uma grande vantagem de se ter todo o conjunto (matriz, pré-formado, molde) aquecidos a mesma temperatura.

Para este tipo de processo, a análise da infiltração deve ser feita da seguinte forma. Infiltração de metal líquido sem variação de temperatura ou troca de calor até a equalização dos esforços de resistência à infiltração (força capilar) e externa aplicada. É pressuposto que não ocorre perda de temperatura pois o sistema está

todo a mesma temperatura, e a infiltração é realizada em poucos segundos⁽¹⁴⁾. A etapa seguinte caracteriza-se pela queda gradual da temperatura do sistema até o início da solidificação. Esta iniciasse a partir da nucleação do metal primário sob a superfície do pré-formado. A transferência de calor deve ser analisada através dos materiais que compõe o sistema, além da análise das interfaces existentes.

1.3 - As ligas Zinco-Alumínio (Ligas ZA)

O desenvolvimento inicial das ligas zinco-alumínio, chamadas ligas ZA, se deu inicialmente na Alemanha por ocasião da Segunda grande guerra^(29,30). Devido a uma queda no fornecimento de cobre, mancais fabricados a partir destas ligas passaram a ser utilizados em substituição aos tradicionalmente feitos de bronze. O final da guerra foi seguido de um restabelecimento do uso de materiais convencionais, e a indústria de zinco voltou a basicamente fornecer elementos decorativos para a indústria automobilística⁽²⁹⁾. A crise do petróleo, no início da década de 70, forçou uma aplicação no uso de partes plásticas, em substituição às de zinco, visando-se a redução no peso total dos carros. Com isso, a indústria de zinco foi forçada a procurar aplicações não convencionais para o metal, o que proporcionou a reativação do uso das ligas ZA⁽²⁹⁾.

Desde então sua aplicação pode ser verificada em diversos setores da indústria⁽³¹⁾, mas sua utilização em componentes resistentes ao desgaste ainda é uma das mais importantes. A idéia de prover este material de reforços estruturais a partir de partícula de carboneto de silício (SiC) tem como finalidade uma tentativa de aumentar a vida útil deste material, com a grande vantagem de reforça-lo localmente, e não como um todo. O bom desempenho destas ligas (ZA) está fundamentalmente relacionado à formação de óxidos nas superfícies em contato. A oxidação do alumínio produz um componente duro (Al_2O_3), que tem boa resistência ao desgaste, enquanto que o óxido de zinco formado age como lubrificante devido à sua estrutura hexagonal⁽³²⁾. Com isso os mancais fabricados com ligas ZA muitas vezes apresentam resistência ao desgaste superior às apresentadas pelos mancais de bronze^(33,34).

Com relação ao processamento, as ligas ZA igualmente apresentam

vantagens. As temperaturas de fusão relativamente baixas resultam em economia de energia, a possibilidade do uso da técnica de fundição sob pressão permite altas taxas de produção, e o custo do material em si é relativamente baixo⁽³⁵⁾.

Também no que se refere às propriedades mecânicas estas ligas em geral apresentam vantagens em relação ao bronze como pode ser visto, por exemplo, no trabalho de Goldenstein et al.⁽³⁶⁾.

A maior limitação da liga ZA está relacionada com seu comportamento à fluência. As composições utilizadas com maior frequência encontram-se na faixa de 4 a 27 % de alumínio⁽³⁵⁾ e, como pode ser visto pelo diagrama de fases da figura 7⁽³⁷⁾, tais composições apresentam uma baixa temperatura da linha “liquidus”, o que resulta em uma baixa resistência à fluência quando as mesmas são utilizadas em temperaturas superiores a 100°C^(36,38).

Com o intuito de aprimorar as ligas ZA, visando possibilitar sua utilização em temperaturas maiores que os 100°C mencionados anteriormente, diversos pesquisadores passaram a estudar a fabricação de compósitos com matriz a base de liga Zinco-Alumínio. Dentre os métodos aplicados inicialmente, foram utilizados os processos de infiltração por “squeeze casting”⁽³⁹⁾ e PIC⁽³⁵⁾.

Nas primeiras experiências foram utilizados reforços de fibras curtas de alumina (Al_2O_3), com os quais foi possível obter uma melhoria no comportamento das ligas ZA em relação à fluência⁽³⁹⁾. Por outro lado, como foi mencionado no trabalho de Dellis et al.⁽⁴⁰⁾ o uso de reforços de alumina foram substituídos por reforços a base de fibras de carbono ou arames de aço^(40,41), que possibilitaram melhoria no comportamento à fluência das ligas, afetando menos a tenacidade do material.

Em um outro trabalho⁽¹²⁾, Fletcher et al. utilizaram um equipamento de infiltração do tipo PIC para calcular diversos valores de pressão crítica na fabricação de compósitos com reforço de SiC e matriz de Zinco ou Zinco – Alumínio. Para tanto utilizaram partículas de SiC com tamanho médio de 8,3µm e fração volumétrica de 47% temperatura de infiltração de 545 °C e tempo de pressurização de 300 segundos. O valor de pressão crítica obtido com a infiltração de uma matriz Zn-4,5Al foi inferior a 0.869 MPa.

2- Atividades de pesquisa.

2.1- Estudo de pré-formados a base de SiC aglomerados por sílica coloidal.

2.1.1- Análise das partículas de SiC.

O SiC do tipo “preto” fornecido pela empresa CARBORUNDUM com partículas de tamanho médio de $45\mu\text{m}$ foi examinado pelo equipamento MALVERN do Depto. de Eng. de Minas da EPUSP.

Os dados fornecidos podem ser vistos na tabela 1 e figura 8. Destes dados pode-se concluir que o pó é de boa qualidade segundo as suas dimensões (pequena dispersão granulométrica).

2.1.2- Procedimento de elaboração do pré-formado.

Neste projeto foram elaborados pré-formados com a seguinte composição básica (porcentagens em peso):

- 90% SiC
- 10% Sílica coloidal (contendo menos que 5% de SiO_2 após a cura)

O procedimento para elaboração se divide em:

- a) Pesagem das substâncias de forma a conseguir as porcentagens requeridas.
- b) Adição dos 2 elementos em um recipiente.
- c) Mistura manual com bastão por 20 minutos de forma a se verificar a homogeneidade do material obtido.
- d) Compactação manual. Esta etapa foi feita de duas maneiras diferentes.

i) Colocação da mistura dentro de um tubo plástico como o descrito na figura 9, lubrificado com vaselina na parte interna (parte hachurada), seguida da compactação manual com bastão cilíndrico metálico com as seguintes dimensões:

- comprimento 200 mm

- raio 3 mm

O número médio de golpes estimado é 400, realizados em 3 minutos, não sendo necessário aplicar excesso de força sobre o bastão.

Após a compactação, o pré-formado é expulso do tubo por aplicação de uma pressão na sua face superior.

ii) Compactação dentro de tubo de quartzo.

O procedimento é semelhante ao primeiro, entretanto após a compactação o pré-formado se mantém no tubo que será utilizado como cadinho para a infiltração.

e) Cura do material em forno a alta temperatura.

A cura do material visa a eliminação da água de hidratação da sílica coloidal, formando uma camada de sílica sobre as partículas capaz de uní-las.

Nesta etapa da elaboração do pré-formado foi variada a temperatura de cura para estudar a sua relação com a resistência do material.

Foram preparados corpos de prova nas seguintes condições.

a) Temperatura de cura : 1000°C

Tempo de cura : 3 h

b) Temperatura de cura : 500°C

Tempo de cura : 3h

2.1.3- Análise do pré-formado

2.1.3.1- Resistência mecânica.

Para determinar a resistência dos pré-formados, foram usados corpos de prova cilíndricos ensaiados sob compressão lateral com uma máquina utilizada para ensaios de pelotas. Ver mais detalhes na fig. 10.

Foram preparados 20 corpos de prova para este ensaio, onde se obteve os resultados apresentados na tabela 2, quanto à sua resistência à compressão:

Os resultados mostram que, em uma primeira análise, a variação de

temperatura de cura do material não reflete na variação da resistência à compressão do material. Concluiu-se que no tempo menor que 3 horas, à temperatura de 500°C, praticamente toda a água de hidratação foi eliminada, e o aquecimento posterior não altera de forma significativa o material. A partir deste ensaio todas os pré-formados passaram a ser elaborados a 500°C.

Quanto à resistência ao desprendimento de partículas, conseguiu-se um bom resultado, isto é, o pré-formado pode ser manipulado sem ocorrer desprendimento de aglomerados de partículas, mesmo em cantos vivos.

Os valores obtidos nos ensaios de compressão não tem validade quantitativa, pois a aplicação da força compressão em um área muito pequena dificulta uma análise mais precisa.

2.1.3.2- Fração volumétrica.

Esta análise consiste em verificar as frações de reforço e matriz existentes no compósito final. Ela foi feita de duas maneiras diferentes.

a) Análise dimensional

$$V_{f_{SiC}} = M_p / \rho_{SiC} \cdot 1 / V_p$$

onde

$V_{f_{SiC}}$: fração em volume ocupado por SiC

ρ_{SiC} : densidade do SiC

M_p : peso do pré-formado

V_p : volume do pré-formado

As partículas de SiC usadas tinham densidade 3.16 g/cm³. O peso do pré-formado foi medido através de uma balança analítica convencional. O volume do

pré-formado foi medido geometricamente, através de suas dimensões de base e altura.

Os resultados obtidos, vide tabela 3, mostraram-se bastante consistentes (reprodutíveis). Foram analisadas 10 amostras.

Para esta análise foi desprezado o conteúdo de sílica (aproximadamente 0.5% de sílica no pré-formado).

b) Análise quantitativa.

Esta análise consiste em infiltrar o material com metal, seguida de preparação de amostra para análise metalográfica.

A análise foi feita de duas maneiras, a partir de 10 amostras.

a) Uso do equipamento QUANTIMET do Dept. Eng. Met. Mat da EPUSP, que executa análise da imagem digitalizada, capturada através de uma câmara de vídeo e acoplada a um microscópio ótico.

Os resultados obtidos podem ser vistos na tabela 4.

b) Metalografia quantitativa.

Consiste do uso de um reticulado na lente do microscópio ótico, onde é observada a fração de área ocupada pelo SiC.

Resultados obtidos vide tabela 5.

Através dos 3 diferentes tipos de análise, concluiu-se que a fração volumétrica média do pré-formado é de 57%. O resultado pelo método de análise dimensional mostrou um resultado diferente na ordem de 10%. Entretanto é sabido que este método é o mais susceptível a erro devido à sua metodologia de execução.

2.1.3.3- Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Foram tiradas fotos no MEV do pré-formado, no sentido de uma melhor caracterização.

Na fig.21 é mostrada uma vista geral do pré-formado. É possível ter uma boa visão dos aglomerados de partículas.

Na fig.20 tem-se uma foto com maior aumento, onde já é possível perceber os pontos de contato entre as partículas.

Como é possível perceber pela micrografia, a sílica não se apresenta em aglomerados com camadas grossas, i.e., sua baixa proporção (0.5%) em relação às partículas somado a sua boa dispersão fazem com que a sílica forme uma película extremamente fina. Isto é de importância fundamental para o compósito obtido, pois os espaços entre partículas precisam estar livres para que o metal líquido flua pelos espaços entre partículas e preencha o pré-formado de uma maneira mais completa possível.

2.2- Ensaios de infiltração

2.2.1- Descrição da operação.

A figura 3 mostra esquematicamente a operação da máquina de infiltração. Uma descrição mais detalhada do seu funcionamento pode ser encontrada na literatura⁽⁹⁾.

a) Montagem

Colocação do cadinho contendo metal e pré-formado no interior do vaso de pressão.

b) Aplicação de vácuo com metal ainda sólido.

Nas experiências, usou-se 0.2 mbar de vácuo.

c) Fusão do metal líquido, que sela o vácuo no interior do pré-formado.

d) Aplicação de pressão (Pressão máxima : 7.0 MPa).

e) Despressurização.

f) Descida do cadinho.

A operação de aquecimento e pressurização usado é a mesma aplicada em experiências descritas na literatura^(7,10,11) e pode ser esquematizada de acordo com a figura 11.

2.2.2- Liga utilizada.

O pré-formado foi compactado dentro de um tubo de quartzo (vide item 2.1.2), para poder se analisar a profundidade de penetração do metal líquido. Não foi utilizado espaçador a base de carbono entre o metal e o pré-formado devido à baixa molhabilidade do ZAMAK5 sobre o reforço, segundo a literatura^(7,12). Experiências preliminares confirmaram que o ZAMAK 5 líquido não molha espontaneamente as partículas de carboneto de silício.

2.2.2.1- Ensaios de Infiltração.

Foram feitas as experiências descritas na tabela 6:

onde:

Temperatura: valor no qual foi iniciada a infiltração.

Pressão: Pressão aplicada para infiltração.

tempo: tempo no qual manteve-se pressurizado o sistema.

penetração: distância de infiltração.

Os resultados obtidos podem ser analisados da seguinte forma:

a) influência da temperatura:

Nas experiências 1, 2 e 3 foram mantidas as pressões aplicadas e tempo de pressurização, e variou-se a temperatura.

Com os resultados pode-se perceber que nas infiltrações a 450°C e 550°C com pressão de 3000 KPa e tempo de 1:30 não se pode perceber variação nos parâmetros profundidade de penetração e porosidade (vide fotos). Nas fig.18 e 19 temos micrografias das amostras 1 e 3 respectivamente.

b) Influência da pressão aplicada.

A influência desta variável pode ser observada comparando-se as experiências 4, 5, 6, 7, 8, 9 e 10.

Com os resultados obtidos pode-se construir o gráfico da fig.12 para T=500°C e tempo de pressurização igual à 1:30.

Pode-se verificar que para o sistema composto de matriz de ZAMAK 5, reforço de partículas de SiC de 45µm, aglomerado com 10% em peso com sílica coloidal, a pressão limite para início de penetração do metal líquido está entre 500 e 550 KPa.

Analisando-se os pontos fornecidos pelas experiências 4, 5, 6, 7, 8, 9 e 10 verifica-se que a relação entre P e D pode ser aproximado por uma reta com coeficiente de correlação 0.999, chegando-se à equação de reta, onde D é a penetração (mm) e P é a pressão (KPa).

$$D = (0.29 * P) - 156$$

Pode-se verificar pela equação que para este sistema a pressão crítica para

início de penetração do metal líquido está em torno de 538 KPa (pressão na qual D é 0). Fletcher et al(12), infiltrando ligas Zn-Al e partículas soltas de SiC com 8.37 μm de tamanho médio encontraram resultados semelhantes quanto à linearidade da curva. Esses autores ajustaram os pontos por curvas de 1° e 2° graus (linear e parabólico), sendo que a primeira se aproximou melhor dos pontos obtidos, com a diferença máxima de P_c encontrada entre os dois ajustes de 5%.

Este mesmo grupo de pesquisa mostrou que para um sistema semelhante, porém com partículas de SiC com diâmetro média de 8.37 μm , encontrou uma pressão crítica da ordem de 80 KPa, Isto se mostrou bastante coerente, pois como foi mostrado, a pressão crítica é inversamente proporcional ao tamanho médio das partícula, devido ao tamanho médio dos poros remanescentes.

2.3- Caracterização microestrutural.

A análise microestrutural foi realizada basicamente com microscopia ótica.

O ataque químico utilizado para revelar a microestrutura da liga ZAMAK 5 é a seguinte:

- 200g CrO_3
- 20g Na_2SO_4
- 17 ml HCl
- 1000 ml de água destilada

Tempo de exposição : 5 segundos.

2.3.1- Caracterização : SiC / ZAMAK 5

A microestrutura da liga ZAMAK 5 puro pode ser visto na figura 13. Esta

figura mostra a liga sem a presença de reforço resfriada nas condições de uma experiência de infiltração. A microestrutura resultante está bastante coerente com o encontrado na literatura⁽¹³⁾, sendo composta basicamente por regiões dendríticas ricas em zinco e regiões eutéticas.

A caracterização do material foi feita com amostras obtidas sobre as seguintes condições: Temperatura : 500°C; Pressão : 3000KPa; Tempo : 1:30; Infiltração: Total.

Nas figura 14 é possível observar o alto grau de homogeneidade de dispersão das partículas na matriz. A interface entre as regiões reforçada e não-reforçada do material pode ser bem observado na figura 15. Já na figura 16, tem-se um micrografia onde, devido ao maior aumento, é possível verificar regiões não infiltradas (B) e aglomerados de sílica (A). Essa falta de infiltração pode ser explicada pelo pequeno ângulo (θ) de abertura entre duas partículas em contato. Este pequeno ângulo faz com que apareça uma *concentração de pressão* onde é necessário uma pressão de infiltração maior que a pressão média exigida pelo material. Este defeito pode ser minimizado através de um aumento da pressão aplicada. Os aglomerados de sílica, a princípio, só podem ser minimizados através de um menor uso deste como ligante entre partículas. Na fig.14 é mostrada a interface metal/reforço com ataque químico. É possível perceber as diferenças entre as grandes regiões de zinco primário e os pequenos espaços entre partículas, dificultando a segregação do soluto da matriz durante a solidificação.

2.4- Análise de densidade do CMM obtido.

Esta análise foi feita com objetivo de se obter dados quanto ao teor de porosidade resultante no material.

A porosidade, isto é, a ausência de infiltração é explicada da seguinte forma. Em uma experiência de infiltração, os principais esforços que se contrapõem ao movimento do fluido pelo interior do corpo poroso são os viscosos e, para os casos mais comuns de baixa molhabilidade dos pré-formados cerâmicos pelos metais

líquidos, os de capilaridade. Na equação de Laplace⁽⁷⁾ é possível notar que a pressão de capilaridade é maior, quanto menor o tamanho efetivo dos poros(r).

$$P_c = 2 \times \sigma_{LV} \times \cos\theta / r$$

onde σ_{LV} é a tensão superficial,

P_c é a pressão de capilaridade,

θ é o ângulo de molhamento (figura 1).

Primeiramente foi feita uma estimativa teórica (supondo porosidade nula):

$$\rho_{SiC} = 3.16 \text{ g/cm}^3$$

$$V_{f_{SiC}} = 0.55$$

$$\rho_{ZAMAK\ 5} = 6.7 \text{ g/cm}^3$$

$$V_{f_{ZAMAK\ 5}} = 0.45$$

$$\rho_{CMM} = (\rho_R \cdot V_{f_R} + \rho_M \cdot V_{f_M}) / (V_{f_R} + V_{f_M})$$

onde

ρ_{CMM} = densidade do compósito

ρ_R = densidade do reforço (SiC)

ρ_M = densidade da matriz (ZAMAK 5)

V_{f_R} = fração volumétrica do reforço

V_{f_M} = fração volumétrica da matriz

Calculando as densidades temos:

$$\rho_{\text{CMM}} = 4,75 \text{ g/cm}^3$$

A análise feita pelo método de Arquimedes nos forneceu os dados que podem ser vistos na tabela 7

Devido ao baixo nível de precisão deste tipo de medida, as diferenças nos valores das densidades podem ser atribuídos à imprecisões do método além da própria diferença inerente ao material compósito.

Como foi anteriormente visto nas micrografias, a quantidade de vazios/poros é muito pequena, por isto a análise pelo método de Arquimedes nos forneceu um valor dentro do estimado supondo nulo o número de vazios.

2.5- Ensaio de dureza.

Foram realizados alguns ensaios com resultados bastantes semelhantes. Foram ensaiadas duas amostras com matriz de ZAMAK 5 em duas regiões diferente.

Usou-se carga de 150 Kgf e esfera de 2.5 mm de diâmetro no ensaio de dureza.

Os dados obtidos podem ser vistos na tabela 8. Os resultados mostram o alto nível de homogeneidade do material. Isto pode ser concluído devido ao elevado nível de dispersão das partículas na matriz.

A dureza típica do ZAMAK 5 é 90 à 100 HB. Isto demonstra que este material tem uma boa perspectiva de elevação do seu desempenho com relação à resistência ao desgaste. Um campo de pesquisa que posteriormente poderia ser de interesse de realização pelo grupo de pesquisa do Departamento de Metalurgia,

seria a realização de uma série de ensaios de desgaste nos CMMs obtidos via processo PIC.

3- Conclusões

1-A sílica coloidal se mostrou um bom agente aglomerante para as partículas de SiC fornecendo a resistência necessária, além de não interferir de forma significativa sobre a permeabilidade do pré-formado.

2-A produção do pré-formado e dos CMMs se mostrou um processo reprodutivo.

3-A partir dos ensaios de infiltração é possível caracterizar o perfil da curva PRESSÃO x PENETRAÇÃO, e encontrar a pressão crítica (P_c). No sistema estudado, a pressão crítica é 538 KPa.

4-Obteve-se CMMs de alta densidade, com poucos vazios remanescentes e com dureza 1,5 vezes maior do que o ZAMAK 5 convencional

4-Referências bibliográficas

(1)Mortensen,A. & Jin,I. - “Solidification Processing of Metal Matrix Composites”. Int. Mat. Rev., 37, 101-128, 1992.

(2)Cornie,J.A.; Mortensen,A; Field,F.& Stokes,S.-“Technical and Commercial Implications of Solidification Processing and Pressure Infiltration Casting Technology for Fiber Reinforced Metal Composites”. Trabalho apresentado no congresso ATA-MAT 1989: Innovations in Materials and Application in the Transportation Industries. Turim, Itália, 26 a 28 de junho de 1989.

(3)Martins,R. & Goldenstein,H.-“Equipamento de Laboratório para Infiltração de Pré-formados Cerâmicos por Metais Líquidos Utilizando-se Médias Pressões”. Trabalho apresentado no Congresso Internacional de Tecnologia e Materiais (ABM), São Paulo, SP, 9 a 14 de outubro de 1994.

(4)Yoshimura,H.N.-”Produção e Caracterização de Compósitos de Matriz de Al Reforçada com Partículas de SiC Obtidas por Extrusão de Pós”. Dissertação apresentada na Escola Politécnica da USP para obtenção do título de Mestre em Engenharia, 1994.

(5)Alonso,A; Pamies,A; Narciso,J. Garcia-Cordovilla,C.& Louis,E.-”Evaluation of the Wettability of Liquid Aluminum with Ceramic Particulates (SiC,TiC,Al₂O₃) by Means of Pressure Infiltration”. Met. Trans, 24A, 1423-1432, 1993.

(6)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, 3605-3612, 1989.

(7)Ashthana,R. & Rohatgi, P.K.-”Melt Infiltration of Silicon Carbide Compacts. Part I: Study of Infiltration Dynamics”. Z. Metallkd, 83, 887-892, 1992.

(8)Chong, S.Y.; Atkinson,H.V. & Jones,H.-”Effect of Ceramic Particle Size, Melt Superheat, Impurities and Alloy Conditions on Threshold Pressure for Infiltration of SiC Powder Compacts by Aluminum-Based Metals”. Materials Science and Engineering, A173, 233-237, 1993.

(9) Lintz, A.C.; Martins, R. & Goldenstein, H. - "Equipamento de Laboratório para Infiltração de Pré-formados Cerâmicos por Metais Líquidos Utilizando-se Médias Pressões - Apresentação das Etapas do Projeto". Trabalho apresentado no XIII Congresso de Iniciação Científica e Tecnológica em Engenharia (CICTE-94), São Carlos, SP, 13 a 16 de dezembro de 1994.

(10) Asthana, R. & Rohatgi, P.K. - "Solidification Synthesis of Pressure-Infiltrated Al Alloy 2014-SiC Platelet Composites". *Materials Science Engineering*, A144 (1991) 169-178.

(11) 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 Materials Science*, 24 (1989), 3605-3612.

(12) Fletcher, T. R., Cornie, J. A. & Russel, K.C. - "Wettability of SiC Particulates with Zn and Zn-Al Alloys". ASM. Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites held in conjunction with the 1988 World Materials Congress, Chicago, Illinois, 24-30 September 1988.

(13) Coutinho, T.A. - "Análise e Prática. Metalografia de Não-Ferrosos"- Edgard Blücher Ltda, São Paulo, pp114, 1980.

(14) I.J.Mansur, A.Mortensen, A Cornie, and M.C.Flemings - "Pressure Casting of Fiber Reinforced Metals"- Sixth International Conference on Composite Materials ICCM 6, London, July 1987.

(15) A.Mortensen, L.J.Masur, J.A. Cornie, and M.C.Flemings: *Metall Transc. A*, 1989, vol 20A, pp2535-47

(16) Martins, R. - "Produção e Caracterização de Materiais Compósitos e Intermetálicos por Infiltração a Médias Pressões."- Dissertação apresentada na Escola Politécnica da USP para obtenção do Título de Mestre em Engenharia ,

1995

(17) Duruz, J - Compósito de oxicomposto refratário /metal refratário duro .
Patente Brasileira PI 8807700 A , 1990.

(18) Masur, L. J., Mortensen, A., Cornie, J. A. & Flemings, M.C. -
“Infiltration of fibrous preforms by pure metal Part II : Experiment.” Met. Trans,
20A, 2549-2557.

(19) Mortensen, A. & Michaud, V. - “Infiltration of fibrous preforms by a
binary alloy : Part I. Theory.” Met. Trans, 21A, 2059-2072, 1990.

(20) Mortensen, A. & Michaud, V. - “Infiltration of fibrous preforms by a
binary alloy : Part II. Further theory and experiments.” Met. Trans, 23A, 2263-
2279, 1992.

(21) Aluminum Company of America, “Production of Reinforced
Composites.”, U.S. Patent, nº 3.47.180 , 1970 . Apud Ref. 5.

(22) Cook, A. J. & Werner, P. S. - “Pressure infiltration casting of metal
matrix composites.”, Materials Science and Engineering, A144, 189-206, 1991

(23) Mortensen, A. & Michaud, V & Flemings, M. C. - “Pressure
Infiltration processing of reinforced aluminum”, JOM, 45, 36-43, January 1993.

(24) Fukunaga, H & Goda, K. - “Fabrication of fiber reinforced metal by
squeeze casting (Pressure infiltration process of molten aluminum to continuos
glass fiber bundle). Bulletin of JSME, 27 (228), 1245-1250, 1984.

(25) Clyne, T.W. , Mader, M. G. , Cappleman, P. A.-”The use of a δ -
alumina fibre for metal-matrix composites.”, Journal of Materials Science, 20, 85-
96, 1985.

(26) Clyne, T.W. & Mason, J. F. - “The squeeze infiltration process for
fabrication of metal-matrix composites.”, Met. Trans, 18A, 1519-1530, 1987.

- (27) Lacoste, E. , Aboulfatah, M. , Danis, M. & Giro, F. - "Numerical simulation of the infiltration of fibrous preforms bu a pure metal.", Met. Trans, 24A, 2667-2678, 1993.
- (28) Oh, S.Y., Cornie, J.A. & Russel K.C. - "Wetting of ceramic particles with liquid aluminum alloys : Part i. Experimental techniques.", Met. Trans., 20A, 527-532.
- (29) Mani, V.G.S. , Sriram, P. , Raman, N. & Seshan, S. - "Tribological studies on cast zinc-aluminum alloys.", AFS Transactions, 96, 525-532, 1988
- (30) Calayag, T.S. - "The practicality of using zinc-aluminum alloys for friction-type bearings.", Proceedings of the International Symposium on Zinc-Aluminum (ZA) Casting Alloys, Ed.: Lewis, G.P. , Barnhurst, R. J. & Loong, C A., Canadian Institute of Minning and Metallurgy, Quebec, 305-313, 1986.
- (31) Lyon, R. - "Some applications of ZA alloys in the U.K.", In: Proceedings of the international Symposium on Zinc-Aluminum (ZA) Casting Alloys, Ed.: Lewis, G.P. , Barnhurst, R. J. & Loong, C A., Canadian Institute of Minning and Metallurgy, Quebec, 289-304, 1986.
- (32) Murphy, S. & Savaskan, T. -"Comparative wear behaviour of Zn-Al based alloys in automotive engine application.", Wear, 117 , 79-89, 1987.
- (33) Lee, P. P., Savaskan, T. & Laufer. E. -"Wear resaistence and microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu alloys.", Wear, 117, 79-89, 1987.
- (34) Savaskan, T. & Murphy, S. - "Mechanical properties and lubricated wear of Zn-25Al based alloys.", Wear, 116, 211-224, 1987.
- (35) Guerrierom, R. , Parse, J.B. & Tangerini, I - "Metal Matrix Composites utilizing Zn-Al alloys", In: Proceedings of the international Symposium on Zinc-Aluminum (ZA) Casting Alloys, Ed.: Lewis, G.P. , Barnhurst, R. J. & Loong, C

A., Canadian Institute of Mining and Metallurgy, Quebec, 229-248, 1986.

(36) Goldenstein, H. , Flores. D.C. , Braga, R. & Fuoco, R.- “As ligas zinco-alumínio: características gerais e alguns resultados de resistência ao desgaste.”, *Metalurgia ABM*, 43, (351), 97-102, 1987.

(37) Murray, J.L. - “Aluminum - Zinc”, In.: *Binary Alloy Phase Diagrams*, ASM, Metals Park, 1, 184-185, 1986.

(38) Lamberigts, M., Walmag, G. , Coutsouradis, D. , Delneville.P. & Meeus, M. “Friction and ductility behaviours of a high strength zinc foundry alloy.”, *AFS Transactions*, 93, 569-578, 1985.

(39) Dent,P.N. & Murphy, S. - “Progress in the development of inexpensive composites with zinc-aluminum alloy matrix””,In.: *Proceedings of the international Symposium on Zinc-Aluminum (ZA) Casting Alloys*, Ed.: Lewis, G.P. , Barnhurst, R. J. & Loong, C A., Canadian Institute of Mining and Metallurgy, Quebec, 127-142, 1986.

(40) Dellis,M.A., Schobbens, H., Van Den Neste, M. , Lips,B., Wégria, J. & Delannay, F.-”Mechanical properties of zinc-aluminum matrix composites reinforced by unoriented fibres”, In.: *Metal Matrix Composites - Processing, microstructure and properties . Proc. of the 12th Riso Int. Symp. on Mat. Sci.. Ed.: Hansen, N., Juul Jensen, D. . Leffers, T., Lilholt, H., Lorentzen, T., Pedersen,O.B. & Ralph, B. , 299-304,1991.*

(41) Vescera, F. , Keustermans, J.P., Dellis, M.A., Lips ,B., Wégria, J. & Delannay, F.-”Processing and properties of Zn-Al alloy matrix composites reinforced by bidirectional carbon tissues.”, In.: *Metal Matrix Composites - Processing, microstructure and properties . Proc. of the 12th Riso Int. Symp. on Mat. Sci.. Ed.: Hansen, N., Juul Jensen, D. . Leffers, T., Lilholt, H., Lorentzen, T., Pedersen,O.B. & Ralph, B. , 299-304,1991.*

Apêndice I

Tabelas

Tab.1 - Análise do Pó de SiC

Certificado 327/95 - PMT/ROBERTO MARTINS

Amostra: SiC

Meio de Dispersao: alcool

Lente: 300mm

Op.: Dora

000000020119

Data: 09/08/95

2724 pil IKV1654 **ALAPMS SET A B D **

High Size	Under %	High Size	Under %	High Size	Under %	High Size	Under %	High Size	Under %	High Size	Under %	Span 0.95
564	100	254	100	114	99.6	51.3	69.9	23.1	7.2	10.4	0.0	D[4,3]
524	100	236	100	106	99.4	47.7	62.3	21.4	5.4	3.64	0.0	44.59µm
488	100	219	100	98.6	99.1	44.4	54.6	19.9	4.0	8.97	0.0	
454	100	204	100	91.7	98.6	41.2	46.9	18.5	2.9	8.34	0.0	D[3,2]
422	100	190	100	85.3	97.8	38.4	39.5	17.2	2.0	7.76	0.0	38.39µm
392	100	176	100	79.3	96.7	35.7	32.7	16.0	1.3	7.21	0.0	
355	100	164	99.9	73.8	95.0	33.2	26.5	14.9	0.8	6.71	0.0	D[v, 0.9]
339	100	153	99.9	68.6	92.3	30.8	21.0	13.9	0.4	6.24	0.0	65.52µm
315	100	142	99.9	63.8	88.4	28.7	16.4	12.9	0.2	5.80	0.0	
293	100	132	99.9	59.3	83.3	26.7	12.7	12.0	0.1			D[v, 0.1]
273	100	123	99.8	55.2	77.0	24.8	9.6	11.2	0.0			25.04µm
Source = :Sample												Beam length = 2.4 mm
Focal length = 300 mm												Log. Diff. = 2.957
Presentation = pil												Obscuration = 0.2611
												Volume distribution
												Model indp
												Volume Conc. = 0.1612%
												Sp.S.A 0.1563 µ²/cc.
												D[v, 0.5]
												42.48µm

Tabela 2- Resistência à Compressão

Condição de cura	Amostra	Força (kgf)
T = 1000°C t = 3h	1	71,6
	2	70,0
	3	72.3
	4	70.2
	5	69.5
	6	65.2
	7	71.5
	8	76.5
	9	68.2
	10	72.9
Média		70.8
Desvio Padrão		2.85

T = 500°C t = 3h	11	67,2
	12	70,0
	13	65.2
	14	68.9
	15	68.5
	16	72.6
	17	71.5
	18	65.9
	19	74.9
	20	70.3
Média		69.5
Desvio Padrão		2.86

Tabela 3- Fração Volumétrica – Análise Volumétrica

Amostra	Vf _{sic}
1	0.49
2	0.51
3	0.50
4	0.51
5	0.48
6	0.51
7	0.52
8	0.50
9	0.48
10	0.48
média	0.50
σ	0.014

Tabela 4 – Fração Volumétrica - Quantimet

Amostra	Vf _{SiC}
1	0.553
2	0.578
3	0.563
4	0.572
5	0.551
6	0.548
7	0.536
8	0.576
9	0.568
10	0.523
Média	0.557
σ	0.017

Tabela 5 – Fração Volumétrica – Metalografia Quantitativa

Amostra	$V_{f_{SiC}}$
1	0.58
2	0.57
3	0.59
4	0.57
5	0.58
6	0.58
7	0.57
8	.059
9	0.57
10	0.57
Média	0.58
σ	0.008

Tabela 6- Experiências de Infiltração

Experiência	Temperatura °C	Pressão Kpa	Tempo h:m:s	Penetração mm
1	550	3000	1:30	50
2	500	3000	1:30	50
3	450	3000	1:30	50
4	500	750	1:30	50
5	500	690	1:30	43
6	500	650	1:30	33
7	500	600	1:30	17
8	500	550	1:30	3
9	500	500	1:30	0
10	500	400	1:30	0

Tabela 7 – Densidade pelo Método de Arquimedes

Amostra	Densidade (g/cm ³)
1	4.7
2	4.6
3	4.8
4	4.7
5	4.5
6	4.8
7	4.7
8	4.7
9	4.6
10	4.6
Média	4.7
σ	0.1

Tabela 8 – Ensaio de Dureza

Amostra	dureza (BRINELL)
1	228
2	225
3	229
4	233
5	230
6	226
7	227
8	224
9	228
10	229
Média	228
σ	2

Apêndice II

Figuras

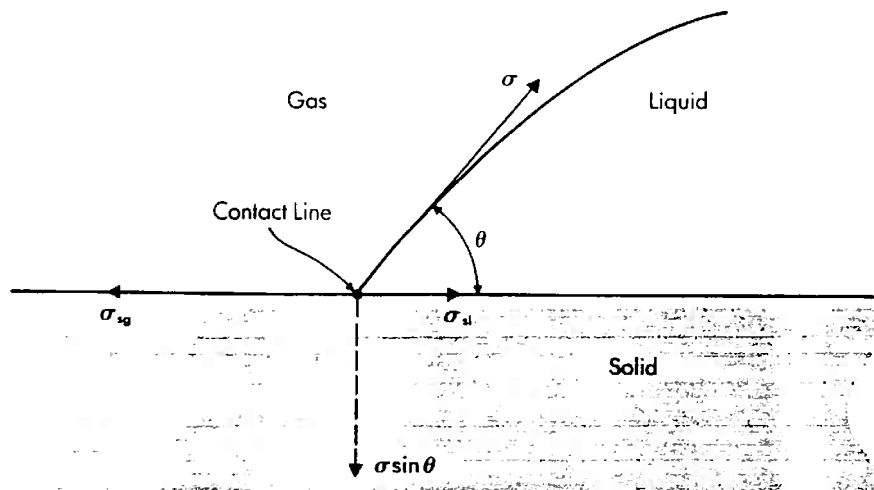


Fig1 - Ângulo de contato (molhabilidade)

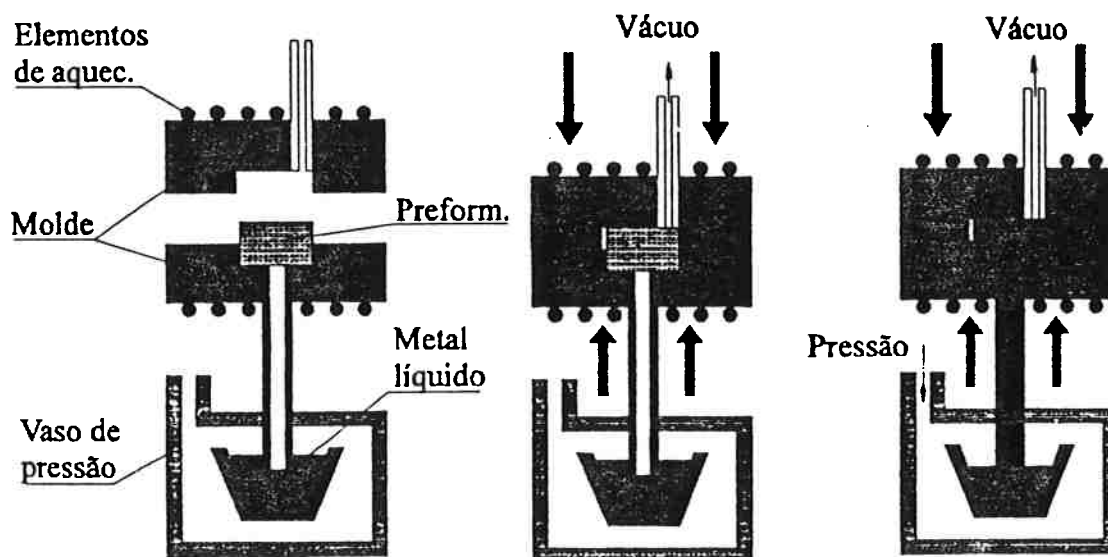


Fig2 - Processo Cray

• Processo PIC

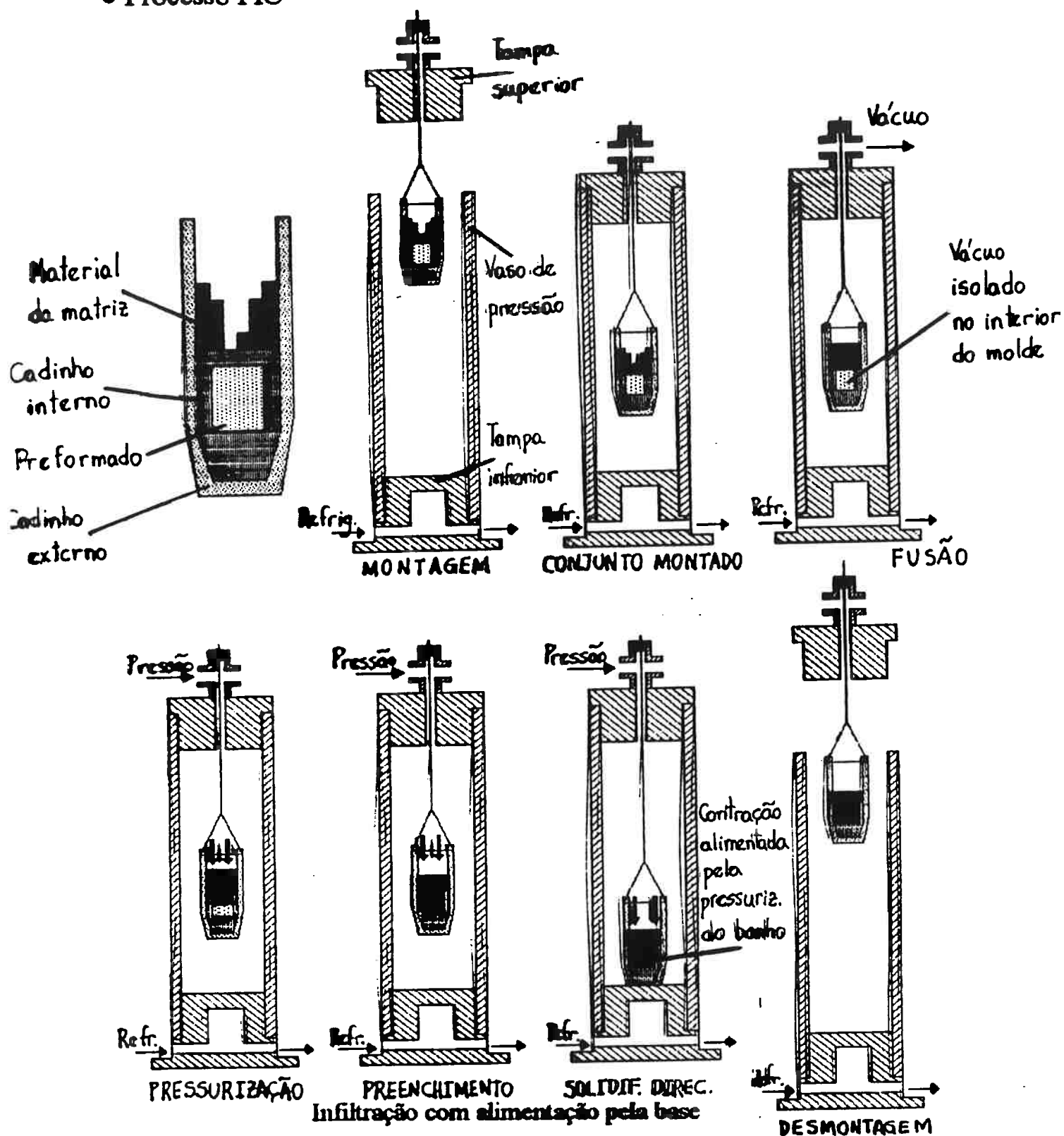


Fig3 - Máquina de Infiltração (Sequência de Montagem)

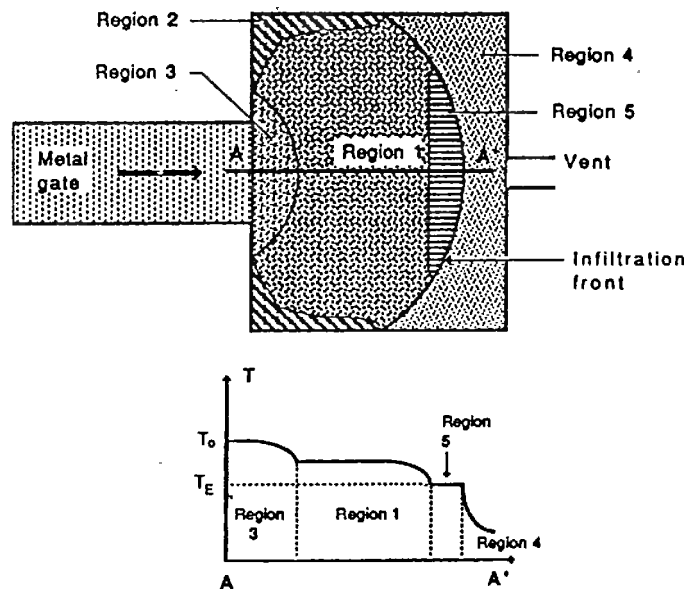


Fig4. - Regiões de Infiltração

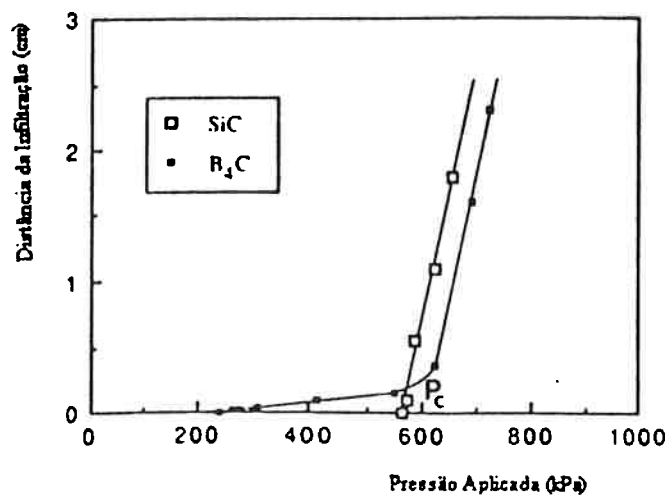


Fig5. - Variação de Distância de Infiltração x Pressão Aplicada

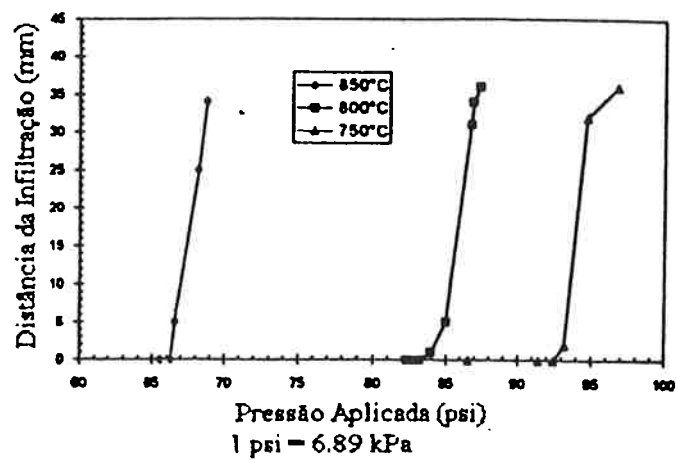


Fig6. - Variação da Pressão Limite em função da temperatura

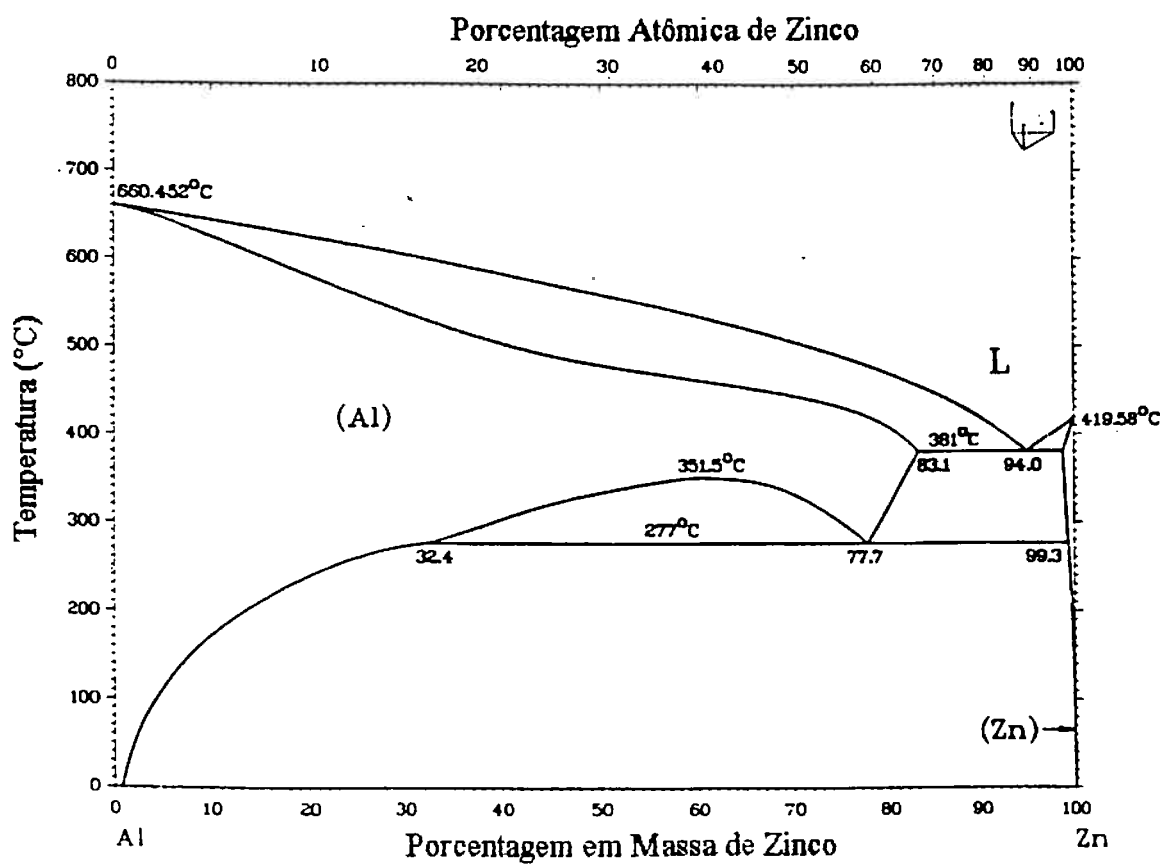


Fig7. - Diagrama de Fases liga Zn – Al

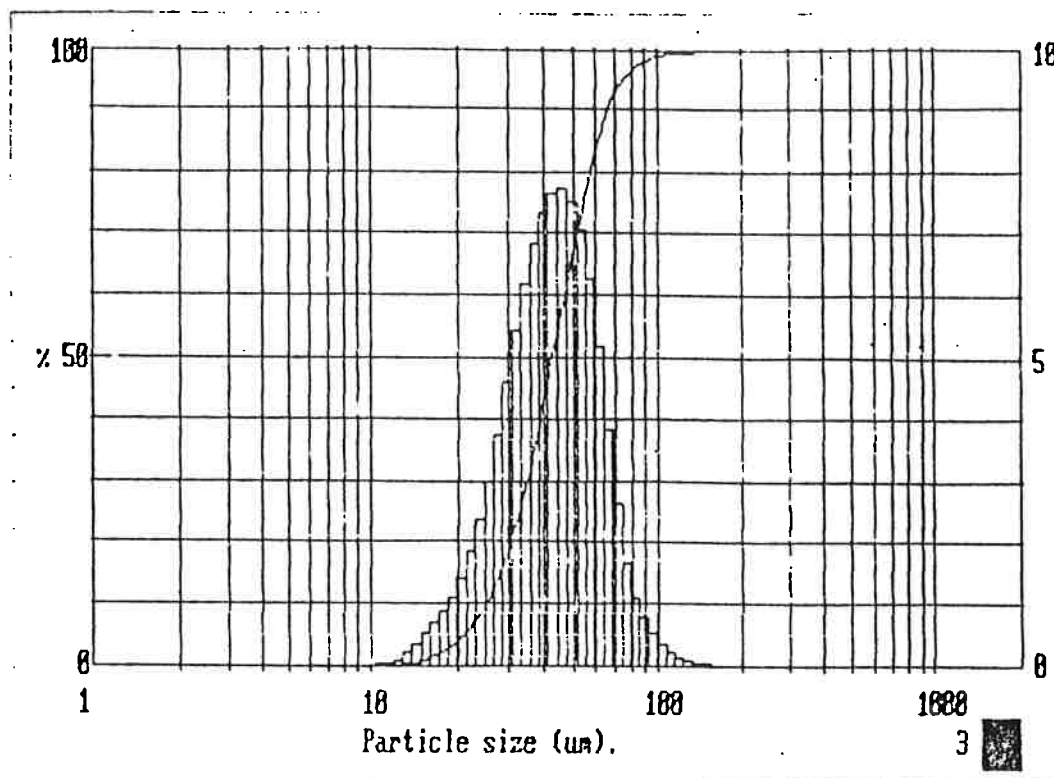


Fig.8 - Gráfico da Análise do Pó de SiC

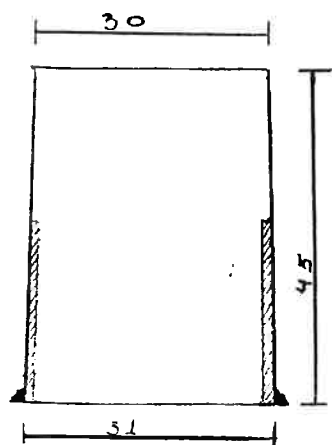


Fig.9 - Recipiente de elaboração do Pré-Formado

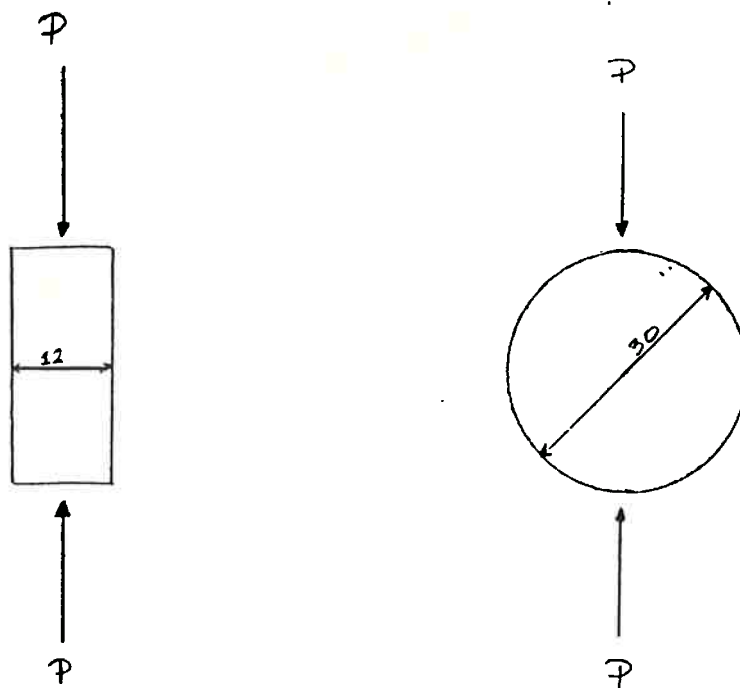


Fig.10 - Força de compressão durante ensaio

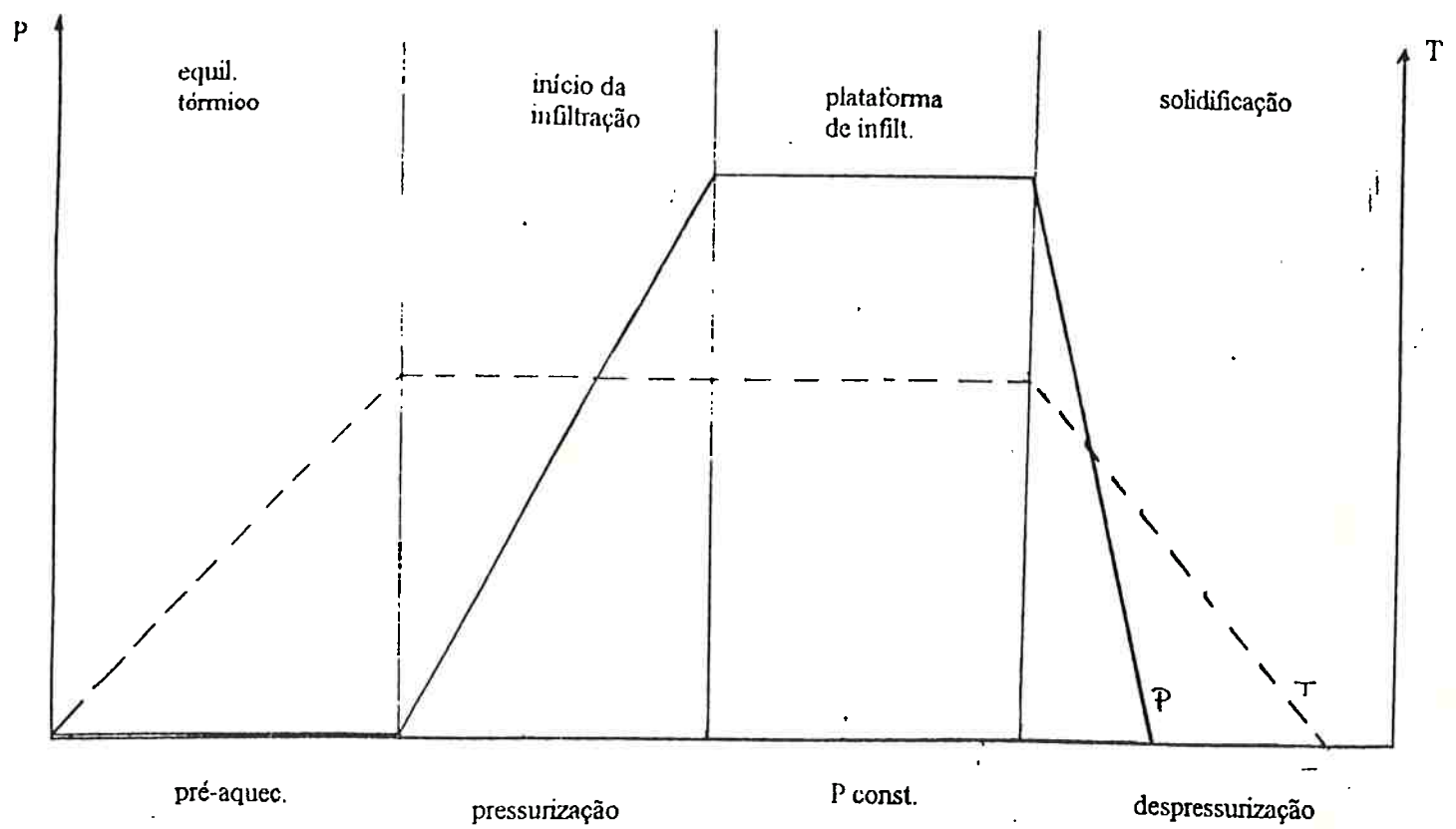


Fig.11 - Sequência de Infiltração

Figura 12 - Curva Pressão x Penetração

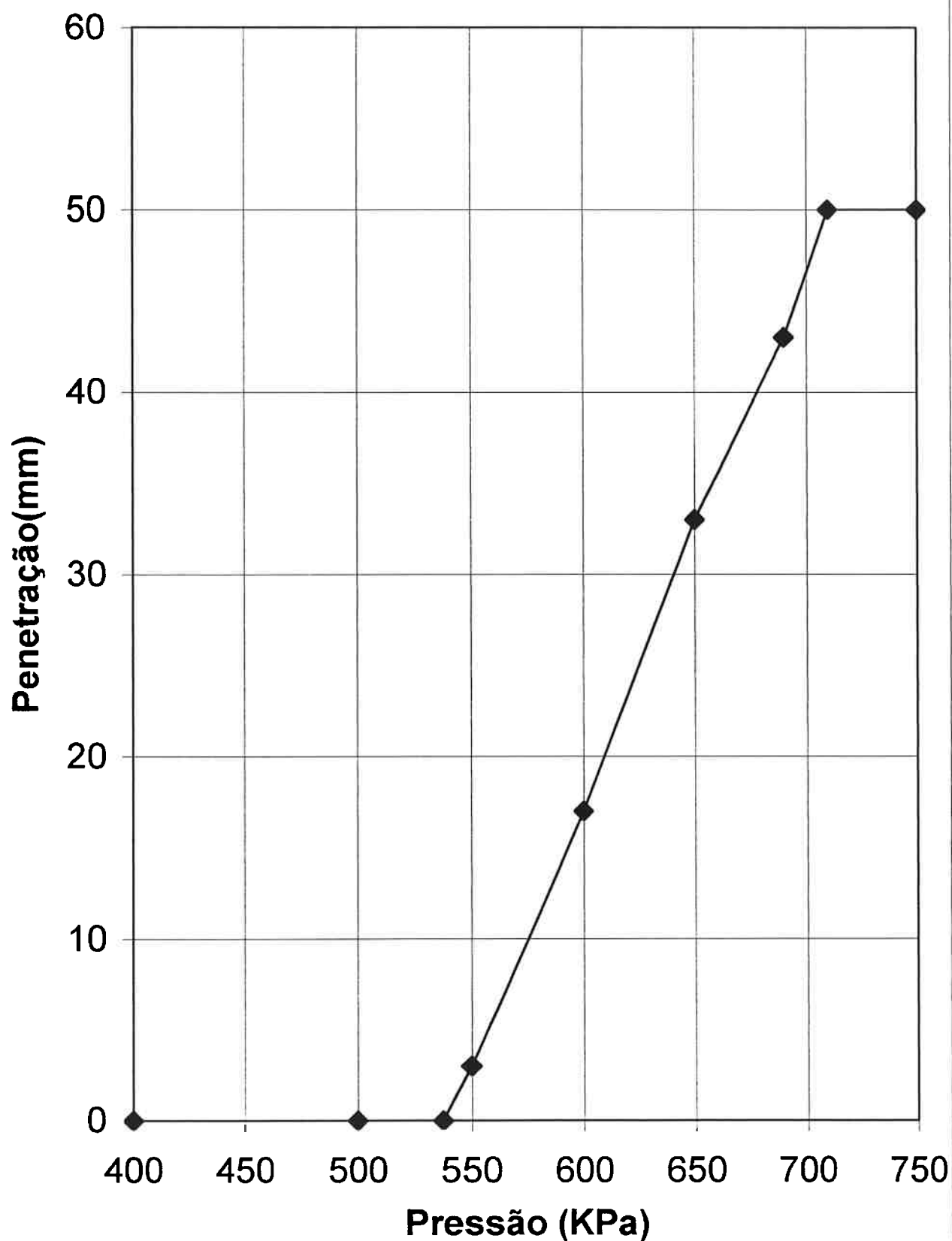




Fig.13 - Liga ZAMAK 5 – microestrutura

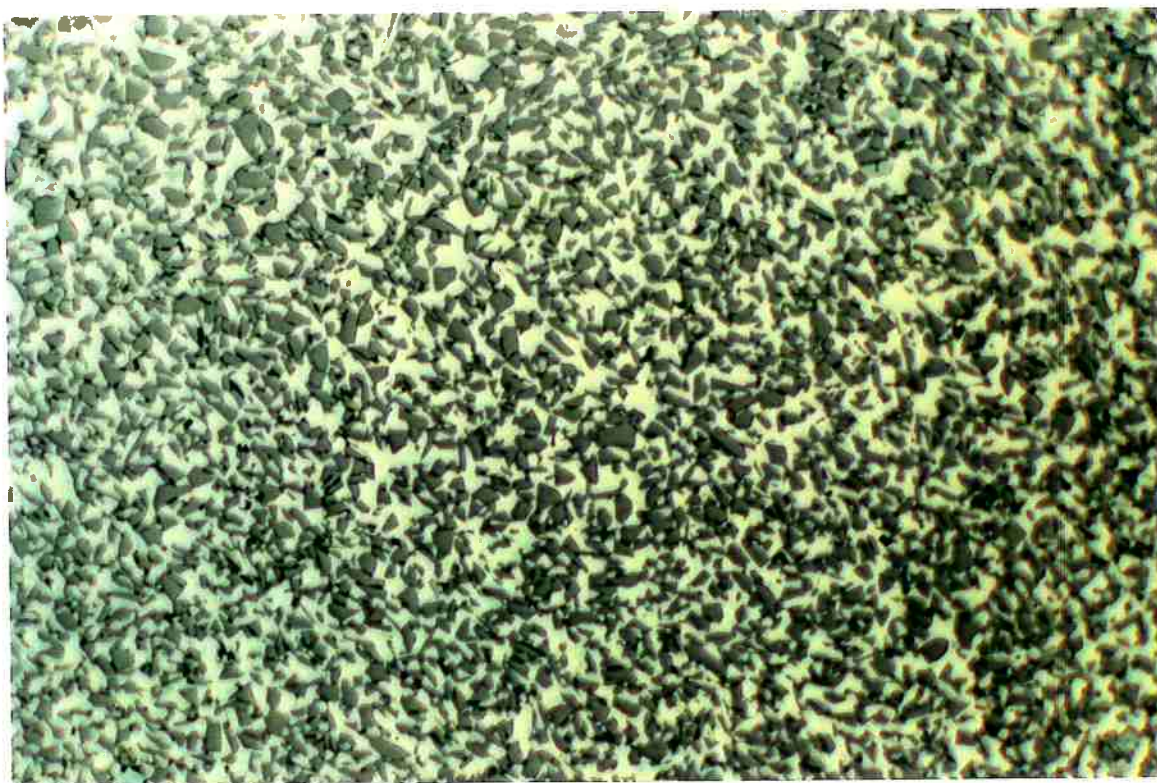


Fig.14 - Dispersão de partículas

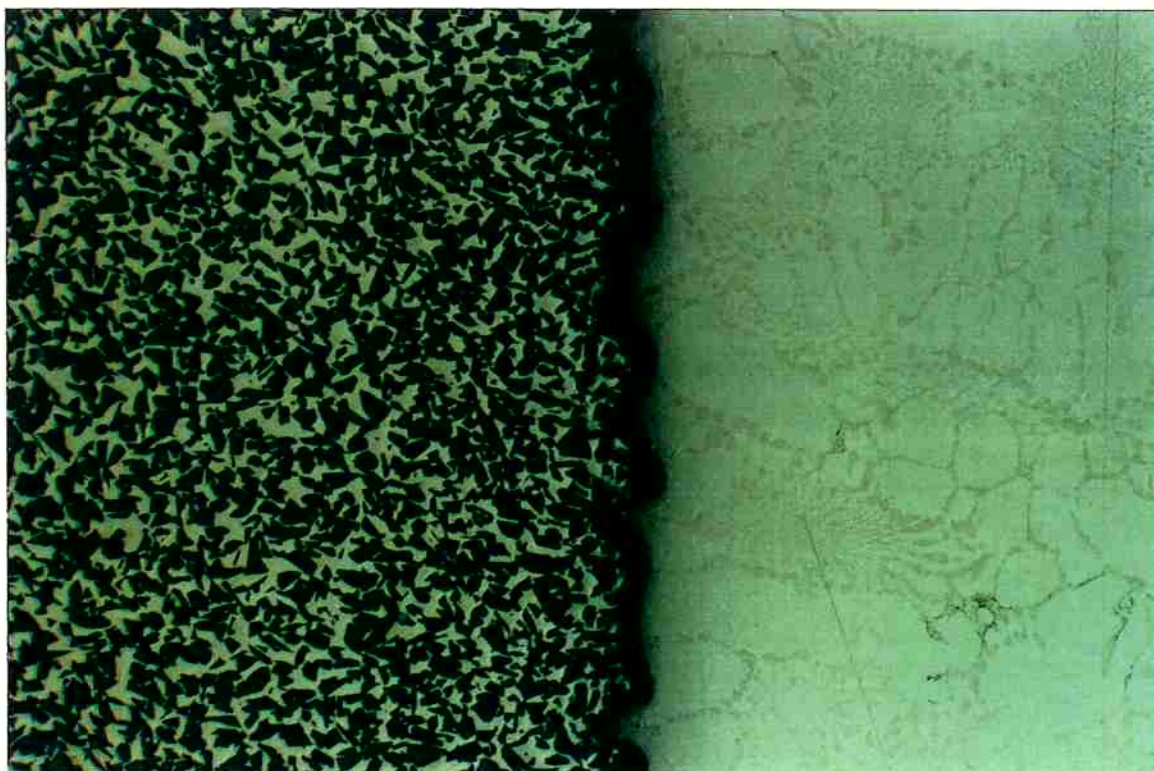


Fig. 15 - Interface metal reforçado / não reforçado



Fig. 16 - Defeitos de Infiltração

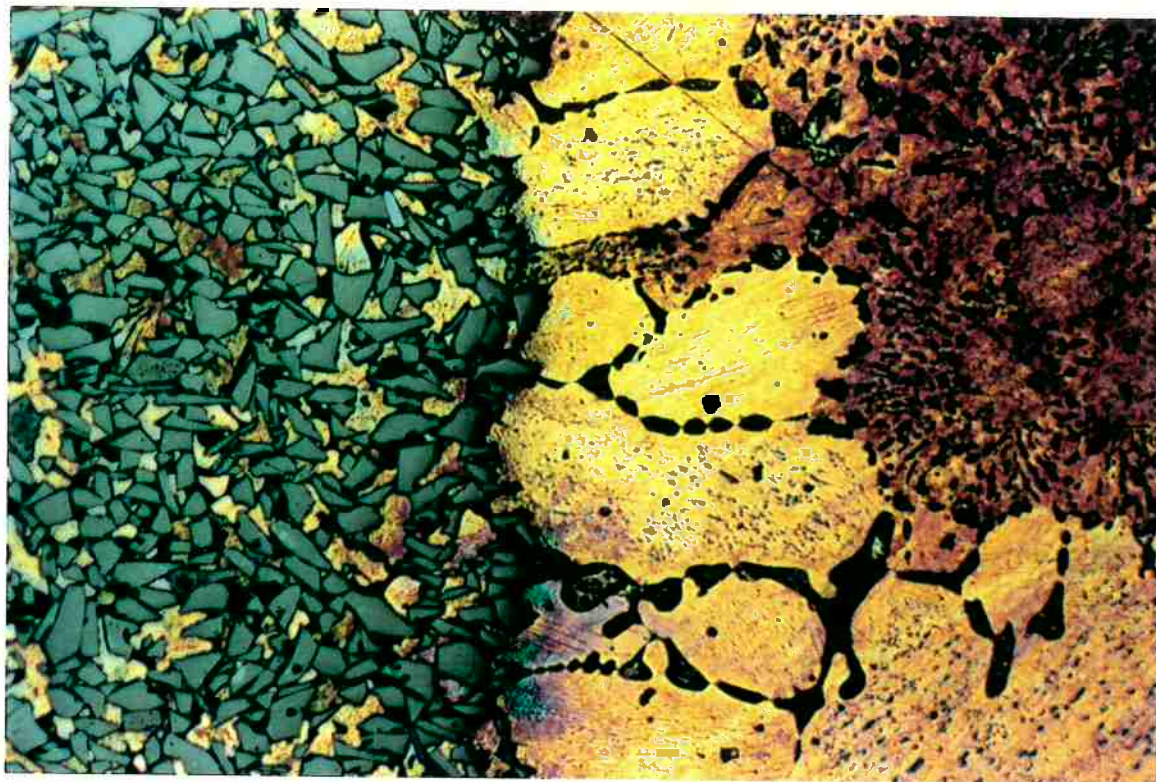


Fig.17 - Interface do reforço



Fig.18 - Amostra da análise da variável temperatura de infiltração



Fig.19 - Amostra da análise da variável temperatura de infiltração



Fig.20 - Pré- Formado (MEV) com maior aumento

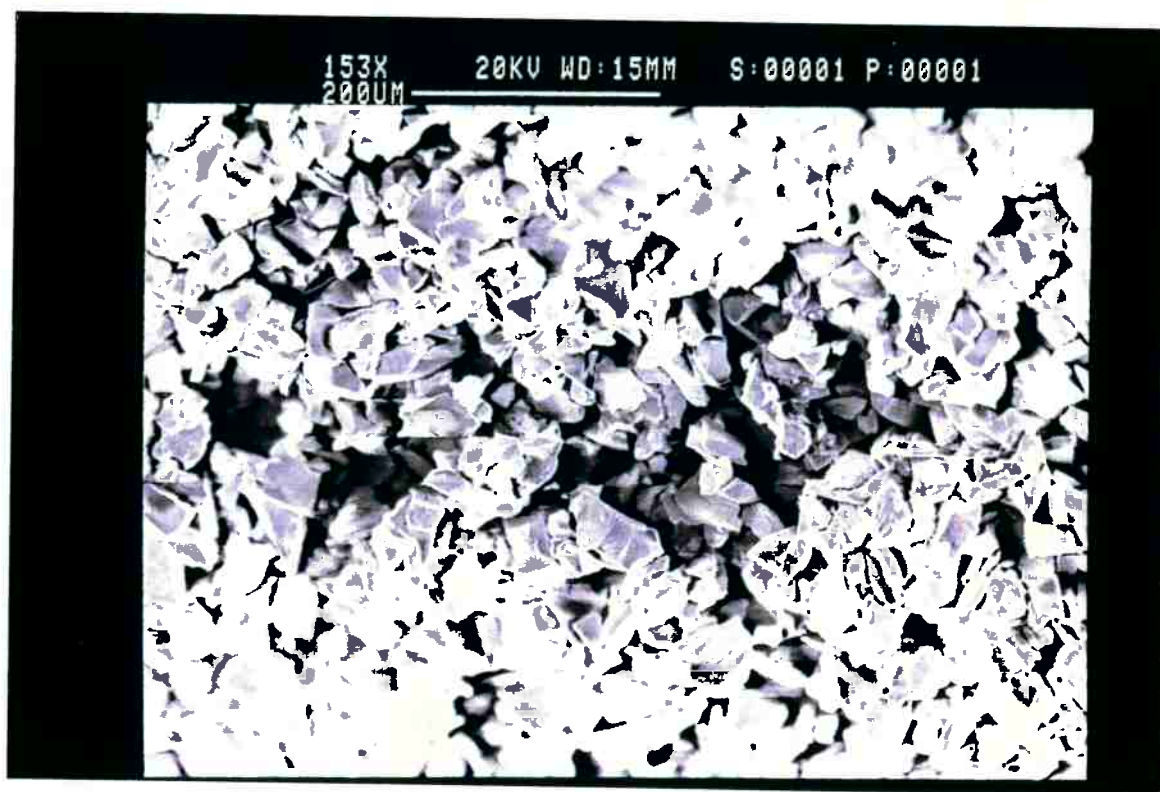


Fig.21 - Pré-Formado (MEV)