

## CONSOLIDACAO DE POS DE AL / SiC POR EXTRUSAO (1)

Aroldo José Mourisco (2)

Francisco Ambrózio Filho (3)

## RESUMO

É feita uma revisão bibliográfica dos compósitos de matriz metálica do tipo Al/SiC produzidos por metalúrgia do pó e consolidados por extrusão e por compactação e sinterização; e uma comparação com os produzidos por fundição.

São relatadas características medidas experimentalmente de produtos de extrusões de misturas de pó de Al comercialmente puro com 0%, 5% e 10% de SiC onde se conseguiu atingir densidades de 98% da densidade teórica. Obteve-se a dureza de 32 HB para o material sem reforço de SiC e 42 e 48 HB para o mesmo material com reforços de 5 e 10% em peso respectivamente. Caracteriza-se o material microestruturalmente com relação à distribuição do SiC na matriz metálica.

- 
- [1]- Trabalho apresentado no Seminário de Metalurgia do Pó da ABM, de 23 a 25 de outubro de 1991, São Paulo.
- [2]- Engenheiro Metalurgista e mestrando pelo IPEN.
- [3]- Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.E., Doutor em Engenharia Metalúrgica, Pesquisador do IPEN, Professor do Curso de Pós-graduação da EPUSP, Professor da FEI.

## 1.-INTRODUÇÃO

Devido a possibilidade de combinação de características de diferentes materiais, os compósitos têm sido constantemente estudados, em particular no caso dos Compósitos de Matriz Metálica (CMM) de alumínio reforçadas com SiC nas formas de whiskers, fibras e partículas. A Metalúrgia do Pó (M/P) tem despertado grande interesse na produção destes compósitos devido ao fato de se poder combinar maiores quantidades de elementos de liga na atomização dos pós de Al, menores efeitos de segregação no material consolidado e a introdução do óxido de alumínio da camada que recobre o pó de Al de uma maneira homogênea resultando num segundo tipo de reforço destes compósitos. O conjunto de todas estas vantagens da M/P leva à um produto final mais caro, mas de propriedades superiores aos produzidos por outros processos.[1]

O objetivo deste trabalho é fazer uma revisão bibliográfica dos compósitos de matriz de alumínio quanto aos processos e produtos, bem como apresentar resultados experimentais da pesquisa.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Uma crescente demanda por materiais com maior relação resistência/peso, ou módulo de elasticidade (neste caso portanto maior rigidez), ou módulo de elasticidade específico (relação entre o módulo de elasticidade e peso específico), levou a estudos que resultaram em materiais compósitos, onde se visou combinar materiais com propriedades muitas vezes bem diferentes (metais-cerâmicos, cerâmicos-cerâmicos, metais-metais, metais-polímeros) que quando juntos em dadas proporções, resultam em materiais com a combinações da propriedades dos materiais constituintes.[2,3,5]

No presente caso o material é um compósito de matriz metálica (CMM) onde o reforço é constituído por partículas cerâmicas de SiC. Os CMM's mais difundidos utilizam reforços de material cerâmico duro (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C) em matriz de liga leve (Al, Mg e Ti).

No caso dos CMM o critério de seleção para o material cerâmico inclui propriedades como módulo de elasticidade, limite de resistência a tração, densidade, temperatura de fusão, estabilidade térmica, compatibilidade com a matriz, coeficiente de

## 1.-INTRODUÇÃO

Devido a possibilidade de combinação de características de diferentes materiais, os compósitos têm sido constantemente estudados, em particular no caso dos Compósitos de Matriz Metálica (CMM) de alumínio reforçadas com SiC nas formas de whiskers, fibras e partículas. A Metalúrgia do Pó (M/P) tem despertado grande interesse na produção destes compósitos devido ao fato de se poder combinar maiores quantidades de elementos de liga na atomização dos pós de Al, menores efeitos de segregação no material consolidado e a introdução do óxido de alumínio da camada que recobre o pó de Al de uma maneira homogênea resultando num segundo tipo de reforço destes compósitos. O conjunto de todas estas vantagens da M/P leva à um produto final mais caro, mas de propriedades superiores aos produzidos por outros processos. [1]

O objetivo deste trabalho é fazer uma revisão bibliográfica dos compósitos de matriz de alumínio quanto aos processos e produtos, bem como apresentar resultados experimentais da pesquisa.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Uma crescente demanda por materiais com maior relação resistência/peso, ou módulo de elasticidade (neste caso portanto maior rigidez), ou módulo de elasticidade específico (relação entre o módulo de elasticidade e peso específico), levou a estudos que resultaram em materiais compósitos, onde se visou combinar materiais com propriedades muitas vezes bem diferentes (metais-cerâmicos, cerâmicos-cerâmicos, metais-metais, metais-polímeros) que quando juntos em dadas proporções, resultam em materiais com a combinação das propriedades dos materiais constituintes. [2,3,5]

No presente caso o material é um compósito de matriz metálica (CMM) onde o reforço é constituído por partículas cerâmicas de SiC<sub>p</sub>. Os CMM's mais difundidos utilizam reforços de material cerâmico duro (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C) em matriz de liga leve (Al, Mg e Ti).

No caso dos CMM o critério de seleção para o material cerâmico inclui propriedades como módulo de elasticidade, limite de resistência a tração, densidade, temperatura de fusão, estabilidade térmica, compatibilidade com a matriz, coeficiente de

expansão térmica, tamanho e forma, e custos. No caso dos Al/SiC<sub>p</sub> a deformação desenvolvida na interface do reforço com a matriz, devido a diferenças no coeficiente de expansão térmica é muito importante tanto em algumas aplicações em trabalho como nos tratamentos de solubilização e envelhecimento onde ocorrem ciclos térmicos.[2]

A maioria dos CMM's é obtida por mistura mecânica de fases, o que os diferencia das ligas convencionais obtidas por solidificação ou reações no estado sólido como previsto pelos diagramas de fase. Isto possibilita a adição de quaisquer frações volumétricas, formas e tamanhos dos reforços na matriz metálica.[7]

Os principais processos de fabricação de CMM's podem ser divididos basicamente em dois: via Fundição (compocasting, squeeze casting) e via Metalurgia do Pó (M/P).

Do ponto de vista da obtenção do composto podemos comparar os processos:

#### A.-Metalurgia do Pó

Uma das vantagens de se produzir este material por metalurgia do pó é porque se consegue obter maior homogeneidade na distribuição do SiC e melhor reprodutibilidade do que por metal líquido, evitando assim a formação de precipitados contínuos e aglomerados de SiC que fragilizam o material. No entanto algumas desvantagens existem no processo, como limitação de forma, custos da produção de pós, investimentos em prensas e matrizes e menor produtividade quando comparado aos processos com metal líquido.[12,13]

#### B.-Via Fundição

A produtividade via metal líquido é maior. Não há necessidade de prensas ou matrizes metálicas se não for usado o processo "squeeze-casting" e/ou infiltração, e menores custos de produção. No entanto há dificuldade de se conseguir uma distribuição homogênea do SiC<sub>p</sub> na matriz, bem como a sua própria introdução no banho metálico na forma de pós. Uma maneira de reduzir este problema é a refusão de lingotes de Al-SiC de maneira cuidadosa para se evitar segregação e porosidades o que acaba encarecendo o processo. Há ainda a limitação de que com 20% de SiC<sub>p</sub> em um banho a viscosidade do mesmo aumenta de tal forma que inviabiliza a produção de peças via fundição.[11,16]

Os processos podem ser complementares quando se pensa na produção de insertos a serem posteriormente introduzidos em peças feitos por processo de fundição, como é o caso dos insertos em cabeças de pistões para motores a combustão e bielas exemplificados na figura 1.[4]

As partículas de SiC mais utilizadas têm tamanho médio entre 1 e 20 $\mu$ m e a diferença de tamanhos entre esta e as do Al leva à formação de uma dispersão de partículas cerâmicas.[19] As frações volumétricas utilizadas variam entre 5 e 20% nos processos via metalurgia do pó, pois acima de 20% ocorre uma diminuição acentuada da ductilidade.

Nos processos de sinterização a faixa granulométrica de Al mais utilizada é para partículas menores do que 74 $\mu$ m, mas outros autores consideram melhor a utilização de partículas menores que 44 $\mu$ m.[7,13] e as ligas de Al mais utilizadas com reforços são as endurecíveis por precipitação como AA 2024, 7075, 6061 ou 8090.

O principal problema para a sinterização de pós de Al é a camada de óxido existente na superfície das partículas, cuja espessura varia de 0.01 a 1 $\mu$ m onde se pode ver uma camada de óxido (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) contendo ainda porcentagens de Al(OH)<sub>3</sub>, H<sub>2</sub>O. Este óxido é estável e não é reduzido nas temperaturas de sinterização mesmo utilizando-se atmosferas redutoras (H<sub>2</sub>, CO). Se o pó utilizado estiver muito oxidado teremos após a sinterização a concentração de óxidos nos contornos das partículas pré-existent, que causam significativa redução da tenacidade e quanto menor o tamanho de partícula maior a quantidade de óxido no produto final.[9] Os pós produzidos por atomização a gás inerte apresentam menores quantidades de óxidos e por isso são mais indicados para produção destes compósitos.

Tentativas de utilização de M/P e sinterização tradicional destes compósitos não têm apresentado resultados positivos. Cohrt [9] realizou experiências de sinterização de pó liga de Al (4.5%Cu, 0.7%Si, 0.5%Mg) com 10 e 20% de SiC<sub>p</sub> (em volume) em várias temperatura de sinterização e atingiu, tanto com como sem SiC<sub>p</sub>, máxima densidade a 620°C. No entanto não conseguiu atingir a mesma densidade (2,58 g/cm<sup>3</sup>) obtida sem SiC para 30 e 120 min. de sinterização, fato que o mesmo não soube explicar.

Objetivando romper a camada de óxido que envolve cada partícula do pó de Al e fazer com que ocorra a consolidação do compósito é que se tem utilizado a extrusão a quente de misturas

de pós de Al e suas ligas com o de SiC. [4,7,8,18,19] Sabe-se que aglomerados de  $\text{SiC}_p$  são locais preferenciais de nucleação de falhas que levam a fratura (estabelecendo, desta forma, a ductilidade e tenacidade da fratura. Além disso a distribuição do reforço é função da deformação sofrida pelo material. [5,15] Assim existem ligas comerciais, como por exemplo a X2080 (ALCOA-USA), onde se parte de pó pré-ligado de Al (3.8%Cu, 1.8%Mg, 0.2%Zr) com 90% das partículas menores do que  $44\mu\text{m}$ , mistura-se com 15% vol. de SiC (tamanho médio  $16\mu\text{m}$ ) e se procede uma prensagem a quente (HIP), seguida de extrusão (relação de redução 20:1) e posteriores laminação e tratamentos térmicos. Durante o tratamento de solubilização, devido a tensões internas geradas por diferença de condutividade térmica entre o Al e o  $\text{SiC}_p$ , ocorre o encruamento da matriz. Uma possível forma para o alívio de tensão ao redor da partícula seria uma rotação da mesma. Verifica-se ainda que texturas de deformação são reduzidas quando a fração volumétrica das partículas de SiC aumenta, sendo que o tamanho de grão recristalizado depende da porcentagem volumétrica e tamanho de partícula; quanto menor o tamanho de partícula de SiC menor o tamanho de grão recristalizado. [7,18,19]

Quando estes compósitos são sujeitos a esforços mecânicos é muito importante que a interface Al/SiC resista aos mesmos já que tem-se verificado que o descolamento da interface levaria à fratura. Estudos da interface Al/SiC feitos por Porte [16] revelaram penetração de Al no SiC e formação de carbeto de alumínio tipo  $\text{Al}_4\text{C}_9$  na superfície. O ternário Al-Si-C não mostra a formação de silicetos ou outros compostos e não há evidências desta reação em temperaturas da ordem de  $380^\circ\text{C}$ . Arsenault [17] relata a possibilidade de três tipos de interfaces: haveria um filme de  $\text{SiO}_2$  entre SiC e a matriz; não haveria fase alguma na interface e num terceiro haveria formação de um filme de  $\text{Al}_4\text{C}_9$  na interface com a matriz, sendo que esta última interface tem base termodinâmica para sua existência.

## 2. -PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O pó de alumínio utilizado nas experiências foi o comercialmente puro (AA1100) produzido pela ALCOA-MG por atomização a ar (%Al=99.7, %Fe=0.25máx, %Si=0.15máx) com superfície específica entre 0.15 e  $0.25\text{ m}^2/\text{g}$ , o pó de carbeto de silício com composição (%SiC =98.87, %Si+ $\text{SiO}_2$  = 0.60 %Fe= 0.18, %Al= 0.15, %Cu= 0.20).

As granulometrias dos pós são dadas na tabela I e o aspecto dos pós podem ser vistos na figura 4. Ambos foram misturados num misturador tipo Turbula (movimentos de rotação translação e inversão) durante 35 minutos (peso de cada carga 200 g).

Foram feitas misturas contendo 5% e 10% de SiC e estas misturas, bem como pó de Al somente, que foram compactadas no interior de tubos de alumínio 1100, de 30mm de diâmetro externo e lubrificadas internamente com estearato de zinco, objetivando-se com a aplicação de 10 ton (~ 230 MPa) atingir 90% da densidade teórica do Al comercialmente puro ( $2.7 \text{ g/cm}^3$ ). [14] A compactação em tubos de alumínio visa encapsular o material de forma a diminuir a superfície exposta a oxidação no aquecimento anterior à extrusão.

As extrusões foram feitas utilizando-se uma prensa vertical de 200 ton, sendo que os corpos de prova encapsulados eram aquecidos em mufla por 1h a temperatura de  $450^\circ\text{C}$  e o conjunto constituinte da ferramenta (aço SAE H12) a  $300^\circ\text{C}$  por 2h. Partia-se de um diâmetro de 30mm para um produto extrudado de diâmetro 7.2mm, tendo portanto, uma relação de redução de 20:1. Um fluxograma do processo é dado na figura 3.

Para o preparo das amostras metalográficas usou-se dois procedimentos. O primeiro, mais cuidadoso, utilizou corte com Isomet seguido de embutimento com resina líquida de cura a frio e polimento com pasta de diamante de  $6\mu\text{m}$ , pó de MgO e diamante de  $0.25\mu\text{m}$ . No segundo procedimento fez-se corte com disco comum de "cut-off" seguido de embutimento em baquelite e lixamento mecânico até lixa 1000 seguido de polimento mecânico em alumina de  $6\mu\text{m}$ , polimento com MgO em pó e polimento final com pasta de diamante de  $0.25\mu\text{m}$ . Durante o polimento final alternava-se em sequência ataque químico com Marble (50 ml HCl, 50 ml  $\text{H}_2\text{O}$ , 10g  $\text{CuSO}_4$ ) diluído em 50%, e polimento visando-se retirar os riscos da matriz.

Tentou-se nas amostras polidas pelos dois métodos ataque eletrolítico A2 por 10 segundos e 40 volts e ataque com solução de  $87\%\text{H}_2\text{O}$ ,  $1\%\text{HF}$ ,  $4\%\text{H}_3\text{PO}_4$ ,  $4\%\text{HBF}_4$  e  $4\%\text{HNO}_3$ . [20]

Foram ainda feitas medidas de dureza Brinell (carga de 87.5Kg e esfera de 10mm) e Vickers (carga de 23g, somente para a matriz) e ainda densidade hidrostática para as três frações de reforços.

### 3.-RESULTADOS E DISCUSSÃO

Utilizou-se pó de alumínio comercial puro para se evitar o efeito que elementos de liga como Cu, Mg, etc, teriam na extrusão, interface e microestrutura a ser estudada.

#### -Dureza

Os resultados das medidas de dureza estão mostrados no gráfico da figura 4.

Como era esperado a presença de porcentagens crescentes de SiC aumentam a dureza Brinell. Sabemos que quantidades crescentes de SiC aumentam a dureza da matriz devido ao aumento de encruamento na extrusão e que o SiC<sub>p</sub> por si só também aumenta a dureza. A dureza Vickers da matriz não cresce paralelamente com a dureza Brinell e neste caso vemos que tanto o encruamento quanto as próprias porcentagens crescentes de SiC aumentam a dureza do material como um todo, mas o aumento da porcentagem de SiC<sub>p</sub> tem maior efeito no aumento da dureza total.

#### -Densidade

Sabe-se que adicionando 5 e 10% de SiC em peso temos pela fórmula (1) frações volumétricas de 4.04 e 7.76% respectivamente; e as densidades teóricas, pelas médias ponderadas, foram de 2.73 e 2.75g/cm<sup>3</sup> respectivamente, pois considerou-se os pesos específicos do Al e SiC de 2.70 e 3.21 g/cm<sup>3</sup>.

$$\%V_{SiC} = 0.841 M_{SiC} / (0.841 M_{SiC} + M_{Al}) \dots \dots \dots (1)$$

%V<sub>SiC</sub> -fração volumétrica de SiC

M<sub>i</sub> -massas de SiC e Al da mistura

As densidades medidas são mostradas na figura 5 onde se verifica que foram alcançadas densidades abaixo das previstas teóricamente. Isto se deve ao fato das pressões de compactação serem altas (90% da densidade teórica no compactado) e ter havido retenção de gases no interior do mesmo. Isto foi constatado com a presença de porosidades no extrudado sem SiC. Tal efeito deve ser reduzido utilizando-se menores pressões de compactação e desgaseificação antes das extrusões.

Tais porosidades não deveriam ocorrer se não fossem devido a gases retidos, já que as pressões e deformações sofridas pelo

material na extrusão não deixariam porosidade devido unicamente à falta de material; estas porosidades não foram detectadas nos materiais com reforço, o que não indica que não ocorram em outros pontos dos mesmos.

#### -Microestrutura

O preparo de amostras metalográficas mostrou-se difícil, pois tanto no lixamento como no polimento ocorria o arrancamento das partículas de SiC, sendo que quando isto acontecia na fase de polimento a amostra ficava riscada e o SiC desprendido contaminava o pano, sendo então necessária a limpeza do pano após cada polimento.

O segundo método, usando-se "cut-off" produziu resultados similares ao primeiro, mas com um procedimento mais simples. Os ataques utilizados para revelar contornos de grão ou fases existentes não apresentaram bons resultados.

Para se revelar os contornos de grão seria necessário um prévio polimento eletrolítico ou outro polimento para posterior anodização com solução de 1.8% de HBF<sub>4</sub> [20]. No entanto tanto os ataques como o polimento eletrolítico atacavam principalmente o contorno matriz/SiC fazendo com que o SiC fosse retirado e a matriz se mostrasse muito escurecida. Mudanças de temperatura e/ou concentração e um levantamento minucioso da curva de intensidade de corrente versus voltagem no polimento eletrolítico, talvez conduzam a melhores resultados.

A microestrutura do extrudado sem reforço revelou a presença de porosidades e matriz com dispersão de partículas de alumina. Devido ao fato das extremidades dos encapsulados não terem sido fechadas, houve oxidação pó de Al pré-compactado, resultando em maiores quantidades de óxidos na matriz e alguns pequenos aglomerados de óxidos, do que era esperado e ainda a porosidade devido à presença de gases adsorvidos e/ou dissolvidos. Esta oxidação também se verificou nas misturas contendo reforços de 5 e 10%.

Quanto à distribuição do SiC pela matriz podemos observar aglomerados em vários pontos (figura 5). A relação de redução utilizada é a mesma da literatura [7,15,18] (20:1), mas os tempos de mistura dos pós foram diferentes, já que a literatura [7,8] cita, conforme o tamanho da carga a ser compactada, de 1 a 6 h., sendo que estes tempos podem aumentar para faixas

granulométricas menores.[18] Maiores deformações resultam em maior anisotropia, mas melhores distribuições do SiC, o que leva a possibilidade de que para o mesmo procedimento de mistura com maior relação de redução na extrusão poderemos ter uma distribuição mais homogênea de SiC na microestrutura.

O controle de temperatura durante a extrusão não foi feito, pois quando se retirava o corpo de prova do forno e a matriz de outro os mesmos ficavam expostos à atmosfera abaixando a temperatura de uma forma não controlada. O tempo entre a retirada do equipamento e corpo a extrudar do forno, e a extrusão foi em média de 4 minutos. O encapsulado sem reforço escoou com uma pressão de 37 ton e os com 5 e 10% de SiC escoaram com 60 e 65 ton respectivamente.

#### 4.-CONCLUSÕES

O aumento de dureza obtido com o aumento da porcentagem de SiC se deve tanto ao encruamento da matriz quanto à introdução de partículas duras no material.

As densidades atingidas não foram 100% da teórica devido a falta de desgaseificação e falta de proteção nas extremidades do encapsulado contra oxidação durante o prévio aquecimento para extrusão.

## 6.-REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1].- Bacon, M., "Metal Matrix Composites - Engineering Materials Solutions", Mat. Edge, July/Aug.-1989, p.33-41.
- [2].- Rack, H.J.; "Fabrication of High Performance Powder-Metallurgy Aluminium Matrix Composites"; Advances in Mat. Tech.:Monitor, Compilado por UNIDO, (17) p.80-91, 1990.
- [3].-Schaefer, Lirio; Eiloft, Sandra M.O.; Costa, Cesar Edil Propriedades Mecânicas de pré-formas sinterizadas e Extrudadas de Compósitos Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> em função do teor de fase dispersa. Seminário ABM - " Materiais Avançados ", S.J.Campos 20 a 23 novembro de 1989.
- [4].- Hunt Jr., Warren H., "A Perspective on the Development of Metal Matrix Composites", Meeting of the Detroit Section of The Metallurgical Society, 07/03/1988
- [5].- Easterling, Ken; Tomorrow's Materials; The Institute of Metals. London, 1989.
- [6].- Flemings, Merton C.; Mortensen, Andreas; Cornie, James A.; "Solidification Processing of Metal-Matrix Composites"; J. of Metals, Feb.-1988.
- [7].- Hunt Jr., W.H.; Osman, T.M.; Lewandowski, J.J.; "Microstructure-Property Relationships for an Al/SiC<sub>p</sub> Composites With Different Deformation Histories", Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites, Proceedings of an International Conference, Montreal, September 1990, ASM International.
- [8].- Yoshimura, H.N., Goldstein, H., Gonçalves, M. "Produção e Características de Materiais Compósitos de Matriz Metálica Al/SiC Obtidos Por Extrusão de Pós", 46º Congresso Anual da ABM, setembro-1991.
- [9].- Cohrt, H.; Müller, U.; Entwicklung Endkonturnaher Bauteile Aus Pulvermetallurgisch Hergestellten Leichtmetallmatrix Verbundwerkstoffen; Powder Met.International, vol 22, n 6, 1990.

- [10].- Neubing, H.C.; Jangg, G.; Sintering of Aluminium Parts: The State of-the-Art; Metal Powder Report; maio-1987.
- [11].- Dermarkar, S.; Les composite à matrice aluminium: développements et perspectives; Mémoire et Etudes Scientifiques de la Revue de Métallurgie, outubro-1990.
- [12].- Corso, S.; Costa, A.; Potencial Sintering Aluminium in the Car Industry; Met. Powder Report;
- [13]. Fredei, Marcio C.; Alarcon, Erestes E.; Klein, Aloisio N.; Componentes de Al Sinterizado: Tecnologia de Fabricação e Caracterização Mecânico-Microestrutural; 9 CBECIMAT; Aguas de São Pedro-SP; dezembro-1990.
- [14].-Gonçalves, Marcelo; Processamento, Caracterização e Propriedades Básicas de Pós de Ligas de Al Consolidados por Extrusão; 9º CBECIMAT; Águas de São Pedro-SP; dezembro-1990.
- [15].- Baumgarten, J.; Arnhold, V.; Dispersion Strengthened Aluminium Extrusions; Powder Met. International; vol.17, n 4, 1985.
- [16].- Porte, L.; Photoemission spectroscopy study of the Al/SiC interface; J. Appl. Physics; 60, (1986), 635-638.
- [17]- R.J. Arsenault, "Interfaces in Metal Matrix Composites", Scripta Met., v-18, p.1131-1134, 1984.
- [18]- Chikara Fujiwara, "Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Silicon Carbide Particulate Reinforced Aluminium Alloys", M.I.T. Thesis, 1986.
- [19]- F.J.Humphreys, W.S.Miller and M.R.Djabez, "Microstructural Development During Thermomechanical Processing of Particulate Metal Matrix Composites", Mat. Sci. Tech, v-6, nov-1990.
- [20]- Liu, Y.L., Fei, N.J.; "Study of Various Techniques for Grain Structure Investigation in Al-SiC<sub>v</sub> Composites", Mat. Characterization (25) p.241-250, 1990.

**7.-AGRADECIMENTOS**

Os autores agradecem à ALCOA ALUMINIO S.A. e particularmente aos Engs. Daniel Cordeiro e Jorge Camps Andreu pela doação do pó de Al AA1100 usado nestas experiências e ao Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do IPT pelas matrizes e prensas cedidas para uso nestas experiências.

Tabela I- Granulometria dos pós de Al e SiC

Al		SiC	
mesh	%	$\mu\text{m}$	% *
-100 +200	0.0 - 0.8	27.5 - 25.5	3
-200 +325	25.0 - 35.0	21.0 - 18.5	10
-325	65.0 - 75.0	17.2 - 15.2	20
		15 - 13	30
		13.2 - 10.8	40
		12.3 - 9.8	50

\* porcentagem acumulada

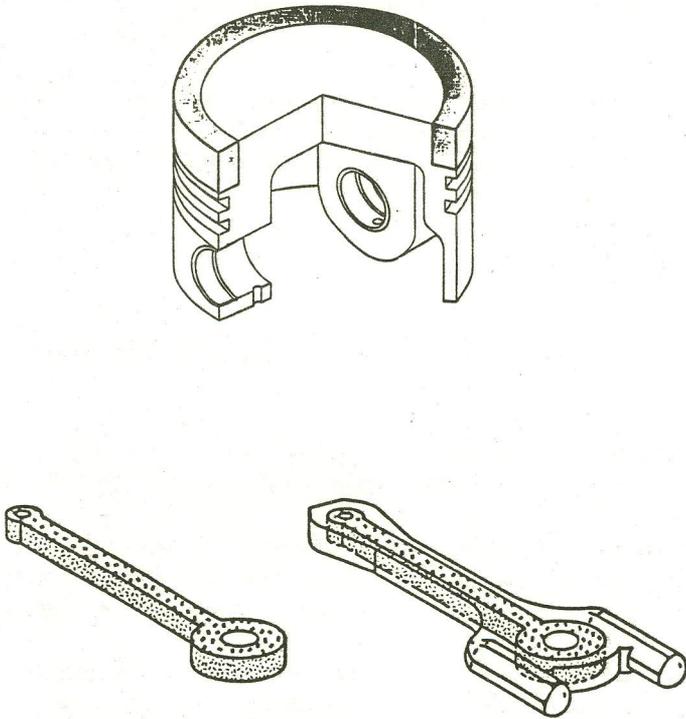
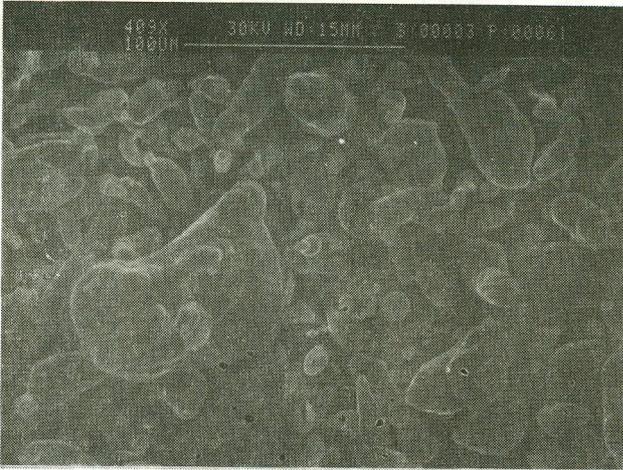
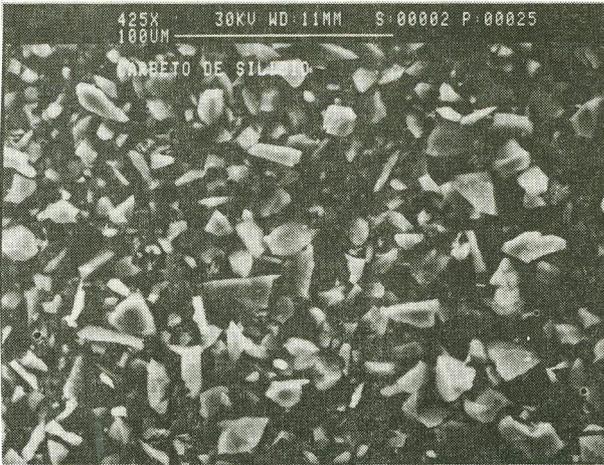


Figura 1.- Exemplos de duas peças com insertos de MMC Al-SiC.  
 a.)- uma biela, b.)-um pistão



(a-)



(b-)

Figura 2.- MEV dos pós de (a-) Al e (b-)SiC .

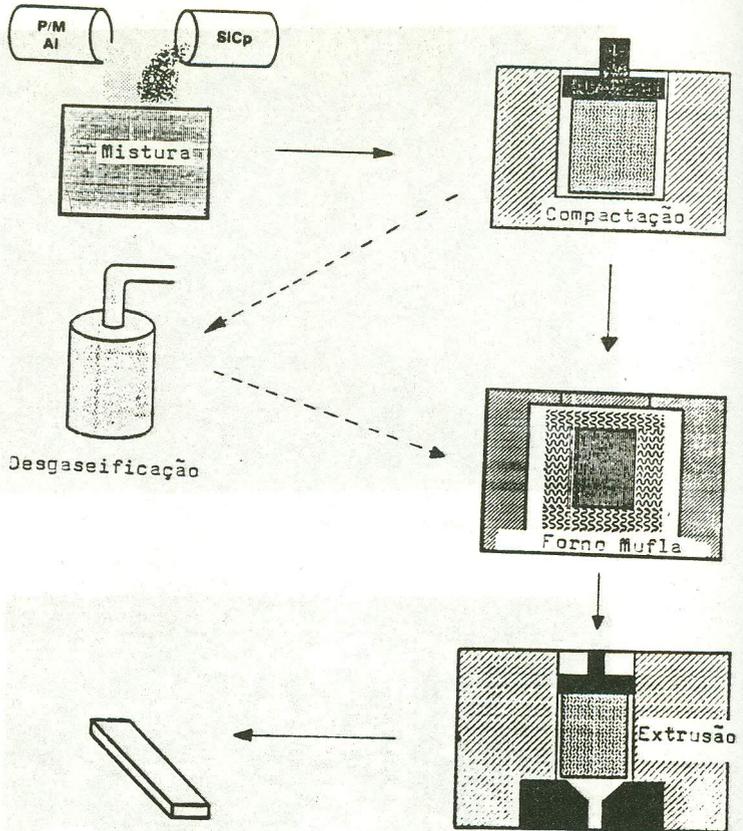


Figura 3.- Desenho esquemático do processo de obtenção de Al-SiC por extrusão, mostrando a possibilidade de desgaseificação.

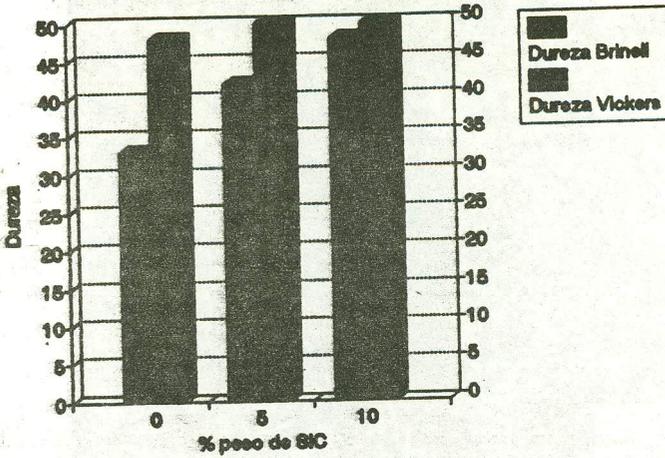


Figura 4. - Gráfico da dureza Brinell em função da % massa de SiC.

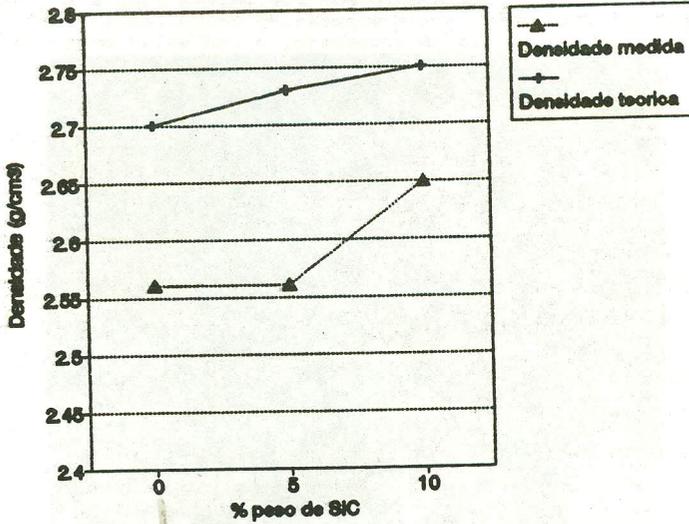


Figura 5. - Gráfico da densidade atingida e a teórica em função da % de SiC (peso).

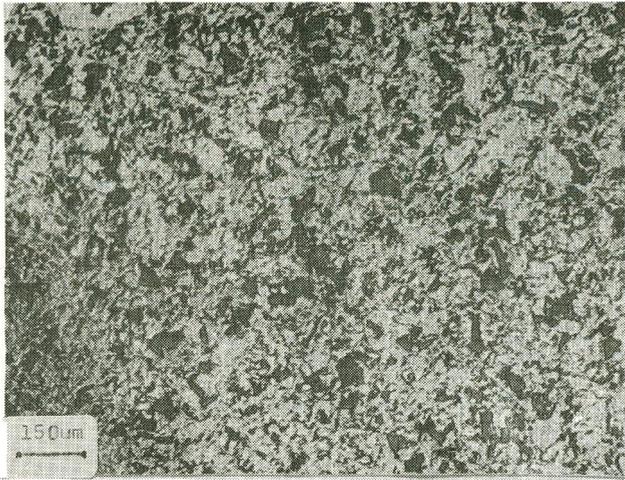


Figura 6. - Microestruturas do extrudado com 10% de reforço, sem ataque, mostrando aglomerados de  $\text{SiC}$  e óxidos.