

SÍNTESE E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS DE VITROCERÂMICA DO SISTEMA LZS/ $Al_2O_3-\alpha$ PARA APLICAÇÕES NA TECNOLOGIA LTCC

Arcaro, S. (1)* Cesconeto, F.R.; Raupp-Pereira, F.(1); Teixeira, J.D.(2); Novaes de Oliveira, A.P.(1)

(1) Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)
(2) Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC)

*Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)
88040-900 Florianópolis, SC, Brasil
sabrinarcaro@yahoo.com.br

RESUMO

Neste trabalho, um precursor vitrocerâmico particulado (matriz vitrocerâmica) de composição $9,56Li_2O.22,36.ZrO_2.68,08SiO_2(5 \mu m)$ e partículas (350 nm) de $Al_2O_3-\alpha$, (1-40 vol.%) foram preparados e processados com o propósito de estudar a influência da alumina sobre as propriedades térmicas e elétricas dos compósitos (LZS/ $Al_2O_3-\alpha$) produzidos para aplicações na tecnologia LTCC. Os compósitos obtidos, sinterizados entre 800 e 950°C por 30 a 120 min, com densidades relativas entre 85 e 93%, apresentaram silicato de zircônio e espodumênio- β como principais fases cristalinas. A resistência à flexão máxima (290 MPa) foi alcançada para compósitos com 1% $Al_2O_3-\alpha$. Para compósitos contendo entre 1 e 10% $Al_2O_3-\alpha$, sinterizados a 900°C/30 min, as condutividades elétrica e térmica e o coeficiente de expansão térmica linear, variaram entre 3,35 e $1,21 \times 10^{-10}$ S/cm, 4,65 e 2,98 W/mK, $9,54$ e $3,36 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, respectivamente.

Palavras-chave: compósitos; vitrocerâmicos; alumina; LTCC.

INTRODUÇÃO

A tecnologia de cerâmicas co-sinterizadas a baixas temperaturas (LTCC – Low Temperature Co-Fired Ceramics), usualmente inferiores a 1000°C, é empregada para produzir dispositivos microeletrônicos multicamadas, fabricados a partir de substratos cerâmicos. O interesse da comunidade científica e industrial, nos últimos anos, pela tecnologia LTCC, se deve principalmente as elevadas taxas de produtividade das indústrias de telecomunicações que cada vez mais possuem uma tendência à miniaturização^[1,2,3].

A miniaturização está associada a elevados níveis de compactação de circuitos, proporcionando o aparecimento de sistemas de elevada complexidade, contendo cada vez mais elementos ativos^[3]. Nestes casos, o desenvolvimento de substratos densos sinterizados a baixas temperaturas, que possuam baixos coeficientes de expansão térmica e alta resistência mecânica, são fatores decisivos para um bom desempenho destes tipos de sistemas^[4,5].

A alumina (Al_2O_3) é um material cerâmico interessante para aplicações em HTCCs (High Temperature Co-Fired Ceramics), devido à sua baixa constante dielétrica e elevada condutividade térmica. No entanto, sua temperatura de fusão é elevada o que dificulta a obtenção de um corpo denso a temperaturas inferiores a 1000°C para aplicação em LTCCs^[3].

Todavia, os vitrocerâmicos são materiais que podem ser a solução em muitas situações devido ao seu elevado potencial aplicativo em consequência de suas boas resistência mecânica, química e à abrasão, elevada dureza, coeficiente de expansão térmica variável, de acordo com a composição química, e possibilidade de poderem ser sinterizados, com densidades relativamente elevadas (92-98%), a temperaturas em média inferiores a 1000°C . As características e propriedades dos materiais vitrocerâmicos dependem basicamente das propriedades intrínsecas e da morfologia dos cristais formados, da fase vítrea e da porosidade residuais. A fase cristalina, responsável por determinar as propriedades finais de um material vitrocerâmico, é controlada por meio da composição química do precursor vitrocerâmico (vidro) e por meio do ciclo de tratamento térmico aplicado. Desse modo, um número ilimitado de materiais vitrocerâmicos pode ser preparado por meio de processos usuais de fabricação de materiais cerâmicos, visto que a tecnologia mais recente de produção de vitrocerâmicos consiste na sinterização e cristalização de um compacto de pós do precursor vitrocerâmico.

Oliveira^[6] pesquisou e desenvolveu um material vitrocerâmico sinterizado, processado a partir do pó, pertencente ao sistema LZS ($\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2$), com propriedades interessantes, particularmente do ponto de vista de sua resistência mecânica e de suas relativamente altas dureza e resistências à abrasão e ao ataque químico. No entanto, os vitrocerâmicos obtidos, possuíam elevados coeficientes de expansão térmica linear, CETL ($8,8\text{-}10 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$).

Alguns pesquisadores^[7,8] formularam e processaram, por fusão, vitrocerâmicos do sistema LZSA mediante substituição parcial do ZrO_2 , em vitrocerâmico do

sistema LZS, por Al_2O_3 devido à sua afinidade com o lítio originando cristais de espodumênio- β os quais possuem baixo CETL ($0,9 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) e baixas condutividades térmica e elétrica.

Nesse contexto, foram preparados compósitos com matriz vitrocerâmica do sistema LZS e partículas submicrométricas de Al_2O_3 , (0-40% vol.), portanto mais reativas, com o propósito de se estudar a influência da alumina sobre suas propriedades térmicas, elétricas e mecânicas. A partir do conhecimento dos valores absolutos das propriedades medidas nos materiais obtidos, é possível projetar compósitos ($\text{LZS}/\text{Al}_2\text{O}_3$) adequados para a tecnologia LTCC.

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizadas, como matérias-primas, um vitrocerâmico do sistema LZS (frita) de composição/formulação $9,56\text{Li}_2\text{O} \cdot 22,36\text{ZrO}_2 \cdot 68,08\text{SiO}_2$ (% em massa), com tamanho médio de partículas $d_{50}=5 \text{ } \mu\text{m}$, e Al_2O_3 - α disponível comercialmente como Aerodisp w 470 (EVONIK), com tamanho médio de partículas $d_{50}=350 \text{ nm}$. Os compósitos formulados com matriz vitrocerâmica do sistema LZS, contendo 1 a 40% de partículas de Al_2O_3 são apresentados na Tabela 1. Detalhes e informações sobre a preparação e obtenção do material vitrocerâmico do sistema LZS podem ser obtidos em ^[6].

Tabela 1: Compósitos vitrocerâmicos $\text{LZS}/\text{Al}_2\text{O}_3$ formulados.

Constituintes	Composição(%vol.)								
	100	99	95	90	85	80	75	70	60
LZS	100	99	95	90	85	80	75	70	60
Al_2O_3	0	1	5	10	15	20	25	30	40

Cada composição foi homogeneizada a úmido (proporção entre pó e água 60/40) em um agitador mecânico de hélices (IKA RW 200 digital). Subsequentemente, as suspensões das composições formuladas foram secas em estufa a 110°C por 48h e desagregadas em moinho rápido de laboratório (Servitech, CT-242) por 15 min.

Uma amostra de cada composição foi aquecida a $10^\circ\text{C}/\text{min}$ até a fusão (atmosfera oxidante) em um dilatômetro ótico (Expert System solution, Misura ODHT) tal que curvas de retração térmica linear foram obtidas. Tais curvas permitiram determinar o início e o fim do processo de densificação de compactos das formulações estudadas. Para determinar os fenômenos associados às reações

físico-químicas dos compósitos formulados, análises térmica diferencial (ATD) de amostras de pós foram realizadas em um equipamento Netzsch, STA EP 409, a 10°C/min em atmosfera oxidante. As composições LZS (0% Al₂O₃) e LZS contendo 1, 5 e 10% de Al₂O₃ submicrométrica foram selecionadas a partir dos resultados das análises térmicas. Assim, amostras destas composições foram compactadas uniaxialmente em matriz de aço por meio de uma prensa hidráulica (Bovenau P10 ST) a 100 MPa. Os corpos-de-prova obtidos (10 x 6 mm) foram secos em estufa a 110°C, por 2 h. Em uma etapa posterior, os corpos-de-prova secos foram tratados termicamente (sinterização/cristalização) a 800, 850, 900 e 950°C por 30 min com uma taxa de aquecimento de 10°C/min e resfriados até a temperatura ambiente. A retração térmica linear foi calculada a partir de medidas realizadas (paquímetro, Mitutoyo, CD-6" CSX-B) com 0,01 mm de resolução) nos corpos-de-prova antes e depois do processo de queima. Medidas de densidade aparente e real foram realizadas aplicando-se o princípio de Arquimedes (Shimadzu Ax200 com precisão de 0,001 g e SMK 401) e a picnometria a hélio (AccuPyc 1340, Micromeritics, USA). A partir das medidas de densidade aparente e real, as densidades relativas das amostras queimadas foram calculadas. Para identificar as fases cristalinas formadas nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos, análises difratométricas foram conduzidas em um difratômetro (Philips, modelo X'Pert). A microestrutura de poros pôde ser visualizada a partir de imagens das superfícies de fraturas das amostras tratadas termicamente, obtidas em microscópio eletrônico de varredura, MEV (Philips, modelo XL-30). Para determinar a resistência mecânica dos compósitos obtidos, ensaios de flexão a três pontos (EMIC, modelo DL 2000) foram realizados em 8 amostras com dimensões nominais de 6 x 12 x 46 mm.

A condutividade elétrica foi determinada utilizando o método das duas pontas (fonte de corrente Keithley 6220 e eletrômetro Keithley Model 6517A) realizado em amostras com dimensões nominais de 30 x 8 mm.

A condutividade térmica dos compósitos obtidos foi determinada em um equipamento TCi Thermal Conductivity Analyzer, C-THERM TECHNOLOGIES, em amostras em forma de disco com dimensões 30 mm de diâmetro e 8 mm de espessura. O coeficiente de expansão térmica linear (CETL) dos compósitos foi determinado em um dilatômetro ótico (Expert system solutions, Misura ODHT) a uma taxa de aquecimento de 5°C/min no intervalo de temperatura entre 26 e 500°C.

Com a finalidade de se obter uma curva de tendência para descrever o comportamento do CETL em função da quantidade de alumina adicionada ao precursor vitrocerâmico LZS, todas as composições (0-40%) foram tratadas termicamente a 950°C por 120 min a fim de garantir a formação de todas as fases cristalinas.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Figuras 1 (a) e (b) mostram as curvas de retração linear referentes ao precursor vitrocerâmico LZS e os compósitos LZS/ Al_2O_3 - α formulados com até 30% de alumina.

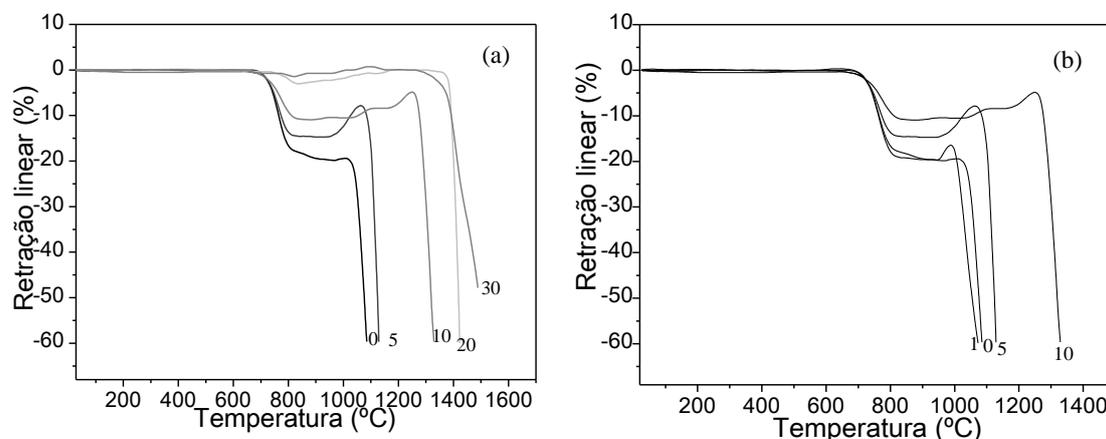


Figura 1: (a) Retração linear do precursor vitrocerâmico LZS (0% Al_2O_3 - α) e dos compósitos contendo LZS e 5, 10, 20, 30% de Al_2O_3 - α ; (b) Retração linear do precursor vitrocerâmico LZS (0% Al_2O_3 - α) e dos compósitos contendo LZS e 1, 5, 10% de Al_2O_3 - α .

Pode-se observar, a partir da análise da Figura 1(a), que a densificação, em termos de retração, começa em torno de 700°C e termina em temperaturas variando entre 950 e 1200°C para composições com até 10% de Al_2O_3 . Composições com 20 e 30% de Al_2O_3 , resultaram em baixa densificação, indicando que 10% pode ser o limite de alumina adicionada que pode reagir com o vidro formando espodumênio- β . A partir deste limite, além da cristalinidade inerente ao vitrocerâmico formado, a alumina mantém a sua identidade atuando assim como um elemento refratário que impede o fluxo viscoso.

A partir destes resultados foram selecionadas as composições com menores quantidades de Al_2O_3 (Figura 1(b)) para dar prosseguimento ao presente trabalho. Assim, pode-se obter materiais mais densos utilizando menores temperaturas de tratamento térmico.

A Figura 2 mostra curvas de análise térmica diferencial (ATD) para o precursor vitrocerâmico LZS (0% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$) e composições contendo LZS e 1, 5, 10% de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$, respectivamente.

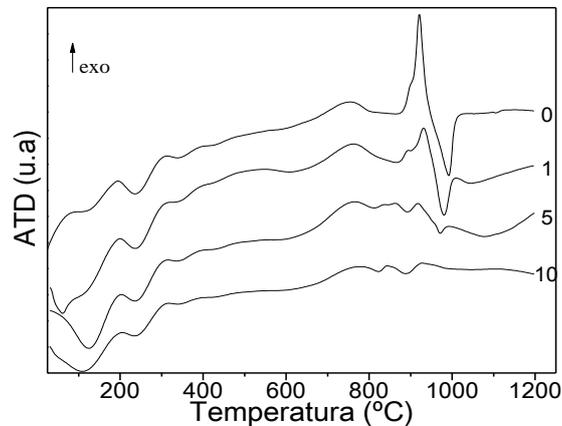


Figura 2: Curvas de análise térmica diferencial do precursor vitrocerâmico LZS (0% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$) e composições contendo LZS e 1, 5, 10% de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$, respectivamente.

Pode-se observar, a partir da análise das curvas da Figura 2, uma descontinuidade, a aproximadamente 600°C, comum a todas as composições investigadas (0-10% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$), que caracteriza uma reação típica da transição vítrea (T_g); o segundo fenômeno é fortemente exotérmico e caracteriza a temperatura de cristalização (T_c). Com o aumento da quantidade de alumina adicionada a cristalização simultânea das fases do vidro LZS foi inibida, já que é possível perceber uma diminuição e dissipação do pico de cristalização. O terceiro fenômeno fortemente endotérmico, com máximo em torno de 1000°C, corresponde à fusão das fases cristalinas formadas.

Com base nas curvas de retração linear e de análise térmica diferencial das composições, definiu-se a temperatura máxima de sinterização, em torno de 950°C, (abaixo da temperatura específica de fusão (998°C)). Neste caso, a temperatura mínima de sinterização/cristalização é 800°C.

A Figura 3 mostra o efeito da temperatura de tratamento térmico sobre a densificação(a), e retração linear (b) do LZS e das composições contendo LZS e 1, 5 e 10% de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$.

Pode-se observar, (Figura 3(a) que a densidade relativa das amostras sinterizadas aumenta à medida que a temperatura diminui de 900 para 800°C, e diminui consideravelmente à medida que a temperatura aumenta de 900 para 950°C. Para as composições de LZS e contendo LZS e 1 e 5% de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$, a densidade relativa atingiu um máximo de 92% na temperatura de tratamento térmico de 900°C.

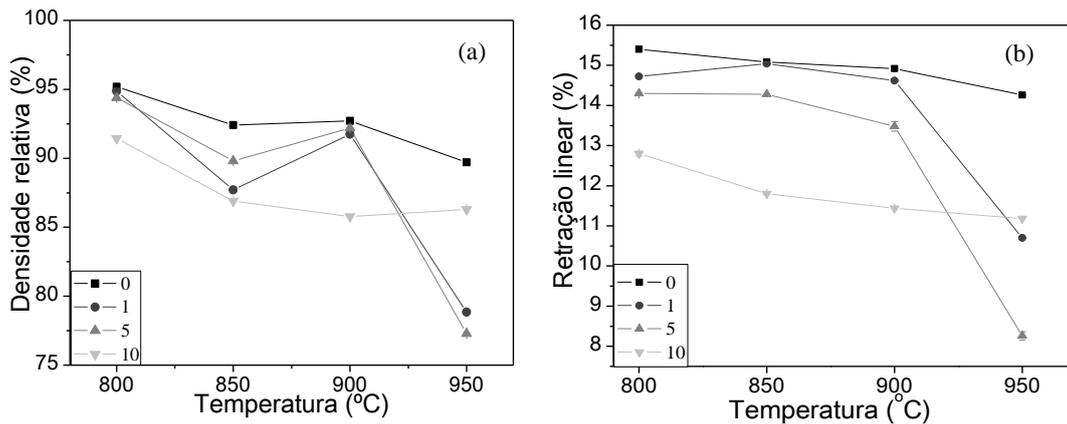


Figura 3: Densidade relativa (a) e retração linear (b) de amostras queimadas a diferentes temperaturas por 30 min do precursor vitrocerâmico LZS (0% Al₂O₃-α) e composições contendo LZS e 1, 5, 10% de Al₂O₃-α, respectivamente.

A composição contendo LZS e 10% de Al₂O₃-α apresenta uma densidade relativa em torno de 85% para todas as temperaturas de tratamento térmico. Um comportamento similar pode ser observado para a retração linear (Figura 3(b)). As variações de densidade relativa e de retração linear em relação às temperaturas de tratamento térmico, podem ser relacionadas aos processos de cristalização.

A Figura 4 mostra os difratogramas de raios X do precursor vitrocerâmico LZS tratado a 900°C/30 min, e da composição contendo LZS e 5% de Al₂O₃-α tratada a 800, 850, 900 e 950°C por 30 min. Pode-se verificar, a partir dos difratogramas, que as principais fases presentes na composição contendo somente LZS, são silicato de zircônio e dissilicato de lítio. Para a composição contendo LZS e 5% de Al₂O₃, os picos de difração associados às amostras sinterizadas foram atribuídos às fases cristalinas silicato de zircônio (ZrSiO₄, JCPDS 72-0402), (Li₂SiO₃, JCPDS 29-0828) e espodumênio-β (LiAlSi₂O₆, JCPDS 35-0794).

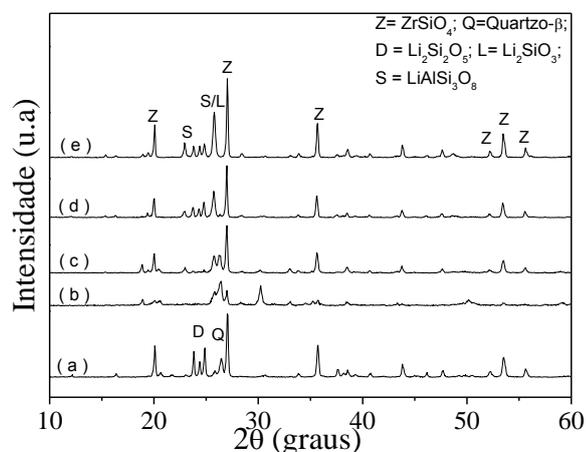


Figura 2: Difratogramas de raios X de composições tratadas termicamente por: a) LZS, 900°C; b) LZS + 5% de Al₂O₃, 800°C; c) LZS + 5% de Al₂O₃, 850°C; d) LZS + 5% de Al₂O₃, 900°C; e) LZS + 5% de Al₂O₃, 950°C por 30 min, respectivamente.

Observa-se que a adição de 5% de Al_2O_3 , provocou o surgimento da fase espodumênio- β e, conseqüentemente, uma diminuição gradativa da fração de dissilicato de lítio e de quartzo- β . Este fato pode ser explicado pelo provável consumo do dissilicato de lítio e quartzo- β para a formação do espodumênio- β . Observa-se ainda que como incremento da temperatura há um aumento na intensidade dos picos relacionados à fase espodumênio- β e também o aparecimento de novos picos relacionados à fase silicato de zircônio e metassilicato de lítio.

A Figura 5 mostra micrografias (MEV), da superfície de fratura de compósitos contendo LZS e 5% de Al_2O_3 - α , tratados a 800, 850, 900 e 950°C por 30 min, evidenciando a porosidade presente.

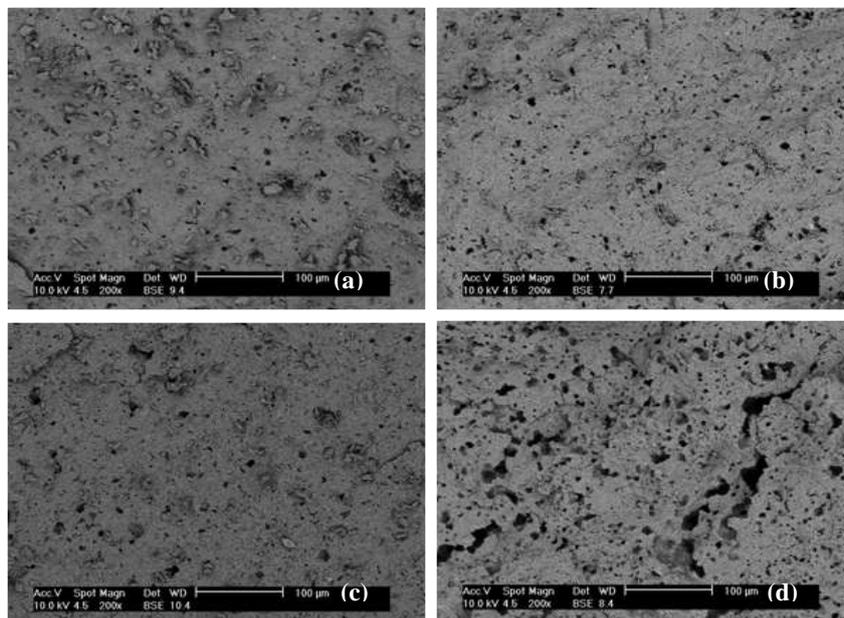


Figura 5: Micrografias (MEV) da superfície de fratura de amostras da composição contendo LZS e 5% de Al_2O_3 - α tratadas termicamente a: a) 800°C; b) 850°C; c) 900°C; d) 950°C por 30 min, respectivamente.

Pode-se observar, a partir da análise da Figura 5, que a porosidade diminuiu (com poros menores e em menores quantidades), à medida que a temperatura aumentou de 800 para 850°C e para 900°C. No entanto, na temperatura de 950°C a porosidade aumentou significativamente, pois a quantidade e o tamanho dos poros aumentaram em relação aos poros das amostras de composições tratadas a 800, 850 e 900°C por 30 min. As micrografias confirmam os resultados de densidade relativa, já que os valores calculados na mesma faixa de temperatura (800, 850, 900 e 950), foram 94,3; 89,8; 92,1 e 77,2%, respectivamente.

A Figura 6 apresenta os resultados dos ensaios de resistência mecânica e de condutividade elétrica do vitrocerâmico LZS e dos compósitos contendo LZS e 1, 5 e 10% de Al_2O_3 - α tratados a 900°C por 30 min.

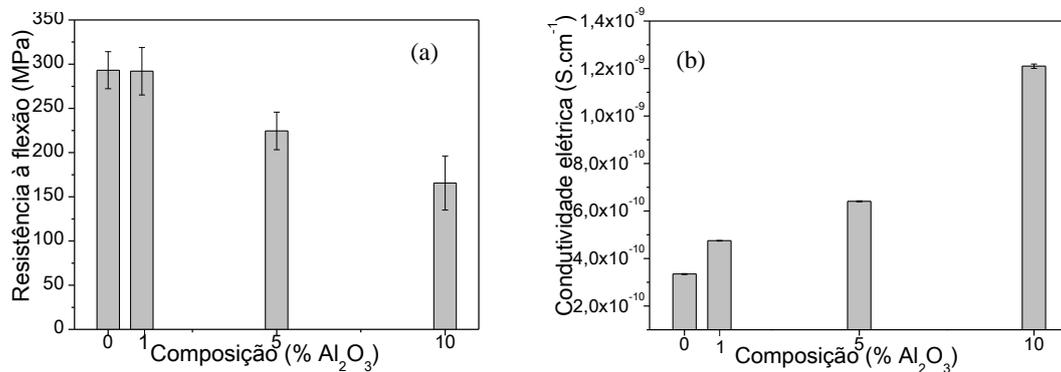


Figura 6- Resistência à flexão(a) e condutividade elétrica (b) do vitrocerâmico LZS e das composições contendo LZS e 1, 5 e 10% de Al_2O_3 - α tratadas a 900°C por 30 min

A partir da análise da Figura 6(a), observa-se que a alumina não exerce uma ação de reforço já que não ocorreu um aumento da resistência mecânica com sua adição. Os melhores resultados de resistência à flexão foram obtidos em amostras com 1% de Al_2O_3 que alcançaram resistência à flexão de 290 ± 20 MPa, similar aquela da vitrocerâmica (sem adição de alumina). A adição de alumina aumenta a porosidade dos materiais processados, como pode ser visto tanto nas curvas de densidade relativa quanto nas micrografias o que pode justificar a diminuição da resistência à flexão para as composições contendo 5 e 10% de alumina.

Pode-se observar, a partir da análise da Figura 6(b), que a condutividade elétrica aumentou com o aumento da quantidade de alumina adicionada. Este aumento de condutividade elétrica pode estar associado a formação e ao aumento da fração cristalina da fase espodumênio- β já que as condutividades elétricas da alumina e do espodumênio- β são 10^{-12} e 10^{-9} S/cm respectivamente. Assim, os materiais compósitos obtidos neste trabalho podem ser considerados isolantes elétricos já que se enquadram dentro da faixa que os caracterizam como tais, isto é, de 10^{-8} a 10^{-22} S/cm.

A Figura 7 apresenta as propriedades térmicas do vitrocerâmico LZS e das composições (compósitos) contendo LZS e , 1, 5 e 10% de Al_2O_3 . A Figura 7 (a) refere-se a medidas de condutividade térmica de amostras tratadas a 900°C por 30 min enquanto a Figura 7 (b) reporta os coeficientes de expansão térmica linear (CETL) de amostras tratadas entre 800 e 950°C por 30 min.

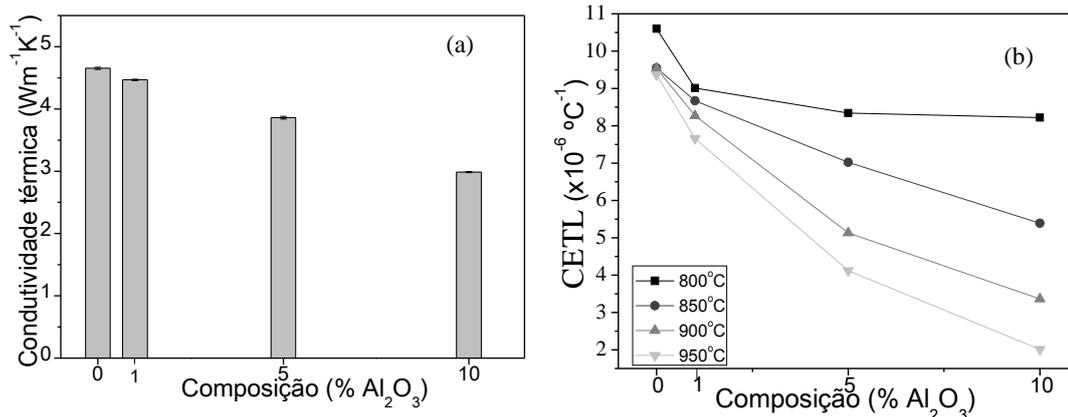


Figura 7: Condutividade térmica(a) e CETL (b) da vitrocerâmica LZS e composições contendo LZS e 1, 5 e 10% de Al₂O₃-α, tratadas termicamente a 900°C por 30 min e entre 800 e 950°C por 30 min, respectivamente.

Pode-se observar, por meio da Figura 7(a), que a condutividade térmica diminui com o aumento da quantidade de alumina adicionada, variando entre 4,47 e 2,98 W/mK. Tal diminuição da condutividade térmica pode ser atribuída a formação e aumento da fração cristalina da fase espodumênio-β já que as condutividades térmicas da alumina e do espodumênio-β são 30 e 2 W/mK, respectivamente. Além disso, o aumento da porosidade também contribui com a diminuição da condutividade térmica. A partir da análise da Figura 7(b) pode-se perceber que os valores dos coeficientes de expansão térmica linear (CETL) diminuem à medida que a temperatura de tratamento térmico (sinterização/cristalização) e a quantidade de Al₂O₃ adicionada aumentam. A diminuição do CETL está relacionada ao aumento da fração transformada de silicato de zircônio e em particular de espodumênio-β (que tem um baixo CETL) como reportado nos difratogramas da Figura 4. Desta forma, é possível, de acordo com a temperatura de tratamento térmico e da quantidade de alumina adicionada, produzir materiais compósitos com CETL que podem variar de 9,54 e 3,36 x 10⁻⁶°C⁻¹.

5 CONCLUSÕES

Com base nos objetivos propostos neste trabalho, conclui-se que os compósitos obtidos, sinterizados entre 800 e 950°C por 30 min, com densidades relativas entre 85 e 93%, apresentaram silicato de zircônio e espodumênio-β como principais fases cristalinas.

A resistência à flexão máxima (290 MPa) foi alcançada para compósitos com 1% Al₂O₃-α.

Para compósitos contendo entre 1 e 10% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$, sinterizados a $900^\circ\text{C}/30$ min, as condutividades elétricas e térmicas e o CETL, variaram entre 3,35 e $1,21 \times 10^{-10}$ S/cm, 4,65 e 2,98 W/mK, 9,54 e $3,36 \times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$, respectivamente.

Os valores das medidas das propriedades tipicamente avaliadas indicam que os compósitos obtidos são potenciais candidatos para aplicações em LTCCs.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a FAPESC e o CNPq (PRONEX T.O. nº17431/2011-9).

REFERÊNCIAS

- [1] BITTNER, A.; ABABNEH, A.; SEIDEL H.; SCHMID, U. Influence of the crystal orientation on the electrical properties of AlN thin films on LTCC substrates. *Applied Surface Science*, v. 257 p. 1088–1091, 2010.
- [2] SMETANA, W.; BALLUCH, B.; STANGL, G.; LÜFTL, S.; SEIDLER, S. Processing procedures for the realization of fine structured channel arrays and bridging elements by LTCC-Technology, *Microelectronics Reliability*, v. 49, p. 592–599, 2009.
- [3] MARQUES, V.M.F, Desenvolvimento de vitrocerâmicos do sistema Anortite-Diopsite-Apatiteco-sinterizáveis a baixa temperatura para aplicações a microeletrônica. Dissertação. (Mestrado em engenharia de materiais) Universidade de Aveiro. 2006.
- [4] MANU, K.M.; ANJANA, P.S.; SEBASTIAN, M.T. Low permittivity $\text{SrCuSi}_4\text{O}_{10}$ -LMZBS glass composite for LTCC applications. *Materials Letters*, v. 65, p. 565–567, 2011.
- [5] BIROL, H. fabrication of low temperature co-fired ceramic (LTCC)-based sensor and micro-fluidic structures. 2007. Thèse - École Polytechnique Fédérale de Lausanne, EPFL-SU, Lausanne.
- [6] OLIVEIRA, A.P.N. de. Progettazione, caratterizzazione e dotte nimentodivetroceramici appartenenti al sistema $\text{Li}_2\text{O-ZrO}_2\text{-SiO}_2$. 1997. Tese (DouttoratodiRicerca in Ingegneria dei Materiali) - Università degli Studi di Modena, Modena, Itália, 1997.
- [7] OLIVEIRA, A.P.N.; MANFREDINI, T. Al_2O_3 particulate-reinforced LZS glass ceramic matrix composite. In: 9th CIMTEC - World Ceramics Congress, 1999, Florence, Itália. *TECHNA Ceramics: getting into the 2000's - Part C*, 1998. v. C. p. 707-714.
- [8] MONTEDO, O.R.K. Projeto, caracterização e preparação de camada de proteção para revestimento cerâmico constituído por vitrocerâmico do Sistema LZSA. 2005. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC-SC, Florianópolis.

SYNTHESIS AND CHARACTERIZATION OF LZS/ α -Al₂O₃ GLASS-CERAMIC COMPOSITES FOR APPLICATIONS IN THE LTCC TECHNOLOGY

ABSTRACT

In this work, α -Al₂O₃ (1-40 vol. %) particles (350 nm) were added to a 19.58Li₂O•11.10ZrO₂•69.32SiO₂ (5 μ m) glass-ceramic matrix to prepare composites with the purpose of studying the influence of α -Al₂O₃ on their mechanical, thermal and electrical properties in order to obtain materials for LTCCs applications. The composites, sintered between 800 and 950°C for 30 to 120 min, with relative densities between 85 and 93%, showed zircon and β -spodumene as main crystalline phases. The maximum bending strength (290 MPa) was achieved for composites with 1% α -Al₂O₃. For composites containing between 1 and 10% α -Al₂O₃, sintered at 900°C/30 min, the electrical and thermal conductivities and CTE varied between 3.35 and 1.21 x 10⁻¹⁰ S/cm, 4.65 and 2.98 W/mK, 9.54 and 3.36 x 10⁻⁶°C⁻¹, respectively.

Keywords: composites; glass-ceramics; alumina; LTCCs, thermal and electrical properties