

ẢNH HƯỞNG CỦA SnO_2 ĐẾN KHẢ NĂNG LƯU TRỮ NĂNG LƯỢNG CỦA GỐM $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$

Hoàng Thị Sang^{1,2}, Nguyễn Thị Huệ^{1,3}, Lê Văn Hoàn^{1,3}, Mai Kim Ngọc^{1,4},

Nguyễn Ngọc Thanh^{1,5}, Nguyễn Trường Thọ^{1*}

¹ Khoa Vật lý, Trường Đại học Khoa học, Đại học Huế

² Trường THPT chuyên Nguyễn Tất Thành, TP. Kontum, Kontum

³ Trường THPT Trường Chinh, Chư Sê, Gia Lai

⁴ Trường THPT Phan Bội Châu, Pleiku, Gia Lai

⁵ Trường THPT Chu Văn An, Krông Pa, Gia Lai

*Email: ntthokh@hueuni.edu.vn

Ngày nhận bài: 16/9/2020; ngày hoàn thành phản biện: 20/9/2020; ngày duyệt đăng: 22/9/2020

TÓM TẮT

Trong nghiên cứu này, hệ gốm $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ (BNKTS) với nồng độ SnO_2 được thay đổi ở $0,0 \div 0,04$ M đã được chế tạo bằng phương pháp phản ứng pha rắn truyền thống. Để khảo sát đặc tính lưu trữ năng lượng của hệ gốm BNKTS, nồng độ pha tạp SnO_2 được thay đổi ở $0,0 \div 0,04$ M và được nung ở nhiệt độ thiêu kết cố định 1100°C . Kết quả cho thấy, với nồng độ SnO_2 0,02 M, hệ gốm đã cải tiến được tính chất điện môi, trạng thái relaxor, giảm tiêu hao năng lượng cũng như tối ưu hóa hiệu suất lưu trữ năng lượng. Mật độ lưu trữ năng lượng và hiệu suất của gốm BNKTS với SnO_2 0,02M là $0,41 \text{ J} / \text{cm}^3$ và 59,1%. Các kết quả này của gốm BNKTS đã cho thấy khả năng ứng dụng việc lưu trữ năng lượng trong tương lai.

Từ khóa: BNKTS, hệ gốm không chì, lưu trữ năng lượng, sắt điện.

1. MỞ ĐẦU

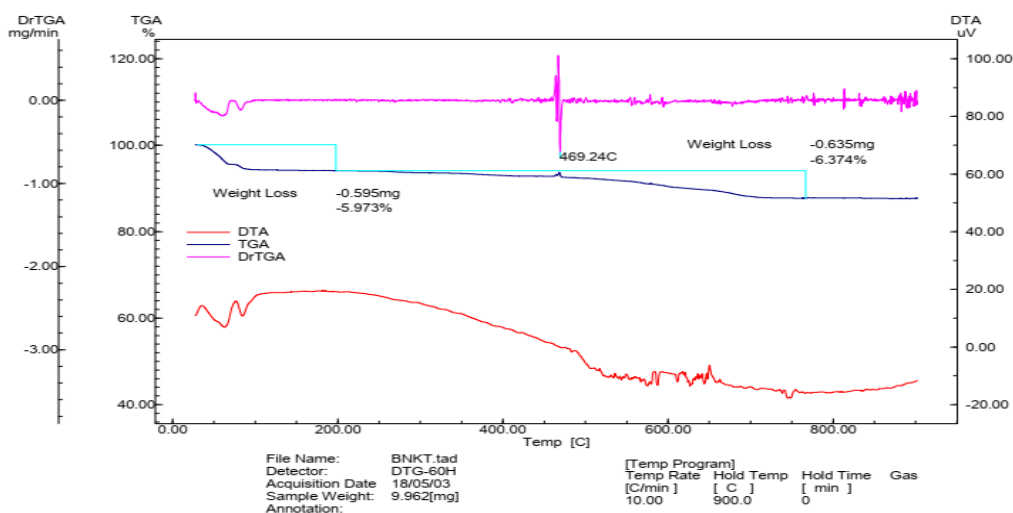
Trong những năm gần đây, gốm áp điện không chì đã dẫn đến việc phát hiện ra nhiều loại gốm tiên tiến với các đặc tính vật lý tuyệt vời [1-7]. Gốm điện môi được sử dụng rộng rãi trong các tụ điện lưu trữ năng lượng do mật độ công suất lớn và tốc độ sạc / xả nhanh [8]; Hệ gốm sắt điện trên cơ sở $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}\text{TiO}_3$ (BNKT) có đặc điểm là độ chênh lệch giữa độ phân cực dư P_r và độ phân cực tự phát P_s lớn, $|P_r - P_s|$ lớn. Do đó, đây là loại vật liệu có tiềm năng trong việc cải tiến mật độ lưu trữ năng

lượng nếu tồn tại trường cường bức E_c lớn. Mặc dù có những ưu điểm về khả năng lưu trữ năng lượng của hệ gốm BNKTS, tuy nhiên việc tiếp tục hạ nhiệt độ thiêu kết và nâng cao khả năng lưu trữ năng lượng của các hệ gốm trên cơ sở BNKT vẫn có thể cải tiến thông qua việc pha tạp một số tạp chất.

Trong nghiên cứu này, chúng tôi đã tiến hành khảo sát Sn⁴⁺ như một ion pha tạp vào vị trí của ion Ti⁴⁺ trong hệ gốm BNKT, do bán kính ion của Sn⁴⁺ (0,069 nm) xấp xỉ bán kính của ion Ti⁴⁺ (0,0605 nm). Khi các ion Sn⁴⁺ chiếm vị trí của các ion Ti⁴⁺ ở biên pha hình thái học Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}TiO₃ (BNKT), hệ số xếp chặt Goldschmidt trong BNKT pha tạp với Sn⁴⁺ sẽ giảm. Với hệ số xếp chặt của gốm BNKT là 0,868, điều này có thể được suy luận rằng giá trị của mômen lưỡng cực sẽ được tăng lên do đó tính chất áp điện của BNKT pha tạp với ion Sn⁴⁺ được cải tiến. [9, 10] Mặt khác, sự tồn tại của pha lỏng Sn-Bi ở nhiệt độ eutectic 170°C, nhiệt độ thiêu kết của gốm BNKT pha tạp chất Sn⁴⁺ được trông đợi sẽ giảm xuống và khắc phục phần nào sự bay hơi của các ion Bi³⁺, Na⁺ và K⁺. [11-16] Quá trình thiêu kết pha lỏng với các oxit có điểm nóng chảy thấp có thể được sử dụng để giảm nhiệt độ thiêu kết và cải thiện tính chất điện của gốm BNKT [17-19]. Do đó, sự tổng hợp gốm không chì Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}TiO₃ (BNKT) pha thêm SnO₂ bằng phương pháp phản ứng pha rắn được trông đợi có thể cải tiến tính chất lưu trữ năng lượng của hệ gốm BNKT.

2. THÍ NGHIỆM

Quy trình phản ứng pha rắn thông thường đã được sử dụng để điều chế gốm Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ (BNKTS) ($x = 0,0, 0,01, 0,02, 0,03$ và $0,04$). Vật liệu ban đầu gồm Bi₂O₃ (Merck, $\geq 99,5\%$), TiO₂ (Merck, $\geq 99,5\%$), Na₂CO₃ (Merck, $\geq 99,5\%$), K₂CO₃ (Merck, $\geq 99,5\%$) và SnO₂ (Merck, $\geq 99,5\%$) được cân và sau đó được nghiền qua xử lý siêu âm với công suất điện 100 W và tần số cố định 28 kHz trong ethanol trong 1 giờ.



Hình 1. Giàn đồ phân tích nhiệt gia trọng và vi sai TGA-DTA của vật liệu

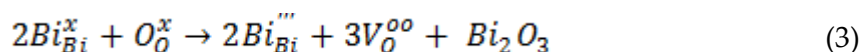
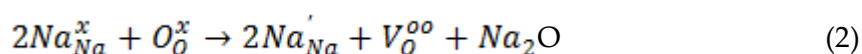
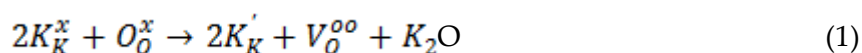
Để xác định nhiệt độ nung BNKTS, chúng tôi đã khảo sát dữ liệu phân tích nhiệt trọng lượng (TGA) và phân tích nhiệt vi sai (DTA) của bột BNKTS, như trong Hình 1. Theo đó, đường cong TGA của hỗn hợp bột cho thấy tổng khối lượng giảm theo nhiệt độ. Khi nhiệt độ dưới 200°C, đỉnh hấp thụ nhiệt xuất hiện ở 87°C, tương ứng với sự bay hơi của nước và dung môi. Khối lượng của bột mất đi tương ứng khoảng 5,97%. Trong vùng tiếp theo, tại 469,2°C xuất hiện một tác động tỏa nhiệt với trọng lượng giảm 6,37%. Điều này là do sự bay hơi của Na_2CO_3 , K_2CO_3 và Bi_2O_3 . Sự hình thành BNKTS được hoàn thành ở khoảng 745°C.

Trong thực tế việc sử dụng nhiệt độ nung sơ bộ 745°C và giữ trong 2 giờ sẽ không cho mẫu có các tính chất không như mong muốn. Vấn đề này có thể do khi phân tích DTA và TGA, nhiệt độ được tăng đều với tốc độ 10°C/phút và không có thời gian lưu nhiệt, vì vậy với một khối lượng mẫu nhỏ, trong thời gian này phản ứng tạo pha đã xảy ra. Tuy nhiên đối với khối lượng mẫu lớn, với nhiệt độ nung sơ bộ 745°C trong thời gian 2 giờ là không đủ để phản ứng tạo pha rắn xảy ra hoàn toàn. Để có mẫu gốm với chất lượng tốt thường chọn nhiệt độ nung sơ bộ là 850°C và lưu trong 2 giờ.

Các tính chất khác của mẫu đã được nghiên cứu bằng các phương pháp phân tích khác nhau. Phân tích nhiễu xạ tia X (XRD) (Rigaku RINT 2000) được thực hiện ở nhiệt độ phòng để xác định cấu trúc của mẫu. Phân tích kính hiển vi điện tử quét (SEM) dùng để khảo sát hình thái học bề mặt của gốm. Việc phân tích cấu trúc được thực hiện bằng phương pháp sàng lọc Rietveld. Tính chất sắt điện được khảo sát bằng phương pháp Sawyer-Tower. Tính chất điện môi của các mẫu được đo bằng cách phân tích sự phụ thuộc vào nhiệt độ của điện dung và góc pha (HIOKI 3532).

3. KẾT QUẢ VÀ THẢO LUẬN

Bảng 1 cho thấy sự thay đổi tỷ trọng của các mẫu gốm $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{0.96}\text{Sn}_{0.04})\text{O}_3$ ở các nhiệt độ thiêu kết khác nhau. Khi tăng nhiệt độ thiêu kết từ 1000° C lên 1200° C, khối lượng riêng của mẫu tăng từ 4,89 lên 5,88 g/cm³, đạt giá trị cao nhất là 5,88 g/cm³ (tỷ trọng tương đối: 96,7% giá trị lý thuyết) tại 1100° C, sau đó nó đã giảm xuống. Sự thay đổi trong đặc tính đông đặc của gốm trong quá trình thiêu kết có thể được giải thích bởi khuyết tật hóa học và việc tạo ra các lỗ trống oxy [20]. Như chúng ta đã biết, Na^+ , K^+ và Bi^{3+} dễ bay hơi trong quá trình thiêu kết tại nhiệt độ cao. Sự bay hơi của các ion này tạo ra các lỗ trống oxy trong gốm theo phương trình Kroger-Vink như sau [21]:

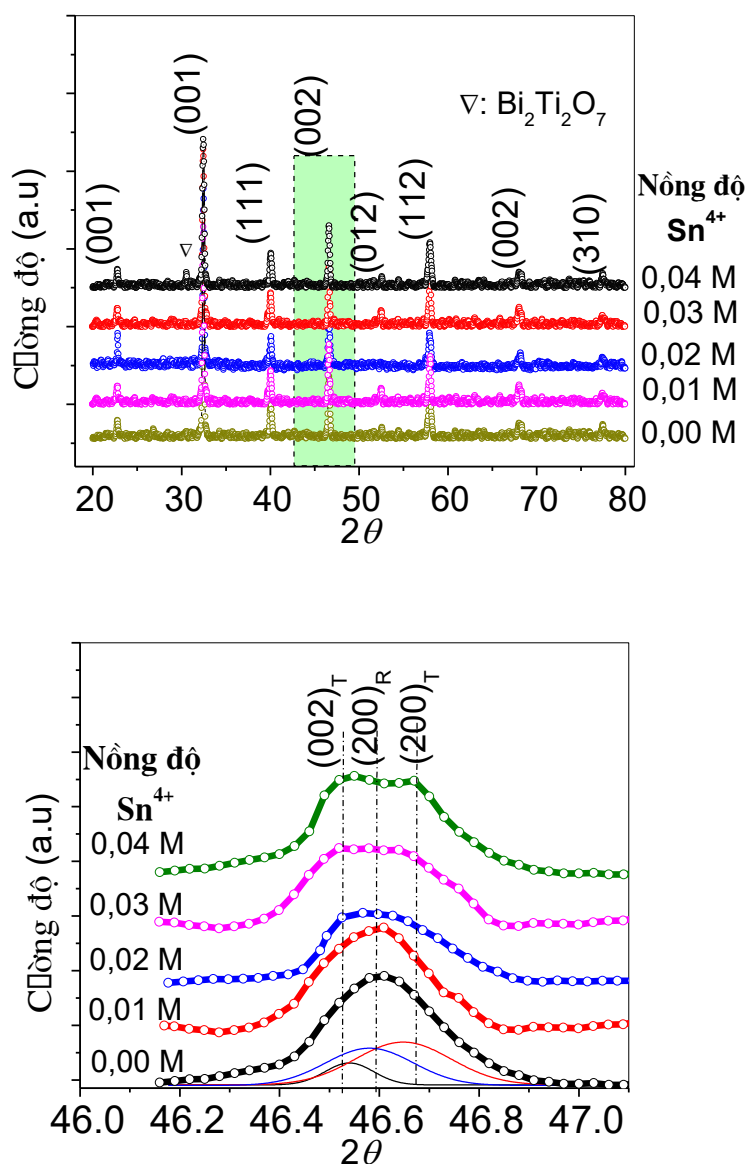


Bảng 1. Mật độ khối lượng, tỷ trọng, hệ số đông đặc và độ co ngót phụ thuộc vào nhiệt độ thiêu kết của gốm Bi_{0.5}(Na_{0.8}K_{0.2})_{0.5}(Ti_{0.96}Sn_{0.04})O₃

Nhiệt độ thiêu kết (°C)	Mật độ khối lượng (g/cm ³)	Tỷ trọng (%)	Hệ số đông đặc	Độ co ngót (%)
1000	4,89	80,4	0,56	10,83
1050	5,34	87,8	0,72	13,33
1100	5,88	96,7	0,93	14,67
1150	5,78	95,1	0,89	14,83
1200	5,71	93,9	0,86	14,75

Nói cách khác, sự hiện diện của các lỗ trống oxy trong vật liệu là kết quả của việc giảm khối lượng lớn trong quá trình thiêu kết gốm sứ. Ở nhiệt độ thấp hơn, số lượng lỗ trống oxy là nhỏ và khả năng khuếch tán của các nguyên tử cũng thấp. Do đó, mật độ thấp hơn của gốm Bi_{0.5}(Na_{0.8}K_{0.2})_{0.5}(Ti_{0.96}Sn_{0.04})O₃ được thiêu kết ở 1000 và 1050° C được cho là do sự khuếch tán của các ion thành phần của gốm kém, hay nói cách khác là nhiệt độ nung thiêu kết chưa đủ lớn. Ngược lại, mật độ khối lượng lại giảm tại nhiệt độ nung thiêu kết là 1150 và 1200° C có thể được cho là do sự bay hơi của oxit kim loại kiềm như các phương trình 1, 2 và 3. Vì vậy, trong nghiên cứu này, chúng tôi lựa chọn nhiệt độ nung thiêu kết là 1100°C cho các hệ gốm Bi_{0.5}(Na_{0.8}K_{0.2})_{0.5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃.

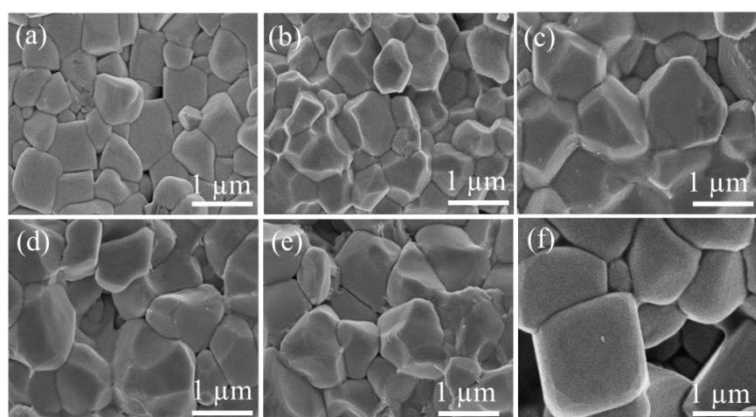
Hình 2 là giản đồ nhiễu xạ tia X của gốm BNKT với các nồng độ SnO₂ khác nhau được nung thiêu kết ở 1100°C trong 2 giờ, được chụp từ máy nhiễu xạ D8 Advance tại Viện khoa học vật liệu – Viện Hàn Lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam. Sự hình thành pha perovskite ABO₃ đã được xác định trong tất cả các mẫu. Sự không xuất hiện pha thứ cấp nào cho thấy SnO₂ đã thâm nhập hoàn toàn vào mạng tinh thể BNKT hoặc nồng độ của SnO₂ ở các biên hạt là rất thấp. Lee và cộng sự đã chứng minh rằng khi hàm lượng SnO₂ vượt quá 0,05M thì pha thứ cấp mới được hình thành do vượt quá giới hạn hòa tan của Sn⁴⁺ trong BNKT [22]. Để minh họa ảnh hưởng của SnO₂ đến các đặc tính cấu trúc của gốm BNKT, hình ảnh phóng đại của các đỉnh trong vùng từ 46° đến 47° được hiển thị trong Hình 2 (b).



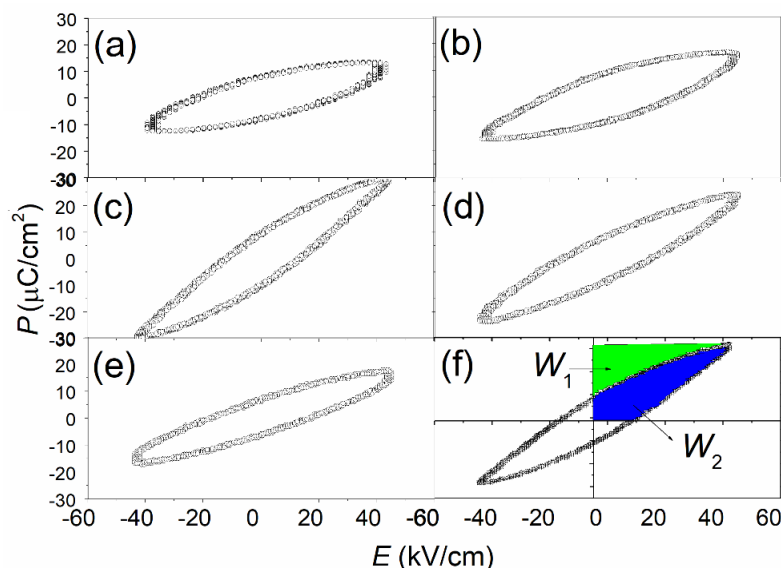
Hình 2. Giản đồ nhiễu xạ tia X của hệ gốm $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ với x từ 0÷0,04 được thiêu kết tại nhiệt độ 1100°C.

Hình 3 cho thấy các ảnh hiển vi điện tử quét SEM và sự phân bố kích thước hạt trong gốm $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ ở các hàm lượng SnO_2 khác nhau được thiêu kết ở 1100°C. Các hạt trong tất cả các mẫu đều có dạng hình chữ nhật với mật độ dày. Trong mẫu BNKT thuần, biên hạt xuất hiện rõ rệt, điều này thể hiện không có pha lỏng nào xuất hiện tại biên hạt trong quá trình thiêu kết. Tuy nhiên, trong các mẫu gốm BNKT pha tạp SnO_2 , pha lỏng $\text{Bi}_2\text{O}_3 - \text{SnO}_2$ xuất hiện ở biên hạt, do đó điều này làm cho hình thái bề mặt trở nên nhẵn hơn và giảm các đường nứt trên bên trong mẫu. Sự gia tăng độ xốp và kích thước hạt được quan sát đồng thời khi nồng độ SnO_2 lớn hơn

0,03 M, và nó có thể là do sự biến mất của pha lỏng. Các ion Sn²⁺ thâm nhập vào hạt và thay thế tất cả các ion Ti⁴⁺ do bán kính tương tự của Sn²⁺ (0,069 nm) và Ti⁴⁺ (0,061 nm). Kích thước hạt tăng dần khi hàm lượng SnO₂ tăng và đạt giá trị lớn nhất là 1,62 μm ở nồng độ SnO₂ 0,03 M trong hình 3 (d) và sau đó bắt đầu giảm. Trong giai đoạn đầu và giai đoạn nung kết trung gian khi nhiệt độ của gốm sứ cao hơn nhiệt độ nóng chảy 600°C, pha Bi₂O₃ – SnO₂ lỏng được hình thành [23]. Pha lỏng này tạo điều kiện thuận lợi cho sự phát triển của hạt bằng cách tăng khả năng hòa tan của chất rắn trong chất lỏng nhờ lực mao dẫn giữa hai hạt trong quá trình thiêu kết. Tuy nhiên, khi nồng độ SnO₂ lớn hơn 0,04 M, biên hạt là bất thường được hình thành do giới hạn hòa tan của SnO₂ trong gốm BNKT như trong hình 3 (f) [24].



Hình 3. Hình thái học bề mặt thông qua ảnh hiển vi điện tử quét SEM của các hệ gốm Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ được nung thiêu kết tại 1100°C với nồng độ Sn⁴⁺ thay đổi.



Hình 4. Các đường trễ sắt điện P - E của gốm Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ được nung thiêu kết ở nhiệt độ 1100°C.

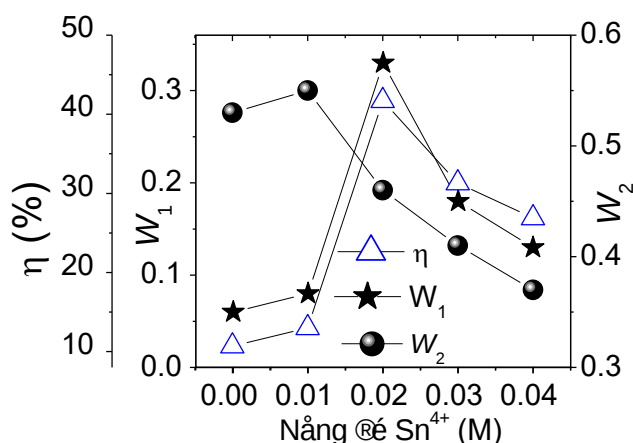
Các đường trễ phân cực điện trường của gốm sắt điện $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ được thiêu kết tại nhiệt độ 1100°C được đo ở nhiệt độ phòng được mô tả trong hình 4. (a–e). Với sự gia tăng nồng độ của Sn^{4+} từ 0 đến 0,04 M, phân cực dư P_r tăng và đạt giá trị cao nhất ($9,5 \mu\text{C}/\text{cm}^2$) ở nồng độ Sn^{4+} là 0,02 M và sau đó giảm xuống, trong khi trường cường bức E_c tăng theo nồng độ. Điều này phù hợp với việc nghiên cứu tính chất điện môi và mật độ của các mẫu ở các nồng độ Sn^{4+} khác nhau như đã đề cập ở phần trước. Hơn nữa, độ phân cực tăng lên khi mật độ gốm sứ tăng lên. Kích thước và mật độ hạt tăng lên khi nhiệt độ thiêu kết tăng sẽ giúp cải thiện độ phân cực của gốm sắt điện. [25] Mẫu có mật độ cao nhất tương ứng với Sn^{4+} 0,02 M có độ phân cực dư lớn nhất.

Mật độ lưu trữ năng lượng W_1 được đánh dấu bằng màu xanh lá cây trong hình 3(f) thu được bằng cách lấy tích phân phần diện tích giữa trục phân cực và đường cong xả điện của các đường trễ sắt điện đơn cực bằng công thức (4):

$$W_1 = \int_{P_r}^{P_{max}} E dP \quad (4)$$

Hiệu suất lưu trữ năng lượng của vật liệu có thể được tính bởi công thức (5):

$$\eta = \frac{W_1}{W_1 + W_2} \quad (5)$$



Hình 5. Sự phụ thuộc vào nồng độ Sn^{4+} của mật độ lưu trữ năng lượng và hiệu suất lưu trữ năng lượng trong các gốm $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ được thiêu kết ở nhiệt độ 1100°C .

Xu hướng thay đổi về mật độ lưu trữ năng lượng W_1 của gốm BNKTS với các nồng độ Sn^{4+} khác nhau cũng tương tự như xu hướng của hiệu suất lưu trữ năng lượng η . Cả W_1 và η đều tăng gần như tuyến tính, khi nồng độ Sn^{4+} tăng đến 0,02 M của hệ gốm BNKTS được nung thiêu kết ở 1100°C và đạt giá trị cực đại lần lượt là $0,33 \text{ J}/\text{cm}^3$ và 41,7%, sau đó các đại lượng này giảm dần. Mặt khác, khi nồng độ Sn^{4+} tăng đến 0,02

M, giá trị W_2 của các mẫu tăng từ 0,37 đến 0,55 J/cm³, sau đó các đại lượng này có giá trị giảm dần. Tất cả các giá trị của các đại lượng vật lý được biểu diễn phụ thuộc vào nồng độ Sn⁴⁺ của hệ gốm Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ được thiêu kết tại 1100°C trong hình 5.

Bảng 2. Một số thông số vật lý liên quan đến nhiệt độ, tính chất điện môi và khả năng lưu trữ năng lượng của một vài hệ gốm sắt điện không chì hiện nay

Hệ gốm	T_s °C	E_c kv/cm	P_r μC/cm ²	W_1 J/cm ³	η %	TLTK
0.97Bi _{0,5} (Na _{0,8} K _{0,2}) _{0,5} TiO ₃ - 0.03(Ba _{0,70} Sr _{0,30})O ₃	1100	20,7	12,7	-	-	[26]
0.97Bi _{0,5} (Na _{0,8} K _{0,2}) _{0,5} TiO ₃ - 0.03(Ba _{0,70} Sr _{0,30})O ₃	1125	17,9	16,7	-	-	[26]
Bi _{0,5} (Na _{0,84} K _{0,16}) _{0,5} TiO ₃	1125	42,4	29,3	0,09	9	[27]
0.97Bi _{0,5} (Na _{0,84} K _{0,16}) _{0,5} TiO ₃ - 0.03Ba(Nb _{0,01} Ti _{0,99})O ₃	1125	16,7	23,0	0,28	20	[27]
Bi _{0,5} (Na _{0,5} K _{0,5}) _{0,5} TiO ₃	1150	18,0	23,0	0,10	10	[28]
0.98Bi _{0,5} (Na _{0,5} K _{0,5}) _{0,5} TiO ₃ - 0.02Ba _{0,9} Ca _{0,1} Ti _{0,9} Zr _{0,1} O ₃	1150	18,0	23,0	0,37	50	[28]
Bi _{0,5} (Na _{0,8} K _{0,2}) _{0,5} (Ti _{0,98} Sn _{0,02})O ₃	1100	14,3	9,5	0,33	42	Kết quả nghiên cứu này

Từ các kết quả thực nghiệm trên, chúng tôi đã cải tiến được tính chất điện môi, sắt điện và dự trữ năng lượng của hệ gốm sắt điện Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ khi nồng độ Sn⁴⁺ 0,02 M được nung thiêu kết tại nhiệt độ 1100°C. Để đánh giá mức độ cải tiến của hệ gốm BNKTS, các đại lượng vật lý gồm nhiệt độ thiêu kết (T_s), nhiệt độ chuyển pha Curie (T_m), hằng số điện môi (ϵ_{max}), độ phân cực dư (P_r), điện trường cường bức (E_c), mật độ lưu trữ năng lượng (W_1) và hiệu suất lưu trữ năng lượng (η) của một số hệ gốm không chì tiêu biểu đang được nghiên cứu hiện nay đã được đề cập và so sánh trong bảng 2. Các kết quả từ nghiên cứu này cho thấy, tại nhiệt độ nung thiêu kết thấp 1100°C, năng lượng lưu trữ năng lượng và hiệu suất lưu trữ năng lượng đạt giá trị lớn nhất. Trong khi đó, các tính chất vật lý khác chưa thật sự được cải tiến rõ rệt.

4. KẾT LUẬN

Trong nghiên cứu này, hệ gốm sắt điện Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{1-x}Sn_x)O₃ với $x = 0,0 \div 0,04$, có cấu trúc perovskite đã được chế tạo thành công bằng phương pháp gốm truyền thống với nhiệt độ thiêu kết cố định 1100°C. Thông qua việc khảo sát giản đồ pha, hình thái học bề mặt và tính chất sắt điện, hệ gốm Bi_{0,5}(Na_{0,8}K_{0,2})_{0,5}(Ti_{0,98}Sn_{0,02})O₃ đáp ứng tốt

nhất các tính chất vật lý tốt so với các hệ gốm có thành phần Sn^{4+} là 0 ; 0,01 ; 0,03, 0,04 M đã được khảo sát. Hệ gốm BNKTS với nồng độ Sn 0,02 M có độ phân cực dư $P_r = 9,5 \mu\text{C}/\text{cm}^2$, trường điện kháng $E_c = 14,3 \text{ kV}/\text{cm}$, mật độ lưu trữ năng lượng $W_i = 0,33 \text{ J}/\text{cm}^3$ và hiệu suất lưu trữ năng lượng $\eta = 41,7\%$. So sánh với các hệ gốm không chì khác đang được tập trung nghiên cứu hiện nay, các đại lượng vật lý này đã được cải tiến với nhiệt độ nung thiêu kết thấp 1100°C .

LỜI CẢM ƠN

Nghiên cứu này được tài trợ kinh phí từ đề tài cấp Bộ Giáo dục và Đào tạo với mã số B2019-DHH-13

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1]. W. Pan, M. Cao, J. Qi, H. Hao, Z. Yao, Z. Yu, and H. Liu, *J. Alloy. Compound.* **784**(5) (2019) 1303-1310.
- [2]. P. Fan, Y. Zhang, Q. Zhang, B. Xie, Y. Zhu, M.A. Mawat, W. Ma, K. Liu, J. Xiao, and H. Zhang, *J. Eur. Ceram. Soc.* **38**(13) (2018) 4404-4413.
- [3]. P.D. Gio, H.Q. Viet, and L.D. Vuong, *Inter. J. Mater. Res.* **109**(11) (2018) 1071-1076.
- [4]. P. Li, J. Zhai, B. Shen, S. Zhang, X. Li, F. Zhu, and X. Zhang, *Advance. Mater.* **30**(8) (2018) 1705171.
- [5]. K. Shibata, R. Wang, T. Tou, and J. Koruza, *MRS Bulletin* **43**(8) (2018) 612-616.
- [6]. N. Truong-Tho, and N.T. Nghi-Nhan, *J. Electron. Mater.* **46**(6) (2017) 3585-3591.
- [7]. D.V. Le, and A.Q. Dao, *J. Electroceram.* (2020).
- [8]. L. Zhang, Z. Wang, Y. Li, P. Chen, J. Cai, Y. Yan, Y. Zhou, D. Wang, and G. Liu, *J. Eur. Ceram. Soc.* **39**(10) (2019) 3057-3063.
- [9]. L.D. Vuong, and N. Truong-Tho, *J. Electron. Mater.* **46**(11) (2017) 6395-6402.
- [10]. N. Truong-Tho, and L.D. Vuong, *J. Adv. Dielectric.* **10**(3) (2020) 2050011-7.
- [11]. O. Mokhtari and H. Nishikawa, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **27** (2016) 4232 - 4244.
- [12]. N.T. Tho, A. Inoue, M. Noda, and M. Okuyama, *IEEE Trans. Ultrason. Ferroel. Freq. Cont.* **54**(12) (2007) 2603-2607.
- [13]. A. Inoue, T.T. Nguyen, M. Noda, and M. Okuyama, *Proc. 2007 16th IEEE Inter. Symp. Applica. Ferroel.*, (2007) 136-137.
- [14]. T.T. Nguyen, T. Kanashima and M. Okuyama, *MRS online Proc.* **1199**, 1199-F06-19 (2011).
- [15]. N.T. Tho, T. Kanashima, M. Sohagawa, D. Ricinschi, M. Noda, and M. Okuyama, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **49**, 09MB05 (2010).
- [16]. N.T. Tho, T. Kanashima, and M. Okuyama, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **49**, 095803 (2010)

- [17]. L.D. Vuong, and N.T. Tho, *Inter. J. Mater. Res.* **108**(3) (2017) 222-227.
- [18]. P.D. Gio, H.T.T. Hoa, *J. Mater. Sci. Chem. Engineer.* **2**(11) (2014) 20.
- [19]. L.D. Vuong, P.D. Gio, N.T. Tho, and T.V. Chuong, *India. J. Engineer. Mater. Sci.* **20** (2013) 555-560.
- [20]. A. Hussain, C.W. Ahn, A. Ullah, J.S. Lee and, I.W. Kim, *Ferroelectric.*, **404**(1) (2010) 157.
- [21]. T. Wang, X. Chen, and Y. Qiu, *Ferroelectric.*, **510**(1) (2017) 161.
- [22]. J.S. Lee, K.N. Pham, H.S. Han, H.B. Lee, and V.D.N. Tran, *J. Kor. Phys. Soc.*, **60**(2) (2012) 212-215.
- [23]. Y.D. Hou, L.M. Chang, M.K. Zhu, X.M. Song, and H. Yan, *J. Appl. Phys.*, **102**(8) (2007) 084507.
- [24]. L.D. Vuong, and P.D. Gio, *Inter. J. Mater. Sci. Appl.*, **2** (2013) 89-93.
- [25]. N. Dong, X. Gao, F. Xia, H. Liu, H. Hao and S. Zhang, *Cryst.*, **9**(4) (2019) 206.
- [26]. P. Jaita, S. Manotham, and N. Lertcumfu, *Trans. Tech. Publ.*, **E**, (2018) 55.
- [27]. S. Manotham, P. Butnoi, P. Jaita, N. Kumar, K. Chokethawai, G. Rujijanagul, and D.P. Cann, *J. Alloy. Comp.*, **739** (2018) 457.
- [28]. D.K. Kushvaha, S.K. Rout and B. Tiwari, *J. Alloy. Comp.*, **782** (2018) 270.

EFFECT OF SnO_2 ON THE ENERGY STOREGE PERFORMANCE OF THE LEAD-FREE $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}(\text{Ti}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{O}_3$ CERAMICS

Hoang Thi Sang^{1,2}, Nguyen Thi Hue^{1,3}, Le Van Hoan^{1,3}, Mai Kim Ngoc^{1,4},

Nguyen Ngoc Thanh^{1,5}, Nguyen Truong Tho^{1*}

¹Faculty of Physics, University of Sciences, Hue University

² Nguyen Tat Thanh High School, Kontum city, Kontum Province

³ Truong Chinh High School, Chu Se District, Gia Lai Province

⁴ Phan Boi Chau High School, Pleiku District, Gia Lai Province

⁵ Chu Van An High School, Krong Pa District, Gia Lai Province

*Email: ntthokh@hueuni.edu.vn

ABSTRACT

In this study, SnO_2 -modified $\text{Bi}_{0.5}(\text{Na}_{0.8}\text{K}_{0.2})_{0.5}\text{TiO}_3$ (BNKT) ceramics with SnO_2 contents varied, were fabricated by the conventional solid-state reaction. In order to adjust its sintering behavior and energy storage properties of BNKTS, the contents of SnO_2 were varied from $0.0 \div 0.04$ M and the sintering temperature was fixed at 1100°C . As the results, at SnO_2 0.02 M, the improvements of ferroelectric peroperties and energy storage in the BNKTS ceramics were identified. The energy storage density and efficiency of the BNKT ceramic were measured as 0.41 J/cm^3 and 59.1%, respectively. The results suggest that lead-free BNKTS ceramics should be good candidates for energy storage applications in the future.

Keywords: BNKTS, Energy storage, Ferroelectric, Lead-free ceramics.



Nguyễn Trường Thọ sinh ngày 26/08/1976 tại Thừa Thiên Huế. Ông tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý năm 1999 và thạc sĩ chuyên ngành Vật lý Chất rắn tại Trường Đại học Khoa học, Đại học Huế vào năm 2003. Ông nhận học vị tiến sĩ năm 2010 tại Đại học Osaka, Nhật Bản. Hiện nay, ông công tác tại Trường Đại học Khoa học, Đại học Huế.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện, áp điện dưới dạng màng mỏng và gốm.



Hoàng Thị Sang sinh ngày 10/07/1982 tại Thừa Thiên Huế. Bà tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý năm 2004 tại trường Đại học Sư phạm, Đại học Huế. Hiện nay, bà công tác tại Trường THPT Chuyên Nguyễn Tất Thành, TP Kon Tum, Kon Tum.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện dưới dạng gốm.



Nguyễn Thị Huệ sinh ngày 01/01/1980 tại Quảng Nam. Bà tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý năm 2002 tại trường Đại học Sư phạm, Đại học Huế. Hiện nay, bà công tác tại trường THPT Trường Chinh, Chư Sê, Gia Lai.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện dưới dạng gốm.



Lê Văn Hoàn sinh ngày 26/03/1983 tại Nam Định. Ông tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý năm 2006 tại trường Đại học Tây Nguyên, Đắk Lắk. Hiện nay, ông công tác tại Trường THPT Trường Chinh, Chư Sê, Gia Lai.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện dưới dạng gốm.



Mai Kim Ngọc sinh ngày 04/5/1982 tại Bình Định. Bà tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý – Kỹ thuật công nghệ năm 2004 tại trường Đại học Quy Nhơn, Bình Định. Hiện nay, bà công tác tại Trường THPT Phan Bội Châu, Pleiku, Gia Lai.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện dưới dạng gốm.



Nguyễn Ngọc Thanh sinh ngày 17/05/1985 tại Nghệ An. Ông tốt nghiệp cử nhân ngành Vật lý năm 2007 tại trường Đại học Quy Nhơn, Bình Định. Hiện nay, ông công tác tại Trường THPT Chu Văn An, Krông Pa, Gia Lai.

Lĩnh vực nghiên cứu: Vật liệu sắt điện dưới dạng gốm.