

PROPRIEDADES MECÂNICAS DO COMPOSTO CERÂMICO À BASE DE $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5\text{-LiF}^*$

Jheison Lopes dos Santos¹

Rubens Lincoln Santana Blazutti Marçal²

Sérgio Neves Monteiro³

Paulo Roberto Rodrigues de Jesus⁴

Maria Aparecida Pinheiro dos Santos⁵

Luís Henrique Leme Louro⁶

Resumo

Neste trabalho, pela primeira vez, o sistema cerâmico $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5\text{-LiF}$ teve suas propriedades mecânicas investigadas. Foram investigadas diferentes composições, em peso, para o composto $(\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5)\text{-}n\text{LiF}$, com n variando entre 0 e 1,50%, a três temperaturas de sinterização diferentes (1300, 1350 e 1400 °C). Como caracterização mecânica, avaliou-se a microdureza Vickers para todas as composições. A adição de LiF que apresentou os maiores valores de densificação teve seus módulos de Young e de cisalhamento, e as velocidades de ondas elásticas determinadas. Os resultados mostraram que todas as adições de LiF elevaram a microdureza do composto $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5$. Este fato pode estar relacionado com a densificação e fases obtidas após a sinterização. A adição de 0,5% de LiF ao composto cerâmico $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\% Nb}_2\text{O}_5$, promovendo maior densificação, quando sinterizado a 1300 °C obteve valores de propriedades elásticas comparáveis aos obtidos por $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5$ sem LiF, sinterizado a 1400 °C. Os resultados relevaram ainda uma coerente correlação entre dureza, módulo de elasticidade e densificação. Dessa forma, a adição de fluoreto de lítio ao sistema cerâmico alumina-nióbia possibilitou a redução em pelo menos 100 °C na temperatura de sinterização, com propriedades mecânicas comparáveis.

Palavras-chave: Al_2O_3 ; LiF; Propriedades Mecânicas; Dureza.

MECHANICAL PROPERTIES OF $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5\text{-LiF}$ BASED CERAMIC COMPOSITE

Abstract

In this work, for the first time, the ceramic system $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5\text{-LiF}$ had its mechanical properties investigated. Different compositions were investigated for the compound $(\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5)\text{-}n\text{LiF}$, with n ranging from 0 to 1.50wt.%, at three different sintering temperatures (1300, 1350 and 1400 °C). As mechanical characterization, Vickers microhardness was evaluated for all compositions. The addition of LiF that presented the highest values of densification had its Young and shear moduli, and the velocity of elastic waves determined. The results showed that all additions of LiF raised the microhardness of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5$ compound. This fact may be related to the densification and phases obtained after sintering. The addition of 0.5% of LiF to the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5$ ceramic compound, which promoted the highest densification, obtained values of elastic properties when sintered at 1300 °C comparable to those obtained by $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-4\%Nb}_2\text{O}_5$ without LiF, sintered at 1400 °C. The results also showed a consistent correlation between hardness, modulus of elasticity and densification. In this way, the addition of lithium fluoride to the alumina-niobium ceramic system allowed the reduction of at least 100°C in the sintering temperature, with comparable mechanical properties.

Keywords: Al_2O_3 ; LiF; Mechanical Properties; Hardness

* Contribuição técnica ao 72º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 17º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, parte integrante da ABM Week, realizada de 02 a 06 de outubro de 2017, São Paulo, SP, Brasil.

- ¹ *Doutor em Ciência dos Materiais, Pós-Doutorando, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ² *Doutor em Ciência dos Materiais, Pós-Doutorando, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ³ *Ph.D. em Engenharia de Materiais, Professor, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁴ *Mestre em Ciência dos Materiais, Professor, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁵ *Doutor em Engenharia dos Materiais, Pesquisadora, Instituto de Pesquisas da Marinha, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁶ *Ph.D. em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Professor, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os materiais cerâmicos são conhecidos por sua elevada dureza, considerável resistência à compressão, e resistentes ao desgaste em alta temperatura. Dentre as principais cerâmicas mais estudadas, estão a zircônia, a ítria, o carbetto de silício, o carbetto de boro, e a alumina [1-6]. O óxido de alumínio, ou alumina (Al_2O_3), um dos mais importantes cerâmicos de engenharia, no entanto, é frágil, pouco resistente à tração e possui baixa tenacidade [7-10]. Isto motiva o desenvolvimento de novas pesquisas para aumentar a empregabilidade deste material. Como exemplos, têm-se a introdução de reforços de segunda fase, aditivos de sinterização, tenacificação por transformação de fase, melhorando significativamente a resistência à fratura e outras propriedades de cerâmicas à base de alumina, bem como de outros compósitos cerâmicos [11-21].

Devido a sua alta resistência à compressão e dureza, a alumina também é utilizada como o primeiro componente em um sistema de blindagem multicamadas. Sua principal função é dissipar grande parte da energia do projétil, através da fragmentação de sua ponta, bem como da fragmentação da camada cerâmica [22-29].

Visando o aprimoramento do componente cerâmico à base de alumina, Gomes [24] buscou, entre outras coisas, reduzir a temperatura de sinterização da alumina. Para isto, adicionou diferentes frações de nióbia à alumina, utilizando diferentes temperaturas de sinterização. Seus resultados indicaram que a adição de 4% de Nb_2O_5 na alumina possibilitou a redução da temperatura de sinterização para 1450°C . Hassan e colaboradores [8] adicionaram frações menores de Nb_2O_5 (0,25%, 0,50% e 0,75%) à Al_2O_3 e utilizou temperaturas de sinterização de 1500°C e 1650°C . Para a maior temperatura, a adição de 0,25% já apresentou densificação superior a 90% do valor teórico. Entretanto, a temperatura utilizada é relativamente alta, considerando-se que o uso de aditivos de sinterização busca reduzir esta temperatura. Recentemente, Jesus [30] testou usar fluoreto de lítio (1%, 2% e 3% em peso) como aditivo no composto cerâmico Al_2O_3 -4% Nb_2O_5 para reduzir sua temperatura de sinterização. Foi observado que a adição de 1%, ainda não otimizada, permitiu uma boa densificação (da ordem de 90% da densidade teórica) na temperatura de sinterização de 1350°C . Santos [31] investigou, dentre outras coisas, uma variação ainda maior de adição de LiF, e otimizou a adição em 0,5% em peso, obtendo cerca de 90% da densificação teórica, reduzindo ainda mais a temperatura de sinterização para 1300°C .

O presente trabalho investigou propriedades mecânicas do composto cerâmico Al_2O_3 - Nb_2O_5 -LiF. Os valores de microdureza foram medidos para as adições, em peso, de 0,25%, 0,5%, 0,75%, 1,0%, 1,25% e 1,5% de LiF. Posteriormente, as propriedades elásticas e velocidades de onda foram determinadas para a adição de LiF que apresentou melhor desempenho nos valores de dureza e de densificação. Os resultados obtidos foram discutidos e comparados com a literatura.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Processamento cerâmico

Os pós de alumina (Treibacher Scheifmittel), niobia (CBMM) e fluoreto de lítio (Vetec), de elevada pureza (superiores a 98,5%), foram misturados com o ligante orgânico polietileno glicol (PEG) 400 (Vetec), para conferir maior resistência mecânica do corpo

cerâmico a verde. A moagem foi feita em meio úmido (água ultrapura), com a mistura cerâmica precursora (94,53% de alumina e 3,94% de nióbia) e o ligante orgânico (1,53%), utilizando diferentes tamanhos de bolas de alumina como elemento de moagem por 8 horas. Depois disso, o pó úmido foi seco a 70 °C durante cerca de 48 h, sendo então macerado e desaglomerado em almofariz cerâmico e pilão. A seguir, o pó seco foi peneirado por uma de abertura de 0,255 mm. Então, após a preparação da mistura inicial de referência, foram seguidas as adições das diferentes frações de LiF definido anteriormente, reproduzindo os mesmos passos de processamento executados. Para a conformação dos corpos de prova, utilizou-se a prensagem uniaxial a frio com matriz flutuante, com tensão de compactação de 50 MPa em duas matrizes metálicas circulares: uma maior, com 57 mm de diâmetro interno e 60 g de material, e outra matriz menor, com 20 mm de diâmetro e 5 g de material. A matriz maior foi utilizada para confeccionar os corpos de prova para a medida de propriedades elásticas, e a matriz menor para produzir as amostras para o ensaio de microdureza Vickers. A sinterização das amostras foi realizada num modelo de forno FE-1700, da marca INTI, com o ciclo térmico adotado na sinterização descrito a seguir:

- 1) Aquecimento de 25 °C a 158 °C à razão de 1 °C/min;
- 2) Plantio de aquecimento de 158 °C durante 1 h;
- 3) Aquecimento de 158 °C a 375 °C à razão de 1 °C/min;
- 4) Aquecimento de 375 °C a 1000 °C à razão de 8 °C/min;
- 5) Patamar de aquecimento de 1000 °C durante 1 h;
- 6) Aquecimento a partir de 1000 °C até à temperatura final de sinterização (1300 °C, 1350 °C, ou 1400 °C) à razão de 5 °C/min;
- 7) Patamar de sinterização à temperatura de sinterização final (1300 °C, 1350 °C, ou 1400 °C) durante 3h.
- 8) Arrefecimento a uma taxa de 3 °C/min até 700 °C, quando o forno foi desligado e arrefecido por sua própria inércia.

Descrever brevemente os equipamentos e os procedimentos utilizados, assim como a literatura e os métodos estatísticos empregados, quando for o caso.

2.2 Caracterizações

2.2.1 Microdureza Vickers

O ensaio de dureza, com base na norma ASTM C1327-03, foi realizado no CEPEL (Centro de Pesquisas em Engenharia Elétrica), utilizando o microdurômetro Buehler MICROMET 5104. As amostras foram lixadas com discos de diamantes de 45 e 18 µm, sendo posteriormente polidas com pasta de diamante nas granulometrias de 9, 6, 3, 1 e 0,25 µm. Foi aplicada uma carga de 1 kgf, com tempo de aplicação de carga de 15 s

2.2.2 Propriedades Elásticas

As propriedades elásticas foram medidas por meio da técnica de excitação por impulsos, utilizando o equipamento Sonelastic® da ATCP Engenharia, no Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM). Esta técnica consiste em aplicar uma leve excitação mecânica no corpo de prova, que vibra devido às suas frequências naturais e emite um sinal sonoro característico. Tais frequências de vibração permitem determinar o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson.

Através das relações propostas por Meyers [32] e Asmani *et al.* [33], como mostram as Equações 1–6, foi possível obter os valores das propriedades elásticas, as velocidades das ondas de superfície de Rayleigh e as velocidades das ondas elásticas longitudinais unidimensionais das amostras.

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (1)$$

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (2)$$

$$C_L = \left(\frac{\lambda + 2G}{\rho} \right)^{1/2} \quad (\text{Erro! Nenhum texto com o estilo especificado foi encontrado no documento.})$$

$$C_S = \left(\frac{G}{\rho} \right)^{1/2} \quad (4)$$

$$C_R = \left(\frac{0,862 + 1,14\nu}{1+\nu} \right) C_S \quad (5)$$

$$C_0 = \left(\frac{E}{\rho} \right)^{1/2} \quad (6)$$

onde, G é o módulo de cisalhamento, λ é a constante de Lamé, E é o módulo de elasticidade, ν é o coeficiente de Poisson, C_L é a velocidade das ondas longitudinais, C_S é a velocidade das ondas cisalhantes, C_R é a velocidade das ondas de superfície de Rayleigh e C_0 é a velocidade da onda elástica no material. A densidade utilizada para a determinação das velocidades das ondas foi aquela determinada previamente no ensaio de Arquimedes.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microdureza Vickers

Os valores de microdureza Vickers estão apresentados no gráfico da Figura 1. As diferentes concentrações de fluoreto de lítio resultaram em valores de dureza superiores aos do sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5$ sem o aditivo para as três temperaturas estudadas. É possível ainda verificar a tendência da adição de 0,5% de LiF resultar nos maiores valores de dureza. Essa composição, sinterizada a 1350 °C, apresentou dureza comparável às durezas obtidas em outros trabalhos, utilizando apenas 4% de Nb_2O_5 [24,27,28] e 0,25% de Nb_2O_5 [8], sinterizadas a 1450 °C e 1650 °C, respectivamente. Além da densificação obtida [31], estes resultados estão relacionados com interação $\text{Nb}_2\text{O}_5\text{-LiF}$, representada pelas fases LiNbO_3 e $\text{Nb}_3\text{O}_7\text{F}$ identificadas por difração de raios-X [31].

Portanto, foi observado que a adição do LiF ao sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5$ melhorou significativamente a dureza do composto cerâmico, resultado que contribui para a potencial aplicação balística em sistema de blindagem multicamada.

Devido aos valores de densificação e dureza obtidos para a adição em peso de 0,5% de LiF, esta foi a composição otimizada, tendo suas propriedades elásticas comparadas ao do material de referência $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5$.

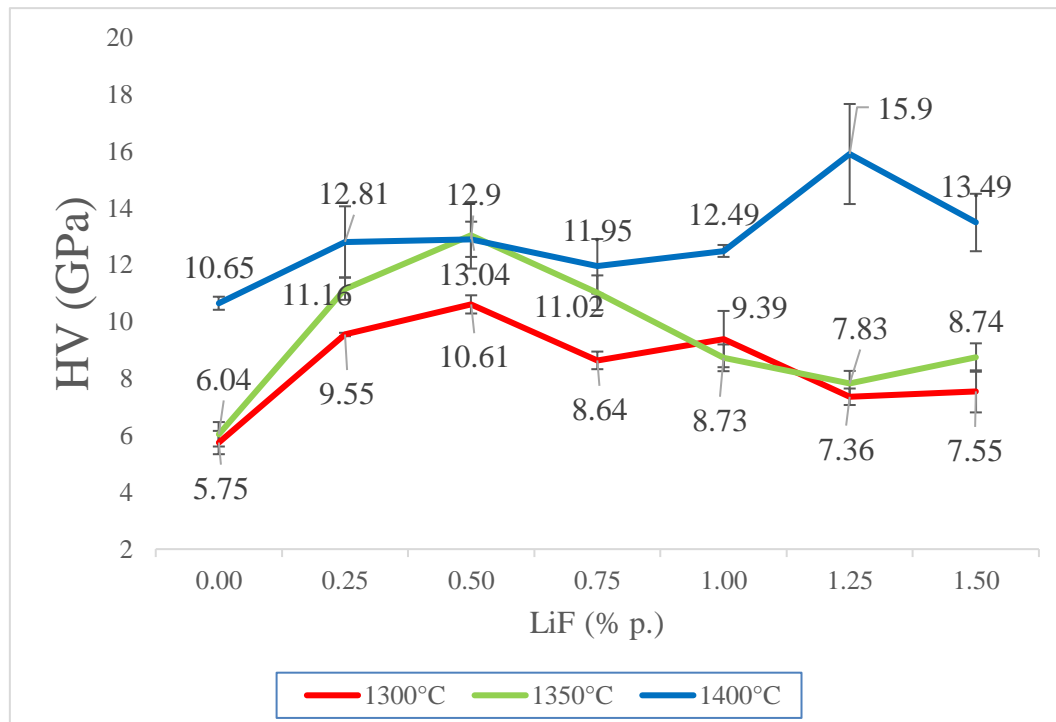


Figura 1. Microdureza Vickers em função da adição de LiF e da temperatura de sinterização.

3.2 Propriedades Elásticas

A Tabela 1 apresenta as propriedades elásticas das amostras sinterizadas. Na temperatura de 1300 °C, as amostras com adição de LiF obtiveram módulos de elasticidade e de cisalhamento comparáveis aos obtidos por Gomes [24,27], sem adição de fluoreto de lítio na temperatura de sinterização de 1400 °C, com discrepância relativa de aproximadamente 5%.

As amostras contendo LiF sinterizadas a 1350 °C obtiveram módulos de elasticidade e de cisalhamento comparáveis aos obtidos em trabalhos anteriores [24,27,28] sem a adição de fluoreto de lítio e temperatura de sinterização de 1450 °C. Isto indica que a adição de 0,5% de LiF permitiu a redução a 100 °C na temperatura de sinterização, sem provocar uma redução significativa das propriedades elásticas.

Também é possível observar que as amostras sinterizadas a 1400 °C apresentaram os maiores valores, e o módulo de elasticidade foi comparável ao obtido com a adição de 1% de LiF à mesma temperatura por Jesus [31].

Tabela 1. Propriedades Elásticas da composição otimizada.

Amostras	E (GPa)	G (GPa)	ν	λ (GPa)
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1300°C	232,935 ± 5,052	93,90 ± 2,08	0,24	86,90 ± 1,59
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1350°C	265,414 ± 4,630	106,99 ± 1,89	0,24	99,03 ± 1,61
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1400°C	289,754 ± 4,908	116,81 ± 1,99	0,24	108,11 ± 1,87
Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅ a 1400°C	257,010 ± 20,093	103,61 ± 8,13	0,24	95,87 ± 7,22

O gráfico da Figura 2 mostra o comportamento do módulo de elasticidade em função da densificação dos corpos de prova utilizados. As amostras de maior densificação

também apresentaram os maiores valores de módulo de Young. Para aplicação em blindagens balísticas, o módulo de elasticidade é de alta relevância, pois eleva a impedância de choque, colaborando para o desempenho balístico [32,33].

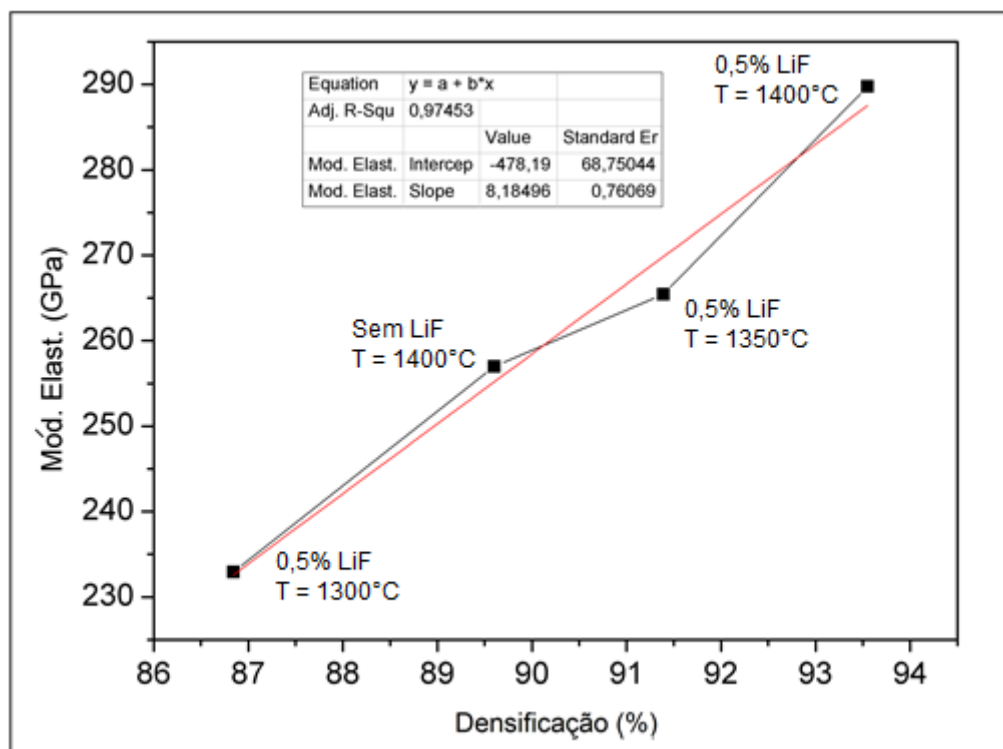


Figura 2. Variação do módulo de elasticidade em função da densificação.

A partir das propriedades elásticas, as velocidades das ondas elásticas das amostras puderam ser determinadas. A Tabela 2 apresenta as velocidades de ondas elásticas atuando nas amostras utilizadas no ensaio balístico.

Os valores de C_0 para amostras com 0,5% de LiF sinterizadas à temperatura de 1300°C, e aquelas sem o aditivo e sinterizadas a 1400°C, exibiram uma discrepância relativa percentual da ordem de 3%. Essa pequena redução é plenamente recompensada pela significativa redução na temperatura de sinterização (100°C), em termos de desempenho e custo.

Tabela 2. Propriedades Elásticas dos corpos de prova ensaiados balisticamente

Amostras	C_0 (km/s)	C_R (km/s)	C_L (km/s)	C_S (km/s)
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1300°C	8,19 ± 0,09	7,16 ± 0,08	8,90 ± 0,10	5,20 ± 0,06
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1350°C	8,52 ± 0,09	7,44 ± 0,07	9,26 ± 0,08	5,41 ± 0,05
[Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅]- 0,5%LiF a 1400°C	8,81 ± 0,07	7,69 ± 0,06	9,57 ± 0,08	5,59 ± 0,05
Al ₂ O ₃ -4%Nb ₂ O ₅ a 1400°C	8,47 ± 0,22	7,40 ± 0,19	9,20 ± 0,24	5,38 ± 0,14

O gráfico da Figura 3 apresenta uma comparação entre os valores de dureza e módulo de elasticidade obtidos e a densificação das amostras sem LiF e com 0,5% deste aditivo, nas três temperaturas estudadas. Nota-se uma correlação entre estas propriedades, como esperado.

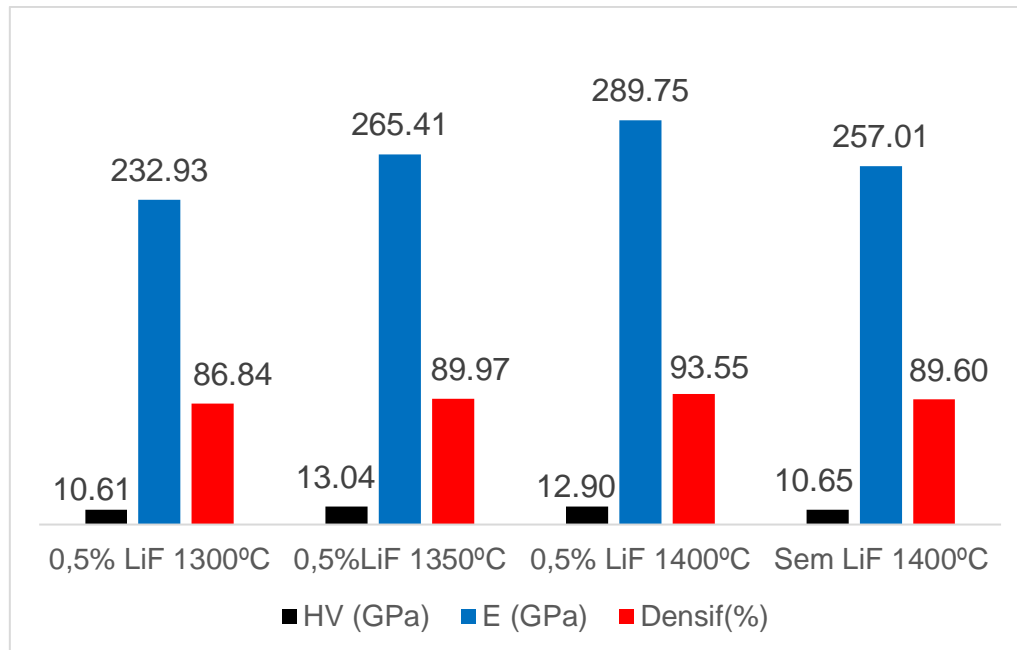


Figura 3. Gráfico comparativo entre a microdureza Vickers, o módulo de elasticidade e a densificação.

Assim, de acordo com os resultados obtidos, a adição de LiF, mais especificamente a fração de 0,5% em peso, possibilitou a redução da temperatura de sinterização para 1300 °C sem perdas significativas de suas propriedades, além da redução do custo da confecção deste material. Logo, em termos de redução de custo, há uma grande economia na potencial confecção de uma blindagem usando este composto cerâmico otimizado neste trabalho.

4 CONCLUSÕES

Neste trabalho, um novo sistema cerâmico teve, pela primeira vez, suas propriedades mecânicas investigadas e discutidas. Inicialmente foi investigada sua dureza e, relacionando-a com a densificação e fases obtidas, otimizou-se a adição de LiF mais satisfatória para as temperaturas investigadas. Dessa forma, pode-se concluir que:

- 1) A adição de fluoreto de lítio ao sistema alumina-nióbia foi benéfica para as propriedades mecânicas, comparadas à mesma temperatura.
- 2) A adição de 0,5% de LiF ao sistema cerâmico Al_2O_3 -4% Nb_2O_5 , foi aquela em que observou-se a tendência dos maiores valores de microdureza Vickers nas temperaturas de sinterização de 1300 °C, 1350 °C e 1400 °C.
- 3) A composição contendo 0,5% de LiF, sinterizada a 1350 °C, apresentou valores de dureza comparável aos obtidos em outros trabalhos, utilizando apenas 4% de Nb_2O_5 [24,27,28] e 0,25% de Nb_2O_5 [8], sinterizadas a 1450 °C e 1650 °C, respectivamente, permitindo uma significativa redução na temperatura de sinterização
- 4) Os resultados obtidos das propriedades elásticas da composição cerâmica com LiF sinterizada em diferentes temperaturas revelaram ser possível reduzir em até 100 °C a temperatura de sinterização, sem haver redução significativa nas propriedades elásticas obtidas em relação às composições cerâmicas de trabalhos anteriores [24,27,28].
- 5) Estas significativas melhorias podem estar relacionadas com a interação entre Nb_2O_5 e LiF, representada pelas fases $\text{Nb}_3\text{O}_7\text{F}$ e LiNbO_3 [31].

6) Foi possível observar uma correlação direta entre a densificação das amostras e seus valores de dureza e de módulo de elasticidade.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer à CAPES pelo financiamento, ao CEPEL (Centro de Pesquisas em Engenharia Elétrica) pelo ensaio de microdureza Vickers, e ao IPqM (Instituto de Pesquisas da Marinha) pela medição das propriedades elásticas.

REFERÊNCIAS

- 1 Aragon-Duarte MC, Nevarez-Rascon A, Esparza-Ponce HE, et al. Nanomechanical properties of zirconia- yttria and alumina zirconia-yttria biomedical ceramics, subjected to low temperature aging. *Ceramics International*. 2017;43:3931-3939.
- 2 Guo W-M, Zhang Z-L, Li, J-X, et al. Improvement of densification and mechanical properties of Al₂O₃-B₄C ceramics. *Ceramics International*. 2016;42:11486-11489.
- 3 Maity A, Kayal N, Chakrabarti O. Mechanical behaviour of reaction processed SiC ceramics from artificial precursor from plant. *Ceramics International*. 2016;42:10058-10065.
- 4 Li B, Xu Y, Zhang S. The size-effect of Al₂O₃ on the sinterability, microstructure and properties of glass-alumina composites. *Glass Physics and Chemistry*. 2015;41:503-508.
- 5 Lu Z, Jiang D, Zhang J, et al. ZrB₂-SiC laminated ceramic composites. *Journal of the European Ceramic Society*. 2012;32:1435-1439.
- 6 Zhang X-Y, Wu J-M, Yang J-L. Pore morphology designs of porous Si₃N₄-based ceramics using Si₃N₄ and Al₂O₃ poly-hollow microspheres as pore-forming agents. *Materials Letters*. 2015;144:39-42
- 7 Zang W, Guo F, Liu J, et al. Lightweight alumina based fibrous ceramics with different high temperature binder. *Ceramics International*. 2016;42:10310-10316.
- 8 Hassan AM, Awaad, M, Bondioli F, Densification Behavior and Mechanical Properties of Niobium-Oxide-Doped Alumina Ceramics. *Journal of Ceramic Science and Technology*. 2014;5:51-56.
- 9 Liu Y, Min F, Zhu J, Zhang M. Effect of nanometer Al₂O₃ powder on microstructure and properties of alumina ceramics by microwave sintering. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;546:328-331.
- 10 Zhu B, Zhu Y, Li X, Zhao F. Effect of ceramic bonding phases on the thermo-mechanical properties of Al₂O₃-C refractories. *Ceramics International*. 2013;39:6069-6076.
- 11 Zawrah, MF. Khattab RM. Girgis LG, et al. Effect of CTAB as a foaming agent on the properties of alumina ceramic membranes. *Ceramics International*. 2014;40:5299-5305.
- 12 Nevarez-Rascon A, González-Lopez A, Acosta-Torres LS, Nevarez-Rascon MM, Orrantia-Borunda E. Synthesis, biocompatibility and mechanical properties of ZrO₂-Al₂O₃ ceramics composites. *Dental Materials Journal*. 2016; 35: 392-398.
- 13 Ai YL, N Jiang, He F, Liang BL, He W. Mechanical properties of La₂O₃ and Nb₂O₅ doped Al₂O₃ ceramics prepared by microwave sintering. *Key Engineering Materials*. 2013; 544: 281-285.
- 14 Lima ES, Santos APO, Itaboray LM, Santos C, Cabral, RF. Development and Characterization of the Al₂O₃-YAG Ceramic Composites. *Materials Science Forum*. 2014;798-799: 383-385.
- 15 Liu H, Liu H, Huang C, Zou B, Chai Y. Effects of MgO and Y₂O₃ on the microstructure and mechanical properties of Al₂O₃ ceramics. *Key Engineering Materials*. 2013;589-590:572-577.
- 16 Zhang HX, Zhao CZ, Hong CQ. Aligned and porous alumina ceramics prepared by camphene-based freeze-casting route: microstructure and properties. *Materials Research Innovations*. 2015; 19: S34-S38.

- 17 Fan J, Lin T, Hu F, Yu Y, Ibrahim M, Zheng R, Huang S, Ma J. Effect of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of zirconia-toughened alumina machinable dental ceramics. *Ceramics International*. 2017;43:3647-3653.
- 18 Rittidech A, Somrit R, Tunkasiri T. Effect of adding Y₂O₃ on structural and mechanical properties of Al₂O₃-ZrO₂ ceramics. *Ceramics International*. 2013;39:S433-S436.
- 19 Fan K, Pastor JY, Ruiz-Hervias J, et al. Determination of mechanical properties of Al₂O₃/Y-TZP ceramic composites: Influence of testing method and residual stresses. *Ceramics International*. 2016;42:18700-18710.
- 20 Ivashutenko AS, Kabyshev AV, Martyushev NV, Vidayev IG. Investigation of the Properties of Alumina-Zirconia Ceramics. *High Technology: Research and Applications*. Ed. Anna Bodgan and Nikita Martyushev. 2014;1040:245-249.
- 21 Ohji T, Fukushima M. Macro-porous ceramics: processing and properties. *International Materials Reviews*. 2012; 57: 115-131.
- 22 James B. Practical issues in ceramic armor design. *Ceramic Armor Material by Design*. 2002; 134: 23-31.
- 23 Yadav S, Ravichandran G. Penetration Resistance of Laminated Ceramic/Polymer Structures. *International Journal of Impact Engineering*. 2003; 28: 557-574.
- 24 Gomes AV. Comportamento balística da alumina com adição de nióbia e variação da geometria do alvo. Tese de doutorado – IME. Rio de Janeiro. 2004.
- 25 Medvedovski E. Lightweight Ceramic Composite Armour System. *Advances in Applied Ceramics*. 2006; 105: 241–245.
- 26 Trindade W. Influência da Geometria e da Microestrutura no Comportamento Dinâmico da Alumina Aditivada com Nióbia. Tese de doutorado – IME. Rio de Janeiro, 2012.
- 27 Chagas CFMC. Minimização do Efeito de Aresta em Blindagem Cerâmica à Base de Alumina. Tese de doutorado – IME. Rio de Janeiro, 2014.
- 28 Monteiro SN, Lima Jr EP, Louro LHL, Da Silva LC, Drelich JW. Unlocking Function of Aramid Fibers in Multilayered Ballistic Armor. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014; 46A: 37-40.
- 29 Serjouei A, Chi R, Zhang Z, Sridhar I. Experimental Validation of BLV Model on Bi-Layer Ceramic-Metal Armor. *International Journal of Impact Engineering*. 2015; 77: 30-41.
- 30 Jesus PRR. Efeito da adição do fluoreto de lítio na densificação da alumina aditivada com 4% em peso de nióbia. Dissertação de mestrado – IME. Rio de Janeiro, 2016.
- 31 Santos JL. Comportamento balístico de componente cerâmico à base de Al₂O₃-Nb₂O₅-LiF em blindagem multicamada. Tese de doutorado – IME. Rio de Janeiro, 2016.
- 32 Meyers MA. *Dynamic Behavior of Materials*. New York: John Wiley & Sons, 1994.
- 33 Asmani M, Kermel C, Leriche A, Ourak M. Influence of porosity on young's modulus and poisson's ratio in alumina ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*. 2001; 21: 1081-1086..