

CERÂMICAS POROSAS À BASE DE ALUMINA-MULITA PARA UTILIZAÇÃO COMO ISOLANTE TÉRMICO

L. L. de Sousa, L. Fernandes, A. D. V. de Souza, V. L. Arantes, R. Salomão

G. Pesquisa "Soluções Integradas em Manufatura e Materiais Cerâmicos" (SIMMaC)
Departamento de Engenharia e Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos
Avenida Trabalhador São-carlense 400, 13560-970 São Carlos – SP.
luciolalucena@yahoo.com.br, vera@sc.usp.br ou rsalomao@sc.usp.br

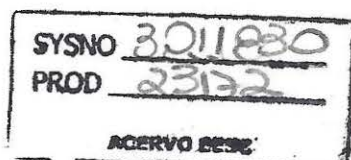
RESUMO

Com o objetivo de reduzir o consumo energético, tem crescido o uso de cerâmicas porosas refratárias como isolantes térmicos para altas temperaturas. Entre as técnicas comumente empregadas na produção desses materiais, destaca-se aquela baseada na geração de poros por meio de transformação de fases. Neste trabalho, essa técnica foi utilizada para produzir cerâmicas porosas por meio da decomposição de hidróxido de alumínio e da posterior reação de mulitização, que estabiliza os poros e reduz a densificação. O objetivo desse trabalho foi obter cerâmicas porosas com alta porosidade e resistência mecânica para aplicações na indústria petroquímica e do alumínio a partir de alumina, hidróxido de alumínio e microssilica. As amostras foram sinterizadas entre 1100°C e 1500°C e caracterizadas em relação à porosidade total, densidade real e aparente, dilatometria, módulo elástico, tensão de ruptura, raios-X e microscopia eletrônica de varredura.

Palavras chaves: cerâmicas porosas, hidróxido de alumínio, mulita, sinterização.

1. INTRODUÇÃO

Cerâmicas porosas são comumente utilizadas como isolantes térmicos graças a uma vantajosa combinação da elevada refratariedade e inércia química das cerâmicas com a baixa condutividade térmica da fase porosa⁽¹⁻³⁾. Devido a ela e à crescente demanda por soluções que minimizem o gasto energético em processos industriais, o potencial científico e tecnológico desses materiais tem sido vastamente estudado, onde diversas cerâmicas alternativas, métodos de produção e suas caracterizações são apresentados. No entanto, a ampliação de seu uso em ambientes que envolvam a exposição prolongada a altas temperaturas (acima de 1200°C, como no caso de aplicações nas indústrias siderúrgicas e de cimento) tem duas principais limitações: 1) a baixa resistência termomecânica, devido à elevada porosidade (em especial, naqueles materiais com fração volumétrica de poros acima de 50%) e 2) a redução de porosidade e conseqüentemente à perda da capacidade



de isolamento térmico causadas pela sinterização e crescimento de grãos que se intensificam fortemente acima de 1100°C (poros podem coalescer assim como partículas, por meio de uma mesma força motriz: a redução da energia total pela redução da área interfacial)². Neste trabalho, a fase selecionada para preservar a porosidade em temperaturas acima de 1000°C foi a mulita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ou $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$), gerada a partir de uma combinação de alumina calcinada, hidróxido de alumínio (como fontes de Al_2O_3) e microsilica (como fonte de SiO_2). Esse sistema é amplamente utilizado em refratários, pois, além de aprimorar o comportamento reológico das suspensões, pode gerar mulita in-situ.

Os objetivos desse trabalho foram: 1) obter cerâmicas porosas utilizando alumina, hidróxido de alumínio e microsilica com alta porosidade e resistência mecânica adequada para uso como isolante térmico em elevadas temperaturas, para aplicações na indústria petroquímica e da indústria do alumínio; 2) estudar a influência da temperatura de sinterização e dos diferentes teores de microsilica nas propriedades de peças porosas à base de mulita.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

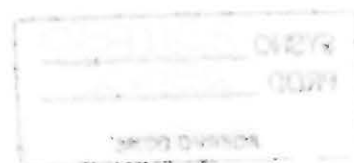
Foram utilizadas as seguintes matérias-primas (Tabela I): a) Alumina Calcinada, b) Hidróxido de Alumínio, c) Alumina Hidratável, d) Sílica, e) Ligante orgânico (143, Lamberti, Brasil), e f) Dispersante (FS20, BASF, Alemanha). As características dessas matérias primas estão na Tabela I.

Tabela I: Características das matérias primas utilizadas

Matérias Primas	¹ Alumina Calcinada ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$)	² Hidróxido de alumínio ($\text{Al}(\text{OH})_3$)	³ Alumina hidratável ($\rho\text{-Al}_2\text{O}_3$)	⁴ Sílica amorfa (SiO_2)
Composição (%massa, típica)	99,8 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	99,5 $\text{Al}(\text{OH})_3$	91,0 Al_2O_3	98,4 SiO_2
Tamanho de partícula (D_{50}/D_{90} , μm)	0,5/1,2	0,9/2,5	8/30	0,8/1,2
Densidade ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	3,91 \pm 0,0027	2,45 \pm 0,0031	2,71 \pm 0,0034	2,25 \pm 0,0039

1) A2G, Alcoa, Alumínio, Brasil; 2) Hydral 710, Almatiss, Alemanha; 3) Alphabond 300, Almatiss, EUA; 4) Elkem, Microsilica, Noruega

A composição química das matérias primas foi determinada pela técnica de espectrometria de fluorescência de raios-x (EDX) por Energia dispersiva (Shimadzu, modelo EDX-720). As densidades foram medidas por picnometria de hélio (Ultrapy C 1200e, Quantachrome Instruments). Os tamanhos médio (D_{50}) e máximo (D_{90}) de partícula foram determinados por meio de espalhamento de laser (Malvern



Zetasizer).

As composições foram preparadas para que o sistema final após a sinterização tivesse diferentes frações molares de SiO_2 e, conseqüentemente, de mulita. Para o cálculo das frações molares de sílica (FMS), utilizou-se a Equação A, a seguir:

$$\text{FMS} = (\text{N}_{\text{SiO}_2}) / (\text{N}_{\text{SiO}_2} + \text{N}_{\text{AC}} + \text{N}_{\text{HA}}/2 + \text{N}_{\text{AB300}}) \quad (\text{A})$$

onde N é o número de mols de cada componente do sistema. As composições testadas são descritas na Tabela II.

Tabela II: Composições propostas para estudo

Identificação	FMS	AC (% vol)	HA (% vol)	AB300 (% vol)	SiO_2 (% vol)	Sólidos (% Vol)
0,0 MS	0,0	45,00	45,00	10,00	0,00	50,00
0,2 MS	0,2	30,50	45,00	10,00	14,50	50,00
0,4 MS*	0,4	16,35	45,00	10,00	28,65	50,00
0,6 MS	0,6	2,35	45,00	10,00	42,65	50,00

(*Composição para formação estequiométrica de 100% mulita)

As composições apresentadas na Tabela II (com 0,1 % massa de FS20 e sem ligante), foram misturadas em moinho de esferas (meios de moagem esferas de zircônia, 6 mm de diâmetro, razão de massa de esfera/pó de 1:3, jarro de polietileno e rotação de 60 rpm, por 2 horas). Em seguida, a cada uma das suspensões foi adicionado o ligante AB300. Esta suspensão foi misturada em agitador mecânico (PowerVisc, IKA, Alemanha) em 500 rpm por 5 minutos, sendo então moldadas na forma de cilindros de 16 mm de diâmetro por 70 mm de altura, para as medidas de porosidade e módulo elástico, 16 x 16 mm para o ensaio de compressão, de 6 mm de diâmetro por 20 mm de altura para os ensaios de dilatométrica. As amostras foram mantidas em atmosfera com elevada umidade por 24 h a $50^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ e, em seguida, em ambiente ventilado por 24 h a $50^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ e secas em estufa a $120^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ por 48h. Após esse período, realizou-se o tratamento térmico nas temperaturas de 1100, 1200, 1300, 1400, 1465 e 1500°C .

Com as amostras verdes e secas e suas equivalentes tratadas termicamente, as seguintes caracterizações foram realizadas: 1) Para a caracterização do comportamento dilatométrico durante a sinterização foi empregado um equipamento DIL 402C (NETZSCH, Alemanha). Amostras com dimensões, de 8 mm e 12 mm de altura foram aquecidas a uma taxa de $5^\circ\text{C}/\text{min}$ até 1500°C , visando encontrar as temperaturas características do processo para esta mistura, principalmente no início da sinterização. 2) A densidade real (ρ , $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$) foi medida por meio da técnica de picnometria de Hélio (Ultrapycnometer 1200e, Quantachrome Instruments, EUA) em

amostras equivalentes e pulverizadas em almofariz de ágata ($D_{90} < 100\mu\text{m}$) para garantir a menor presença de poros possível. 3) Para as medidas da Densidade Aparente Geométrica - DAG (g.cm^{-3}), utilizou-se a Equação B:

$$\text{DAG} = \text{Massa Verde} / \pi * ((D_{\text{médio verde}}/10)^2/4 * (L_{\text{médio verde}}/10)) \quad (\text{B})$$

onde $D_{\text{médio verde}}$: diâmetro verde (mm^3); $L_{\text{médio verde}}$: comprimento verde (mm^3).

A Porosidade Total Geométrica (PTG, %) foi calculada utilizando a Equação C.

$$\text{PTG} = 100 * (1 - (\text{DAG} / \text{Dens. Sólido})) \quad (\text{C})$$

4) Para determinação dos valores de módulo elástico das amostras verdes e sinterizadas, utilizou-se a técnica de excitação por impulso (equipamento Sonelastic, ATPC, Brasil) de acordo com a norma⁴ ASTM C 1198-91. 5) Amostras verdes e sinterizadas com dimensões aproximadas de 15 mm de diâmetro e 17 mm de altura foram testadas mecanicamente sob compressão (para cada composição foram testados 5 corpos-de-prova). Os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina de ensaios universal EMIC dl 10000 operando com uma velocidade de compressão de 1 mm/min. 6) As análises de difratometria de Raios-X (DRX) foram realizadas em um difratômetro Rigaku modelo ROTAFLEX RV 200B, pelo método do pó, com faixa de 2θ de 5° até 100° , e velocidade de leitura de 2° min. Utilizou-se um programa, que usa o banco de dados JCPDS para identificação das fases. 7) As imagens microscópicas das seções de fratura das amostras verdes e sinterizadas foram feitas utilizando o equipamento Inspect F50 e recobrimento de nanopartículas de ouro sobre as superfícies observadas.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios de dilatométrica foram realizados para determinar a retração linear ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura para as composições estudadas (Figura 1a e 1b).

Para todas as amostras, observou-se retração linear em temperaturas entre 205°C e 330°C , que está associada à decomposição do hidróxido de alumínio, seguida de estabilidade dimensional até por volta de 1000°C . Acima dessa temperatura, iniciou-se a densificação, tendo ocorrido uma retração acentuada das amostras. Essa retração ocorreu de forma mais intensa para as amostras contendo microssílica, indicando uma aceleração do processo de densificação.

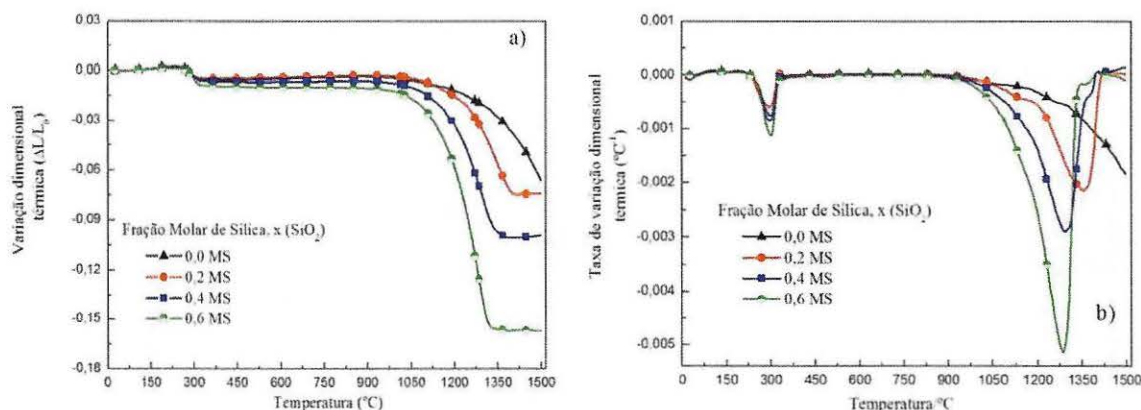


Figura 1: (a) Variação dimensional e (b) taxa de variação dimensional para as amostras contendo diferentes teores de SiO_2 (taxa de aquecimento de $5^\circ\text{C}.\text{min}^{-1}$)

Por outro lado, acima de 1250°C , para as amostras contendo microsílica, observou-se uma interrupção na retração enquanto que, para a amostra pura, observa-se indicações claras de que o processo de sinterização ainda não fora concluído nessas condições de ensaio. Esse fenômeno pode estar relacionado à formação de mulita que, por ser menos densa ($\rho = 3,2 \text{ g/cm}^3$) que a matriz de alumina ($\rho = 4\text{g/cm}^3$), tende a ser expansiva.

A Figura 2a mostra o comportamento da porosidade total geométrica (PTG) nas amostras verdes em função das frações de microsílica adicionadas. Observa-se que os valores da PTG são semelhantes em toda a extensão da fração molar de sílica. Esse comportamento pode ser explicado considerando-se que todas as amostras foram preparadas com o mesmo teor de sólidos e de ligante inorgânico. É importante mencionar ainda que, devido a esse fato, as variações de porosidade obtidas após os tratamentos térmicos podem ser associadas diretamente à presença da sílica e não a falhas de processamento (como inclusão de bolhas de ar, por exemplo). O Módulo de Elasticidade (E), Figura 2b, sofreu um pequeno aumento em função da fração molar de sílica, até uma fração de 0,4, variando entre 1,2 GPa e valores próximos a 1,8 GPa. Embora esse comportamento não possa ser associado ao da eficiência de empacotamento (pois a PTG é aproximadamente a mesma), ele indica que a presença da sílica, de menor tamanho de partículas, possa ter modificado a morfologia dos poros interpartículas. A Figura 2b mostra os valores de tensão de ruptura obtidos a partir dos ensaios de compressão dos corpos-de-prova verdes em função do teor de microsílica. Embora haja certa dispersão nos valores, há uma clara tendência de aumento de resistência mecânica com o teor de

microssílica. Como no caso anterior, possivelmente relacionada à diminuição do tamanho dos poros.

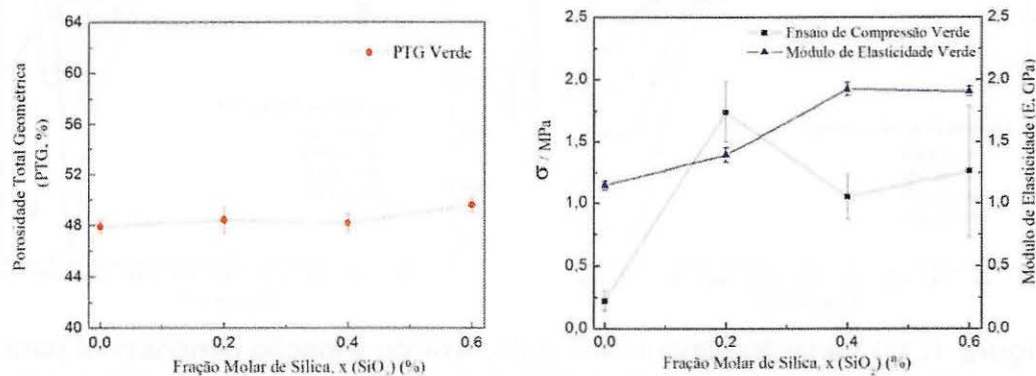


Figura 2: Porosidade total geométrica, módulo de elasticidade e resistência à compressão para amostras verdes com diferentes teores de microssílica.

As Figuras 3a, 3b e 3c apresentam, respectivamente, os valores de porosidade total geométrica (PTG), módulo de elasticidade (E) e tensão de ruptura (σ_R) para as amostras contendo microssílica tratadas termicamente a 1100°C, 1200°C, 1300°C, 1400°C, 1465°C e 1500°C.

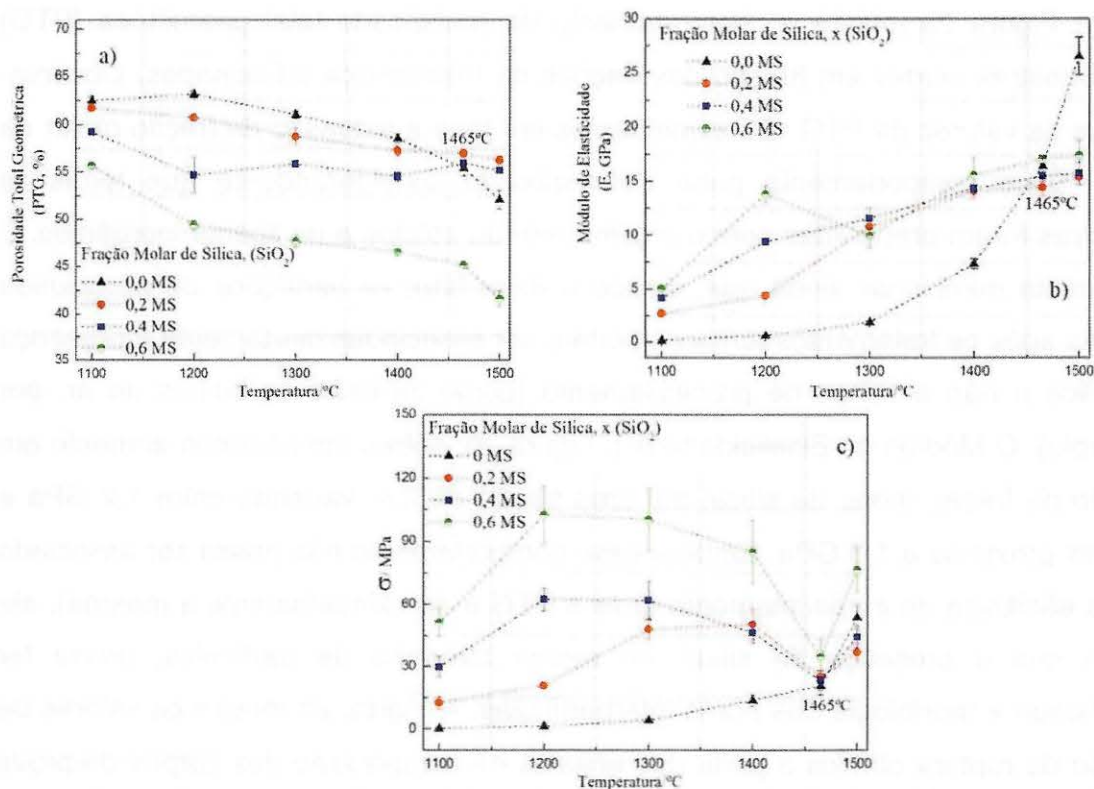


Figura 3: Efeito da adição de SiO₂ e da temperatura de sinterização das amostras
a) Porosidade total Geométrica (PTG), b) Módulo de Elasticidade (E) e
c) resistência à compressão.

Observa-se, para todas as composições, que os níveis de porosidade obtidos a 1100°C aumentaram em relação às amostras equivalentes verdes. Esse aumento está relacionado à decomposição do $\text{Al}(\text{OH})_3$ e conseqüentemente à contração volumétrica das partículas, o que gera poros na matriz de alumina calcinada. Com o aumento da temperatura de sinterização, no entanto, reduções nos níveis de PTG são observadas e associadas à densificação do sistema. A adição de microsilica gerou modificações significativas nos níveis de porosidade, em especial nas amostras 0,2 MS e 0,4 MS, sendo que os níveis de porosidade a 1500°C foram superiores aos das outras composições. Os comportamentos do módulo elástico e tensão de ruptura seguiram tendências opostas aos níveis de porosidade, como esperado. Para a amostra 0,0 MS têm-se uma estabilidade na tensão de ruptura nas temperaturas entre 1100 e 1300°C e após essa temperatura a tensão de ruptura aumenta indicando a densificação do sistema. Para as amostras contendo microsilica conforme aumenta a temperatura de sinterização, a tensão de ruptura aumenta, até 1300°C, diminuindo acima desta temperatura. Esse resultado pode ser associado à manutenção da porosidade em $T > 1300^\circ\text{C}$ pela formação da mulita.

Nos difratogramas das amostras sinterizadas, para a composição 0,0 MS (Figura 4) são observados somente os picos referentes a $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Corundum, Ficha JCPDS nº 43-1484), para todas as temperaturas, indicando que todo o Hidróxido de Alumínio [$\text{Al}(\text{OH})_3$] e a alumina hidratável foram totalmente decompostos e convertidos em α -Alumina ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$). Para as composições contendo microsilica, observa-se a 1100°C um pico de difração a 22° correspondente à tridimita (SiO_2 , Ficha JCPDS nº 42-1401) que evolui para cristobalita (SiO_2 , Ficha JCPDS nº 39-1425) e se intensifica com o aumento do teor de microsilica na composição e com o aquecimento a 1300°C. Essa transformação de tridimita em cristobalita é um fenômeno comum na obtenção de mulita a partir de fontes de alumina e sílica amorfa e pode ser explicado em termos de cinética da reação. Foi verificado, por difração de raios X, que a mistura de $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ e microsilica leva ao aparecimento de picos largos de tridimita em amostras sinterizadas a 1100°C, que desaparecem e dão lugar a picos referentes à cristobalita por volta de 1200-1300°C, provenientes da cristalização da microsilica⁵. Dessa forma, para se atingir a proporção de saturação dos íons, ocorre a formação de cristobalita, que é nucleada como forma de retirar o excesso de íons silício do líquido a fim de atingir mais rapidamente a proporção de saturação, (condição de equilíbrio do sistema na temperatura).

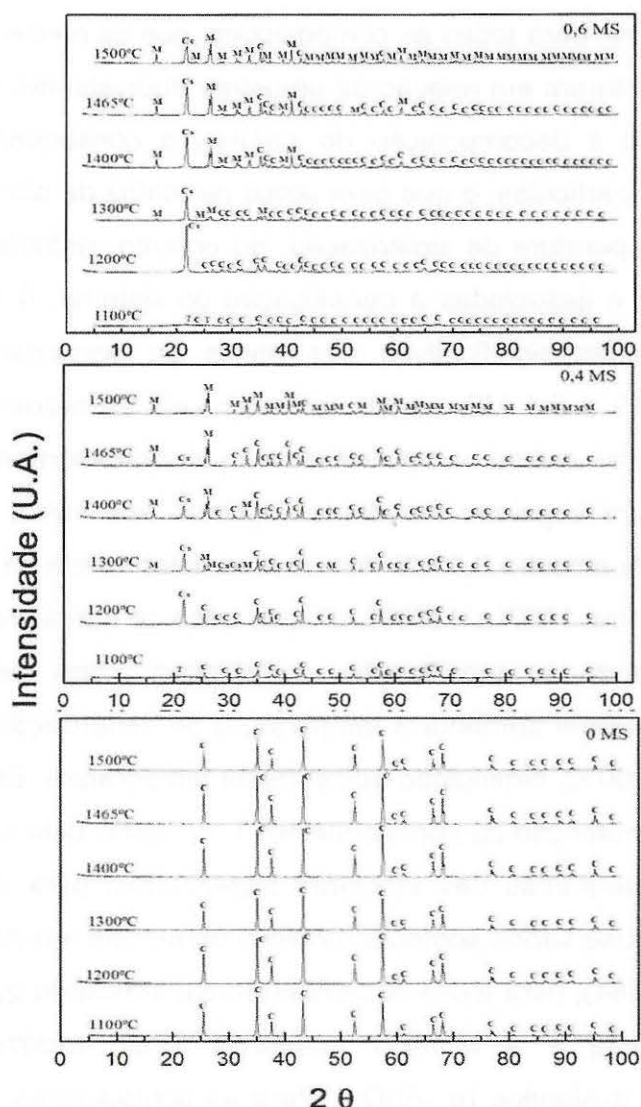


Figura 4: DRX das amostras 0,0 MS, 0,4 MS e 0,6 MS com diversos tratamentos térmicos, respectivamente: (C) corundum; (T) tridimite; (Cs) cristobalita; (M) mulita

Com a elevação da temperatura para valores superiores a 1400°C, tanto a solubilização da alumina quanto a concentração de saturação do líquido por íons alumínio aumentam e uma maior quantidade de íons provenientes da alumina é liberada no sistema, permitindo que os íons silício precipitados anteriormente sejam redissolvidos, uma vez que a quantidade de íons alumínio disponível é suficiente para que a proporção estequiométrica da mulita seja atingida. Portanto, a precipitação da mulita ocorre simultaneamente à dissolução da cristobalita no líquido. Foi mostrado que a formação de cristobalita pode ser evitada aumentando-se a taxa de aquecimento⁶. Neste caso, temperaturas elevadas, são atingidas mais rapidamente, evitando sua precipitação.

O início do aparecimento dos picos de mulita ocorre a 1100°C, e há um

aumento nas suas intensidades relativas até a temperatura de 1300°C, mantendo-se os picos de alumina inalterados até essa temperatura. Pode-se atribuir esse primeiro processo à mulitização primária. Entre as temperaturas de 1400°C e 1500°C, a quantidade de mulita aumenta rapidamente, enquanto a de alumina decresce, sendo considerado esse processo como mulitização secundária. Nessa etapa, a sílica liberada na etapa anterior reage com α -alumina formando mulita⁷.

Acima de 1100°C, tanto os picos de cristobalita quanto de corundum tendem a desaparecer e outros referentes à mulita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, Ficha JCPDS nº 15-0776) em 26° se tornam mais intensos. Pode-se afirmar, portanto, que, de forma geral, com o aquecimento, a microssílica inicialmente se cristaliza para em seguida reagir com alumina formando mulita. Na composição 0,6 MS, onde as proporções de alumina e sílica não são as estequiométricas para formação da mulita monofásica, observa-se a presença de um excesso de corundum e cristobalita, respectivamente.

O aumento na intensidade dos picos de mulita é observado entre as temperaturas de 1400°C e 1500°C. Nessa faixa de temperatura os picos de alumina e cristobalita perdem intensidade, evidenciando que a alumina está sendo consumida no processo de mulitização. She *et al.*, 2001 documentaram que a mulitização retarda a densificação e que para alcançar altas densidades a melhor rota seria obter densificação antes do início da mulitização, o que dá diretrizes para avaliar o processo de mulitização/densificação de outras misturas⁸.

A investigação das microestruturas dos corpos-de-prova foi realizada com o objetivo de fornecer informações sobre densificação, tamanho e forma dos grãos, estrutura dos poros e outras fases eventuais. A Figura 5a apresenta a microestrutura da amostra 0,0 MS verde, onde se observa os grãos maiores da alumina calcinada e os menores com forma de hexágonos do hidróxido de alumínio.

Após o aquecimento a 1100°C e 1300°C (Figura 5b e 5c) observam-se vários grãos de hidróxido de alumínio parcialmente decompostos (O Al(OH)_3 se decompõem em torno de 250°C a 300°C e após essa temperatura ele forma poros até a temperatura de 1100°C). Essa microestrutura é bastante porosa e responsável pela diminuição da resistência mecânica dessas amostras. A 1500°C, (Figura 5d) não se observa claramente a separação entre grãos maiores de hidróxido de alumínio e alumina calcinada, confirmando assim que essa estrutura é menos porosa que aquelas obtidas em menores temperaturas.

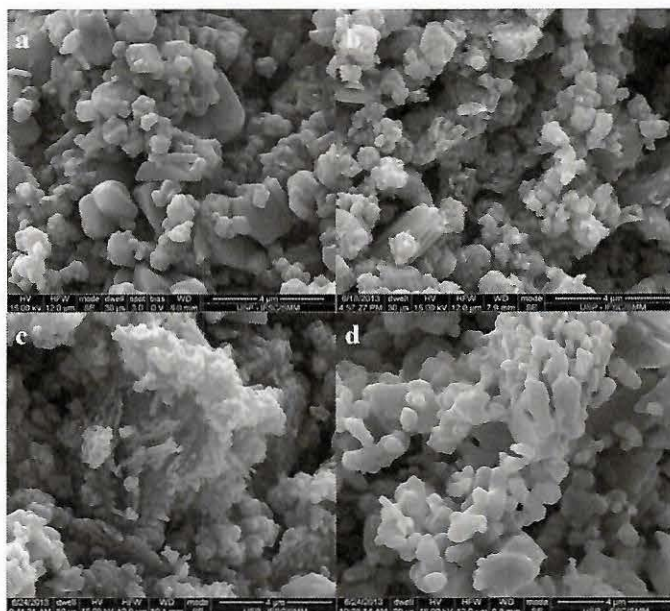


Figura 5: Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das amostras 0,0 MS: (a) Verde, (b) 1100°C, (c) 1300°C e (d) 1500°C

Após a adição de microssílica, observa-se uma redução significativa do tamanho médio dos poros nas amostras 0,4 MS e 0,6 MS verdes (Figura 6a e 6e). Nas amostras 0,4 MS sinterizadas a 1100°C, 1300°C e 1500°C (Figuras 6b, 6c e 6d) observam-se estruturas porosas com a presença de grãos de alumina e menor quantidade de hidróxido de alumínio decomposto. Essas microestruturas apresentam grãos progressivamente maiores equiaxiais de tamanho médio. A presença de grãos equiaxiais tem sido associada à ausência de fase vítrea, ao desenvolvimento da cristalização da mulita e aos processos de sinterização por fluxo viscoso. Nessa composição, diferentemente das amostras 0,0 MS nessas mesmas temperaturas, têm-se uma estrutura mais porosa. Esse efeito foi atribuído à formação de mulita em temperaturas acima de 1300°C.

Nas amostras 0,6 MS (Figura 6f e 6h), observa-se uma densificação significativamente maior que nas outras composições. Askel et al., 2002 em seus estudos concluiu que uma carga elevada de partículas finas (> 10% vol.) resulta numa redução drástica do encolhimento de compactação (maior eficiência de empacotamento), que conduz a um aumento da densidade a verde⁶. Apesar disso, a presença de cristobalita, com menor ponto de fusão, pode ter levado à formação de fase líquida, favorecendo a densificação.

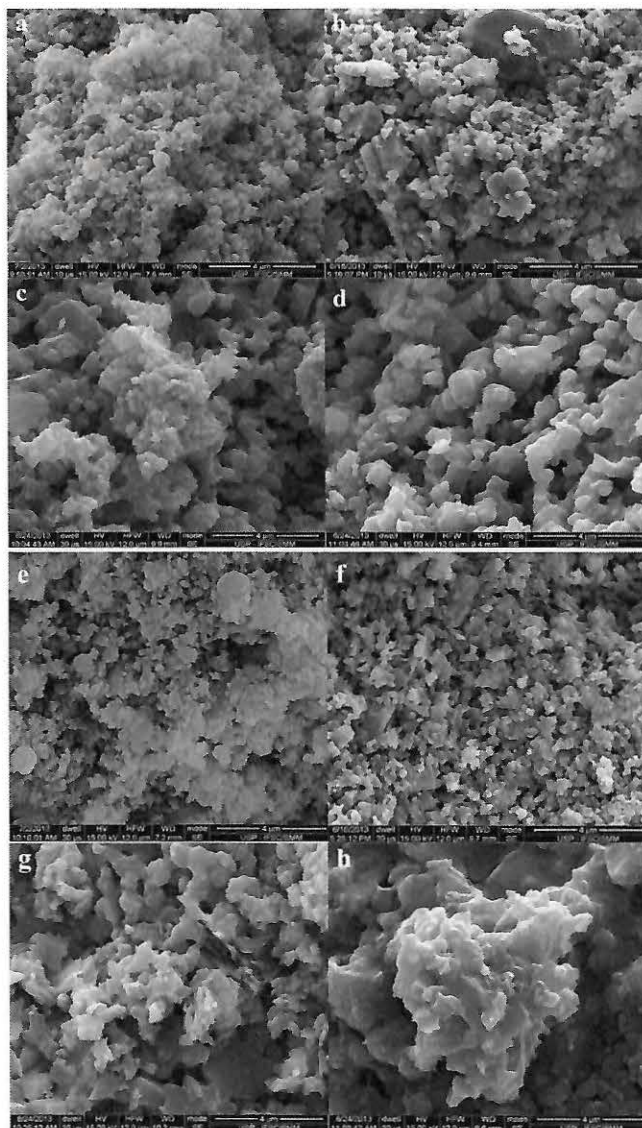


Figura 6: Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das amostras 0,4 MS: (a) Verde, (b) 1100°C, (c) 1300°C e (d) 1500°C; 0,6 MS: (e) Verde, (f) 1100°C, (g) 1300°C e (h) 1500°C

4. CONCLUSÕES

Níveis de porosidade total da ordem de 60 % foram gerados após o tratamento térmico a 1100°C devido à decomposição do hidróxido de alumínio. Acima dessa temperatura e até 1465°C, fenômenos associados à cristalização da microssílica e à sinterização da matriz aluminosa reduziram os valores de porosidade tão mais intensamente quanto maior o teor de microssílica. A 1500°C, no entanto, nas amostras contendo o teor estequiométrico para formação de grande quantidade de mulita (0,2 MS e 0,4 MS) níveis mais elevados de porosidade foram obtidos em relação à amostra sem sílica (0,0 MS) e àquela com excesso de sílica (0,6 MS). Os testes de dilatométrica indicaram ainda menores taxas de densificação nessas amostras o que explicaria a manutenção da porosidade em alta temperatura. Como consequência natural dos elevados níveis de porosidade dessas amostras, os valores de módulo elástico (E) e tensão de ruptura (σ) foram significativamente

inferiores aos da amostra sem sílica.

5. AGRADECIMENTOS

CAPES, FAPESP e CNPq. Alcoa Alumínio (Brasil), Almatís (Brasil e Alemanha), Elkem (Noruega), Lamberti (Brasil) e BASF (Alemanha). Ao Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo, Pedro Luiz Di Lorenzo e João Jerônimo Bernardi (SMM/EESC) pelo auxílio nos ensaios de dilatométrica e de compressão.

6. REFERÊNCIAS

1. Deng, Z.Y., Fukasawa, T., Ando, M., Zhang, G.J., Ohji, T., **J. Am. Ceram. Soc.**, v.84, n.11, p.2638-2644, 2001.
2. Deng, Z. Y.; Fukasawa, T.; Ando, M., **J. Am. Ceram. Soc.**, v.84, n.3, p.485-491, 2001.
3. Ding, X.J.; Zhang, J.Z.; Wang, R.D.; Feng, C., **J. Eur. Ceram. Soc.**, v.22, n.4, p.411-414, 2002.
4. ASTM: C 1198-91, "Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio for advanced ceramics by Sonic Resonance" (2002).
5. Myhre, B. **The effect of particle-size distribution on flow of refractory castables**. The American Ceramic Society 30th Annual Refractories Symposium, St. Louis, Missouri (1994) 3-7.
6. Aksel, C., **Mater. Lett.**, v. 57, n.3, p. 708-711, 2002.
7. Chen, C.Y.; Lan, G.S.; Tuan, W.H., **J. Eur. Ceram. Soc.**, v.20, n.14-15, p.2519-2525, 2000.
8. She, J. H.; Mechnich, P.; Schmucker, M., **Ceram. Int.**, v. 27, n. 8, p.847-852, 2001.

ALUMINA-MULLITE BASED POROUS CERAMICS FOR USE AS THERMAL INSULATION

L. L. de Sousa, L. Fernandes, A. D. V. de Souza, R. Salomão, V. L. Arantes

G. Pesquisa "Soluções Integradas em Manufatura e Materiais Cerâmicos" (SIMMaC)
Departamento de Engenharia e Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos
Avenida Trabalhador São-carlense 400, 13560-970 São Carlos – SP.
luciolalucena@yahoo.com.br, vera@sc.usp.br ou rsalomao@sc.usp.br

ABSTRACT

The use of refractory porous ceramics as thermal insulators for high temperatures has grown aiming to reduce energy consumption. Amongst the several techniques commonly employed to produce these materials, the generation of pores through phase transformation is one of the most interesting. In this study, this technique was used to produce porous ceramics through the decomposition of aluminum hydroxide and the subsequent reaction of mullitization, which stabilizes the pores and reduces the densification. The aim of this work was to obtain porous ceramics with high porosity and mechanical resistance for applications in petrochemical industry. Samples were sintered between 1100°C and 1500°C and characterized regarding total porosity, solid and apparent density, dilatometric behavior, elastic modulus, rupture tension, x-ray diffraction and scanning electron microscopy.

Key words: porous ceramic, aluminum hydroxide, mullite, sintering.