

## Espumas vítreas do sistema $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ produzidas pelo processo *gelcasting*

### *( $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ glass-ceramic foams produced by the gelcasting process)*

*E. de Sousa<sup>1</sup>, C. R. Rambo<sup>2</sup>, F. S. Ortega<sup>3</sup>, A. P. N. de Oliveira<sup>4</sup>, V. C. Pandolfelli<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>*Departamento de Engenharia de Materiais - DEMa, Universidade Federal de S. Carlos - UFSCar, S. Carlos, SP 13565-905*

<sup>2</sup>*Departamento de Engenharia Química e Engenharia de Alimentos - EQA, Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC, Florianópolis, SC 88040-900*

<sup>3</sup>*Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento - IP&D, Universidade do Vale do Paraíba - UNIVAP, S. José dos Campos, SP 12244-000*

<sup>4</sup>*Departamento de Engenharia Mecânica - EMC, Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC, Florianópolis, SC 88040-900*

*eliandra.sousa@gmail.com, vicpando@power.ufscar.br, rambo@enq.ufsc.br, fortega@univap.br, pedronovaes@emc.ufsc.br*

#### Resumo

Espumas vítreas do sistema  $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  (LZSA) foram produzidas pelo processo *gelcasting*, associado à aeração de suspensões cerâmicas, sem controle atmosférico. Por meio da adição de diferentes concentrações de agente espumante (Fongraminox) foi possível obter espumas vítreas com densidade relativa variando entre uma estreita faixa (0,10-0,15). As espumas vítreas apresentaram resistência à compressão de 2,5-3,7 MPa, que correspondem a porosidade entre 85 e 89% e macroestrutura com poros aproximadamente esféricos e interconectados. Tais características tornam esses materiais atraentes para as seguintes aplicações tecnológicas: filtros para metais fundidos e gases quentes e, suportes catalíticos.

**Palavras-chave:** cerâmica celular, espuma vítrea LZSA, *gelcasting*, permeabilidade

#### Abstract

*Vitreous foams in the  $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  (LZSA) system were produced by the gelcasting process with aeration of ceramic suspensions and without atmospheric control. By the addition of different concentrations of foaming agent (Fongraminox) it was possible to attain glass-ceramic foams in a narrow range of relative density (0.10-0.15). The glass-ceramic foams showed compressive strength of 2.5-3.7 MPa, which corresponds to porosity between 85-89%, and macrostructure with pores nearly spherical and interconnected, these characteristics make these materials attractive for the following applications technology: filters of molten metals and hot gas, and catalytic support.*

**Keywords:** cellular ceramic, LZSA glass-ceramic foams, *gelcasting*, permeability.

## INTRODUÇÃO

Cerâmicas celulares são materiais frágeis de elevada porosidade que apresentam na sua estrutura poros fechados, abertos ou interconectados [1]. O crescente interesse nesta classe de materiais tem sido associado principalmente com suas propriedades específicas, como elevada área superficial, elevada permeabilidade, baixas densidade e condutividade térmica, as quais estão ainda relacionadas com características próprias dos materiais cerâmicos como elevadas refratariedade e resistência a ataques químicos. Estas propriedades fazem das cerâmicas celulares materiais

viáveis para diversas aplicações tecnológicas, como filtros para metais fundidos e gases quentes, isolantes térmicos, membranas, sensores de gás, suportes para catalisadores ou enzimas, material estrutural leve, implantes ósseos, entre outras [2, 3]. Dentre os principais fatores que influenciam na seleção de uma cerâmica celular para uma determinada aplicação encontra-se primeiramente a composição química da cerâmica, seguida de fatores ligados à estrutura celular formada, tais como fração, distribuição, tamanho e morfologia das células, bem como as propriedades mecânicas do material. Vários são os métodos de processamento para a fabricação de cerâmicas celulares: método da esponja

polimérica, gelcasting, incorporação de materiais orgânicos ao pó cerâmico, geração de bolhas dentro da suspensão, controle nas condições de sinterização com o objetivo de alcançar uma parcial densificação, entre outros [2-4]. Sendo assim, é possível obter uma microestrutura com diferentes tamanhos de células que podem variar dentro de um amplo intervalo (de algumas dezenas de nanômetros a alguns milímetros).

O processo de *gelcasting* desenvolvido pelo Oak Ridge National Laboratory [5, 6] foi inicialmente aplicado a produção de materiais de alta densidade. O método baseia-se na introdução de monômeros orgânicos a uma suspensão aquosa do pó cerâmico, que por meio da polimerização *in situ* produzem um reticulado tri-dimensional que consolida a matriz cerâmica. Para a produção de materiais celulares, esta técnica foi associada à aeração de uma suspensão cerâmica contendo um agente espumante. Após a gelificação do sistema, a cerâmica é então seca e submetida ao tratamento térmico, onde a densificação e sinterização ocorrem. As espumas celulares produzidas por este método apresentam poros abertos e interconectados (10 - 2000  $\mu\text{m}$ ) com uma faixa de porosidade que varia de 40 a 95%, e elevada permeabilidade ( $k_1 = 10^{-7}$  a  $10^{-9} \text{ m}^2$ ) [4, 7, 8]. O processo de *gelcasting* tem sido largamente empregado para a produção de espumas cerâmicas de alumina [9-10], hidroxiapatita [7, 11], perovskita [12] e outros materiais. No entanto, não se encontra relato do uso da técnica para a preparação de espumas vitrocerâmicas.

Os materiais vitrocerâmicos são sólidos policristalinos contendo fase vítrea residual. Estes materiais são produzidos por cristalização controlada de vidros particularmente formulados [13]. O vitrocerâmico pertencente ao sistema  $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  (LZSA) foi selecionado devido a sua boa resistência química e ao choque térmico e baixo coeficiente de expansão térmica ( $4\text{-}6 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ) [14, 15]. As principais fases cristalinas formadas durante o tratamento térmico (700-900  $^\circ\text{C}$ ) são espodumeno- $\beta$  ( $\text{LiAlSi}_3\text{O}_8$ ), silicato de zircônio ( $\text{ZrSiO}_4$ ) e metassilicato de lítio ( $\text{Li}_2\text{SiO}_3$ ) [16, 17]. Essas propriedades intrínsecas do vitrocerâmico LZSA os tornam fortes candidatos para uma série de aplicações, especialmente como componentes celulares em aplicações onde as variações bruscas de temperatura estão presentes como filtros para exaustão de gases quentes ou difusores de chama para secagem a baixas temperaturas ( $< 900 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Além disso, estes materiais podem ser obtidos economicamente mediante sinterização e cristalização a baixas temperaturas (700-900  $^\circ\text{C}$ ).

O presente trabalho tem como objetivo produzir espumas vítreas do sistema LZSA pelo processo *gelcasting* sem controle atmosférico, bem como avaliar suas propriedades físicas, mecânicas e fluidodinâmicas.

## MATERIAIS E MÉTODOS

A suspensão cerâmica com teor de sólidos de 35%-vol. foi preparada por meio da dispersão do pó vítreo LZSA (Colorminas, tamanho médio de partícula 3,22  $\mu\text{m}$ , área

superficial específica 4,95  $\text{m}^2/\text{g}$  e densidade 2,63  $\text{g}/\text{cm}^3$ ) em solução aquosa contendo 30%-vol. de monômeros orgânicos, N,N,N',N'-hidroximetil acrilamida-HMAM, metacrilamida-MAM, metilenobisacrilamida-MBAM, (Sigma-Aldrich), em proporção molar de 3:3:1. A suspensão foi dispersa com poliácrlato de amônio (Dispersal 130, Lubrizol) e em seguida desaglomerada em moinho de bolas durante 15 min. Alíquotas de suspensão com massa de 100 g foram separadas. A fim de se obter espumas com densidade variada, em cada alíquota foi adicionado diferentes concentrações (1,0; 1,2 e 1,4% em relação a massa de suspensão) do agente espumante não-aniónico (Fongraminox KC-B, Clariant). Esta mistura foi agitada em batedeira doméstica por aproximadamente 3 min. Em seguida, quantidades pré-determinadas de catalisador (tetrametiletilenodiamina- TEMED, Sigma) e iniciador (persulfato de amônio-APS, Aldrich) foram adicionadas para promover a gelificação do sistema. Após rápida homogeneização, a espuma foi vertida em béqueres de 600 mL, onde ocorreu a gelificação. Os corpos-de-prova foram desmoldados após permanecerem em estufa a 55  $^\circ\text{C}$  durante 24 h. Após esta etapa, com auxílio de uma serra-copo foram cortados cilindros com 19 mm de diâmetro. Posteriormente, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico em ar, o qual iniciou-se com uma taxa de aquecimento de 1  $^\circ\text{C}/\text{min}$  até 450  $^\circ\text{C}$ . Nesta temperatura efetuou-se um patamar de 1 h para a eliminação do material orgânico. A seguir prosseguiu-se o aquecimento com uma taxa de 5  $^\circ\text{C}/\text{min}$  até atingir a temperatura de 750  $^\circ\text{C}$ , na qual permaneceu por 60 min. O resfriamento seguiu-se inercialmente até a temperatura ambiente.

A densidade geométrica  $\rho_{\text{geo}}$  foi medida a partir das dimensões e massa dos corpos-de-prova. A fração de vazios das espumas vítreas foi determinada pela porosidade  $\epsilon$ , expressa por  $[1 - (\rho_{\text{geo}}/\rho_l)]$ . A morfologia e a microestrutura das espumas vítreas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV, Philips, XL-30). Os ensaios de compressão de corpos cilíndricos com 13 mm de diâmetro foram realizados em uma máquina de ensaios universal (Instron 4301) à temperatura ambiente. Esses ensaios foram realizados com velocidade de carregamento de 0,5 mm/min e demais condições de teste de acordo com norma ASTM C496-90. As superfícies das amostras ortogonais a aplicação de carga de compressão foram cobertas por uma borracha semi-rígida, para eliminar os efeitos do carregamento localizado, devido as variações na topografia das amostras. Os ensaios de permeabilidade ao ar das espumas vítreas foram realizados pelo método de escoamento em regime estacionário, no qual pelo menos 6 conjuntos de valores de pressão de entrada  $P_e$ , pressão de saída  $P_s$  e de velocidade superficial do ar  $v_s$  foram coletados.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

No processo *gelcasting* a velocidade na qual o gel se forma, por meio da copolimerização via radical livre de monômeros vinílicos e divinílicos, depende de vários fatores, tais como concentração dos reagentes químicos

(iniciador e catalisador), temperatura inicial da suspensão, pH da suspensão e nível de oxigênio na atmosfera. Neste trabalho as espumas vítreas foram produzidas pelo processo de *gelcasting* sem o controle atmosférico. Para que a polimerização ocorresse dentro de um curto período de tempo (1-3 min), elevadas concentrações dos reagentes químicos (iniciador e catalisador) foram utilizadas: 1,5% de APS em relação à massa da suspensão cerâmica, associado ao TEMED em razão molar de 1:1 [16], sendo a temperatura inicial da suspensão mantida constante a 30 °C. Se a gelificação do sistema não ocorresse nesse intervalo de tempo, a espuma poderia sofrer alterações na sua estrutura através do crescimento e coalescência das bolhas.

A Fig. 1 mostra o efeito da concentração do agente espumante sobre o volume de espuma e densidade geométrica das espumas vítreas após a sinterização. O volume de espuma aumenta com o aumento da concentração do agente espumante, decorrente da redução da energia interfacial líquido-gás. Dessa maneira uma quantidade maior de bolhas de ar é estabilizada dentro da suspensão cerâmica. Apenas controlando a concentração de agente espumante adicionado à suspensão cerâmica foi possível produzir espumas com densidade geométrica dentro de uma estreita faixa, 0,4-0,6 g/cm<sup>3</sup>. Como esperado, a densidade das espumas vítreas após a sinterização apresentou-se inversamente proporcional a concentração de agente espumante.

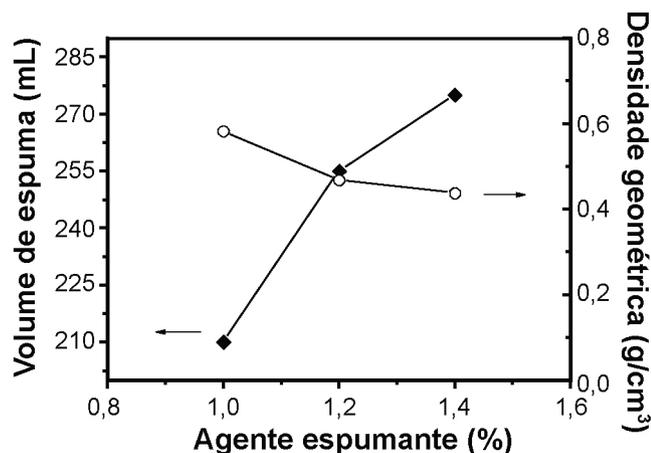


Figura 1: Efeito da concentração do agente espumante sobre o volume de espuma e densidade geométrica das espumas vítreas LZSA após a sinterização.

[Figure 1: Effect of the concentration of foaming agent on the foam volume and geometric density of LZSA glass-ceramic foams after sintering.]

A porosidade das espumas vítreas LZSA em função da concentração do agente espumante é mostrada na Fig. 2. A porosidade das amostras varia entre uma estreita faixa, 85-89%. À medida que a concentração do agente espumante aumenta, o mesmo se verifica com a porosidade das amostras. É possível observar um aumento mais acentuado na porosidade quando a concentração do agente espumante passa de 1,0% para 1,2%. Após esta concentração, observa-se um aumento mais suave da porosidade, provavelmente

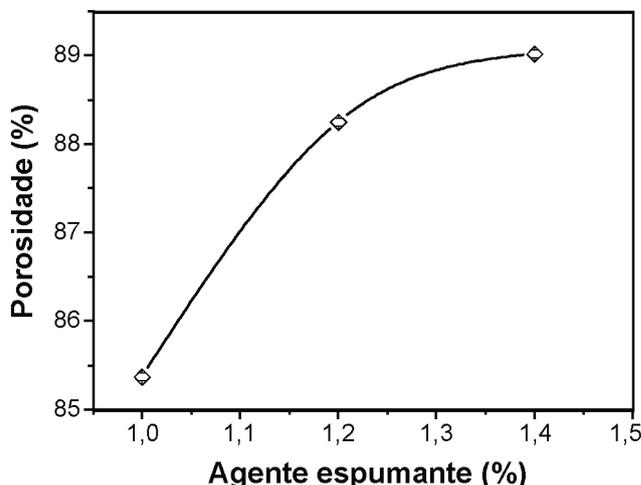


Figura 2: Porosidade das espumas vítreas LZSA em função da concentração do agente espumante.

[Figure 2: Porosity of LZSA glass-ceramic foams as a function of concentration of foaming agent.]

indicando o valor máximo de porosidade (89%) alcançado para as espumas vítreas por meio do método *gelcasting*.

As micrografias das espumas vítreas LZSA obtido pelo processo de *gelcasting* são mostradas na Fig. 3. O tamanho médio de poro variou na faixa de 50-550 μm. Em todas as amostras observa-se uma macroestrutura homogênea, com poros aproximadamente esféricos, interconectados por janelas nas paredes das células, as quais são formadas nos pontos de contato entre bolhas vizinhas. Nas espumas de maior porosidade (88 e 89%) observa-se uma quantidade maior dessas janelas.

O comportamento mecânico das espumas vítreas LZSA é mostrado na Fig. 4. A resistência à compressão variou entre 2,5 e 3,7 MPa. Esses valores quando comparado com aqueles de resistência mecânica das espumas produzidas pelo processo de réplica (porosidade: 73,5% e resistência à compressão: 1,6 MPa) [16], são aproximadamente 2 vezes superiores, mesmo para amostras com porosidade na faixa de 85-89%. As espumas produzidas pelo processo de *gelcasting* apresentam uma macroestrutura constituída de poros com geometria aproximadamente esférica e paredes densas, o que favorece a melhoria das propriedades mecânicas. Enquanto que as espumas produzidas pelo processo de réplica apresentam filamentos ociosos com seção triangular, o que diminui a resposta mecânica.

De acordo com o modelo de Gibson-Ashby (GA), que descreve o comportamento mecânico das estruturas celulares, o mecanismo de falha dos materiais frágeis como, por exemplo, as cerâmicas e os vidros, ocorre por fratura. A curva típica força-deslocamento para os materiais celulares (honeycombs e reticulados/espumas) sob compressão é caracterizada por três regimes: linear elástico, correspondendo à flexão da aresta da célula ou estiramento da face; um patamar de tensão, correspondendo ao colapso progressivo das células por fratura frágil e, por fim, a densificação, correspondendo ao colapso das células por todo o material e subsequente carregamento das arestas

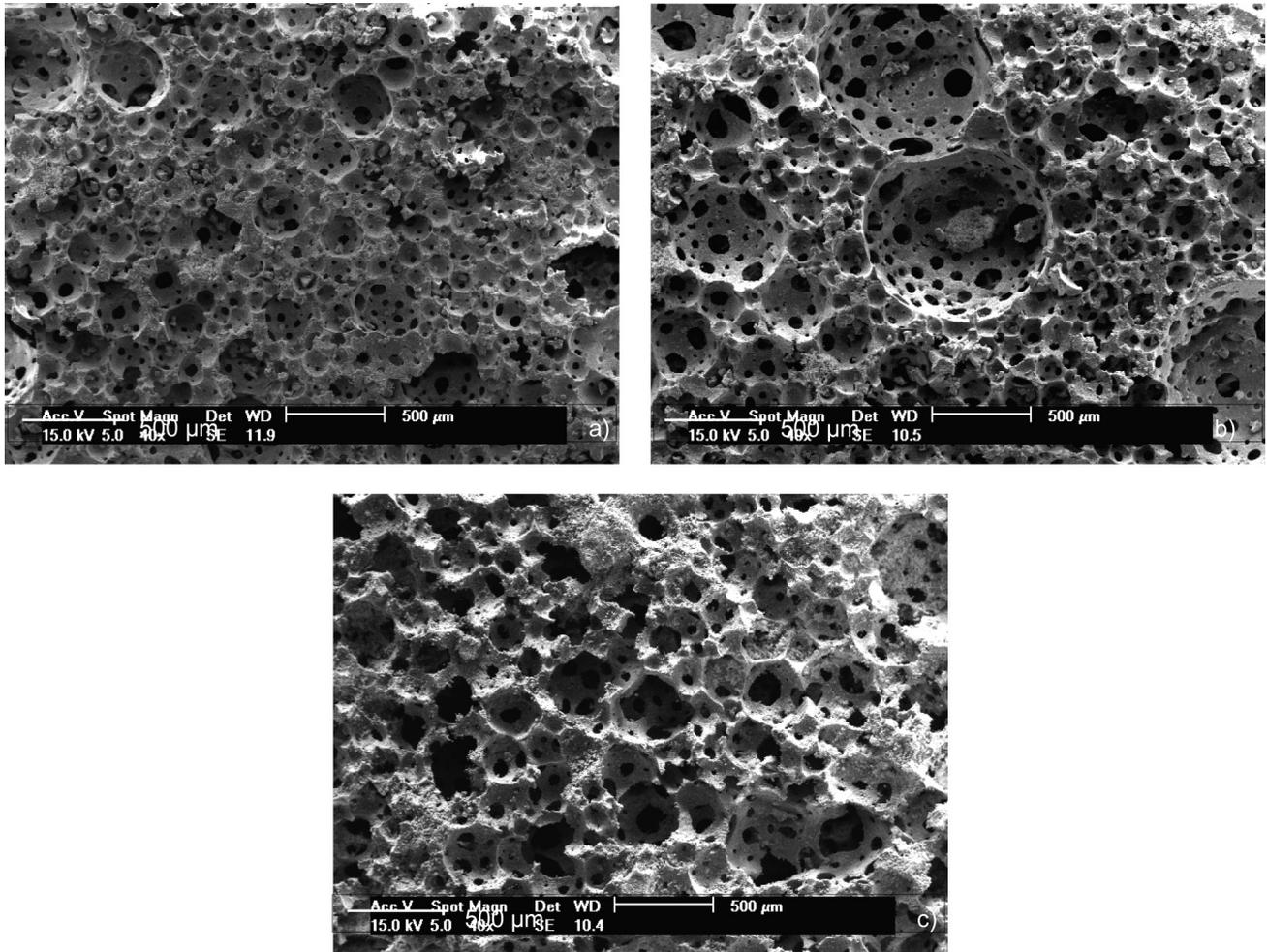


Figura 3: Micrografias das espumas vítreas LZSA obtidas pelo processo de *gelcasting*. a) 1,0% agente espumante, b) 1,2% agente espumante e c) 1,4% agente espumante.

[Figure 3: SEM micrographs of LZSA glass-ceramic foams obtained by *gelcasting* process. a) 1.0% foaming agent, b) 1.2% foaming agent and c) 1.4% foaming agent.]

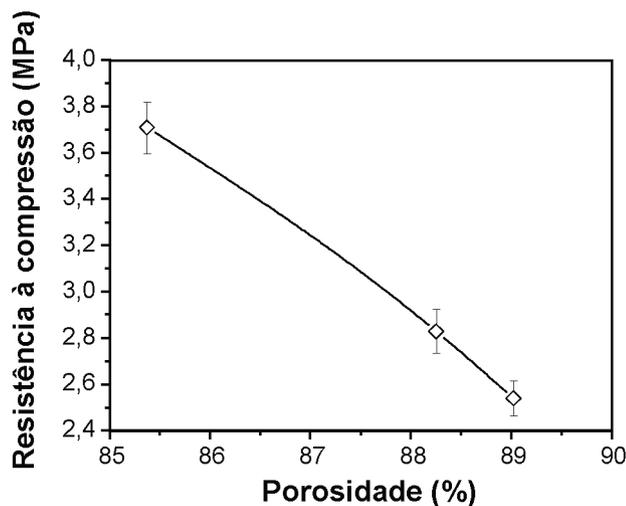


Figura 4: Resistência à compressão das espumas vítreas LZSA em função da porosidade.

[Figure 4: Compressive strength of LZSA glass-ceramic foams as a function of porosity.]

das células e faces, umas sobre as outras [18, 19].

Segundo o modelo genérico [20], a resistência à compressão de uma cerâmica celular é calculada pela equação A.

$$\frac{\sigma_0}{\sigma_s} = C_1 \left( \frac{\rho_0}{\rho_s} \right)^n \quad (A)$$

onde  $\sigma_0$  é a resistência do material celular,  $\sigma_s$  é a resistência da fração sólida,  $\rho_0/\rho_s$  é a densidade relativa ( $\rho_0$  é a densidade do material celular e  $\rho_s$  é a densidade da fração sólida),  $C_1$  é uma constante relacionada com a forma da célula e o expoente  $n$  é uma constante que depende da tortuosidade, como uma medida de desordem no material e está relacionado com a distribuição e geometria da célula.

A Fig. 5 apresenta a resistência à compressão das espumas vítreas LZSA em função da densidade relativa. A resistência mecânica diminui com a diminuição da densidade relativa. Ajustando os dados experimentais com a Equação A e

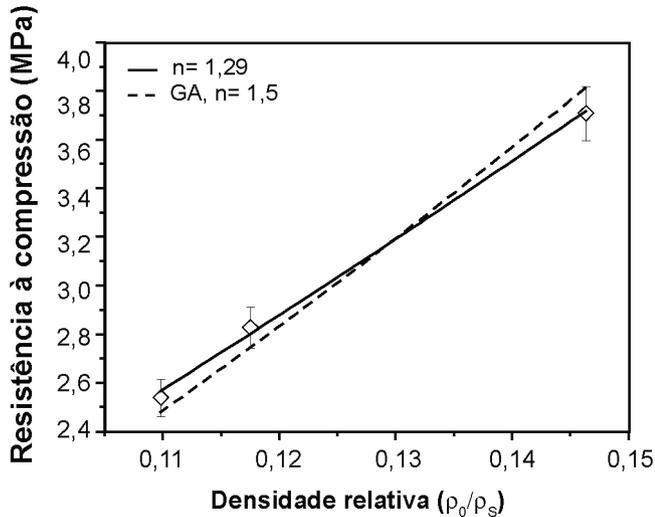


Figura 5: Resistência à compressão das espumas vítreas LZSA em função da densidade relativa.

[Figure 5: Compressive strength of LZSA glass-ceramic foams as a function of relative density.]

fixando o valor de n igual a 1,5 (modelo de Gibson-Ashby, curva pontilhada), observa-se um desvio mínimo para valores de densidade relativa. Um ajuste melhor, porém não significativo, foi conseguido quando os dados experimentais foram ajustados com a mesma equação, porém sem fixar o valor de n. Neste caso n é igual a 1,29 para as espumas vítreas LZSA (linha sólida). Para n=1,5 o valor C<sub>1</sub> é igual a 0,31 (coeficiente de correlação, r = 0,97) e, para n=1,29 o valor de C<sub>1</sub> é igual a 0,20 (coeficiente de correlação, r = 0,99). Com base nos valores encontrados pode se dizer que o comportamento das espumas vítreas apresentou boa concordância com o modelo de Gibson-Ashby. Essa pequena diferença no valor de n, pode ser explicada pelo fato de existirem algumas células fechadas na estrutura celular das espumas vítreas e também da possibilidade de existência de defeitos microestruturais nos filamentos sólidos, os quais não são levados em consideração pelo modelo.

A permeabilidade de um elemento poroso pode ser descrita pela equação de Forchheimer (equação B), que indica uma tendência parabólica da queda de pressão com a velocidade do fluido superficial (v<sub>s</sub>) [21]. A equação B é composta por um termo linear, que expressa os efeitos do atrito (regime viscoso) e um termo quadrático, que descreve a contribuição dos efeitos cinéticos (inercial e turbulência) sobre a queda de pressão:

$$\frac{P_e^2 - P_s^2}{2P_s L} = \frac{\mu}{k_1} v_s + \frac{\rho}{k_2} v_s^2 \quad (B)$$

onde P<sub>e</sub> é a pressão absoluta do fluido na entrada da amostra, P<sub>s</sub> é a pressão absoluta na saída, L é a espessura da amostra, e são, respectivamente, a viscosidade e a densidade do fluido (neste trabalho, obtidas para temperatura de 25 °C e pressão atmosférica de 1,013×10<sup>5</sup> Pa), k<sub>1</sub> e k<sub>2</sub> são as constantes de permeabilidade Darcyana e não-Darcyana, respectivamente.

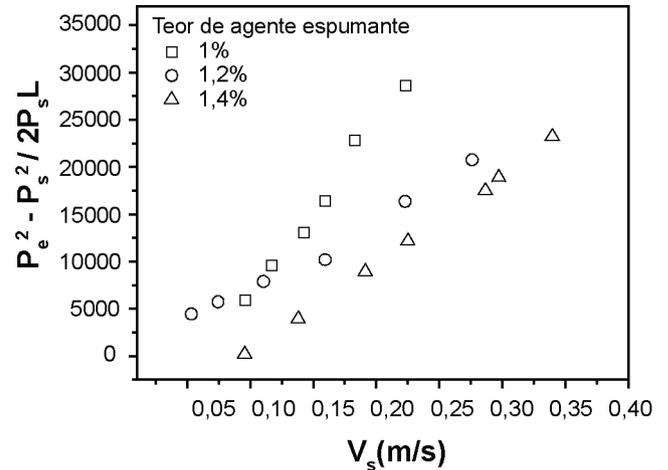


Figura 6: Curvas experimentais de queda de pressão em função da velocidade do ar para espumas vítreas LZSA.

[Figure 6: Pressure drop curves as a function of the air velocity for the LZSA glass-ceramic foams.]

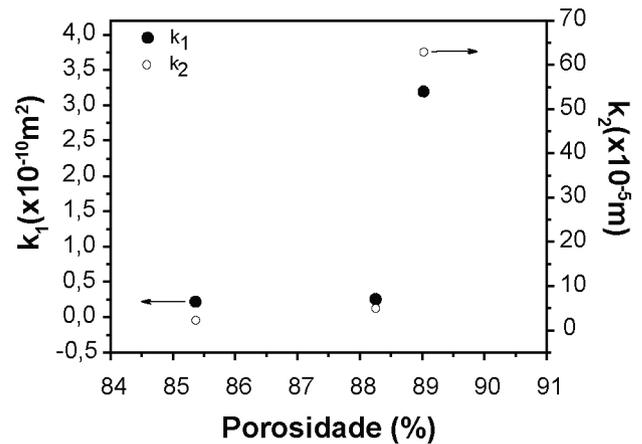


Figura 7: Permeabilidades darcyana (k<sub>1</sub>) e não-darcyana (k<sub>2</sub>) em função da porosidade das espumas vítreas LZSA.

[Figure 7: Darcian (k<sub>1</sub>) and non-Darcian (k<sub>2</sub>) permeability as a function of the porosity of the LZSA glass-ceramic foams.]

Ambas as permeabilidades dependem exclusivamente das estruturas e dos poros [22]. Quando os efeitos cinéticos são negligenciados, a equação A reduz-se à lei de Darcy, indicando somente a dependência linear da velocidade do gás em relação ao gradiente de pressão.

A Fig. 6 mostra a queda de pressão em função da velocidade do ar (v<sub>s</sub>) para as espumas vitrocerâmicas. Pode-se observar que ocorreu um aumento quase linear na queda de pressão com o aumento da velocidade, mostrando que houve influência de forças inerciais e viscosas sobre a queda de pressão. Para uma mesma velocidade, a queda de pressão é maior, para a amostra com menor teor de agente espumante (menor porosidade).

A Fig. 7 mostra a influência da porosidade sobre as constantes de permeabilidade Darcyana e não-Darcyana, k<sub>1</sub> e k<sub>2</sub>, obtidas através do ajuste, pelo método dos mínimos quadrados, dos dados experimentais apresentados na Fig. 6, utilizando-se a equação B.

As constantes de permeabilidade Darciana ( $k_1$ ) e não-Darciana ( $k_2$ ) tendem a aumentar com o aumento da porosidade, conforme esperado e já observado em literatura. Deve-se ainda levar em conta que a permeabilidade depende não somente da porosidade total, mas também do tamanho e número de poros na área livre de escoamento [23]. As amostras com porosidades entre 85 e 88% apresentaram poros grandes (ver Fig. 3), porém com paredes compostas por poros menores, ao passo que a amostra com maior porosidade apresentou poros com tamanhos mais homogêneos e janelas abertas (poros interconectados por aberturas maiores), o que contribuiu para o aumento substancial da porosidade em uma ordem de grandeza.

## CONCLUSÕES

Espumas vítreas do sistema LZSA foram produzidas com sucesso pela técnica *gelcasting* associada à aeração da suspensão cerâmica. Por meio da adição de diferentes concentrações de agente espumante foi possível obter espumas vítreas com uma estreita faixa de densidade (0,4-0,6 g/cm<sup>3</sup>). As espumas vítreas apresentaram alta porosidade (85-90%) e macroestrutura constituída de poros geometricamente esféricos e interconectados. A resistência à compressão variou entre 2,5 e 3,71 MPa e apresentou boa concordância com o modelo de Gibson-Ashby. A permeabilidade aumentou com o aumento da porosidade, como consequência do aumento do teor de agente espumante.

## AGRADECIMENTOS

Ao CNPq pelo suporte financeiro.

## REFERÊNCIAS

- [1] J. Zeschky, F. Goetz-Neunhoeffler, J. Neubauer, S. H. Jason Lo, B. Kummer, M. Scheffler, P. Greil, *Composites Sci. Tech.* **63**, (2003) 2361.
- [2] L. Montanaro, Y. Jorand, G. Fantozzi, A. Negro, *J. Eur. Ceram. Soc.* **18** (1998) 1339.
- [3] J. Saggio-Woyansky, C. E. Scott, W. P. Minnear, *Am. Ceram. Soc. Bull.* **71**, 11 (1992) 1674.
- [4] P. Sepulveda, *Am. Ceram. Soc. Bull.* **76**, 10 (1997) 61.
- [5] M. A. Janney, O. O. Omatete, "Method for Moulding Ceramic Powders Using Water-Based Gel Casting", US Patent 5028362 (1991).
- [6] A. C. Young, O. O. Omatete, M. A. Janney, P. A. Menchhofer, *J. Am. Ceram. Soc.* **74**, 3 (1991) 612.
- [7] P. Sepulveda, F. S. Ortega, M. D. M. Innocentini, V. C. Pandolfelli, *J. Am. Ceram. Soc.* **83**, 12 (2000) 3021.
- [8] P. Sepulveda, J. G. P. Binner, *J. Eur. Ceram. Soc.* **19** (1999) 2059.
- [9] F. S. Ortega, A. E. M. Paiva, J. A. Rodrigues, V. C. Pandolfelli, *Cerâmica* **49**, 309 (2003) 1.
- [10] F. S. Ortega, F. A. O. Valenzuela, C. H., Scuracchio, V. C. Pandolfelli, *J. Eur. Ceram. Soc.* **23** (2003) 75.
- [11] P. Sepulveda, V. C. Pandolfelli, S. O. Rogero, O. Z. Higa, J. C. Bressiani, *Cerâmica* **45**, 296 (1999) 198.
- [12] G. Meng, H. Wang, W. Zheng, X. Liu, *Mater. Lett.* **45** (2000) 224.
- [13] Z. Strnad, *Glass ceramic materials: glass science and technology*, Elsevier Science Publ. Co., N. York, USA **8** (1986).
- [14] A. P. N. Oliveira, Ph.D. Thesis, Modena, Italy (1997).
- [15] O. R. K. Montedo, A. N. Klein, A. P. N. Oliveira, *Proc. 3<sup>rd</sup> Int. Latin-American Conf. Powder Metall.*, Florianópolis, SC (2001).
- [16] E. Sousa, C. R. Rambo, D. Hotza, A. P. N. Oliveira, T. Fey, P. Greil, *Mater. Sci. Eng. A* **476** (2008) 89-97.
- [17] E. Sousa, C. B. Silveira, T. Fey, P. Greil, D. Hotza, A. P. N. Oliveira, *Adv. Appl. Ceram.* **104**, 1 (2005) 22.
- [18] L. J. Gibson, *J. Biomech.* **38** (2005) 377.
- [19] L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular solids: structure and properties*, Cambridge University Press, 2<sup>nd</sup> Ed., Cambridge, UK (1997).
- [20] A. S. Wagh, R. B. Poeppel, J. P. Singh, *J. Mater. Sci.* **26** (1991) 3862.
- [21] M. D. M. Innocentini, V. R. Salvini, J. R. Coury, V. C. Pandolfelli, *Bull. Am. Ceram. Soc.* **78**, 9 (1999) 78.
- [22] M. D. M. Innocentini, P. Sepulveda, F. S. Ortega, Permeability, in: M. Scheffler, P. Colombo (Eds.), *Cellular Ceramics: Structure, Manufacturing, Properties and Applications* (2005) 313.
- [23] M. D. M. Innocentini, P. Sepulveda, V. R. Salvini, V. C. Pandolfelli, *J. Am. Ceram. Soc.* **81** (1998) 3349. (*Rec. 03/03/2008, Ac. 20/06/2008*)