

## DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE CERÂMICAS POROSAS À BASE DE ALUMINA-MULITA

L. L. de Sousa, L. Fernandes, A. D. V. de Souza, Rafael 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

### RESUMO

*Cerâmicas porosas possuem aplicações em áreas como refratários, catalisadores e filtros para altas temperaturas. Dentre os métodos de produção, a decomposição de compostos inorgânicos hidroxilados previamente inseridos em uma matriz densa ( $Al(OH)_3$  em  $Al_2O_3$ , por exemplo) apresenta vantagens por não liberar compostos voláteis tóxicos, porém, quando em altas temperaturas aceleram a sinterização reduzindo a porosidade. Este trabalho teve como objetivo minimizar essa diminuição da porosidade gerada pelo agente porogênico ( $Al(OH)_3$ ) por meio da adição de microssílica para formação de mulita que apresenta dificuldades intrínsecas em sinterizar. Composições com teor fixo de  $Al(OH)_3$  e com porcentagens distintas de microssílica (0-39,5wt%) foram tratadas termicamente (1100-1500°C). A caracterização foi feita por meio de medidas porosidade, módulo de elasticidade, difratometria de raios X e dilatométrica. A porosidade e o módulo de elasticidade foram significativamente afetados pelo aumento da concentração de  $SiO_2$  no sistema, devido a formação de mulita e à modificações no comportamento de sinterização.*

*Palavras chaves: Cerâmicas porosas, hidróxido de alumínio, alumina, mulita, sinterização.*

### 1. INTRODUÇÃO

Cerâmicas porosas têm despertado interesse crescente, devido à diversidade de aplicações, em que podem ser aplicadas, como, por exemplo, nas áreas de cerâmicas refratárias, biomateriais, catalisadores e filtros em geral<sup>(1-3)</sup>. Os métodos mais conhecidos de obtenção desses materiais baseiam-se na incorporação de aditivos geradores de poros, como particulados orgânicos (amido, por exemplo), espumas ou compostos inorgânicos hidroxilados ou carbonatados (como  $Al(OH)_3$ ,  $CaCO_3$ , dentre outros), em matrizes cerâmicas densas<sup>(4-6)</sup>. Nesse último caso, os

poros são gerados durante a decomposição desses compostos e a microestrutura final pode ser influenciada pela elevada grande quantidade de fases de transição<sup>(5)</sup>.

Comparada a outros métodos, a decomposição controlada de hidróxidos não libera compostos voláteis tóxicos e os agentes porogênicos podem ser facilmente incorporados em diversas matrizes cerâmicas, usando os mesmos dispersantes e ligantes empregados no processamento da matriz. Apesar dessas vantagens, há uma limitação do processo associada à forte tendência em densificar a matriz induzida pela presença das fases de transição. Esse ponto é particularmente prejudicial nos sistemas compostos por alumina e hidróxido de alumínio, pois embora o hidróxido gere poros em temperaturas baixas de 400 até 1200°C, em temperaturas mais elevadas, eles tendem a desaparecer. Uma alternativa para evitar esse efeito é a adição de compostos com dificuldade intrínseca para sinterização ou que dificultem a sinterização da matriz densa<sup>(1,3,5)</sup>.

Neste trabalho, a fase selecionada para preservar a porosidade em temperaturas acima de 1000°C, foi a mulita ( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ), gerada a partir de uma combinação de alumina calcinada e hidróxido de alumínio (como fontes de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e microssílica (como fonte de  $\text{SiO}_2$ ). Esse sistema é amplamente utilizado em refratários, pois, além de aprimorar o comportamento reológico das suspensões, pode gerar mulita *in-situ*. Devido à morfologia acicular de seus cristais e à necessidade de um mecanismo de difusão mútua entre sílica e alumina, a sinterização desse composto para produção de peças densas apresenta dificuldades como a necessidade de reduzir tamanho de partícula para induzir a sinterização e altas temperaturas e tempos de tratamento térmico. Na produção de estruturas porosas, no entanto, seu uso pode permitir a preservação dos poros gerados, mesmo em altas temperaturas. A mulita também possui baixo coeficiente de dilatação térmica e elevada energia de fratura, o que pode aumentar consideravelmente a resistência ao choque térmico do sistema final<sup>(1,6)</sup>, além de elevada resistência à erosão e ao ataque químico.

A Figura 1 mostra as várias etapas da formação da mulita em temperaturas diferentes a partir da sinterização entre a alumina- $\alpha$  + sílica. As temperaturas de queima típicas do sistema sílica-alumina são menores ou iguais a 1600°C, nas quais os possíveis mecanismos para formação de mulita secundária incluem: (i) sinterização no estado sólido por interdifusão entre sílica e alumina<sup>(7)</sup>; (ii) a dissolução da alumina por um líquido metaestável eutético para formar uma fase

líquida transitória seguida pela precipitação da mulita; o líquido metaestável eutético que pode ser formado a partir da sílica e alumina em temperaturas maiores que 1260°C (diagrama de fase de  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ )<sup>(8)</sup>; (iii) a dissolução da alumina pelo líquido rico em sílica e contendo impurezas, para formar uma fase líquida transitória, seguida pela precipitação da mulita<sup>(9)</sup>.

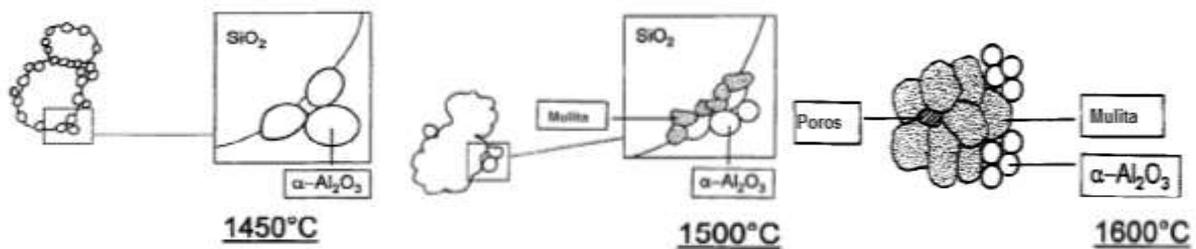


Figura 1: Ilustração esquemática da reação do processo de sinterização da  $\text{SiO}_2$  amorfa +  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  demonstrando os mecanismos de sinterização e mulitização (Imagem adaptada da referência, *J.Eur.Cer.Soc.*, v.16, p.1075-1081, 1996).

Estruturas porosas preparadas com alumina calcinada, hidróxido de alumínio e alumina hidratável (ligante hidráulico inorgânico) receberam diferentes quantidades de microsilica (de 0 a 0,6 mol  $\text{SiO}_2$ ). Após sinterização (1100-1500°C), as amostras foram caracterizadas em relação à sua porosidade total, densidade real, variação térmica linear (dilatometria), módulo elástico (ressonância de barras) e difratometria de raios X.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas as seguintes matérias-primas (Tabela I): a) Alumina Calcinada (AC, A2G, Alcoa Alumínio, Brasil), b) Hidróxido de Alumínio (HA, Hydral 710 Almatiss, Alemanha), c) Alumina Hidratável (AB300, Alphasbond 300, Almatiss, Alemanha), d) Sílica (MS, Microsilica, Elkem, Noruega), e) Ligante orgânico (143, Lamberti, Brasil), e f) Dispersante (FS20, BASF, Alemanha).

As composições foram preparadas para que o sistema final após a sinterização tivesse diferentes frações molares de  $\text{SiO}_2$  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 I: Características das matérias primas utilizadas.

Matérias Primas	<sup>1</sup> Óxido de alumínio ( $\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	<sup>2</sup> Hidróxido de alumínio (Al(OH) <sub>3</sub> )	<sup>3</sup> AB300 ( $\rho$ - Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	<sup>4</sup> Microsilica (SiO <sub>2</sub> )
Composição (%massa, típica)	99,8 $\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99,5 Al(OH) <sub>3</sub>	91,0 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	98,4 SiO <sub>2</sub>
Tamanho de partícula (D <sub>50</sub> /D <sub>90</sub> , $\mu$ m)	0,5/1,2	0,9/2,5	8/30	0,8/1,2
Densidade (g.cm <sup>-3</sup> )	3,90	2,43	3,20	2,39

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

Tabela II: Composições propostas para estudo.

Identificação	FMS	AC (% vol)	HA (% vol)	AB300 (% vol)	SiO <sub>2</sub> (% vol)	Sólidos (% Vol)
3A_0,00S	0,0	45,0	45,00	10,00	0,00	50,00
3A_0,75S	0,2	30,5	45,00	10,00	14,50	50,00
3A_2,00S	0,4	16,35	45,00	10,00	28,65	50,00
3A_4,50S	0,6	2,35	45,00	10,00	42,65	50,00

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 2 litros e rotação de , 60 rpm por 2 horas). Em seguida, cada uma das suspensões foi retirada e adicionou-se o ligante AB300. Esta suspensão foi misturada em agitador mecânico (PowerVisc, IKA, Alemanha) em 500 rpm por 5 minutos, sendo então moldadas em cilindros de 16 mm de diâmetro por 70 mm de altura, para as medidas de porosidade e módulo elástico, e 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°C  $\pm$  1°C e, em seguida, em ambiente ventilado por 24 h a 50°C  $\pm$  1°C. Após esse período, realizou-se o tratamento térmico nas temperaturas de 1100, 1200, 1300, 1400, 1465 e 1500°C, conforme a Tabela III.

Tabela III: Tratamentos térmicos realizados.

Temperatura	Taxa de Aquecimento (°C/min)	Tempo de patamar (h)
T <sub>ambiente</sub>	-----	-----
260°C	0,5	2
275°C	0,5	2
400°C	0,5	2
1100-1500°C	2,0	5
800°C	5,0	10 min
T <sub>ambiente</sub>	10	-----

Com as amostras verdes e secas e suas equivalentes tratadas termicamente, as seguintes caracterizações foram realizadas:

1) Para as medidas da Densidade Aparente Geométrica - DAG ( $\text{g.cm}^{-3}$ ), 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 ( $\text{mm}^3$ );  $L_{\text{médio verde}}$ : comprimento verde ( $\text{mm}^3$ ).

2) A densidade real ( $\rho$ ,  $\text{g.cm}^{-3}$ ) foi medida por meio da técnica de picnometria de Hélio (Ultrapycnometer 1200e, Quantachrome Instruments, EUA) em amostras equivalentes e pulverizadas em almofariz de ágata ( $D_{90} < 100\mu\text{m}$ ).

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 ressonância de barras (equipamento Sonelastic, ATCP, Brasil) de acordo com a norma ASTM C 1198-91 <sup>(10)</sup>.

5) As fases obtidas após tratamento térmico foram determinadas por difração de Raios X (DRX), pelo método do pó, com faixa de  $2\theta$  de  $5^\circ$  até  $100^\circ$ , e velocidade de leitura de  $2^\circ$  min em equipamento marca Rigaku modelo ROTAFLEX RV 200B.

6) Para as medidas de dilatométrica utilizou-se um equipamento DIL 402C (NETZSCH, Alemanha), velocidade de Aquecimento  $5^\circ\text{C}/\text{min}$  à  $1500^\circ\text{C}$ .

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra a porosidade total geométrica (PTG) e o módulo de elasticidade (E) para as amostras verdes. Verifica-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 isso, as variações de porosidade obtidas após os tratamentos térmicos podem ser associadas diretamente à ação da sílica e não a falhas de processamento. O Módulo de Elasticidade (E) sofreu um pequeno aumento em função da fração molar de sílica, até uma fração de 0,4, de 1,2 GPa para valores

próximos a 1,8 GPa. Embora esse comportamento não possa ser associado ao da eficiência de empacotamento total (pois a PTG é aproximadamente a mesma), ele indica que a presença da sílica, de menor tamanho de partículas, modificou a morfologia dos poros interpartículas, provavelmente, reduzindo-os.

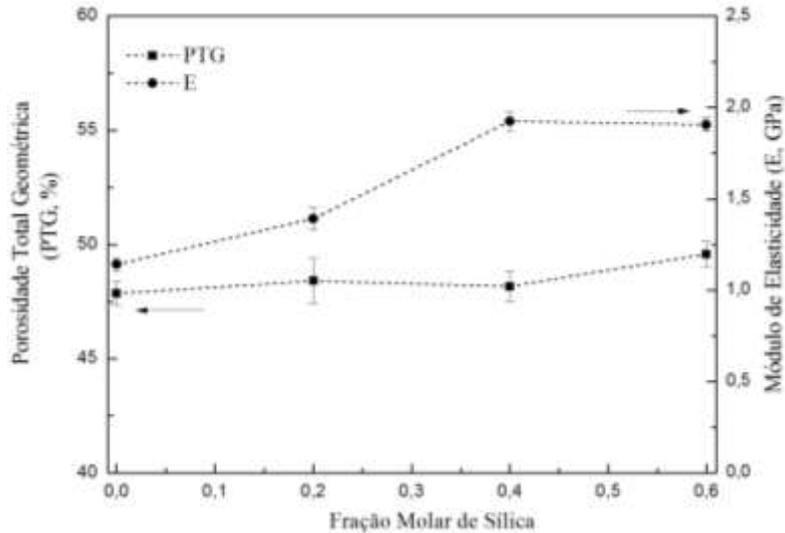


Figura 2: Porosidade total geométrica (PTG) e módulo de elasticidade (E) para amostras verdes com diferentes teores de  $\text{SiO}_2$ .

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

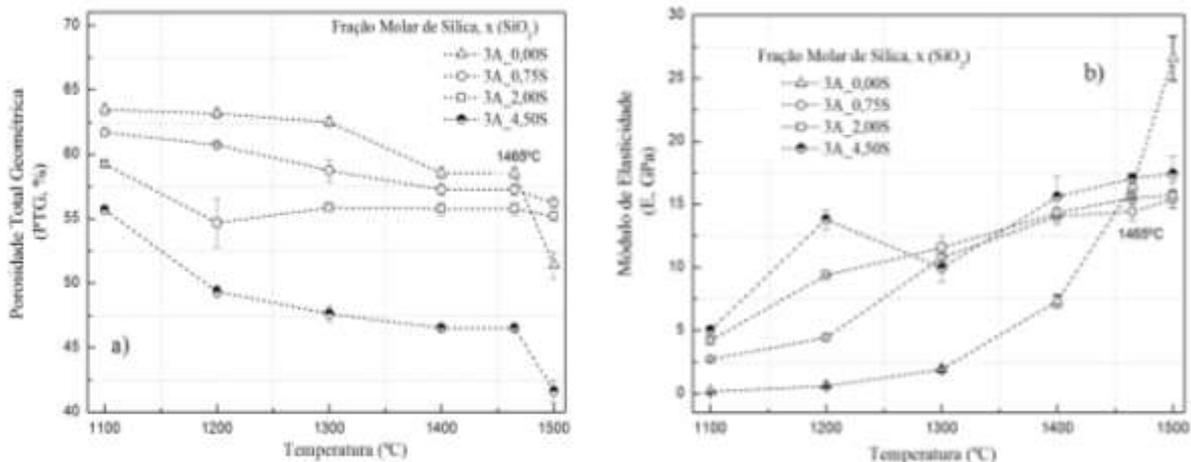


Figura 3: Efeito da adição de  $\text{SiO}_2$  e da temperatura de sinterização das amostras a) Porosidade total Geométrica (PTG) e b) Módulo de Elasticidade (E).

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 à contração volumétrica de suas partículas que gera poros na matriz densa de alumina calcinada<sup>(1-3)</sup>. Com o aumento da temperatura, no entanto, reduções nos níveis de PTG são observadas e associadas à densificação do sistema. Comparado ao sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}(\text{OH})_3$ , verifica-se que a adição de microssílica gerou modificações significativas nos níveis de porosidade, em especial nas amostras 3A\_0,75S e 3A\_2,00S, onde os níveis de porosidade a 1500°C foram superiores aos das outras composições. O comportamento do módulo elástico seguiu uma tendência oposta aos níveis de porosidade, já que módulo de Young apresenta uma queda com o aumento dos níveis de porosidade. Além da porosidade, a queda nos valores de E pode estar associada à formação de fases como cristobalita e mulita (XX GPa e 145 GPa, respectivamente), que apresentam valores de módulo elástico inferiores ao da alumina.

Os resultados da investigação das amostras por DRX são mostrados na Figura 4. Para a composição 3A\_0,00S, são observados somente os picos referentes  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (Corundum, Ficha *JCPDS* n° 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  $\alpha\text{-Alumina}$  ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Para as composições contendo microssílica, observa-se a 1100°C um pico de difração a 22° correspondente à tridimita ( $\text{SiO}_2$ , Ficha *JCPDS* n° 42-1401) que evolui para cristobalita ( $\text{SiO}_2$ , Ficha *JCPDS* n° 39-1425) e se intensifica com o teor de microssílica na composição e com o aquecimento a 1300°C. Essa cristalização da microssílica 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 microssílica leva ao aparecimento de picos de largos de tridimita em amostras sinterizadas a 1100°C, que em seguida desaparecem e dão lugar a picos referentes à cristobalita por volta de 1200-1300°C, provenientes da cristalização da microssílica. 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)<sup>11</sup>.

Acima de 1100°C, tanto os picos de cristobalita quanto de corundun tendem a desaparecer e outros referentes à mulita ( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ , Ficha *JCPDS* n° 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. Nas composições 3A\_0,75S e 3A\_4,50S, onde as proporções entre alumina e sílica não são as estequiométricas para formação completa da mulita, observa-se ainda além da mulita, o excesso de corundum e cristobalita, respectivamente. Essas proporções entre as fases podem ser calculadas por meio do diagrama de fases do sistema  $Al_2O_3-SiO_2$  (Figura 5, a 1500°C): i) 3A\_0,75S: 51,20 % mulita e 50,62 % corundum; ii) 3A\_2,00S: 100 % mulita; iii) 3A\_4,50S: 67,13 % mulita e 32,64 % sílica.

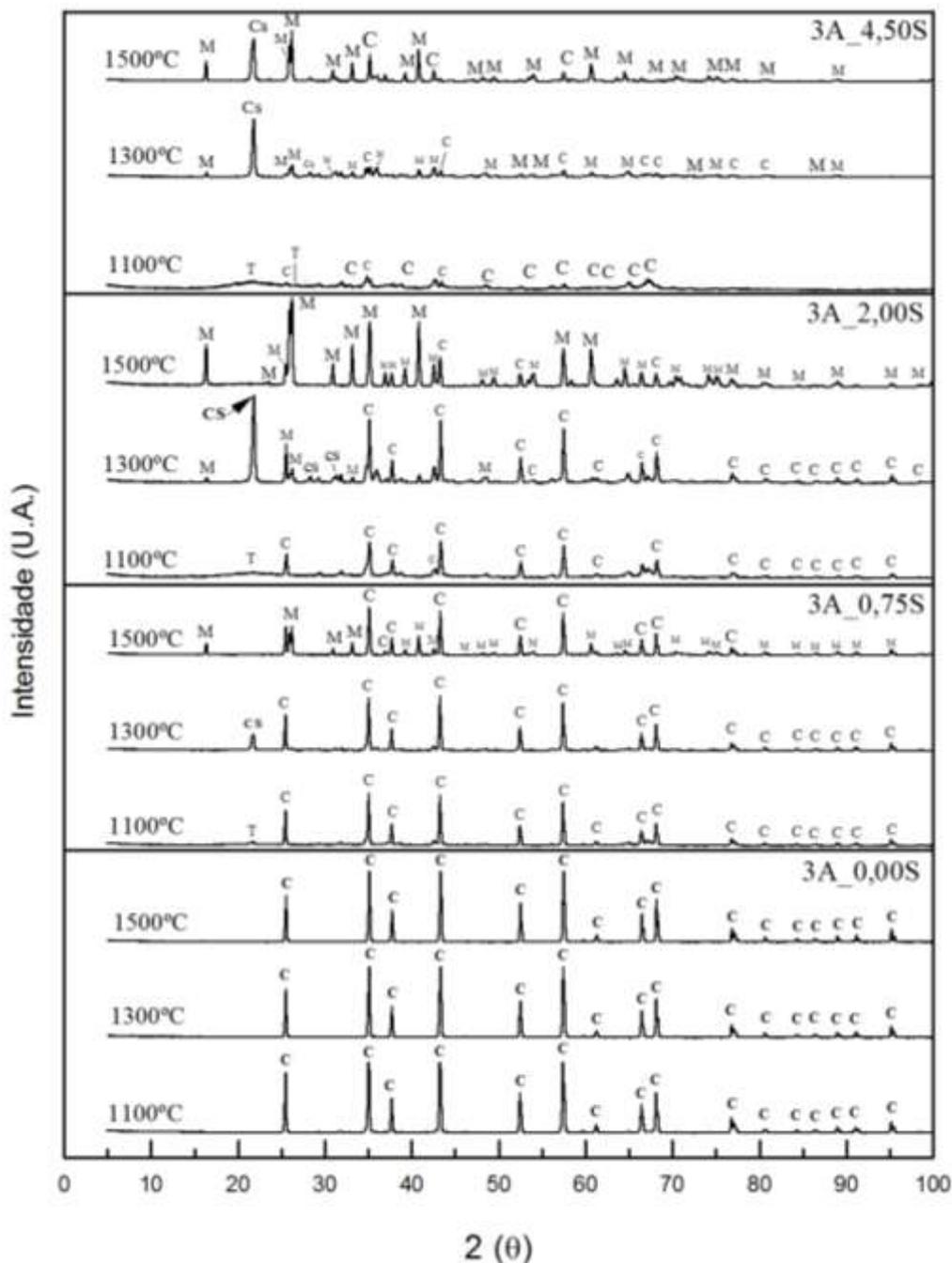


Figura 4: DRX das amostras com diversos tratamentos térmico e fração molar de sílica, respectivamente: (C) corundum; (T) tridimita; (Cs) cristobalita; (M) mullita.

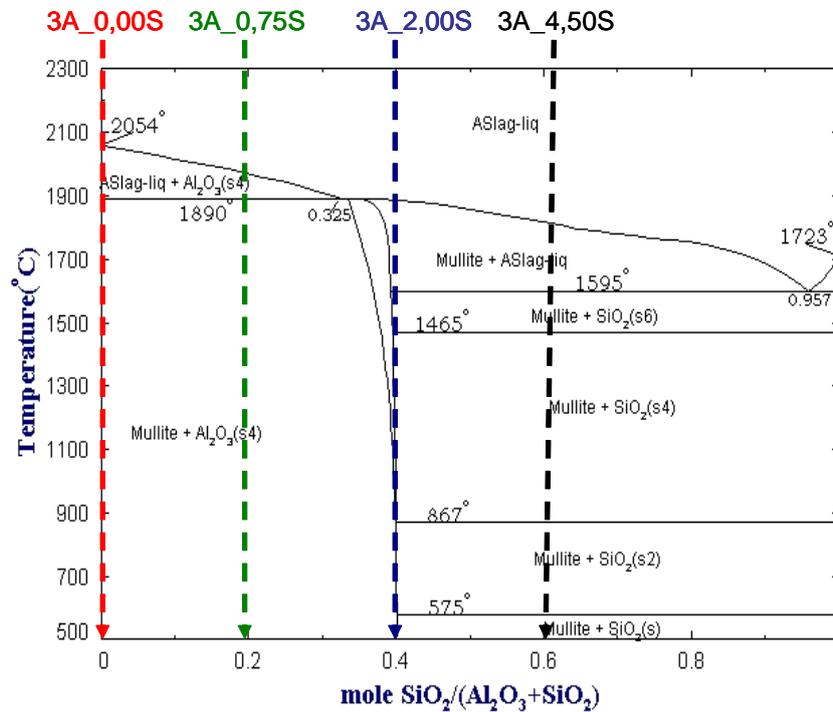


Figura 5: Diagrama de Fases do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  (Gerado pelo programa Fac Sage 6.3 <http://www.factsage.com/>).

Os ensaios de dilatometria foram usados para determinar a retração linear ( $\Delta L/L_0$ ) em função da temperatura para as composições estudadas (Figura 6).

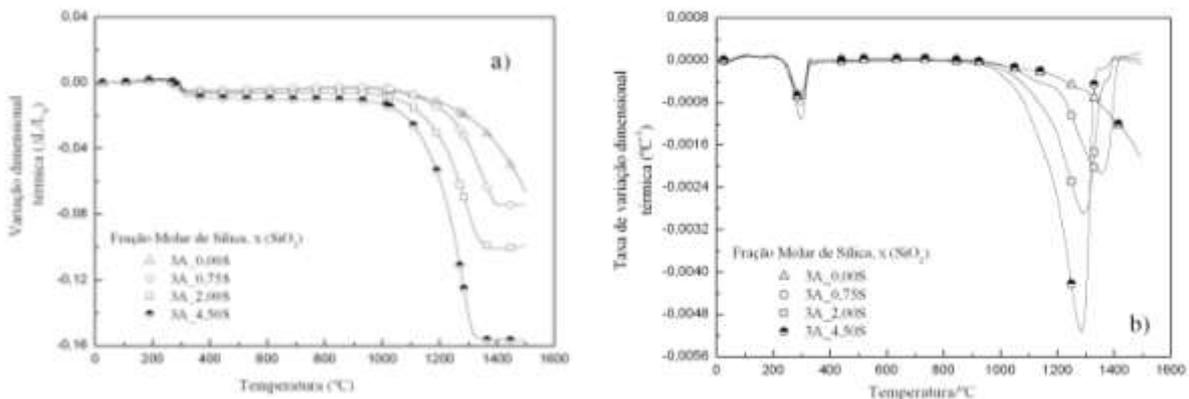


Figura 6: (a) Variação dimensional e (b) taxa de variação dimensional para as amostras contendo diferentes teores de  $\text{SiO}_2$  (taxa de aquecimento de  $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ ).

Para todas as amostras, observa-se uma retração ( $205\text{-}330^\circ\text{C}$ ) que pode ser associada à decomposição do hidróxido de alumínio, seguida de estabilidade dimensional até por volta de  $1000^\circ\text{C}$ . Acima dessa temperatura, iniciam-se as

reações de densificação e uma retração acentuada nas dimensões das amostras. Essa retração ocorreu de forma mais intensa para as amostras contendo microssílica, indicando uma aceleração no processo de densificação. Por outro lado, acima de 1400°C, para essas mesmas amostras observa-se uma interrupção na retração enquanto que, para amostras sem microssílica, há indicações claras de que o processo de sinterização ainda não está 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 ( $\rho \sim 4 \text{ g/cm}^3$ ) tende a ser expansiva. Essa hipótese é confirmada pelos resultados de DRX, Figura 4. Na amostra 3A\_4,50S, por outro lado, o excesso de sílica em relação à estequiometria da mulita pode ter induzido a formação de fase de baixa refratariedade (cristobalita) e acelerado a sinterização.

#### 4. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi estudado o efeito da adição de sílica amorfa (microssílica) a um sistema poroso de alta alumina (alumina calcinada, alumina hidratável e hidróxido de alumínio). Por meio do cuidadoso ajuste das proporções volumétricas de sólidos e ligantes, estruturas com diferentes teores de microssílica e mesmos níveis de porosidade total a verde foram produzidas. 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 (3A\_0,75S e 3A\_2,00S) níveis mais elevados de porosidade foram obtidos em relação à amostra sem sílica (3A\_0,00S) e àquela com excesso de sílica (3A\_4,50S). 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) foram significativamente inferiores aos da amostra sem sílica.

## 5. AGRADECIMENTOS

FAPESP, CNPq, CAPES e Pró Reitoria de Pesquisa da Universidade de São Paulo pelo suporte fornecido a este trabalho. Alcoa Alumínio (Brasil), Almatís (Brasil e Alemanha), Elkem (Noruega), Lamberti (Brasil) e BASF (Alemanha) pela doação de matérias primas. Ao Prof. Dr. João M. D. Rollo e Pedro L. di Lorenzo (SMM/EESC) pelo auxílio nos ensaios de dilatométrica.

## 6. REFERÊNCIAS

1. DENG, Z. Y.; FUKASAWA, T.; ANDO, M.; ZHANG, G.J.; OHJI, T. Microstructure and Mechanical Properties of Porous Alumina Ceramics Fabricated by the Decomposition of Aluminum Hydroxide. *J. Am. Ceram. Soc.*, v.84, n.11, p.2638-2644, 2001.
2. YANG, F.; LIN, C. Li, Y.; WANG, C.A. Effects of sintering temperature on properties of porous mullite/corundum ceramics. *Mater. Lett.*, v.73, p36–39, 2012.
3. DENG, Z. Y.; FUKASAWA, T.; ANDO, M. High-surface-area alumina ceramics fabricated by the decomposition of Al(OH)<sub>3</sub>. *J. Am. Ceram. Soc.*, v.84, n.3, p.485-491, 2001.
4. DING, X.J.; ZHANG, J.Z.; WANG, R.D.; FENG, C. Formation of porous alumina with oriented pores. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.22, n.4, p.411-414, 2002.
5. ANGGONO, J. Mullite Ceramics: Its Properties, Structure, and Synthesis. *J. Teknik Mesin.*, v.7, n.1, p1-10, 2005.
6. SCHNEIDER, H.; SCHREUER, J.; HILDMANN, B. Structure and properties of mullite - A review. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.28, n.2, p.329–344, 2008.
7. AKSAF, I.A.; PASK, J.A. Stable and Metastable Equilibria in the System SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *J. Am. Ceram. Soc.* v.58, n.11-12, p.507-512, 1975.
8. COUTINHO, G.E.G. Estudo de soluções sólidas de mullita: fabricação e propriedades. 2007, 139p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Ouro Preto-UFOP/Ouro Preto, MG.
9. SARUHAN, B.; ALBERS, W.; SCHNEIDER, H.; KAYSSER, W.A. Reaction and Sintering Mechanisms of Mullite in the Systems Cristobalite/ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Amorphous SiO<sub>2</sub>/ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.16, p1075-1081, 1996.
10. 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).
11. CHEN, C.Y.; LAN, G.S.; TUAN, W.H. Preparation of mullite by the reaction sintering of kaolinite and alumina. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.20, p.2519-2525, 2000.

## DEVELOPMENT AND CHARACTERIZATION OF ALUMINA- MULLITE BASED POROUS CERAMIC

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

G. Pesquisa “Soluções Integradas em Manufatura e Materiais Cerâmicos” (SIMMaC)  
Department of Engineering Materials and, School of Engineering of Sao Carlos  
Avenue Trabalhador São-carlense 400, 13560-970 São Carlos – SP.  
luciolalucena@yahoo.com.br

### ABSTRACT

*Porous ceramics have applications in areas such as refractories, catalysts and filters for high temperatures. Among the several production methods, the decomposition of inorganic hydroxylated particle previously inserted into a dense matrix ( $Al(OH)_3$  in  $Al_2O_3$ , for example) presents many advantages such as the absence of toxic volatile compounds. However, at high temperature conditions, carried out the transition compounds formed can speed up sintering, reducing porosity. This work aimed to minimize the porosity decrease generated by the porogênico agent ( $Al(OH)_3$ ) by adding microsilica to the formulations. Because mullite-based phases present great difficulty for sintering the porosity would be preserved. Different compositions with a same  $Al(OH)_3$  content and different percentages of microsilica (0-39,5wt%) were thermally treated at 1100-1500°C. The characterization of the samples was by porosity and elastic modulus, measurements as well as X-ray diffraction and dilatometry. The porosity and elastic modulus were significantly affected by the concentration of  $SiO_2$  and the consequent formation of mullite.*

*Key words: Porous ceramics, aluminum hydroxide, alumina, mullite, sintering.*