

# CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE CERÂMICAS POROSAS DE NITRETO DE SILÍCIO PRODUZIDAS POR DIFERENTES TÉCNICAS

Mesquita, R.M.(1); Garrido, L.B. (2); Plucknett, K.P. (3); Bressiani, J.C.(1); Genova, L.A.(1)

rmesquita@ipen.br

(1)IPEN; (2) CETMIC-Argentina; (3) Dalhousie University - Canadá

## RESUMO

*O nitreto de silício, por apresentar o fenômeno do reforço in-situ é um material de alto potencial para produção de cerâmicas porosas de alto desempenho mecânico. Neste estudo produziram-se corpos porosos de  $Si_3N_4$  por duas diferentes técnicas: gel-casting e fase sacrificial, utilizando-se para ambas, o amido. Variou-se o teor e o tipo de amido, assim como o tratamento de sinterização, avaliando-se a influência destes nas características físicas e mecânicas das amostras, que foram caracterizadas quanto à porosidade, densidade aparente (método de Arquimedes), microestrutura (por MEV) e resistência mecânica (resistência à compressão). Constatou-se a relação linear entre o teor de amido adicionado e a porosidade, e entre esta e a resistência mecânica. As amostras produzidas a partir do amido de batata e de arroz, apresentaram respectivamente, menor e maior resistência mecânica. Concluiu-se ainda que as amostras produzidas por gel-casting apresentaram maiores valores de resistência mecânica que as similares em termos de porosidade, obtidas por fase sacrificial.*

Palavras Chaves: Nitreto de silício, cerâmicas porosas, fase sacrificial, gel-casting, amido

## INTRODUÇÃO

Apesar das cerâmicas densas serem indicadas para uma extensa variedade de aplicações tecnológicas, há um crescente número de aplicações para as quais se utilizam cerâmicas porosas. As aplicações mais conhecidas para as cerâmicas porosas são como isolantes térmicos, catalisadores e suportes de catalisadores, como filtros e membranas para filtração e separação de partículas, gases e líquidos (incluindo metais fundidos), queimadores de gases e difusores. O campo de utilização destas cerâmicas porosas vem experimentando uma recente e contínua expansão para novos setores tecnologicamente estratégicos, como o ambiental, de biomateriais, farmacêutico, alimentício, aeroespacial, petroquímico, etc. <sup>(1-7)</sup>

Cerâmicas macroporosas são produzidas por meio de diferentes métodos como gel-casting de espumas <sup>(8-10)</sup>, fase sacrificial, réplica e outros <sup>(1-7)</sup>. O amido, por suas características específicas, pode atuar tanto como formador de poros, sendo a fase sacrificial, quanto como agente gelificante no método de gel-casting, sendo que suas características mais importantes (tamanho, temperatura de gelificação, etc.) dependem da sua origem, já que pode ser extraído de diferentes vegetais (do milho, da mandioca, do arroz, da batata, etc.). Dentre os estudos utilizando-se amidos para a produção de cerâmicas porosas destacam-se os realizados por Gregorová et al. <sup>(11-12)</sup>, Ferreira et al. <sup>(13-16)</sup> e Garrido et al. <sup>(18-19)</sup>; nestes estudos o amido foi adicionado em proporções de 15% a 60%, gerando porosidade entre 20% e 60%.

No caso do nitreto de silício poroso o grupo coordenado por Tatsuki Ohji <sup>(20-23)</sup>, vem se destacando. Estes autores confeccionaram, por tape-casting, corpos de nitreto de silício porosos com expressivo alinhamento dos grãos de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , formando uma microestrutura altamente anisotrópica, com elevados valores de propriedades mecânicas (resistência à flexão e tenacidade à fratura) na direção perpendicular aos grãos alinhados. Outro estudo realizado por este grupo e também por Plucknett et al. <sup>(24)</sup> produziu corpos porosos de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  por meio de sinterização parcial, obtendo-se porosidade entre 20% e 40%. Hampshire et al. <sup>(25)</sup> utilizou amido como fase sacrificial para a obtenção de nitreto de silício poroso, atingindo porosidade entre 9% e 23% com a adição de 5% e 40% em volume de amido.

Por fim, em uma publicação recente, os grupos de Ohji e Hampshire concluíram que para o caso da utilização do amido como fase sacrificial, o tamanho deste não deve influenciar no módulo de ruptura do material. Concluíram ainda que

amostras produzidas por sinterização parcial seguida por prensagem a quente, e com porosidade de até 25%, são as que apresentam, até o momento, maiores valores de resistência mecânica, se comparadas às obtidas por outras técnicas reportadas. <sup>(26)</sup>

Este trabalho apresenta os resultados para a produção de cerâmicas porosas de nitreto de silício, pelas técnicas de gel-casting e por fase sacrificial, utilizando-se amidos de diferentes origens (arroz, milho e batata), e adicionados em diferentes percentuais, sendo os corpos obtidos, sinterizados sob diferentes condições. Dessa forma obtiveram-se corpos com diferentes características relacionadas à porosidade, que foram caracterizados quanto à resistência mecânica, por meio de ensaio de compressão e à microestrutura com microscopia eletrônica de varredura (MEV).

## **MATERIAIS E MÉTODOS**

Para este estudo fixou-se uma composição padrão (percentual em massa) consistindo de 92% de  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (M11- H.C. Starck), 6% de  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (99,9% de pureza, Aldrich Chemical Company, Inc.) e 2% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (99,7% de pureza, A-16, Alcoa Chemical Inc.). A mistura dos componentes foi moída em moinho de alta energia, tipo Atritor, por 4 horas a 300 rpm, utilizando-se esferas e recipiente de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , e álcool isopropílico como meio líquido. Após a moagem, a suspensão foi seca em rotoevaporador e desaglomerada, para que fosse utilizada nas etapas posteriores descritas a seguir.

Para a produção de corpos porosos por gel-casting foram usados amidos de 3 diferentes procedências: amido de batata, de milho e de arroz. Foram preparadas suspensões aquosas contendo 50 e 55% em peso de sólido, adicionando-se às mesmas 10,3, 16,4 e 23,4% em peso de amido (com relação à massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), o que corresponde a 20, 30 e 40% em volume. A mistura foi feita em moinho atritor por 30 minutos a uma velocidade de 150 rpm, adicionando-se poliacrilato de amônia como defloculante. As suspensões contendo amido foram vertidas em moldes metálicos com cavidade cilíndrica, sendo aquecidas em banho termostático em temperaturas típicas de gelificação para cada amido específico: a 65 °C para o amido de batata, 75 °C para o amido de milho e 82,5 °C para o amido de arroz. Todos os corpos foram mantidos na temperatura de gelificação por 2 horas. Após isso os corpos foram desmoldados e secos em sucessivas etapas: 24 horas à

temperatura ambiente, seguido de 24 horas a 60 °C em estufa e por fim 24 horas à 120 °C. Após a secagem fez-se um tratamento térmico para eliminação dos orgânicos, aquecendo-se os corpos de prova a uma taxa de 1 °C/min., com patamares de 60 minutos a 200, 300 e 400 °C, seguido de resfriamento. Por fim os corpos de prova foram sinterizados em forno com elemento resistivo de grafite (Astro furnace), a 1800 °C por 60 minutos, sob atmosfera de 0,2 MPa de N<sub>2</sub>, com taxa de aquecimento de 15 °C/min. e resfriamento com o desligamento do forno.

Para o estudo usando o amido como fase sacrificial foram utilizados os mesmos amidos citados anteriormente, que foram adicionados à suspensão aquosa de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> em proporções tais que ao final correspondessem a 20, 30 e 40% em volume da mistura seca. A adição dos amidos se deu em moinho tipo atritor por 30 minutos a 150 RPM. As suspensões foram secas em estufa a 70°C por 48 horas, sendo os pós obtidos, desaglomerados em almofariz de alumina, peneirados em peneira de malha 60 mesh, e homogeneizados em misturador Túrbula por 90 minutos. Os pós foram então prensados uniaxialmente na forma de cilindros (φ14mm X 15mm), sob pressão de 32 MPa, sendo estes sinterizados sob 4 diferentes condições (1600 °C e 1800 °C por 1 hora, 1700 °C por 30 minutos e 3 horas), em atmosfera de nitrogênio.

Todas as amostras produzidas foram caracterizadas quanto à densidade e porosidade aparentes (método de Archimedes).

A resistência mecânica foi avaliada por meio de ensaio de compressão em corpos cilíndricos (φ12mm x 10mm) que tiveram suas faces retificadas com rebolo diamantado. Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaio universal Instron 4400R com célula de carga de 10 toneladas e o avanço de 0,5 mm por minuto , rompendo-se em média 5 amostras para cada condição.

Amostras embutidas com resina, sob vácuo foram submetidas a desbaste e polimento com sequência de suspensões de diamante de 30, 15, 6 e 1µm. As amostras foram recobertas com ouro e depois analisadas em microscópio eletrônico de varredura (Philips Modelo XL 30). Por meio das imagens obtidas buscou-se verificar a existência de diferentes níveis de porosidade e tamanho de poro.

## **RESULTADOS E DISCUSSÃO**

Pela análise por espalhamento de laser (CILAS 1064) obteve-se a distribuição e tamanho médio das partículas de cada amido utilizado, e como já esperado, o amido de batata é o de o maior tamanho médio (44,5  $\mu\text{m}$ ), seguido pelo amido de milho (12,0  $\mu\text{m}$ ) e pelo amido de arroz (8,3  $\mu\text{m}$ ).

Na Figura 1 são apresentados os valores médios (referentes a três amostras) de porosidade aparente (pelo método de Archimedes) das amostras obtidas pela técnica de gel-casting. Para a composição contendo 55% de sólido, a adição de 40% de amido provocou um aumento excessivo na viscosidade da suspensão, inviabilizando a produção de corpos de prova.

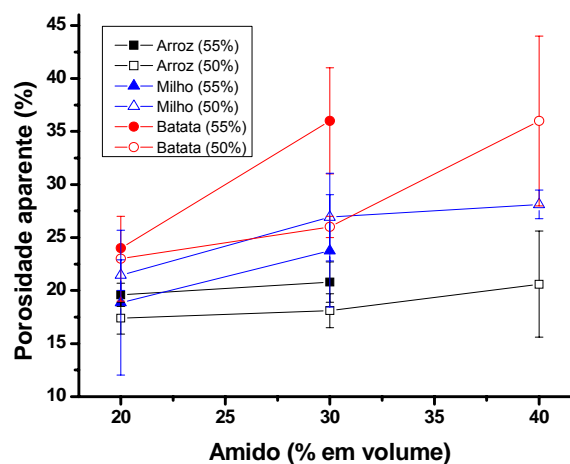
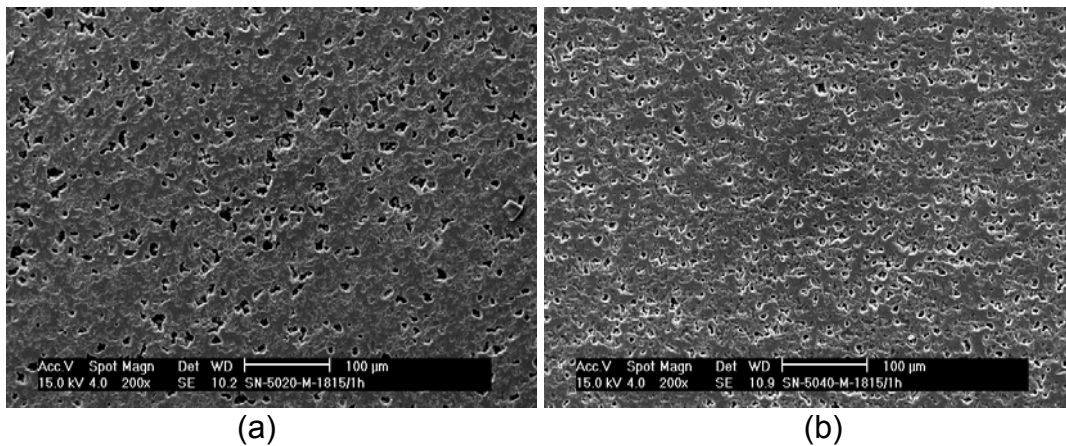


Figura 1: Porosidade aparente das amostras obtidas por gel-casting, com diferentes amidos e percentuais de sólido na suspensão.

Observa-se uma relação direta entre a porosidade obtida e o teor de amido adicionado à suspensão, mas ao se comparar os valores de porosidade obtidos com os diferentes amidos, tem-se que quanto menor o tamanho médio do amido, menor será o incremento na porosidade com o aumento do teor do amido. Assim, as amostras obtidas com a adição de amido de arroz (o de menor tamanho médio), apresentaram aumento de porosidade em torno de 4% quando o teor de amido passou de 20% para 40 %, enquanto para as amostras obtidas com o amido de batata (de maior tamanho médio) a porosidade aumentou em 13% com a mesma variação do teor de amido adicionado. Essa diferença de comportamento pode estar relacionada à eliminação, durante a sinterização, de poros menores que um determinado tamanho crítico, o que englobaria uma maior fração dos poros originados a partir de amidos menores..

Na Figura 2 são apresentadas micrografias de das amostras obtidas por gel-casting, a partir de suspensões (50% de sólidos) contendo 20% e 40% em volume de amido de milho e sinterizadas a 1800 °C/1hora onde é possível observar a a homogeneidade da distribuição de poros e constatar a função de formador de poros do amido.



*Figura 2: Micrografias das amostras produzidas via gel-casting contendo 50% de sólido com adição de (a) 20% e (b) 40% em volume de amido de milho*

As amostras de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  porosas obtidas pelo método da fase sacrificial, foram caracterizadas quanto à densidade aparente e porosidade aparente pelo método de Archimedes, sendo os resultados obtidos apresentados na Figura 3.. Como era de se esperar, ocorreu um aumento na porosidade aparente (ou redução da densidade) com o aumento do percentual de amido adicionado à mistura inicial, confirmando que o mesmo atuou como a fase sacrificial para a formação de poros. Observa-se a tendência a uma relação linear entre teor de amido adicionado e porosidade aparente e a clara redução da porosidade com o aumento da temperatura, principalmente entre 1600 °C e 1700 °C, intervalo de temperatura no qual ocorre acentuada densificação destas cerâmicas à base de nitreto de silício.

Na Figura 4 são apresentadas micrografias de amostras produzidas por fase sacrificial. Apesar de não se apresentar uma análise microestrutural quantitativa, pode-se afirmar que as micrografias apresentam concordância com os dados de porosidade aparente apresentados na Figura 3, confirmando que ocorreu o aumento da porosidade com o teor de amido adicionado, e além disso que esta porosidade é distribuída homogeneamente pelo material, com os poros isolados, apresentando uma distribuição de tamanho relativamente estreita.

Amostras das composições estudadas neste tópico foram submetidas a ensaios de compressão, sendo que na Figura 5 os dados obtidos são apresentados de modo separado para uma melhor visualização dos mesmos: na Figura 5-a são apresentados os dados referentes às amostras sinterizadas a 1600 e 1800 °C por uma hora e na Figura 5-b, os dados referentes às amostras sinterizadas a 1700 °C por 0,5 e 3 horas.

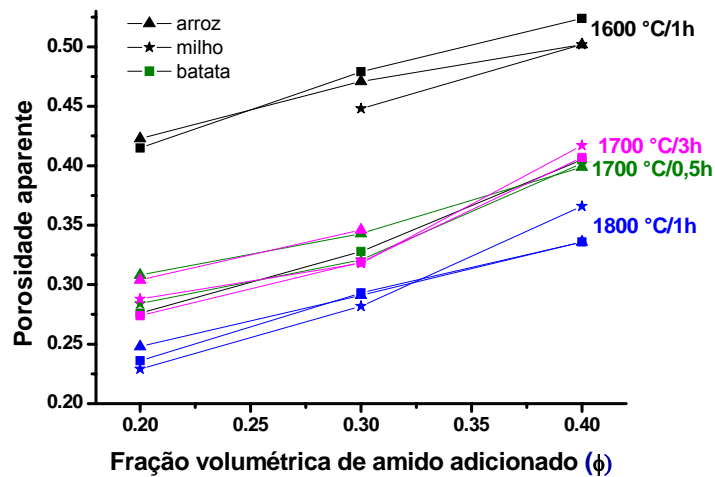


Figura 3: Porosidade aparente versus fração volumétrica de amido adicionado para amostras obtidas por fase sacrificial, e sinterizadas sob diferentes tratamentos térmicos.

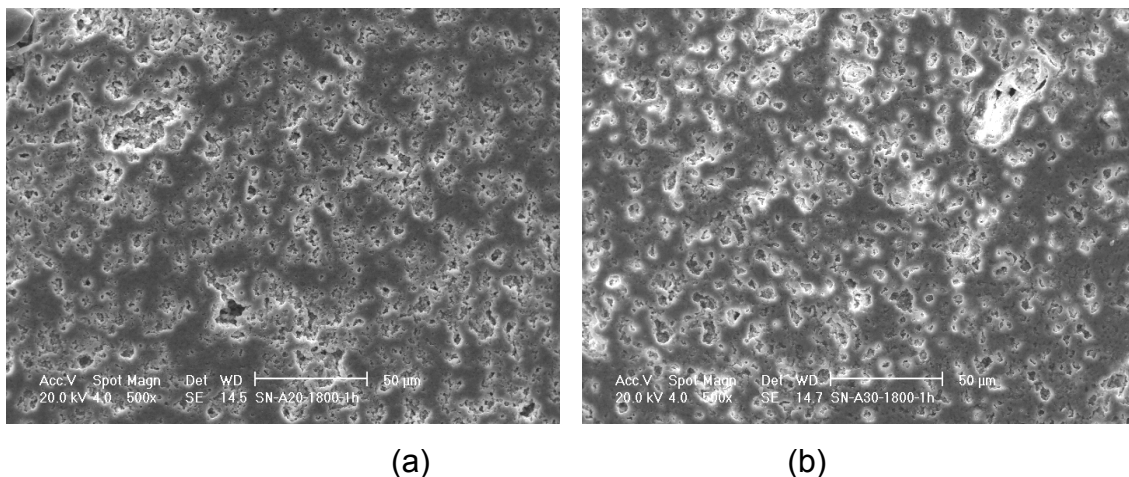


Figura 4: Amostras obtidas com a adição de 20 % (a) e 30 % (b) de amido de arroz, sinterizadas a 1800°C por 1 hora.

Constata-se que o módulo de ruptura apresenta uma relação inversa com a porosidade, independente do tipo de amido empregado e das condições de sinterização. Na Figura 5-a são apresentadas linhas tracejadas, a partir das quais é possível inferir o quão próximo da linearidade é esta relação entre o módulo de

ruptura e a porosidade. Esta relação permite afirmar, não apenas que a porosidade é o fator determinante para o comportamento mecânico, mas também que as características microestruturais do nitreto de silício pouco interferiram neste comportamento. Isto é surpreendente, já que as amostras sinterizadas a 1600 °C apresentam predominantemente a fase  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (76% da fase  $\alpha$ ), cujos grãos são caracteristicamente equiaxiais, enquanto as amostras sinterizadas a 1800 °C são compostas essencialmente de  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (99% de fase  $\beta$ ), cujos grãos alongados são os responsáveis pelo fenômeno do reforço in-situ nas cerâmicas densas a base de nitreto de silício. Poder-se-ia portanto esperar que a predominância dos grãos de  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> proporcionasse um deslocamento para cima das curvas de resistência mecânica versus porosidade. Como isso não se deu, conclui-se que a sinterização a 1800 °C/1 hora não proporcionou o suficiente crescimento anisotrópico dos grãos de  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> para a promoção do mecanismo de reforço in-situ nas cerâmicas porosas. De modo semelhante, os dados apresentados na Figura 5-b, comparam a resistência mecânica dos corpos sinterizados a 1700 °C por 0,5 e 3 horas. Constata-se que as amostras submetidas a tratamento mais longo (3 horas), e portanto com maior percentual da fase  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, apresentam comportamento similar àquelas sinterizadas a 0,5 horas, confirmando a pouca influência, para estas condições estudadas, das características microestruturais.

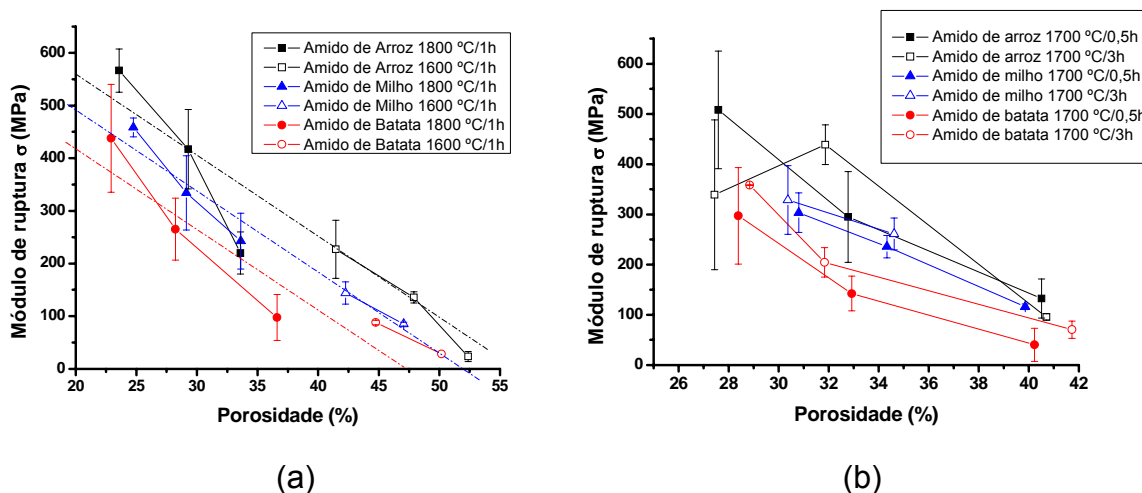


Figura 5: Módulo de ruptura versus porosidade das amostras processadas com amidos de arroz, batata e milho e submetidas a diferentes tratamentos térmicos.



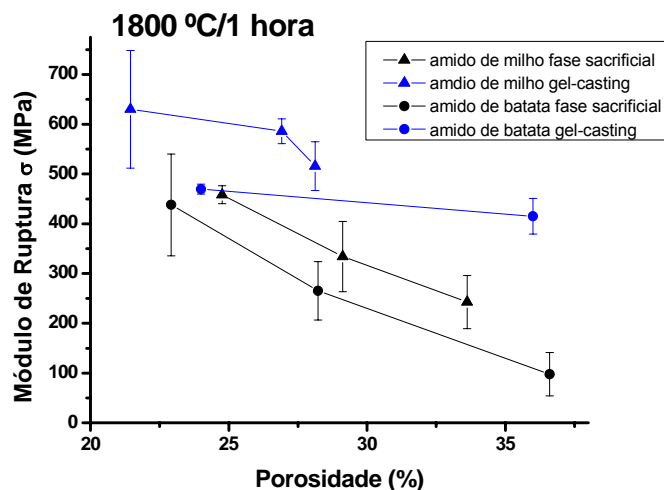
Na Tabela 1 são apresentados os percentuais da fase  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> para os diferentes tratamentos de sinterização, determinados segundo o método proposto por Yeheskel e Gefen<sup>(27)</sup>

Tabela 1 - Teor de  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> para os diferentes tratamentos de sinterização.

Tratamento térmico	Teor de $\beta$ -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (%)
1800°C/1h	99
1700°C/3h	93
1700°C/0,5h	62
1600°C/1h	23

Comparando-se os amidos empregados, tem-se que as amostras produzidas a partir da adição de amido de arroz apresentaram maiores valores de módulo de ruptura, seguidas das obtidas com amido de milho e por fim das obtidas com amido de batata, ou seja, amostras com poros menores (defeitos menores) apresentam melhores propriedades mecânicas. Como o amido de arroz é o de menor tamanho, origina poros menores, e assim sucessivamente.

A Figura 6 permite comparar os valores de módulo de ruptura sob compressão obtidos com as amostras produzidas por gel-casting e por fase sacrificial. As amostras produzidas por gel-casting a partir do amido de batata, de maneira semelhante aos resultados obtidos por fase sacrificial, apresentam os menores valores de módulo de ruptura. As amostras produzidas por gel-casting de um modo geral, apresentaram maiores valores de módulo de ruptura, e são menos sensíveis à porosidade que as produzidas por fase sacrificial. Uma possível explicação para isso é que a conformação a partir de uma suspensão (gel-casting) pode proporcionar um melhor empacotamento da matriz cerâmica, com a consequente melhoria das propriedades mecânicas. No entanto essa hipótese deverá ser melhor avaliada em trabalhos futuros.



*Figura 6: Módulo de ruptura versus porosidade aparente para amostras produzidas pelos métodos gel-casting e fase sacrificial, submetidas à sinterização a 1800 °C por 1 hora*

## **CONCLUSÕES**

- Os métodos de gel-casting e fase sacrificial com amido se mostraram eficientes para produção de corpos com diferentes estruturas de poros.
- O tipo de amido influencia nas características desta estrutura de poros: amidos de menor tamanho originam poros menores. Além disso interfere também na porosidade aparente total: para o mesmo teor de amido adicionado, amidos de menor tamanho promovem a formação de corpos com menor porosidade aparente;
- Os valores de módulo de ruptura por compressão apresentaram uma relação inversamente proporcional com a porosidade. Nas condições de sinterização empregadas, constatou-se que as características microestruturais da matriz não interferiram nos valores da propriedade mecânica medida. Não se constatou o fenômeno do reforço in-situ com a presença da fase  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ ;
- As amostras produzidas a partir da adição de amido de arroz foram as que apresentaram, para a mesma porosidade aparente, os maiores valores de resistência à compressão, indicando que a presença de poros menores levam a melhorias nas propriedades mecânicas.
- As amostras obtidas por gel-casting, com amido como gelificante apresentaram, para mesma porosidade aparente, maiores valores de resistência à compressão que as amostras obtidas por fase sacrificial.

## AGRADECIMENTOS

Ao CnPq, à FAPESP e ao PRONEX.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GUZMAN, I.Y. Certain principles of formation of porous ceramic structures: properties and applications (A Review). *Glass and Ceramics*, v. 60, n. 9-10 p. 280-283, 2003.
2. RICE, R.W. *Porosity of Ceramics*. Marcel Dekker, 1998. cap. 1, overview: porosity (and microcrack) dependence of properties. p. 1-17. cap. 10, summary of porosity and microcracking effects, applications, special fabrication, and engineering. p. 475-526.
3. SHEPPARD, L. Porous ceramics: Processing and applications. In: INTERNATIONAL FORUM FOR MATERIALS ENGINEERING AT SANJO TSUBAME (IFMEST) '92, September 28-29, 1992, Niigata. p. 3-23.
4. KELLY, A. Why engineer porous materials? *Phil. Trans. R. Soc. A*, v. 364, n. 1838, p. 5-14, 2006.
5. NETTLESHIP, I. Applications of Porous Ceramics. *Key Eng. Mater.*, v. 122 - 124, p. 305 - 324, 1996.
6. STUDART, A.R.; GONZENBACH, U.T.; TERVOORT, E.; GAUCKLER, L.J. Processing routes to macroporous ceramics: A Review. *J. Am. Ceram. Soc.*, v. 89, n. 6, p. 1771-1789, 2006.
7. COLOMBO, P. Conventional and novel processing methods for cellular ceramics. *Phil. Trans. R. Soc. A*, v. 364, n. 1838, p. 109-124, 2006.
8. ORTEGA, F.S.; INOSTROZA, P.A.S.; PANDOLFELLI, V.C. Avaliação de sistemas gelificantes para produção de cerâmicas porosas através da técnica "gelcasting" de espumas. *CERÂMICA*, v. 46, n. 300, p. 225-229, 2000.
9. TUCK, C.; EVANS, J.R.G. Porous ceramics prepared from aqueous foams. *J. of Mat. Sci. L.*, v. 18, n. 13, p.1003-1005, 1999.
10. RIBEIRO, C.; BRESSIANI, J.C.; BRESSIANI, A.H.A. Obtention of TCP porous ceramic using albumin. *Mat. Sci. Forum*, v. 530, p.587-592, 2006.
11. GREGOROVÁ, E.; PABST, W. Porosity and pore size control in starch consolidation casting of oxide ceramics – Achievements and problems. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.27, n.2-3, p. 669-672, 2007.
12. GREGOROVÁ, E.; ZIVCOVÁ, Z.; PABST, W. Porosity and pores space characteristics of starch-processed porous ceramics. *J. Mater. Sci.*, v.41, n.18, p. 6119-6122, 2006.
13. LYCKFELDT, O.; FERREIRA, J.M.F Processing of Porous Ceramics by 'Starch Consolidation'. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.18, n.2, p. 131-140, 1998.
14. LEMOS, A.F.; FERREIRA, J.M. Porous bioactive calcium carbonate implants processed by starch consolidation. *Mater. Sci. Eng. C-Biomimetic Supramolecular Systems*, v. 11, n.1, p. 35 - 40, 2000.
15. ALVES, H.M.; TARI, G.; FERREIRA, J.M. Processing of porous cordierite bodies by starch consolidation. *Mater. Res. Bull.*, v. 33, n.10, p. 1439 - 1448, 1998.
16. BAREA, R.; OSENDI, M.I.; MIRANZO, P.; FERREIRA, J.M.F. Fabrication of Highly Porous Mullite Materials. *J. Am. Ceram. Soc.*, v. 88, n.3, p. 777 - 779, 2005.
17. BHATTACHARJEE, S.; BESRA, L.; SINGH, B.P. Effect of additives on the microstructure of porous alumina. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v.27, n.1, p. 47-52, 2007.
18. ALBANO, M.P.; GENOVA, L.A.; GARRIDO, L.B.; PLUCKNETT, K. Processing of porous yttria-stabilized zirconia by tape-casting. *Ceram. Int.*, In Press, Corrected Proof, 2007.
19. GARRIDO, L.B.; ALBANO, M.P.; PLUCKNETT, K.P.; GENOVA, L. Effect of starch filler content and sintering temperature on the processing of porous 3Y-ZrO<sub>2</sub> ceramics. *J. of Mat. Proc. Tec.*, In Press, Corrected Proof, 2008.
20. INAGAKI, Y.; KONDO, N.; OHJI, T. High performance porous silicon nitrides. *J. Eur. Ceram. Soc.* v. 22, n. 14-15, p. 2489-2494, 2002.

21. YANG, H.F.; ZHANG, G.J.; KONDO, N.; OHJI, T.; KANZAKI, S. Sythesis of Porous Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Ceramics with Rod-Shaped Pore Structure. **J. Am. Ceram. Soc.**, v. 88, n.4, p. 1030-1032, 2005.
22. FUKASAWA, T.; DENG, Z.Y.; ANDO, M.; OHJI, T.; KANZAKI, S. Synthesis of Porous Silicon Nitride with Uniderctionally Aligned Channels Using Freeze-Drying Process. **J. Am. Ceram. Soc.**, v. 85, n.9, p.2151-2159,2002.
23. YANG, J-F.; OHJI, T.; ZENG, Y-P.; KANZAKI, S.; ZHANG, G-J. Fabrication and mechanical properties of porous silicon nitride ceramics from low-purity powder. **J. Ceram. Soc. Jap.**, v. 111, n. 10, p. 758-761, 2003.
24. PLUCKNETT, K.P.; QUINLAN, M.; GARRIDO, L.; GENOVA, L. Microstructural development in porous β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ceramics prepared with low volume RE<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO–(CaO) additions (RE = La, Nd, Y, Yb). **Mat. Sci. and Eng.: A**, In Press, Corrected Proof, 2007.
25. DÍAZ, A.; HAMPSHIRE, S. Characterisation of porous silicon nitride materials produced with starch. **J. Eur. Ceram. Soc.** v. 24, n. 2, p. 413-419, 2004.
26. DÍAZ, A.; HAMPSHIRE, S.; YANG, J-F.; OHJI, T.; KANZAKI, S. Comparison of Mechanical Properties of Silicon Nitrides with Controlled Porosities Produced by Different Fabrication Routes. **J. Am. Ceram. Soc.**, v. 88, n.3, p. 698 - 706, 2005.
27. YEHESEKEL, O.; GEFEN, Y. The Effect of the α Phase on the Elastic Properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. **Mater. Sci. Eng.**, v. 71, p. 95 - 99, 1985.

MECHANICAL CHARACTERIZATION OF POROUS SILICON NITRIDE CERAMICS  
PRODUCED BY DIFFERENTS TECHINICS  
ABSTRACT

*The silicon nitride by the phenomenon of in-situ material enhanced had a high potential for production of porous ceramics with high mechanical properties. In this study was produced by Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bodies of two different techniques: gel-casting and sacrificial phase, using for both the starch. Varying the percentage and type of starch and the sintering profile. The samples are characterized as to porosity, bulk density (Archimedes method), microstructure (by SEM ) and strength (compression test). It was found a linear relationship between the percentage of added starch and porosity, and between it and mechanical strength. The samples produced from potato starch and rice, showed respectively less and greater mechanical strength. It was also concluded that the samples produced by gel-casting provide better mechanical strength that the produced by sacrificial template.*

Key-words: silicon nitride, porous ceramics, sacrificial template, gel-casting, starch