

INFLUÊNCIA DAS ETAPAS DE CALCINAÇÃO E MOAGEM NA MICROESTRUTURA E CONDUTIVIDADE ELÉTRICA DO LSGM OBTIDO PELO MÉTODO DE SINTERIZAÇÃO RÁPIDA

S. L. Reis, E. N. S. Muccillo
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN
R. do Matão, Travessa R, 400, Cidade Universitária, S. Paulo, 05508-000,
SP, Brasil; e-mail: shirley.reis@usp.br

RESUMO

O galato de lantânio contendo substituições parciais de estrôncio e magnésio $La_{1-x}Sr_xGa_{1-y}Mg_yO_{3-\delta}$ (LSGM) é um eletrólito sólido promissor para uso em células a combustível de óxido sólido devido sua alta condutividade iônica em temperaturas intermediárias (600 – 800°C) quando comparado à zircônia estabilizada com ítria (YSZ). Além disso, o LSGM exibe desprezível condutividade eletrônica e elevada estabilidade química em uma ampla faixa de pressão parcial de oxigênio. Neste trabalho, a composição $La_{0,9}Sr_{0,1}Ga_{0,8}Mg_{0,2}O_{3-\delta}$ foi preparada pelo método convencional de reação em estado sólido a partir de duas rotas e consolidada por sinterização rápida. Foram variados os seguintes parâmetros de processamento: temperatura de calcinação (1250 e 1350°C), e moagem no final do processamento ou entre calcinações. Amostras preparadas com calcinações sucessivas a 1250°C seguida de moagem possuem densidade relativa de 95% quando sinterizadas a 1500°C/5 min e menor tamanho médio de grão (3,40 μm), quando comparadas com amostras preparadas com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas. A condutividade elétrica dos grãos e contornos de grãos das amostras preparadas com calcinações sucessivas a 1250°C é superior àquelas preparadas com duas calcinações a 1350°C e com moagens intercaladas sinterizadas nas mesmas condições de sinterização.

Palavras-chave: LSGM, sinterização rápida, condutividade elétrica.

INTRODUÇÃO

O galato de lantânio contendo substituições parciais de estrôncio e magnésio (LSGM) é considerado um material promissor para o uso como eletrólito sólido em células a combustível de óxido sólido em temperaturas intermediárias (600-800°C), devido suas propriedades elétricas e eletroquímicas [1-7]. Entre os diversos

compostos formados variando os teores de estrôncio e magnésio, quando $x=0,1$ e $y=0,2$ a composição $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{Ga}_{1-y}\text{Mg}_y\text{O}_{3-\delta}$ exibe estrutura cristalina ortorrômbica perovskita e elevada condutividade iônica ($0,17 \text{ S.cm}^{-1}$ a 800°C) e número de transporte iônico aproximadamente 1 em uma ampla faixa de pressão parcial de oxigênio [1,8,9].

Um dos métodos mais citados na literatura para a preparação do LSGM é por meio da mistura dos óxidos/carbonatos como reagentes, seguido de reação em estado sólido a altas temperaturas [1-2,10]. Entretanto, pequenas quantidades de fases secundárias são formadas tais como: LaSrGaO_4 , $\text{LaSrGa}_3\text{O}_7$, $\text{La}_4\text{Ga}_2\text{O}_9$ e MgO [11-13].

Mais recentemente atenção tem sido dada ao método de sinterização do LSGM. A técnica de sinterização por descarga de plasma (*spark plasma sintering*) foi utilizada no LSGM. Foi observada pequena fração de fases secundárias após sinterização a 1300°C . As densidades relativas foram de acima de 90% entre (1200 - 1300°C) [14,15].

O LSGM também foi preparado por solidificação rápida a laser. A sinterização do LSGM foi produzida com densidade relativa de 98%. A condutividade elétrica obtida foi de $0,027$; $0,079$ e $0,134 \text{ S.cm}^{-1}$ em 600 , 700 e 800°C , respectivamente [16].

Em estudo recente, a composição $\text{La}_{0,9}\text{Sr}_{0,1}\text{Ga}_{0,8}\text{Mg}_{0,2}\text{O}_{3-\delta}$ foi sintetizada pelo método de complexação de cátions e consolidada por sinterização rápida (*fast firing*). Densidades de 90% foram obtidas para amostras sinterizadas a 1500°C por apenas 5 min com pequeno teor de fases secundárias [17]. A sinterização rápida tem sido empregada em diversos materiais como alumina, zircônia, céria, entre outros [18-22].

Neste trabalho foi verificada a influência das etapas de calcinação e moagem na microestrutura e condutividade elétrica da composição $\text{La}_{0,9}\text{Sr}_{0,1}\text{Ga}_{0,8}\text{Mg}_{0,2}\text{O}_{3-\delta}$ consolidada por sinterização rápida.

MATERIAIS E MÉTODOS

A composição $\text{La}_{0,9}\text{Sr}_{0,1}\text{Ga}_{0,8}\text{Mg}_{0,2}\text{O}_{3-\delta}$ foi preparada a partir da mistura estequiométrica de La_2O_3 (99,9%-Alfa Aesar), Ga_2O_3 (99,99%-Alfa Aesar), MgO

(P.A-Merk.) e SrCO_3 (P.A.-Vetec). O La_2O_3 foi tratado termicamente a 1000°C por 3 h antes de ser utilizado.

Foram realizadas três etapas de calcinação sucessivas por tempo de 4 h cada na temperatura de 1250°C . Entre cada etapa de calcinação as misturas foram desaglomeradas em almofariz de ágata. Ao final as misturas foram moídas em moinho tipo atritor em meio alcoólico por 1 h com meios de moagem de zircônia com diâmetro de 2 mm (Rota 1). Outra rota utilizada tem como característica inicial a moagem em moinho tipo atritor duas calcinações a 1350°C . Ao final, as misturas foram novamente moídas em meio alcoólico por 30 min (Rota 2). Estas condições foram selecionadas a partir de estudos prévios [23].

Foram preparadas amostras cilíndricas por compactação uniaxial, seguido de compactação isostática a frio a 100 MPa. Os compactos foram, em seguida, consolidados por sinterização rápida na qual a amostra é rapidamente conduzida a temperatura desejada, em 10 min, permanecendo por um tempo específico em seguida é resfriada rapidamente, em 10 min. As condições utilizadas na sinterização rápida foram 1450°C por 5 ou 10 min e $1500^\circ\text{C}/5$ min.

Após a sinterização, as amostras foram caracterizadas por meio de medidas de densidade aparente utilizando o princípio de Arquimedes e difração de raios X (Bruker-AXS, D8 Advance), no intervalo $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$, com passo de $0,05^\circ$ e tempo de contagem de 2 s, utilizando a radiação $\text{K}\alpha$ do Cu ($\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$) e filtro de Ni. Os teores das fases secundárias não foram quantificados e apenas uma avaliação qualitativa foi realizada. A observação da microestrutura foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (Philips, XL30 e FEI Inspect F50) com espectroscopia de energia dispersiva (EDS) acoplado (EDAX, Apollo 10). O tamanho médio de grãos foi determinado utilizando o método dos interceptos [24]. Medidas da condutividade iônica foram realizadas por espectroscopia de impedância, na faixa de frequência de 5 Hz a 13 MHz, e no intervalo de temperatura de 280 a 420°C . Para estas medidas foi utilizado um analisador de impedância HP 4192A, acoplado a um controlador HP 362, e tensão AC de 100 mV. Eletrodos de prata foram empregados nestas medidas. Os dados foram coletados e analisados por meio de um programa computacional [25].

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente foram realizadas medidas de difração de raios X para verificar a composição de fases em função das etapas de moagem e calcinações realizadas. As Figuras 1 e 2 mostram difratogramas de raios X das amostras obtidas com calcinações sucessivas a 1250°C e com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas, respectivamente. A sinterização rápida promoveu a formação da fase ortorrômbica do LSGM característica desta composição, mas não inibiu a formação de fases secundárias, especificamente LaSrGaO_4 , $\text{La}_4\text{Ga}_2\text{O}_9$ e $\text{LaSrGa}_3\text{O}_7$.

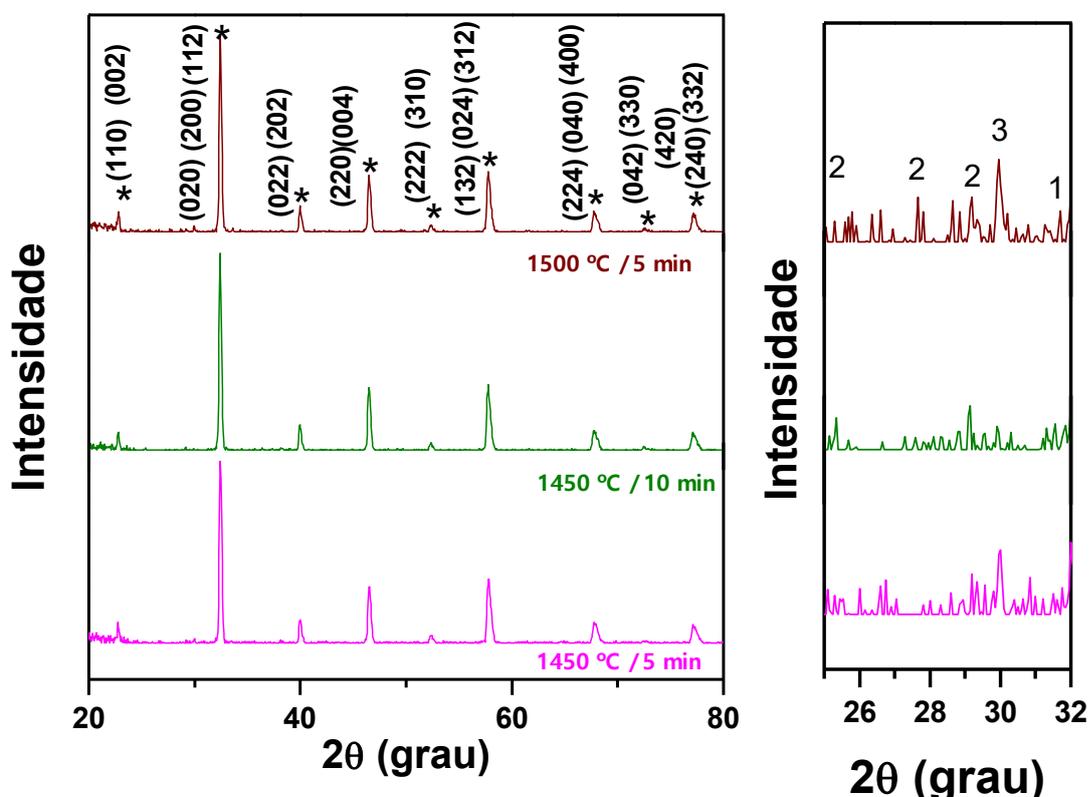


Figura 1: Difratogramas de raios X das pastilhas com calcinações sucessivas a 1250°C após sinterização rápida na faixa de 2θ entre (esquerda) 20 e 80° e (direita) 25 e 32° - (*) LSGM, (1) LaSrGaO_4 , (2) $\text{La}_4\text{Ga}_2\text{O}_9$ e (3) $\text{LaSrGa}_3\text{O}_7$.

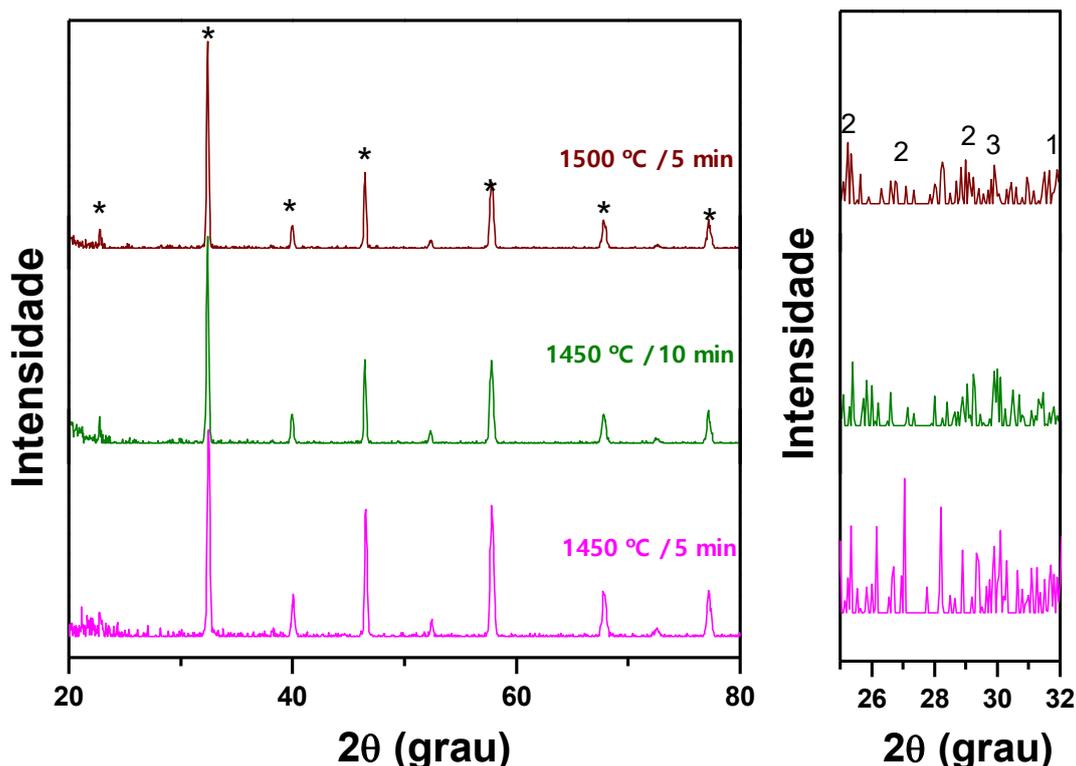


Figura 2: Difratogramas de raios X das pastilhas com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas após sinterização rápida na faixa de 2θ entre (esquerda) 20 e 80° e (direita) 25 e 32° - (*) LSGM, (1) LaSrGaO_4 , (2) $\text{La}_4\text{Ga}_2\text{O}_9$ e (3) $\text{LaSrGa}_3\text{O}_7$.

Condições de sinterização intermediárias (1450°C/10 min), possibilitaram a diminuição do teor das fases secundárias. Embora não tenha sido determinada quantitativamente a fração de cada fase secundária, os difratogramas foram normalizadas de modo a permitir uma avaliação destas frações, por meio das intensidades relativas.

A Tabela I lista as condições de sinterização empregadas na preparação das amostras, e suas respectivas densidades. Neste trabalho, a densidade teórica (DT) utilizada foi 6,67 g/cm³ obtida da ficha ICSD #51-288 [8].

Tabela I - Densidade relativa (%) das amostras preparadas por mistura de óxidos com calcinações sucessivas a 1250°C e com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas e obtidas por sinterização rápida.

Condição (°C / min)	Densidade	Densidade
	(%) 1250	(%) 1350
1450/5	91± 1	78± 1
1450/10	93± 1	82± 1
1500/5	95± 1	84± 1

A densidade aparente do LSGM aumentou com o aumento da temperatura e do tempo de patamar. As amostras obtidas pela rota 1 possuem maior valor de densidade quando comparado com as amostras obtidas pela rota 2 nas mesmas condições de sinterização. Isto provavelmente está associado com a temperatura de calcinação utilizada e a moagem em moinho tipo atritor realizado no final do processo.

As Figuras 3 e 4 mostram micrografias das amostras com calcinações sucessivas a 1250°C e com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas, consolidadas por sinterização rápida, respectivamente.

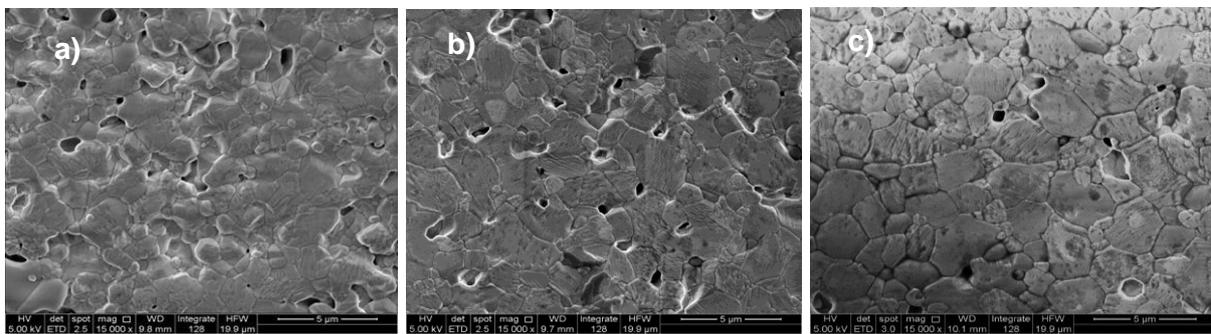


Figura 3: Micrografias obtidas em microscópio eletrônico de varredura de amostras preparadas pelo método de mistura de óxido com calcinações sucessivas a 1250°C obtidas por sinterização rápida a) 1450°C/5 min, b) 1450°C/10 min e c) 1500°C/5 min.

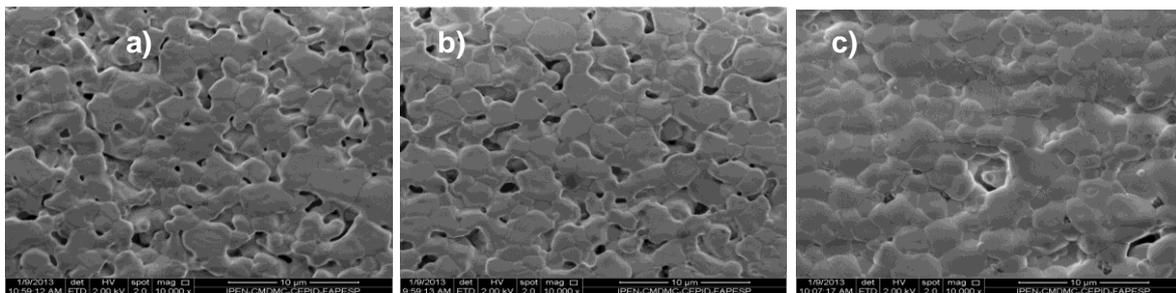


Figura 4: Micrografias obtidas em microscópio eletrônico de varredura de amostras preparadas pelo método de mistura de óxido com duas calcinações sucessivas a 1350°C com moagens intercaladas obtidas por sinterização rápida a) 1450°C/5 min, b) 1450°C/10 min e c) 1500°C/5 min.

A microestrutura é bastante heterogênea como pode ser observado nas micrografias. Observam-se grãos grandes e outros pequenos. O aumento da temperatura e do tempo de patamar promove diminuição da porosidade e aumento no tamanho médio de grãos.

Na sinterização rápida as amostras exibem microrregiões com morfologias distintas. Esta é uma característica observada em amostras consolidadas por sinterização rápida. O aumento da temperatura promove a densificação e o aumento do tamanho médio de grãos, Tabela II.

Tabela II – Tamanho médio de grãos para as amostras preparadas por mistura de óxidos obtidas por sinterização rápida.

Rota	Condição de sinterização (°C/h)	Tamanho médio de grãos (µm)
1250	1450/5 min	2,37±0,06
1250	1450/10 min	2,60±0,06
1250	1500/5 min	3,40±0,07
1350	1450/5 min	3,19±0,08
1350	1450/10 min	3,35±0,09
1350	1500/5 min	4,07±0,08

As amostras estudadas apresentam tamanho médio de grão micrométrico. O aumento do tempo e da temperatura favoreceu o aumento do tamanho médio de grãos. Amostras preparadas com calcinações sucessivas a 1250°C apresentam menor tamanho médio de grãos do que as amostras obtidas com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas nas mesmas condições de sinterização.

As Figuras 5 e 6 mostram diagramas de impedância para as amostras com calcinações sucessivas a 1250°C, e com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas, e consolidadas por sinterização rápida.

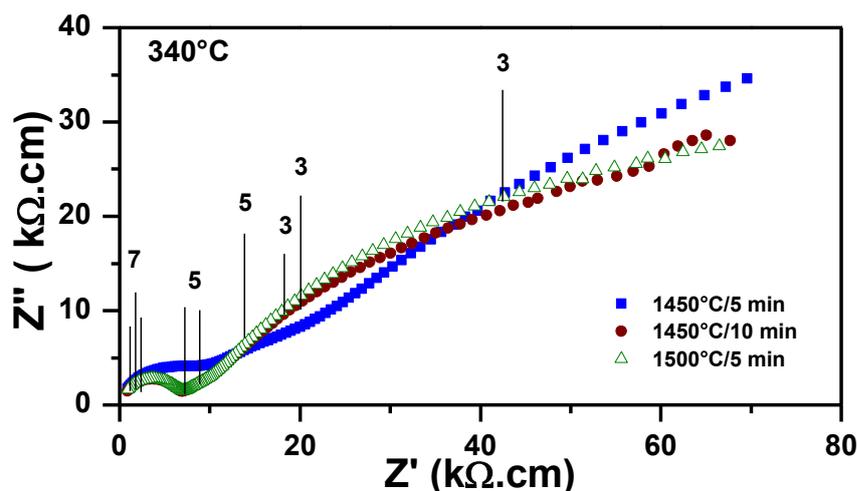


Figura 5: Diagramas de impedância das amostras com calcinações sucessivas a 1250°C e consolidadas por sinterização rápida.

A resistividade do grão e contorno de grãos é inferior para as amostras sinterizadas a 1450°C/10 min quando preparadas pela rota 1.

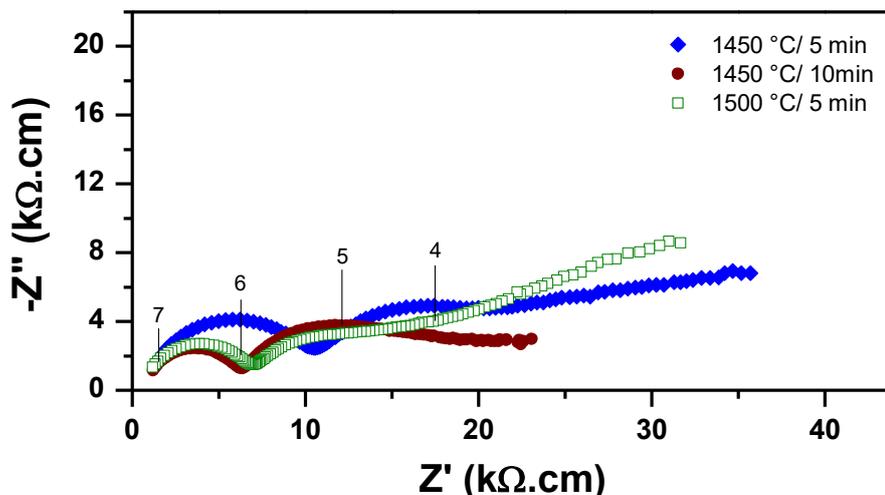


Figura 6: Diagramas de impedância das amostras com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas e consolidas por sinterização rápida.

A resistividade do grão é similar para as amostras sinterizadas a 1450°C/10 min e 1500°C/5 min e a resistividade do contorno de grão é inferior para as amostras sinterizadas a 1450°C/10 min quando preparadas com duas calcinações sucessivas a 1350°C com moagens intercaladas.

As Figuras 7 e 8 mostram o comportamento da condutividade elétrica dos grãos e contornos de grãos para as amostras preparadas com calcinações sucessivas a 1250°C, com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas obtidas por sinterização rápida.

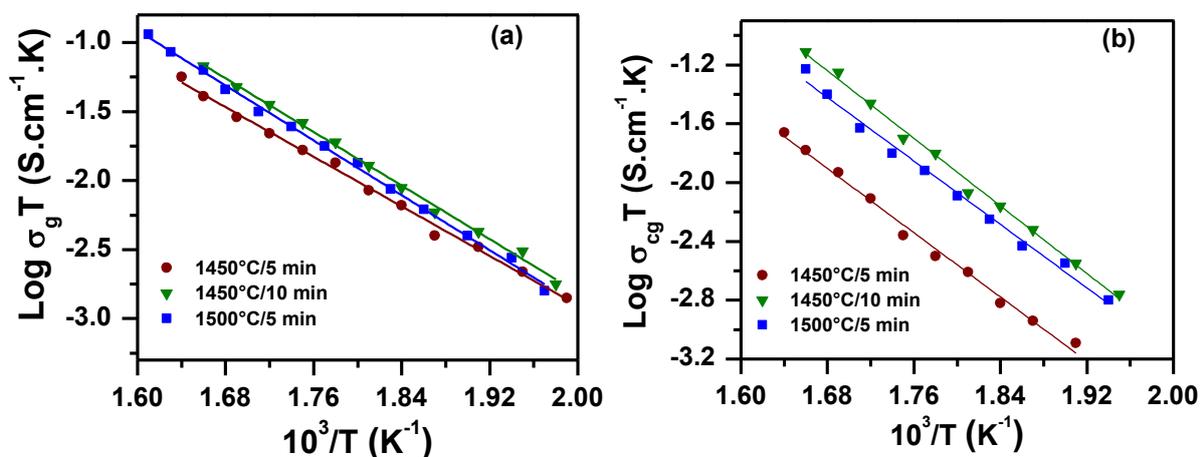


Figura 7: Gráficos de Arrhenius da condutividade elétrica dos grãos (a) e contornos de grãos (b) das amostras com calcinações sucessivas a 1250°C e obtidas por sinterização rápida.

A condutividade do grão é levemente menor para as amostras consolidadas por sinterização rápida a 1450°C/5 min, Figura 7a. Este efeito pode ser atribuído a menor homogeneidade nesta condição. De fato, elevada homogeneidade são esperadas para amostras sinterizadas em temperaturas elevadas (~1500 °C), quando a solubilidade do estrôncio e magnésio é máxima. A condutividade das amostras sinterizadas 1450°C/10 min e 1500°C /5 min são similares dentro do erro experimental. A condutividade elétrica dos contornos de grãos é superior para as amostras sinterizadas a 1450°C/5 min, Figura 7b. Esta diferença na condutividade iônica nas regiões dos contornos de grãos evidencia a alta heterogeneidade na interface das amostras comparado ao grão.

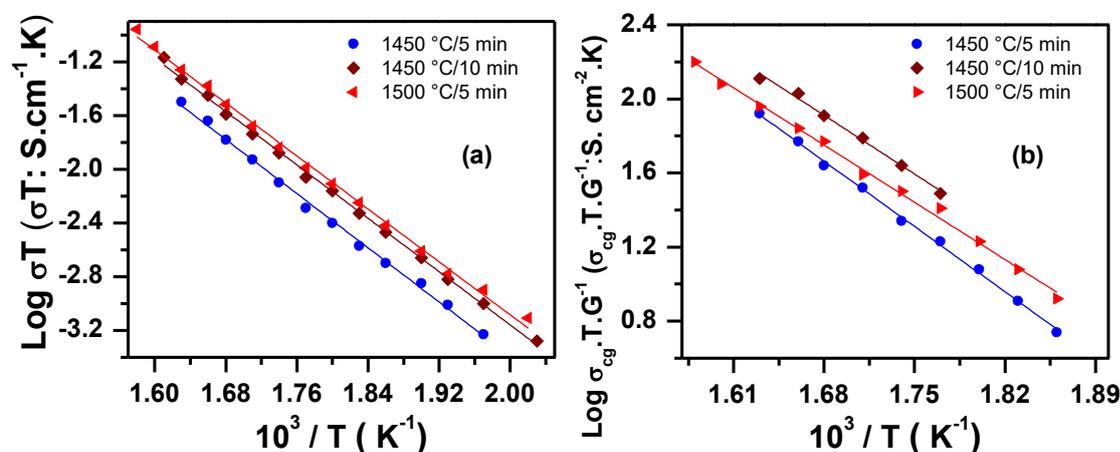


Figura 8: Gráficos de Arrhenius da condutividade elétrica dos grãos e contornos de grãos das amostras com duas calcinações a 1350°C com moagens intercaladas e obtidas por sinterização rápida.

A condutividade dos grãos das amostras sinterizadas a 1450°C/10 min e 1500°C/5 min são similares e superiores a das amostras sinterizadas por 1450°C/5 min, Figura 8. A condutividade do contorno de grão é superior as amostras sinterizadas a 1450°C/10 min. A diferença da condutividade dos contornos de grãos entre as amostras sinterizadas a 1450°C/5 min e 1450°C/10 min permanece aproximadamente metade de uma ordem de grandeza. Temperaturas elevadas promovem a volatilização do gálio e conseqüentemente causam um desvio na estequiometria e conseqüentemente diminuição da condutividade iônica [26].

Tabela III- Valores de energia de ativação do processo de condução dos grãos (E_g) contornos de grão (E_{cg}), total (E_T), e valores de condutividade total na temperatura de 360 °C para amostras preparadas pelo método de mistura de óxidos.

Route	Condições de Sinterização (°C/ min)	E_g (eV)	E_{cg} (eV)	E_T (eV)	σ (10^{-5} S/cm) 360 °C
1250	1450/5	0,84 ± 0,05	0,99 ± 0,05	0,95 ± 0,05	7,33
1250	1450/10	0,87 ± 0,05	0,87 ± 0,05	0,81 ± 0,05	6,71
1250	1500/5	0,84 ± 0,05	1,02 ± 0,05	0,86 ± 0,05	4,13
1350	1450/5	0,99 ± 0,05	0,98 ± 0,05	1,01 ± 0,05	4,26
1350	1450/10	0,98 ± 0,05	0,91 ± 0,05	0,98 ± 0,05	6,67
1350	1500/5	0,97 ± 0,05	0,87 ± 0,05	0,93 ± 0,05	6,36

Os valores de energia de ativação para a condutividade dos grãos, contornos de grãos e total praticamente não variam para as amostras obtidas por sinterização rápida. A condutividade total é inferior a obtida para amostras sinterizadas convencionalmente.

CONCLUSÕES

A sinterização rápida promoveu a formação da fase ortorrômbica do LSGM e pequenos teores de fases secundárias.

Os compactos preparados de acordo com a sequência de três calcinações (1250°C) seguida de moagem apresentam maiores valores de densidade e condutividade elétrica do grão e contorno de grãos e menor tamanho médio de grão quando comparado com as amostras preparadas com duas calcinações (1350°C) com moagens intercaladas.

Condutividades elétrica mais elevada foi obtida para as amostras sinterizadas a 1450°C/10 min para as duas rotas utilizadas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] T. Ishihara, M. Honda, Y. Takita, Doped LaGaO₃ perovskite type oxide as a new oxide ionic conductor, J. Am. Chem. Soc. **116** (1994) 3801-3803.
- [2] M. Feng, J. B. Goodenough, A superior oxide-ion electrolyte. Eur. J. Solid State Inorg. Chem. **31** (1994) 663-672.
- [3] R. Maric, S. Ohara, T. Fukui, H. Yoshida, M. Nishimura, T. Inagaki, K. Miura, Solid oxide fuel cells with doped lanthanum gallate electrolyte and LaSrCoO₃ cathode, and Ni-samarium-doped ceria cermet anode, J. Electrochem. Soc. **146** (1999) 2006-2010.

- [4] T. Ishihara, T. Shibayama, M. Honda, H. Nishiguchi, Y. Takita, Intermediate temperature solid oxide fuel cells using LaGaO₃ electrolyte II. Improvement of oxide ion conductivity and power density by doping Fe for Ga site of LaGaO₃, *J. Electrochem. Soc.* 147 (2000) 1332-1337.
- [5] Y. Lin, S. A. Barnett, Co-firing of anode-supported SOFCs with thin La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} electrolytes, *Electrochem. Solid State Lett.* 9 (2006) A285-A288.
- [6] F. Bozza, R. Polini, E. Traversa, High performance anode-supported intermediate temperature solid oxide fuel cells (IT-SOFCs) with La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} electrolyte films prepared by electrophoretic method, *Electrochem. Commun.* 11 (2009) 1680-1683.
- [7] N. Yang, A. D'Epifanio, E. Di Bartolomeo, C. Pugnali, A. Tebano, G. Balestrino, S. Licoccia, La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} thin films for IT-SOFCs: Microstructure and transport properties, *J. Power Sources* 222 (2013) 10-14.
- [8] M. Lerch, H. Boyse, T. Hanse, high-temperature neutron scattering investigation of pure and doped lanthanum gallate, *J. Phys. Chem. Solids* 62 (2001) 445-455.
- [9] P. Datta, P. Majewski, F. Aldinger, Structural studied of Sr- and Mg-doped LaGaO₃, *J. Alloy Compd.* 438 (2007) 232-237.
- [10] E. Djurado, M. Labeu, Second phases in doped lanthanum gallate perovskites, *J. Eur. Ceram. Soc.* 18 (1998) 1397-1404.
- [11] S. Li, B. Bergman, Doping effect on secondary phases, microstructure and electrical conductivities of LaGaO₃ based perovskites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 29 (2009) 1139-1146.
- [12] F. Zheng, R. K. Bordia, L. R. Pederson, Phase constitution in Sr and Mg doped LaGaO₃ system, *Mater. Res. Bull.* 39 (2004) 141-155.
- [13] P. Majewski, M. Rozumek, F. Aldinger, Phase diagram studies in the systems La₂O₃-SrO-MgO-Ga₂O₃ at 1350-1400°C in air with emphasis on Sr and Mg substituted LaGaO₃, *J. Alloy Compd.* 329 (2001) 253-258.
- [14] B. Liu, Y. Zhang, La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} sintered by spark plasma sintering (SPS) for intermediate temperature SOFC electrolyte, *J. Alloy Compd.* 458 (2008) 383-389.
- [15] H. Borodianska, P. Badica, T. Uchikoshi, Y. Sakka, Q. Vasylykiv, Nanometric La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} ceramic prepared by low-pressure reactive spark-plasma-sintering *J. Alloy Compd.* 509 (2011) 2535-2539.
- [16] J. Zhang, E. J. Liang, X. H. Zhang, Rapid synthesis of La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} electrolyte by a CO₂ laser and its electric properties for intermediate temperature solid state oxide full cells, *J. Power Sources* 195 (2010) 6758-6763.
- [17] S. L. Reis, E. N. S. Muccillo, Ionic conductivity of chemically synthesized La_{0.9}Sr_{0.1}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-δ} solid electrolyte, *Adv. Mater. Res.* 975 (2014) 81-85.
- [18] M. P. Harmer, R. J. Brook, Fast firing-microstructural benefits, *J. Br. Ceram. Soc.* 80 (1981) 147-148.
- [19] H. Mostaghaci, R. J. Brook, Production of dense and fine grain size BaTiO₃ by fast firing, *Trans. J. Br. Ceram. Soc.* 82 (1983) 167-170.
- [20] D. H. Kim, C. H. Kim, Effect of heating rate on pore shrinkage in yttria-doped zirconia, *J. Am. Ceram. Soc.* 76 (1993) 1877-1878.
- [21] G. J. Pereira, R. H. R. Castro, D. Z. de Florio, E. N. S. Muccillo, D. Gouvea, Densification and electrical conductivity of fast fired manganese-doped ceria ceramics, *Mater. Lett.* 59 (2005) 1195-1199.
- [22] M. Lee, M. P. Borom, L. E. Szala, Rapid rate sintering of ceramics, US Patent 4490319, 1984.

- [23] S. L. Reis, E. N. S. Muccillo, Effect of attrition milling and calcination temperature on phase composition of strontium- and magnesium-doped lanthanum gallate, *Mater. Sci. Forum* 727-728 (2012) 516-521.
- [24] M. J. Mendelson, Average grain size in polycrystalline ceramics, *J. Am. Ceram. Soc.* **52** (1969) 443-446.
- [25] M. Kleitz, J. H. Kennedy, Resolution of multicomponents impedance diagrams. In: *Proc. Intern. Conf. Fast Ion Transport in Solids, Electrodes and Electrolytes*, ed. P. Vashishta, J. N. Mundy, G. K. Shenoy, North-Holland, Amsterdam, p. 1858, 1979.
- [26] K. Yamaji, T. Horita, M. Ishikawa, N. Sakai, H. Yokokawa, Chemical stability of the $\text{La}_{0.9}\text{Sr}_{0.1}\text{Ga}_{0.8}\text{Mg}_{0.2}\text{O}_{2.85}$ electrolyte in reducing atmosphere, *Solid State Ionics*, 121 (1999) 217-224.

INFLUENCE OF CALCINATION AND MILLING STEPS IN THE MICROSTRUCTURE AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF LSGM OBTAINED BY FAST FIRING

ABSTRACT

Strontium and magnesium-doped lanthanum gallate $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{Ga}_{1-y}\text{Mg}_y\text{O}_{3-\delta}$ (LSGM) is a promising solid electrolyte for using in solid oxide fuel cells, due to its high ionic conductivity at intermediate temperatures (600 – 800 °C) compared to yttria-stabilized zirconia (YSZ). In addition, LSGM has negligible electronic conductivity and high chemical stability over a broad range of oxygen partial pressures. In this work, the composition $\text{La}_{0.9}\text{Sr}_{0.1}\text{Ga}_{0.8}\text{Mg}_{0.2}\text{O}_{3-\delta}$ was prepared by solid state reactions from two routes and consolidated by fast firing. The following processing parameters were investigated: calcination temperature (1250 and 1350°C), and milling. Samples prepared with subsequent calcinations at 1250°C followed by milling have a relative density of 95% after sintering at 1500°C/5 min and lower average grain size (3.40 μm) compared to samples prepared with two calcinations at 1350°C with intermediate milling. The electrical conductivity of grains and grain boundaries of samples prepared with subsequent calcinations at 1250°C is higher than those prepared with two calcinations at 1350°C and sintered with the same profile.

Key-words: LSGM, fast firing, electric conductivity.