

## CERÂMICAS POROSAS À BASE DE MULITA OBTIDA POR MEIO DE SINTERIZAÇÃO REATIVA DE ALUMINA E MULITA ELETROFUNDIDA PARA UTILIZAÇÃO COMO ISOLANTE TÉRMICO

V. L. Arantes, Lucíola L. de Sousa, R. Salomão

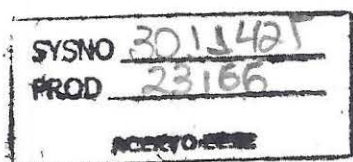
G. Pesquisa “Soluções Integradas em Manufatura e Materiais Cerâmicos” (SIMMaC)  
Departamento de Engenharia e Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos  
Avenida Trabalhador São-carlense 400, 13560-970 São Carlos – SP  
vera@sc.usp.br ou luciolalucena@yahoo.com.br ou rsalomao@sc.usp.br

*Os materiais cerâmicos são utilizados em vários segmentos do cotidiano, desde utensílios decorativos, até peças de alta complexidade, usadas na área da engenharia. Nas últimas décadas, cerâmicas porosas refratárias vêm ganhando destaque por apresentarem redução no consumo energético, propriedades catalíticas e térmicas únicas, com aplicações 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. Esse método, que não libera voláteis tóxicos, apresenta uma importante limitação em relação ao uso prolongado em altas temperaturas: os compostos de transição formados após a desidroxilação tendem a acelerar a sinterização, reduzindo a porosidade. Por essa razão, compostos que dificultam a densificação das peças porosas têm sido adicionados para manter a porosidade originada pela decomposição do hidróxido de alumínio. O objetivo desse trabalho foi obter cerâmicas porosas moldáveis a partir da mulita eletrofundida e microsilica em altas temperaturas utilizando a técnica de decomposição de hidróxidos com aplicações na indústria petroquímica e do alumínio. As amostras foram sinterizadas entre 1100°C e 1500°C e os resultados mostraram que houve aumento da porosidade com a elevação do teor de mulita eletrofundida e microsilica incorporada ao sistema.*

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

### 1. INTRODUÇÃO

Cerâmicas porosas têm despertado interesse crescente devido à diversidade de áreas em que podem ser aplicadas como, por exemplo, catalisadores, revestimentos de fornos e aeronaves, coletores de partículas sólidas, filtros para indústria automotiva, produção de vidros e isolantes acústicos<sup>1,2,3,4</sup>. Suas propriedades as tornam apropriadas para uma variedade de aplicações, nas quais a presença de altas temperaturas e agressões químicas não permite o uso de materiais metálicos ou poliméricos<sup>5</sup>. Especificamente para uso como isolantes térmicos para altas temperaturas, combinando-se adequadamente as matérias-primas e as técnicas de processamento, é possível obter cerâmicas porosas que



combinem baixa condutividade térmica com valores de resistência mecânica adequados, resistência ao ataque químico, refratariedade e uniformidade estrutural<sup>6,7</sup>. Nesse trabalho, investigou-se a formação in situ de mulita ( $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$  ou  $Al_6Si_2O_{13}$ ), um composto com dificuldade intrínseca para densificação, para preservar a porosidade gerada pela decomposição de  $Al(OH)_3$  em uma matriz moldável de alumina calcinada. As amostras foram sinterizadas em diferentes temperaturas (1100-1500°C) e analisadas algumas propriedades (porosidade, raios-X, etc.) para verificar sua utilização em elevadas temperaturas, para aplicações na indústria petroquímica e do alumínio.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a obtenção da mulita in situ 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 1:  $FMS = (N_{SiO_2}) / (N_{SiO_2} + N_{AC} + N_{HA}/2 + N_{AB300})$  (1) onde N é o número de mols de cada componente do sistema. As composições escolhidas nesse trabalho estão descritas nas Tabelas I.

Tabela I - Composições propostas nesse trabalho.

| Identificação   | FMS  | AC<br>(% vol) | HA<br>(% vol) | AB300<br>(% vol) | Mulita<br>Eletrofundida<br>(% vol) | Microsilica<br>(% vol) | Sólidos<br>(% Vol) |
|-----------------|------|---------------|---------------|------------------|------------------------------------|------------------------|--------------------|
| <b>0,0-SRF</b>  | 0,00 | 45,00         | 45,00         | 10,00            | 0,00                               | 0,00                   | 50,00              |
| <b>0,25-SMT</b> | 0,25 | 0,00          | 45,00         | 10,00            | 45,00                              | 0,00                   | 50,00              |
| <b>0,4-SMT*</b> | 0,40 | 0,00          | 45,00         | 10,00            | 28,00                              | 17,30                  | 50,00              |
| <b>0,6-SMT</b>  | 0,60 | 0,00          | 45,00         | 10,00            | 4,05                               | 40,95                  | 50,00              |
| <b>0,2-SMS</b>  | 0,20 | 30,50         | 45,00         | 10,00            | ----                               | 14,50                  | 50,00              |
| <b>0,4-SMS*</b> | 0,40 | 16,35         | 45,00         | 10,00            | ----                               | 28,65                  | 50,00              |
| <b>0,6-SMS</b>  | 0,60 | 2,35          | 45,00         | 10,00            | ----                               | 42,65                  | 50,00              |

(\*Composição para formação estequiométrica de 100% mulita)

Onde, **SRF**: Sistema Referência (sistema apenas com alumina e hidróxido de alumínio), **SMT**: Sistema Mulita Eletrofundida e **SMS**: Sistema Microsilica

As composições apresentadas nas Tabelas I (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), para promover uma ótima mistura e dispersão simultaneamente. Em seguida, à 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



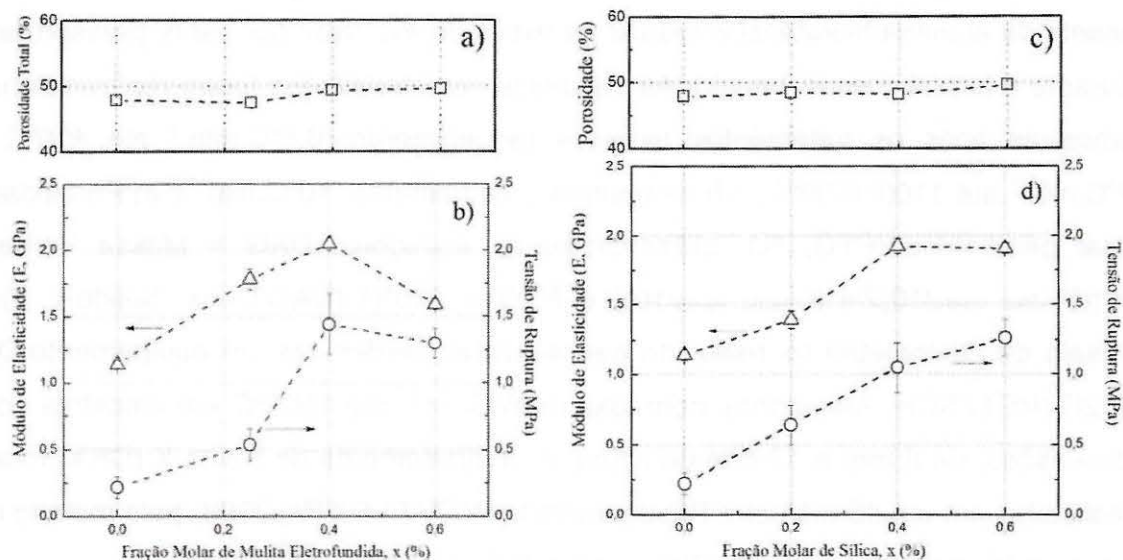
de 16 mm de diâmetro por 70 mm de altura, para as medidas de porosidade e de 6 mm de diâmetro por 20 mm de altura para os ensaios de dilatométrica. Essas amostras foram mantidas em atmosfera com elevada umidade por 24 h a  $50^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$  e, em seguida, em ambiente ventilado 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. Essas condições foram empregadas para maximizar o efeito ligante da alumina hidratável e reduzir os riscos de explosão por vapor pressurizado durante o primeiro aquecimento. As seguintes caracterizações foram realizadas nas amostras após os tratamentos térmicos (aquecimento:  $0.5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$  até  $400^{\circ}\text{C}$  e  $2^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$  até  $1100\text{-}1500^{\circ}\text{C}$ , 5 h de patamar, resfriamento:  $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ ): a) Porosidade total geométrica (PTG, %), utilizaram-se as equações:  $\text{DAG} = \text{Massa Verde} / \pi * ((D_{\text{médio verde}}/10)^2/4 * (L_{\text{médio verde}}/10))$  e  $\text{PTG} = 100 * (1 - (\text{DAG}/\text{Dens. Sólido}))$ ; b) o ensaio de dilatométrica foi realizado nas amostras verdes em um equipamento DIL 402C (NETZSCH, Alemanha), com taxa de  $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  até  $1500^{\circ}\text{C}$  em amostras com dimensões, de 8 mm e 12 mm de altura; c) a difratometria de Raios-X (DRX) foram realizadas em um difratômetro Rigaku modelo ROTAFLEX RV 200B, pelo método do pó, com faixa de  $2\theta$  de  $5^{\circ}$  até  $100^{\circ}$ , e velocidade de leitura de  $2^{\circ}/\text{min}$ .

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Amostras Verde

A adição de diferentes fontes de sílica como mulita eletrofundida e microssílica promoveu comportamentos semelhantes na porosidade total geométrica (PTG) das amostras verdes, Figura 1a e 1c. Essas amostras apresentaram um elevado nível de PTG inicial de aproximadamente  $48\% \pm 0,50\%$  em todas as composições estudadas, devido ao baixo empacotamento da suspensão, uma vez que o material é apenas moldado e não sofre nenhum tipo de prensagem. Além disso, o uso da alumina hidratável faz com que a consolidação da suspensão ocorra ainda em presença de água. Devido a isso, a estrutura formada após secagem tem partículas pouco empacotadas e contém grande quantidade de poros. Como todas as composições foram preparadas a partir de suspensões com um mesmo teor volumétrico de sólidos de 50% e de ligante inorgânico, esperam-se níveis de porosidade total dessa ordem para todas as amostras. Além disso, como a preparação de suspensões pode incorporar bolhas de ar durante as etapas de mistura, a etapa de moldagem foi realizada sob vibração e de forma sistemática para permitir a saída dessas bolhas

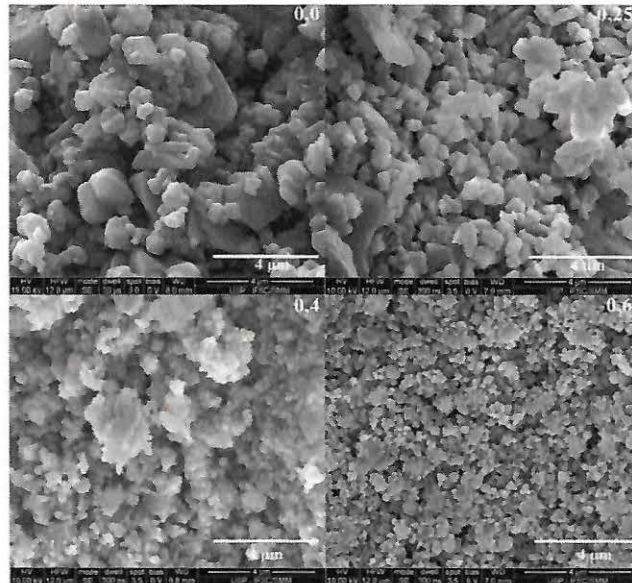
em todas as moldagens. Um ponto importante a ser destacado é que, com a utilização de amostras verdes com níveis de porosidade muito semelhantes, as transformações observadas após os tratamentos térmicos podem estar associadas diretamente à presença de diversas fontes de sílica e não a falhas de processamento.



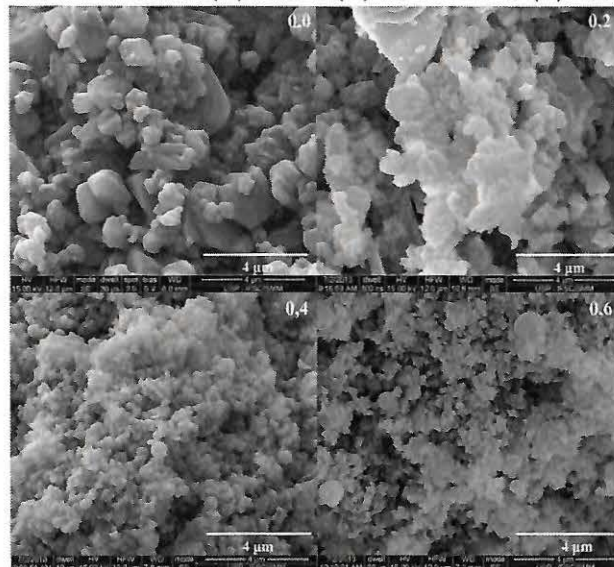
**Figura 1:** Porosidade total geométrica, Módulo de Elasticidade e Tensão de Ruptura das amostras verdes com diferentes fontes e teores de SiO<sub>2</sub>: a) sistema mulita eletrofundida e b) sistema microsilica

Nos ensaios mecânicos para o sistema mulita eletrofundida o módulo elástico (E) e a tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ), Figura 1b, sofreram um aumento em função da fração molar de mulita eletrofundida, até a fração de 0,4, variando entre 1,78 e 2,05 GPa e a  $\sigma_R$  entre 0,54 e 1,44 MPa respectivamente. Para o sistema microsilica as amostras sofreram um pequeno aumento em função da fração molar de sílica, até a composição 0,4-SMS, variando entre 1,2 a 1,9 GPa e 0,22 a 1,74 MPa. Para ambos sistemas esse comportamento não pôde ser associado ao aumento da eficiência de empacotamento no sentido de redução da quantidade de poros, pois a PTG é aproximadamente a mesma, Figura 1a e 1c. Ele indica que provavelmente a presença da microsilica (adicionada para adequar a estequiometria da composição), modificou a morfologia dos poros interpartículas, reduzindo-os devido ao menor tamanho de partículas, como corroborado pelas imagens da Figura 2 e Figura 3. Na figura 2 observam-se grãos maiores de alumina calcinada e mulita

eletrofundida e conforme aumenta o teor de mulita eletrofundida e microssílica nas composições têm-se maior porcentagem de grãos menores.



**Figura 2:** Microscopia Eletrônica de Varredura das amostras verde com diferentes frações de mulita eletrofundida: (a) SRF; (b) 0,25-SMT; (c) 0,4-SMT; (d) 0,6-SMT

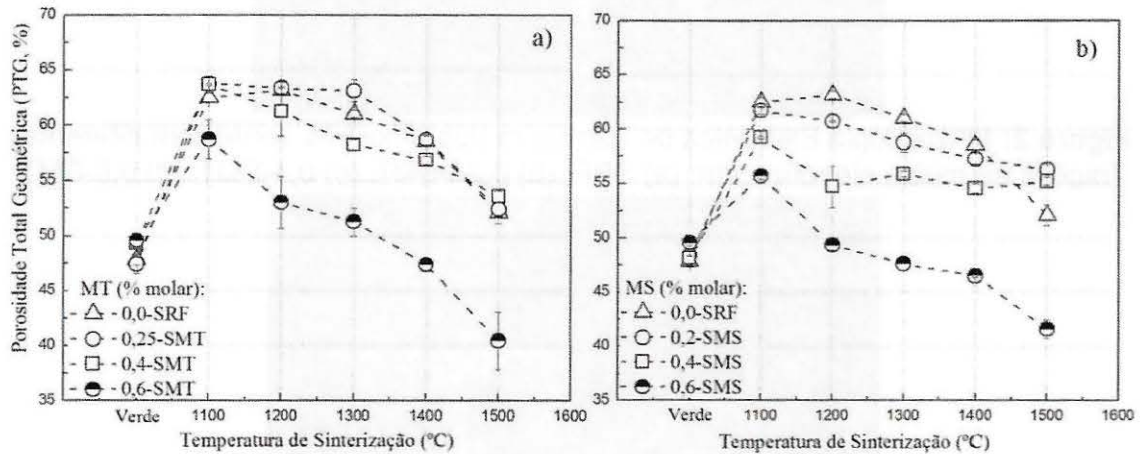


**Figura 3:** Microscopia Eletrônica de Varredura das amostras verde com diferentes frações de microssílica: (a) 0,0-SRF; (b) 0,2-SMS; (c) 0,4-SMS; (d) 0,6-SMS

### 3.2 Amostras Sinterizadas do Sistema Mulita Eletrofundida e Sistema Microssílica

As Figuras 4a e 4b apresentam os efeitos da temperatura de sinterização na porosidade total geométrica para o sistema mulita eletrofundida (Figura 4a) e para o sistema microssílica (Figura 4b). Conforme ocorre a sinterização a 1100°C e 1200°C,

a porosidade aumenta em relação às amostras verdes, pois durante o processo de decomposição do  $\text{Al}(\text{OH})_3$  são gerados poros adicionais nos corpos cerâmicos, resultando em estruturas com elevada porosidade. Outros fatores que estão associados à elevação da porosidade são a formação de compostos de transição da alumina de fases intermediárias, desaparecimento da mesoporosidade localizadas nas superfícies das partículas de  $\text{Al}(\text{OH})_3$  e a contração volumétrica de suas partículas<sup>1</sup>. Essa mudança volumétrica pode causar um colapso no empacotamento local e diminuir a conectividade das partículas, diminuindo assim sua densificação<sup>1</sup>. Diversos estudos na literatura indicam que o tamanho e o volume dos poros podem ser controlados em função do tamanho inicial das partículas e do volume de hidróxido de alumínio adicionado<sup>1,2,4</sup>.

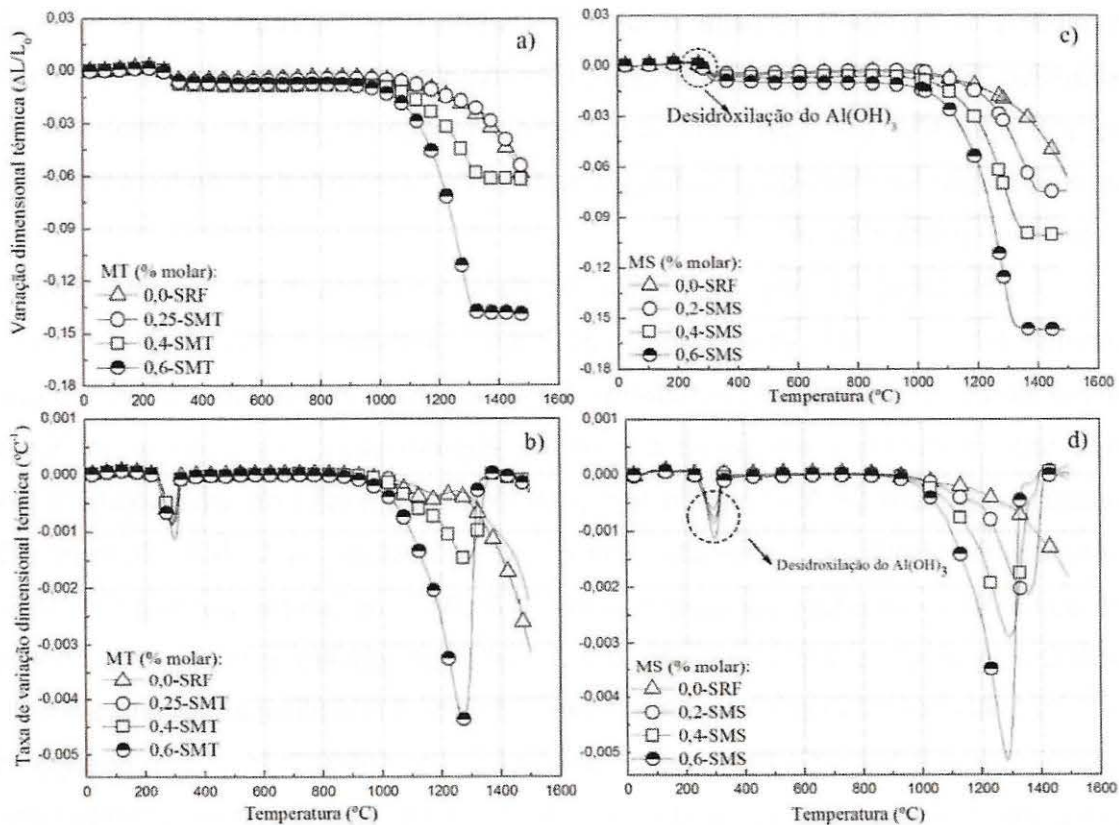
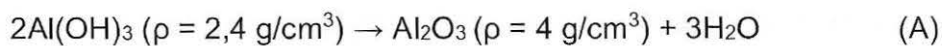


**Figura 4:** Porosidade Total Geométrica (PTG) em diferentes temperaturas de sinterização: a) sistema mulita eletrofundida e b) sistema microssilica

A redução da porosidade deste sistema em temperaturas mais elevadas (> 1300°C) pode ser atribuída à formação das aluminas intermediárias decorrentes da decomposição do hidróxido de alumínio e a formação da mulita que se dá em torno de 1300°C. Por se tratar de uma solução sólida estável, a mulita pré-formada possui uma reatividade semelhante à da  $\alpha$ -alumina, de modo a não modificar significativamente a densificação do sistema, reduzindo assim sua porosidade. Esse comportamento indica que a presença da microssilica de menor tamanho de partículas pode ter modificado a morfologia dos poros interpartículas, reduzindo-os e aumentando a força motriz para densificação. Para o sistema mulita eletrofundida a porosidade total geométrica para a composição 0,6-SMT é menor do que para as demais composições, isto pode ser explicado devido ao excesso de microssilica nessa composição.

No sistema com formação de mulita in situ (sistema microssílica) a adição de microssílica gerou modificações significativas nos níveis de porosidade, em especial nas amostras 0,2-SMS e 0,4-SMS, sendo que os níveis de porosidade dessas amostras tratadas a 1500°C foram superiores aos das outras composições. Durante a sinterização ocorreu um aumento da densidade do sólido devido à eliminação do material orgânico (dispersantes, ligantes, material orgânico).

Nos ensaios de dilatometria, Figuras 5a e 5c, para todas as amostras, observa-se uma retração linear em temperaturas entre 208 e 320°C, que está associada à decomposição do hidróxido de alumínio, conforme mostrado na equação geral abaixo, seguida de estabilidade dimensional até por volta de 1000°C:



**Figura 5:** Análise dilatométrica realizadas em amostras contendo diferentes teores de Microssílica (taxa de aquecimento de 5°C.min<sup>-1</sup>) (a) Variação dimensional (b) taxa de variação dimensional do Sistema Mulita Eletrofundida; (c) Variação dimensional e (d) taxa de variação dimensional do Sistema Microssílica

Até 900°C todas as amostras apresentaram comportamento similar ao sistema sem sílica (Figura 5a e 5c). A partir de 1000°C tem-se o início do processo de densificação, as reações em estado sólido entre alumina e microssílica, formação

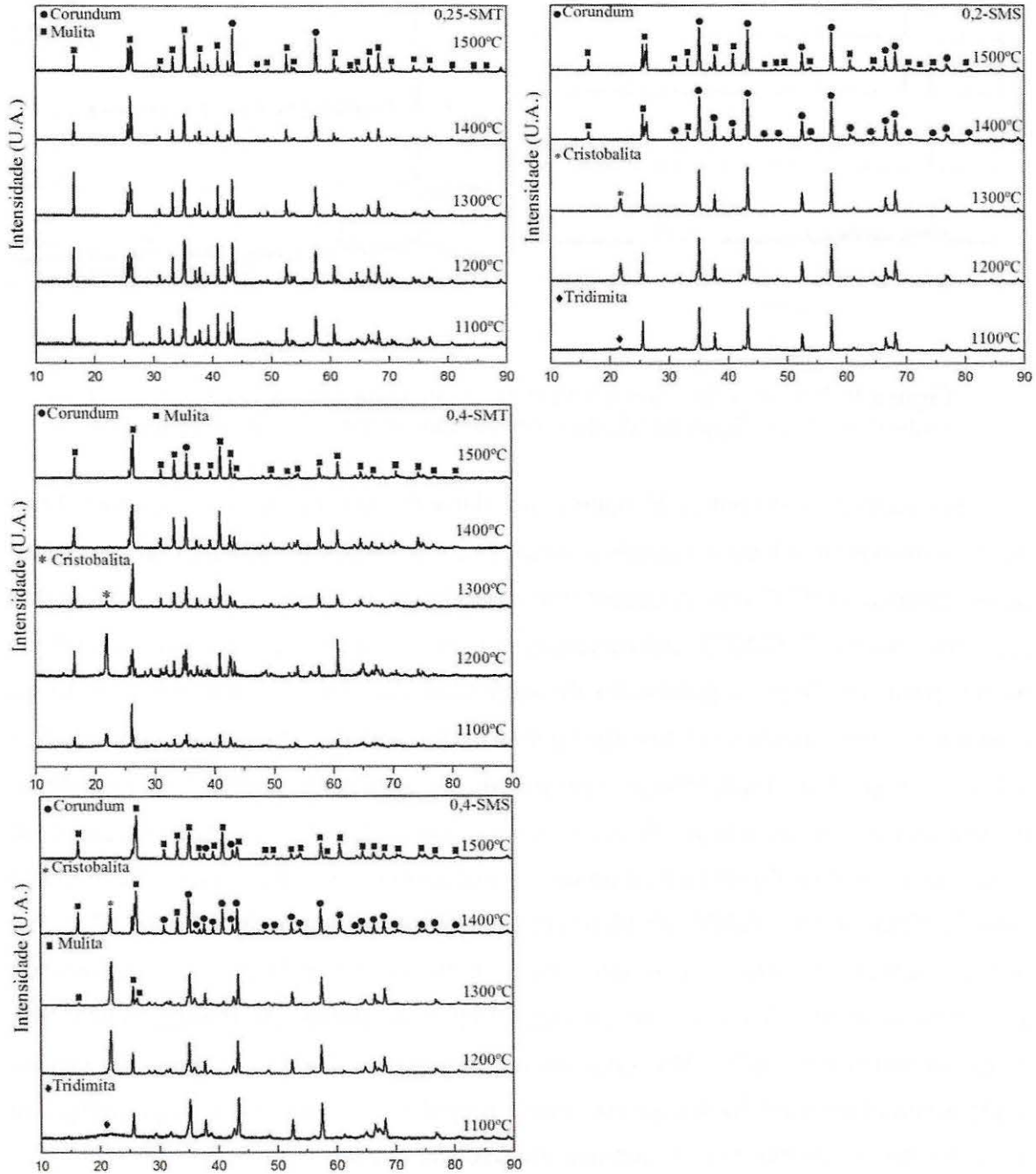
cristalina da mulita e em seguida grande retração linear. Observa-se ainda que as condições deste teste (até 1500°C) para a amostra 0,0-SRF não foram suficientes para completar todo o processo. Esse fato indica que, se temperaturas maiores tivessem sido utilizadas, maiores reduções de porosidade e retrações teriam sido obtidas.

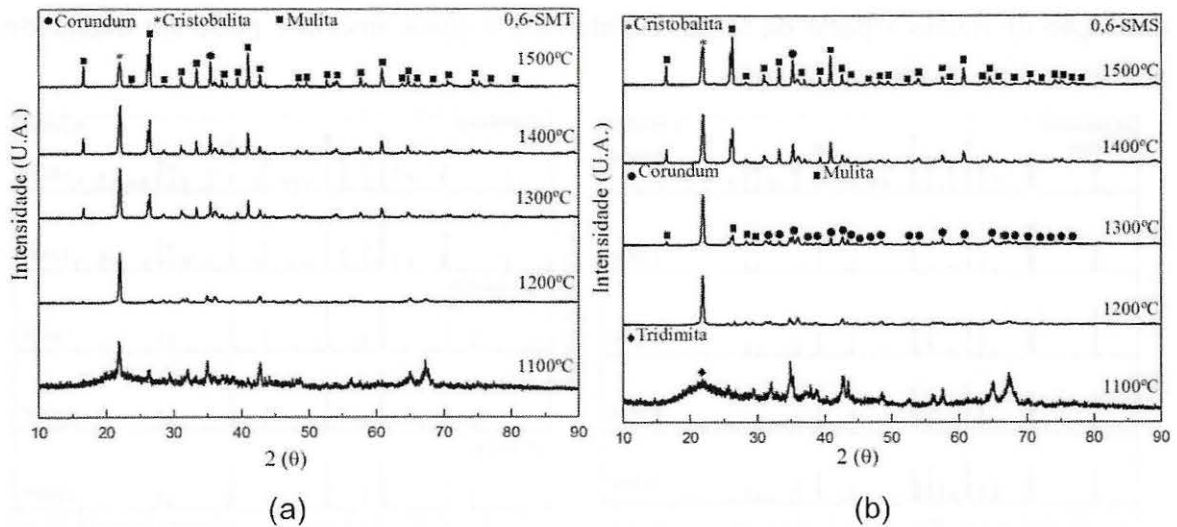
Em 1350°C, para as amostras 0,4-SMT e 0,6-SMT e para as amostras contendo microssílica (0,2-SMS; 0,4-SMS e 0,6-SMS), observou-se uma interrupção súbita na retração enquanto que, para a amostra 0,25-SMT, há indicações claras de que o processo de sinterização não tenha sido concluído nessas condições de ensaio, Figuras 5b e 5d. Esse fenômeno pode estar relacionado à reação de formação da mulita. Essa, por ser menos densa ( $\rho = 3,2 \text{ g/cm}^3$ ) que a matriz de alumina ( $\rho = 4 \text{ g/cm}^3$ ), explica o fato da reação de mulitização ser uma reação expansiva. Essa hipótese é confirmada pelos resultados de DRX, Figura 6a e 6b. Na amostra 0,6-SMS, 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 à sinterização.

Os resultados de raios-X, Figura 6a, para o sistema mulita eletrofundida, na composição 0,25-SMT observam-se as fases coríndon e mulita em todas as temperaturas de sinterização estudadas. Esse resultado indica que, mesmo no caso onde toda a matriz é composta por mulita eletrofundida, a presença do agente porogênico à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ainda tem permitido a formação de uma segunda fase (*Corundum*). Pode-se observar para as amostras 0,4-SMT (composição estequiométrica para formação da mulita) e 0,6-SMT nas temperaturas de 1100°C a 1300°C que as fases presentes são alumina alfa, cristobalita, e mulita. A proporção de cristobalita aumenta em relação à alumina devido à cristalização da sílica amorfa. Para a composição 0,6-SMT na temperatura de 1500°C tem a presença de cristobalita, isso significa que a alumina calcinada não reagiu completamente nessa composição.

Para as composições contendo microssílica, Figura 6b, observa-se a 1100°C um pico de difração a 22° correspondente à tridimita ( $\text{SiO}_2$ , Ficha JCPDS no 42-1401) que evolui para cristobalita ( $\text{SiO}_2$ , Ficha JCPDS no 39-1425) e se intensifica com o aumento do teor de microssílica 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.





**Figura 6:** Padrões de difração de raios-X em diferentes temperaturas de sinterização: (a) Sistema Mulita Eletrofundida e (b) Sistema Microsílica

Foi verificado em outros trabalhos, por difração de raios X, que a mistura de  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  e microsílica 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 microsílica<sup>8</sup>. 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). Nesse trabalho, acima de 1100°C, tanto os picos de cristobalita como os 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 microsílica inicialmente se cristaliza para em seguida reagir com alumina formando mulita. Nas composições 0,2 MS e 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. Pode-se atribuir esse primeiro processo à mulitização primária, onde a estrutura se transforma em mulita através de difusão de curto alcance dos íons de  $\text{Al}^{3+}$  e  $\text{Si}^{4+}$ , com liberação de sílica e sem o consumo da

fase  $\alpha$ -alumina<sup>8</sup>. Entre as temperaturas de 1300°C e 1500°C, a quantidade de mulita aumenta rapidamente, enquanto a de alumina decresce da mesma forma, sendo considerado esse processo como mulitização secundária. Nessa etapa a sílica liberada na etapa anterior reage com  $\alpha$ -alumina formando a mulita<sup>8</sup>. A 1500°C a reação está completa e a única fase identificada no difratograma é a mulita. 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 misturas<sup>9</sup>.

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 aquecimento<sup>9</sup>. Neste caso, temperaturas elevadas, são atingidas mais rapidamente, evitando a precipitação de cristobalita. O aparecimento da cristobalita se dá pela cristalização da sílica vítrea. A intensidade dos picos de cristobalita praticamente desaparece com o aumento da temperatura de sinterização, enquanto que as intensidades dos picos característicos da mulita aumentam, com o aumento da temperatura de sinterização. Segundo Chen (2000), a adição de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pode reduzir a quantidade de fase vítrea e aumentar a quantidade de mulita<sup>8</sup>. Essa afirmação foi confirmada pelos difratogramas da composição 0,6-SMS a 1500°C, Figura 6b.

#### 4. CONCLUSÕES

Para todas as composições, a PTG a 1100°C foi maior que a PTG a verde. Esse aumento inicial está relacionado à decomposição do hidróxido de alumínio e à contração volumétrica de suas partículas que gera poros na matriz densa de alumina calcinada. Esse primeiro nível de aumento da PTG foi pouco afetado pela quantidade de fontes de sílica no sistema (aproximadamente de 60% para todas as composições), já que nenhuma reação significativa foi detectada. Para o sistema

utilizando mulita eletrofundida, as amostras contendo como fases alumina e mulita (0,25-SMT) e apenas mulita (0,4-SMT) mostraram níveis de porosidade similar em toda a faixa de temperatura. Esse comportamento foi associado ao fato de que, embora a mulita tenha dificuldades intrínsecas para densificar, sua formação “in situ” deve ser mais efetiva que a pré-formada em preservar a porosidade gerada pelos agentes porogênicos. Já para o sistema contendo porcentagem de microssilica, acima de 1100°C e até 1400°C, fenômenos associados à cristalização e fusão da microssilica e à sinterização da matriz aluminosa reduziram os valores de porosidade tão intensamente quanto maior o teor de microssilica. A 1500°C, a formação de mulita preservou a PTG nas amostras contendo 0,2-SMS e 0,4-SMS.

## 5. AGRADECIMENTOS

FAPESP (2010/19274-5), CNPq (470981/2011-3; 306036/2011-8) e CAPES; Almatis e Alcoa Alumínio. Ao Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo e Pedro Di Lorenzo (SMM/EESC) pelo auxílio nas análises dilatométricas.

## 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, p.36–39, 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. Salomão R, Brandi J. Macrostructures with hierarchical porosity produced from Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Al(OH)<sub>3</sub>-chitosan wet-spun fibers. **Ceram Int** 2013;39(7):8227–35
5. Salomão R, Souza ADV, Fernandez L, Arruda CC. Advances in nanotechnology for refractories: when very small meets hot, heavy, and large. **Am Ceram Soc Bull** 2013;92(7):22–7
6. Salomão R, Villas Boas MOC, Pandolfelli VC. Porous alumina-spinel ceramics for high temperature applications. **Ceram Int** 2011;37(4):1393–9.
7. Anggono, J. *Mullite Ceramics: Its Properties, Structure, and Synthesis*. **J. Teknik Mesin.**, v.7, n.1, p.1-10, 2005.
8. 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, n.14-15, p. 2519-2525, 2000.
9. She, J. H.; Mechnich, P.; Schmucker, M.; Schneider, H. *Low-temperature reaction-sintering of mullite ceramics with an Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> addition*, **Ceram. Int.**, v. 27, n. 8, p. 847-852, 2001.

CERAMIC POROUS BASE MULLITE OBTAINED BY REACTIVE SINTERING OF ALUMINA AND MULITA ELETROFUNDIDA FOR USE AS THERMAL INSULATION

V. L. Arantes, Lucíola L. de Sousa, 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  
vera@sc.usp.br ou luciolalucena@yahoo.com.br ou rsalomao@sc.usp.br

*Ceramic materials are used in many segments of everyday life, from decorative items, to highly complex parts, used in the field of engineering. In recent decades, refractory ceramic porous are gaining prominence because they have reduced energy consumption, unique catalytic and thermal properties, with applications such as thermal insulation for high temperatures. Among the techniques employed in the production of these materials, it is emphasized that based on the generation of pores through processing stages. This method, which does not release toxic volatile, presents an important limitation in relation to prolonged use at high temperatures: transition compounds formed after the dehydroxylation tend to accelerate the sintering, reducing the porosity. Therefore, compounds that hinder the densification of porous pieces have been added to maintain the porosity caused by the decomposition of aluminum hydroxide. The aim of this study was to obtain porous ceramics moldable from eletrofundida and microsilica mullite at high temperatures using hydroxides decomposition technique with applications in the petrochemical and aluminum industries. The samples were sintered between 1100 ° C and 1500 ° C and the results showed that there was an increase in porosity with increasing mullite content and microsilica eletrofundida incorporated into the system.*

**Key words:** porous ceramics, aluminum hydroxide, mullite, sintered alumina.