

# NGHIÊN CỨU TÍNH CHẤT PHÁT QUANG CỦA ION ĐẤT HIẾM $Ce^{3+}$ TRONG THỦY TINH ALUMINOBORATE

## A STUDY ON PHOTOLUMINESCENCE OF $Ce^{3+}$ IN ALUMINOBORATE GLASS

Trịnh Ngọc Đạt\*, Phan Liên, Lê Văn Thanh Sơn, Lê Vũ Trường Sơn, Mai Thị Kiều Liên

*Trường Đại học Sư phạm - Đại học Đà Nẵng, Đà Nẵng, Việt Nam<sup>1</sup>*

\*Tác giả liên hệ / Corresponding author: tndat@ued.udn.vn

(Nhận bài / Received: 16/5/2023; Sửa bài / Revised: 12/6/2023; Chấp nhận đăng / Accepted: 04/7/2023)

**Tóm tắt** - Vật liệu thủy tinh oxit với thành phần  $Na_2O:Al_2O_3:BaO:B_2O_3$  (NABB) pha tạp ion  $Ce^{3+}$  với các nồng độ từ 0,1% đến 2,5% được tổng hợp bằng phương pháp nóng chảy. Tính chất cấu trúc của vật liệu được nghiên cứu bằng các phép đo nhiễu xạ tia X (XRD) và phổ Raman. Tính chất phát quang cũng được phân tích dựa trên phổ kích thích và phổ phát quang. Giảm độ nhiễu xạ tia X chứng tỏ rằng vật liệu chế tạo được có cấu trúc vô định hình trong khi đó phổ Raman chỉ ra được các dao động của các liên kết trong mạng thủy tinh. Phổ quang phát quang cho thấy, ảnh hưởng của sự thay đổi nồng độ  $Ce^{3+}$  đến sự phát quang của vật liệu. Trong nền NABB bước sóng phù hợp để kích thích các mẫu là 302nm, phổ phát quang của ion  $Ce^{3+}$  trong vùng tử ngoại có bước sóng 352 – 362 nm ứng với chuyển dời  $5d \rightarrow 4f$  của ion  $Ce^{3+}$  cho thấy, có khả năng ứng dụng để sản xuất LED màu xanh dương ứng dụng trong nông nghiệp hoặc sử dụng trong các thiết bị quang tử.

**Từ khóa** - LEDs; vật liệu phát quang; ion  $Ce^{3+}$ ; thủy tinh oxit; nông nghiệp

### 1. Giới thiệu

Trong những năm gần đây, vật liệu phát quang có nhiều ứng dụng đa dạng gắn liền với cuộc sống và đang được phổ biến rộng rãi. Tuy nhiên, việc tìm kiếm các vật liệu phát quang có hiệu suất cao để ứng dụng vào các lĩnh vực quang học như thiết bị chiếu sáng, laser rắn, kỹ thuật y sinh, các thiết bị cảm biến, truyền dẫn... cũng như đảm bảo tính chính xác và sự an toàn trong việc bảo mật đã nảy sinh nhiều vấn đề cần giải quyết. Để giải quyết vấn đề này thì các vật liệu thủy tinh hoặc vật liệu có cấu trúc đơn tinh thể là phương án khả thi vì chúng có độ truyền qua tốt, trong suốt với vùng ánh sáng nhìn thấy, có độ ổn định cơ, hóa cao [1-4].

Trong các loại thủy tinh ôxít, thủy tinh borate nhận được sự quan tâm khá lớn từ các nhà nghiên cứu vì thủy tinh borate có độ truyền qua tốt, nhiệt độ nóng chảy thấp, ổn định nhiệt cao, có độ hoà tan lớn các nguyên tố đất hiếm [5, 6]. Hơn nữa công nghệ chế tạo lại đơn giản vì vậy giá thành rẻ hơn các vật liệu dạng đơn tinh thể rất nhiều. Tuy nhiên tính hút ẩm và hòa tan trong nước là nhược điểm của chúng. Để tránh được các nhược điểm trên thì chúng ta có thể thêm các oxit kiềm ( $Li_2O$ ,  $K_2O$ ,  $Na_2O$ ) và kiềm thổ ( $CaO$ ,  $SrO$ ,  $BaO$ ) hoặc  $Al_2O_3$  vào trong thành phần thủy tinh. Các oxit này đóng vai trò giúp điều chỉnh cấu trúc mạng thủy tinh và tăng cường tính ổn định nhiệt, cơ, hóa cũng như giảm nhiệt độ nóng chảy, tính hút ẩm và tăng tính mềm dẻo của thủy tinh [7-9].

**Abstract** - Oxide glass material with the composition  $Na_2O:Al_2O_3:BaO:B_2O_3$  (NABB) doped with ion  $Ce^{3+}$  at concentrations ranging from 0,1% to 2,5% is synthesized by melt quenching method. The structural properties of the material are studied using X-ray diffraction (XRD) and Raman spectroscopy. The luminescent properties are also analyzed based on excitation and emission spectra. XRD patterns show that, the synthesized material has an amorphous structure, while Raman spectra reveal the vibrational modes of the bond network in the glasses matrix. The luminescence spectra indicate the effect of  $Ce^{3+}$  concentration on the emission of the material. In the NABB glasses, the appropriate wavelength for sample excitation is 302nm, and the emission spectrum of  $Ce^{3+}$  ions in the ultraviolet region has a wavelength of 352-362 nm corresponding to the  $5d \rightarrow 4f$  transition of  $Ce^{3+}$  ions, showing the potential application for producing blue LEDs for use in agriculture or photonic devices.

**Key words** - LEDs; photoluminescence materials; ion  $Ce^{3+}$ ; oxide glass; agriculture

Ion  $Ce^{3+}$  pha tạp vào các nền đã được nghiên cứu và ứng dụng nhiều do hiệu suất phát quang cao và thời gian phân rã phát quang ngắn [10, 11]. Phát xạ của ion  $Ce^{3+}$  phụ thuộc rất nhiều vào bản chất và cấu trúc của mạng chủ thông qua sự phân tách trường tinh thể của cấu hình  $5d$  và có thể thay đổi từ vùng cực tím sang vùng ánh sáng đỏ. Thời gian phân rã của ion  $Ce^{3+}$  phát xạ rất ngắn ( $10^{-8} - 10^{-9}$  s), đáp ứng tốt cho việc chế tạo các thiết bị ánh sáng phát quang [12]. Vì thế, ion  $Ce^{3+}$  được pha tạp nhiều trong các nền thủy tinh khác nhau để ứng dụng trong chế tạo LEDs và các thiết bị quang tử.

Trong nghiên cứu này, nhóm tác giả tập trung vào việc chế tạo, nghiên cứu cấu trúc và tính chất phát quang của thủy tinh NABB pha tạp ion  $Ce^{3+}$  nhằm đưa ra các định hướng ứng dụng cho loại vật liệu thủy tinh này.

### 2. Tiến trình

#### 2.1. Chuẩn bị mẫu

Các mẫu thủy tinh với thành phần bao gồm  $10Na_2O-(10-x)BaO-10Al_2O_3-70B_2O_3-xCeO_2$  với x có giá trị từ 0% tới 2,5% mol được chế tạo bằng phương pháp nóng chảy. Các tiền chất bao gồm natri cacbonat ( $Na_2CO_3$ ), bari cacbonat ( $BaCO_3$ ), nhôm oxit ( $Al_2O_3$ ), axit boric ( $H_3BO_3$ ) và ceri oxit ( $CeO_2$ ) được cân theo đúng tỉ lệ như trên để được một hỗn hợp 10g, sau đó hỗn hợp sẽ được nghiền trộn với tần số 15Hz trong 30 phút sử dụng máy nghiền Restch

<sup>1</sup> The University of Danang - University of Science and Education, Danang, Vietnam (Trinh Ngoc Dat, Phan Lien, Le Van Thanh Son, Le Vu Truong Son, Mai Thi Kieu Lien)

MM400. Hỗn hợp sau khi nghiền trộn sẽ được cho vào cốc sứ và đem nung ở nhiệt độ 1200°C trong 1 giờ với tốc độ gia nhiệt 10°C/phút cho đến khi được một chất lỏng không có bọt khí. Tiếp theo đó, hỗn hợp nóng chảy sẽ được rót vào khuôn graphite đã được làm nóng trước đó (như trong Hình 1) và sẽ được ủ lại tại 400°C trong 5 giờ. Các thành phần của các mẫu thủy tinh được đưa ra ở Bảng 1.



Hình 1. Quá trình chế tạo mẫu

## 2.2. Các phép đo tính chất

Nhóm tác giả sử dụng phép đo nhiễu xạ tia X (XRD) để xác nhận cấu trúc tinh thể hoặc vô định hình của các mẫu sử dụng hệ đo D8-Advance Eco của Bruker (Cu K $\alpha$ ,  $\lambda = 1,54434\text{\AA}$ ) với giá trị  $2\theta$  trong khoảng từ 10 – 80°.

Khối lượng riêng ( $\rho$ ) của các mẫu thủy tinh được xác định bằng định lý Acsimet sử dụng cân kỹ thuật và sử dụng nước cất để đối sánh. Từ các số liệu về khối lượng riêng, thể tích mol ( $V_m$ ) của các mẫu cũng được xác định theo biểu thức:

$$V_m = \frac{M}{\rho} \quad (1)$$

Trong đó,  $M$  là khối lượng mol (g/mol) và  $\rho$  là khối lượng riêng (g/cm $^3$ ) của mẫu thủy tinh.

Phổ tán xạ Raman của các mẫu thủy tinh được đo bằng máy Xplora Plus của Horiba trong khoảng từ 500 - 1600cm $^{-1}$  sử dụng laser 785nm.

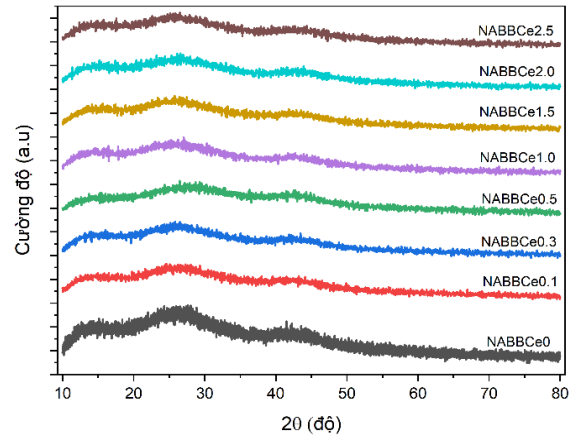
Các tính chất phát quang của các mẫu thủy tinh được đo bằng hệ FL3-22C của Horiba sử dụng nguồn Xenon 450W với các khe kích thích và phát xạ lần lượt là 2nm và 3nm.

Bảng 1. Thành phần (theo %mol), khối lượng riêng và thể tích mol của các mẫu thủy tinh

Mẫu	Na $_2$ O	BaO	Al $_2$ O $_3$	B $_2$ O $_3$	CeO $_2$	$\rho$ (g/cm $^3$ )	$V_m$ (cm $^3$ /mol)
NABBCe0	10	10	10	70	0		
NABBCe0,1	10	9,9	10	70	0,1	2,445	32,903
NABBCe0,3	10	9,7	10	70	0,3	2,460	32,725
NABBCe0,5	10	9,5	10	70	0,5	2,469	32,620
NABBCe1,0	10	9	10	70	1,0	2,487	32,418
NABBCe1,5	10	8,5	10	70	1,5	2,495	32,348
NABBCe2,0	10	8	10	70	2,0	2,509	32,209
NABBCe2,5	10	7,5	10	70	2,5	2,527	32,019

## 3. Kết quả nghiên cứu và thảo luận

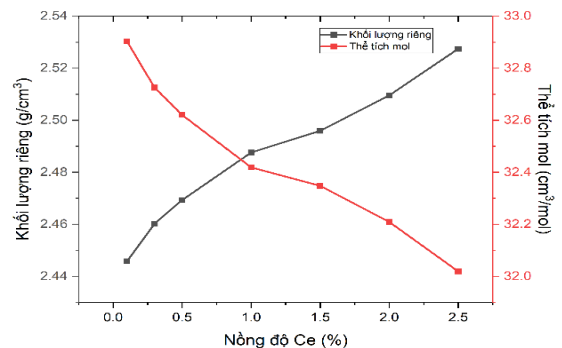
### 3.1. Nhiễu xạ tia X (XRD)



Hình 2. Giản đồ nhiễu xạ tia X (XRD) của các mẫu đã chế tạo

Giản đồ nhiễu xạ tia X của các mẫu được đo trong khoảng  $2\theta$  từ 10° - 80° được thể hiện như ở Hình 2. Từ Hình 2, có thể thấy giản đồ nhiễu xạ tia X có ba dải rộng tại  $2\theta$  lần lượt là 15°, 27° và 45° tương đồng cho tất cả các mẫu và không xuất hiện bất kỳ đỉnh nhọn nào. Điều này cho thấy, vật liệu có cấu trúc dạng vô định hình hay nói cách khác đây là giản đồ nhiễu xạ đặc trưng của thủy tinh. Kết quả này cũng đã được thể hiện ở một số công bố về thủy tinh trước đây [13, 14].

### 3.2. Khối lượng riêng

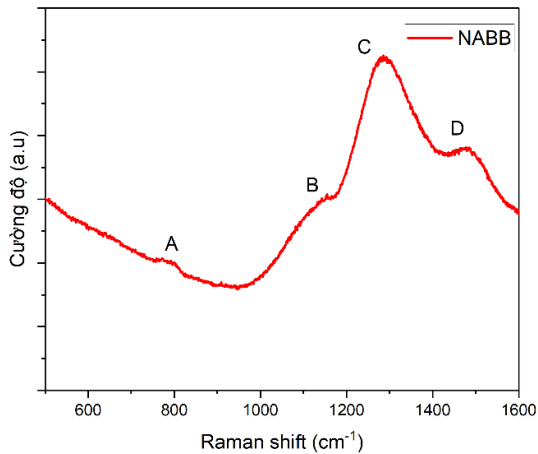


Hình 3. Khối lượng riêng và thể tích mol của các mẫu thủy tinh

Khối lượng riêng và thể tích mol của các mẫu thủy tinh NABBCex ( $x = 0,1 \rightarrow 2,5\%$ ) được thể hiện ở Bảng 1 và biểu diễn bằng đồ thị như ở Hình 3. Có thể nhìn thấy từ Bảng 1, với sự tăng của nồng độ CeO $_2$  thay cho BaO, có sự tăng dần về khối lượng riêng của các mẫu thủy tinh, điều này chứng tỏ có sự thay đổi trong trật tự sắp xếp các nguyên tử trong mạng thủy tinh. Điều này do khối lượng riêng của CeO $_2$  (7,22g/cm $^3$ ) lớn hơn so với BaO (5,72g/cm $^3$ ), vì thế sự tăng khối lượng riêng của thủy tinh là hoàn toàn phù hợp.

Thể tích mol của các mẫu thủy tinh tỉ lệ nghịch với khối lượng riêng và đồ thị biểu diễn 2 đại lượng này được thể hiện ở Hình 3. Thể tích mol giảm đi cho thấy sự giảm về khoảng cách giữa các nguyên tử và giảm đi về độ dài liên kết giữa các nguyên tử trong nền thủy tinh. Ngoài ra, các nghiên cứu cũng chỉ ra rằng việc pha tạp ion Ce $^{3+}$  vào nền thủy tinh cũng tạo ra các cầu nối không Oxy (NBO) là nguyên nhân gây ra việc giảm thể tích mol của các mẫu thủy tinh [21, 22].

### 3.3. Phổ Raman



**Hình 4.** Phổ Raman của thủy tinh NABBCe0

Phổ Raman của thủy tinh NABBCe0 được thể hiện ở Hình 4. Phổ Raman có thể cung cấp thông tin về các liên kết có trong cấu trúc mạng thủy tinh NABB. Phép đo được thực hiện trong khoảng từ 500-1600  $\text{cm}^{-1}$ . Dựa vào Hình 3 có thể thấy được phổ có dạng là các đám rộng tại 4 dải chính A ( $\sim 790\text{-}810\text{cm}^{-1}$ ), B ( $\sim 1000\text{-}1200\text{cm}^{-1}$ ), C ( $\sim 1200 - 1400\text{cm}^{-1}$ ) và D ( $\sim 1400 - 1600\text{cm}^{-1}$ ).

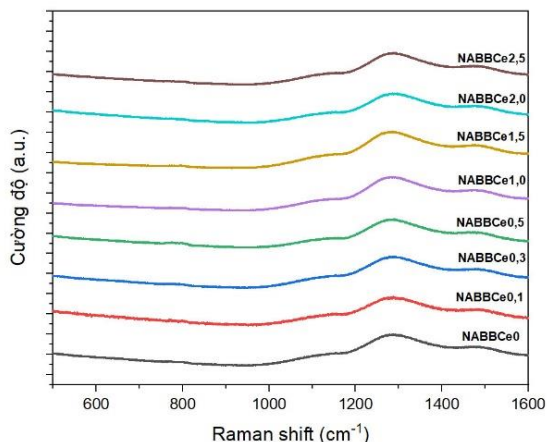
Ở vị trí A với đỉnh ở khoảng  $802\text{cm}^{-1}$  theo các nghiên cứu trước đây chỉ ra rằng đây là dao động của ba hoặc bốn liên kết của boron trong diborate và vòng boroxol [15].

Tại vị trí B, với đỉnh ở khoảng  $1120\text{cm}^{-1}$  chỉ thể hiện liên kết của các nhóm diborate, trong khi đó vị trí C với đỉnh ở  $\sim 1291\text{cm}^{-1}$  là dao động của các liên kết của các đơn vị pyroborate [16].

Cuối cùng ở vị trí D, với đỉnh ở khoảng  $\sim 1470\text{cm}^{-1}$  thể hiện các liên kết giữa các đơn vị  $\text{BO}_3$  [17].

Có thể thấy ở các kết quả trên hầu như không xuất hiện dao động liên kết của các nhóm  $[\text{BO}_4]$ , điều này có thể được giải thích bởi vì khi thêm các oxit như  $\text{Na}_2\text{O}$ , ion oxy ( $\text{O}^{2-}$ ) trong oxit này sẽ phá hủy các cấu trúc và biến các cầu nối oxy (BO) thành cầu nối không oxy (NBO) và thay đổi sự phối hợp giữa các nguyên tử Boron [18].

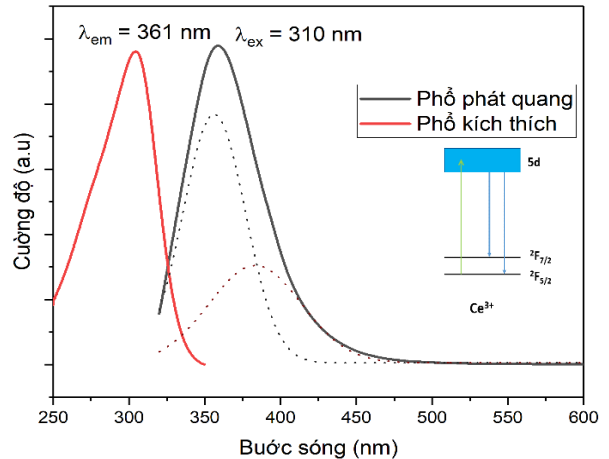
Để khảo sát ảnh hưởng của việc pha tạp  $\text{CeO}_2$  vào thủy tinh NABB, phổ Raman của tất cả các mẫu đã được đo và thể hiện ở Hình 5.



**Hình 5.** Phổ Raman của các mẫu thủy tinh NABBCex ( $x = 0 \rightarrow 2,5$ )

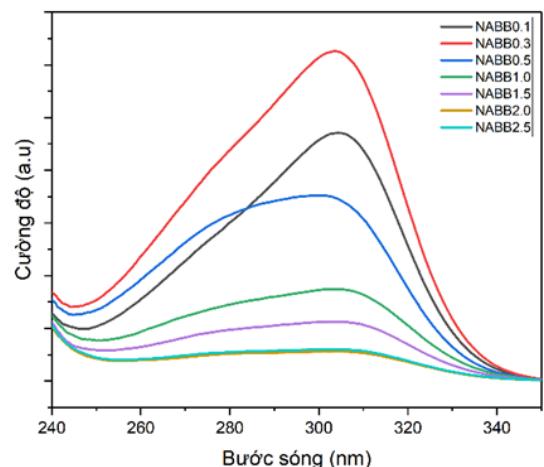
Từ Hình 5, có thể thấy phổ Raman của các mẫu thủy tinh NABB pha tạp ion  $\text{Ce}^{3+}$  có sự tương đồng với nhau. Điều này có thể cho thấy rằng trong vùng khảo sát thì việc pha tạp  $\text{CeO}_2$  không ảnh hưởng đến cấu trúc của nền thủy tinh NABB.

### 3.4. Tính chất phát quang



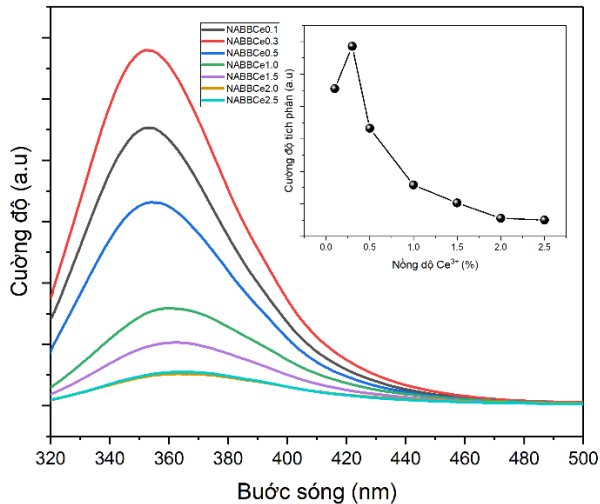
**Hình 6.** Phổ kích thích và phổ phát quang của thủy tinh NABBCe0,1

Phổ kích thích và phổ phát quang của mẫu thủy tinh NABBCe0,1 được trình bày ở Hình 6. Phổ kích thích của ion  $\text{Ce}^{3+}$  có dạng là một đám rộng không đối xứng và có đỉnh tại 302 nm khi đo tại phát xạ là 361nm tương ứng với chuyển dời từ mức nền 4f lên mức kích thích 5d của ion  $\text{Ce}^{3+}$ . Trong khi đó, phổ phát quang của mẫu thủy tinh NABBCe0,1 cũng có dạng là một đám rộng nhưng đối xứng hơn với đỉnh ở khoảng 361nm tương ứng với chuyển dời 5d  $\rightarrow$  4f của ion  $\text{Ce}^{3+}$  dưới bước sóng kích thích 302 nm. Phát xạ này được tạo ra bởi 2 chuyển dời cơ bản của ion  $\text{Ce}^{3+}$  đó là 5d  $\rightarrow$   $^2\text{F}_{5/2}$  và 5d  $\rightarrow$   $^4\text{F}_{7/2}$ . Hai đỉnh này không thể hiện rõ trên đồ thị do sự mờ rộng không đồng đều tuy nhiên có thể dùng 2 hàm Gauss để biểu diễn 2 chuyển dời này (phần đồ thị nét chấm ở Hình 6). Có thể thấy, chuyển dời 5d  $\rightarrow$   $^2\text{F}_{5/2}$  và 5d  $\rightarrow$   $^4\text{F}_{7/2}$  tương ứng với các đỉnh 356nm ( $\sim 28090\text{cm}^{-1}$ ) và 385nm ( $25974\text{cm}^{-1}$ ). Điều này có nghĩa là mức phân tách của 2 mức năng lượng này là khoảng  $2116\text{cm}^{-1}$  và hoàn toàn phù hợp với các nghiên cứu cơ bản trước đây [19].



**Hình 7.** Phổ kích thích của các mẫu NABBCex ( $x = 0,1 \rightarrow 2,5$ )

Để có thể nghiên cứu thêm ảnh hưởng của nồng độ pha tạp đến việc phát quang của ion  $Ce^{3+}$  trong thủy tinh NABB, nhóm tác giả đã tiến hành pha tạp thêm các nồng độ khác nhau từ 0,1  $\rightarrow$  2,5%. Ở Hình 7 trình bày phổ kích thích của ion  $Ce^{3+}$  đơn pha tạp đo trong dải bước sóng từ 240 nm đến 350 nm. Phổ kích thích của các mẫu NABBCex ( $x = 0,1\%$  đến 2,5%), được khảo sát ứng với bước sóng phát quang 362 nm. Có thể thấy, hình dạng phổ ở các nồng độ pha tạp 0,5% trở đi có dạng rộng hơn so với nồng độ pha tạp 0,1 và 0,3%, điều này do cấu hình electron của lớp 5d trong ion  $Ce^{3+}$  bị ảnh hưởng bởi trường tinh thể và tạo ra sự mở rộng các mức năng lượng trong mức 5d ở trong thủy tinh NABB với các nồng độ pha tạp  $Ce^{3+}$  khác nhau [20].



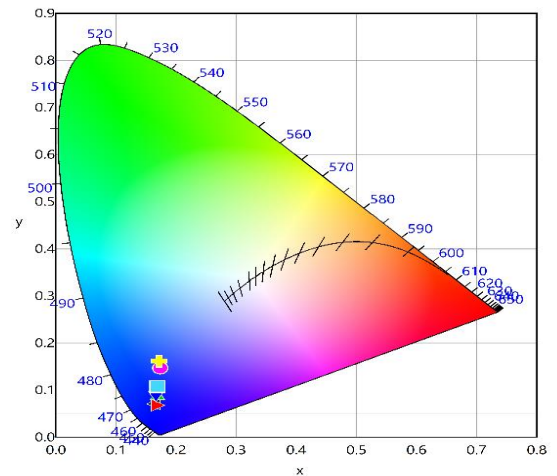
**Hình 8.** Phổ phát quang của các mẫu NABBCex ( $x = 0,1 \rightarrow 2,5$ )

Phổ phát quang (PL) của hệ mẫu NABBCex ( $x = 0,1 \rightarrow 2,5\%$ ) được kích thích với bước sóng 302 nm thể hiện ở Hình 8. Phổ PL tất cả các mẫu đều có dạng đám rộng tương ứng với chuyển dời của ion  $Ce^{3+}$  từ mức  $5d \rightarrow {}^2F_{5/2}$  và  ${}^2F_{7/2}$ . Có thể thấy, phát quang của ion  $Ce^{3+}$  trong thủy tinh NABB mạnh nhất khi nồng độ pha tạp là 0,3% còn sau đó khi càng tăng nồng độ pha tạp thì phát quang càng giảm. Điều này được thể hiện ở đồ thị biểu diễn diện tích tích phổ trong khoảng 300 – 500 nm của các mẫu như trong Hình 6. Sự giảm về cường độ phát quang này có thể được giải thích do hiện tượng dập tắt vì nồng độ. Một điều nữa có thể thấy trong Hình 6, với các mẫu có nồng độ pha tạp từ 0,5% trở lên, đỉnh phát quang dịch sang hướng có bước sóng dài. Điều này cho thấy, sự ảnh hưởng của trường tinh thể lên phát quang của các mẫu thủy tinh pha tạp  $Ce^{3+}$  do sự mở rộng của các mức năng lượng ở mức 5d như đã được trình bày ở phổ kích thích.

### 3.5. Tọa độ màu

Tọa độ màu của các mẫu thủy tinh NABB pha tạp ion  $Ce^{3+}$  khi được kích thích tại bước sóng 302nm được thể hiện ở Hình 9. Tọa độ màu này thu được bằng cách sử dụng phần mềm ColorCalculator được phát triển bởi OSRAM SYLVANIA Inc. Có thể thấy được từ Hình 9, hầu hết các mẫu sẽ cho phát quang màu xanh lam. Cụ thể, mẫu NABBCe0,1 và NABBCe0,3 cho phát quang màu xanh lam đậm nhất, có tọa độ màu lần lượt là (0,1660, 0,0707) và (0,1665, 0,0680). Mẫu NABBCe0,5 và NABBCe1,0 có

tọa độ màu gần giống nhau ở vị trí lần lượt là (0,1691, 0,0874) và (0,1667, 0,0920). Các mẫu NABBCe1,5, NABBCe2,0 và NABBCe2,5 cho phát quang màu xanh lam nhạt dần với tọa độ màu (0,1692, 0,1076), (0,1738, 0,1466), (0,1721, 0,1643). Tọa độ màu cụ thể của các mẫu được trình bày chi tiết trong Bảng 2. Có thể thấy, khi càng tăng nồng độ của ion  $Ce^{3+}$ , phát quang của mẫu thủy tinh sẽ càng dịch chuyển về màu xanh lam nhạt hơn. Dựa vào các kết quả tọa độ màu ở Bảng 2 có thể thấy, thủy tinh NABB pha tạp ion  $Ce^{3+}$  có thể ứng dụng trong việc sản xuất LED cho các ứng dụng hiển thị và ứng dụng trong LED nông nghiệp.



**Hình 9.** Tọa độ màu của thủy tinh NABB pha tạp ion  $Ce^{3+}$  ứng với bước sóng kích thích 302 nm

**Bảng 2.** Bảng tọa độ màu của thủy tinh NABB

Mẫu	$\lambda_{ex} = 302 \text{ nm}$		Ký hiệu
	x	y	
NABBCe0,1	0,1660	0,0707	
NABBCe0,3	0,1665	0,0680	
NABBCe0,5	0,1691	0,0874	
NABBCe1,0	0,1667	0,0920	
NABBCe1,5	0,1692	0,1076	
NABBCe2,0	0,1738	0,1466	
NABBCe2,5	0,1721	0,1643	

## 4. Kết luận

Vật liệu thủy tinh oxit  $Na_2O:Al_2O_3:BaO:B_2O_3$  pha tạp ion  $Ce^{3+}$  đã được chế tạo thành công bằng phương pháp nóng chảy. Phép đo nhiễu xạ tia X chứng tỏ vật liệu chế tạo được là thủy tinh, đồng thời phép đo phổ Raman đã xác định một số liên kết trong mạng thủy tinh đó. Phổ kích thích có dạng là một đám rộng bất đối xứng và có đỉnh ở khoảng 302nm, phổ phát quang cũng có dạng là một đám rộng với đỉnh ở khoảng 362nm được phân tích là sự chồng chập của 2 hàm gauss tương ứng với các đỉnh tại 356nm và 385nm tương ứng với các chuyển dời  $5d \rightarrow {}^2F_{5/2}$  và  ${}^2F_{7/2}$ . Khi tăng nồng độ pha tạp của ion  $Ce^{3+}$  thì cường độ phát quang sẽ tăng và đạt cực đại tại nồng độ pha tạp 0,3%, sau đó nếu tiếp

tục tăng nồng độ pha tạp thì cường độ phát quang sẽ giảm do hiện tượng dập tắt vì nồng độ. Tọa độ màu của các mẫu cũng đã được xác định và cho ra kết quả phát quang tại vùng xanh dương. Từ các kết quả trên cho thấy, thủy tinh NABB pha tạp ion  $Ce^{3+}$  có khả năng ứng dụng chế tạo các loại LEDs sử dụng trong nông nghiệp hoặc cho các ứng dụng hiển thị và các thiết bị quang tử.

**Lời cảm ơn:** Nghiên cứu này được tài trợ bởi Quỹ Phát triển Khoa học Trường Đại học Sư phạm – Đại học Đà Nẵng trong đề tài có mã số T2023-KN-19.

### TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] Y. S. M. Alajerami *et al.*, "Optical properties of lithium magnesium borate glasses doped with  $Dy^{3+}$  and  $Sm^{3+}$  ions", *Physica B: Condensed Matter*, vol. 407, no. 13, pp. 2398-2403, 2012.
- [2] L. Feng *et al.*, "Optical properties and upconversion in rare earth doped oxyfluoride glasses", *Optik*, vol. 169, pp. 118-124, 2018.
- [3] D.V. K. Reddy *et al.*, "Enhancement of the red emission of  $Eu^{3+}$  by  $Bi^{3+}$  sensitizers in yttrium alumino bismuth borosilicate glasses", *Journal of Molecular Structure*, vol. 1176, pp. 133-148, 2019.
- [4] S. K. Mahamuda *et al.*, "Visible red, NIR and Mid-IR emission studies of  $Ho^{3+}$  doped Zinc Alumino Bismuth Borate glasses", *Optical Materials*, vol. 36, no. 2, pp. 362-371, 2013.
- [5] Y. Zhang *et al.*, "Influence of  $Sm_2O_3$  on the crystallization and luminescence properties of boroaluminosilicate glasses", *Materials Research Bulletin*, vol. 44, no. 1, pp. 179-183, 2009.
- [6] K. Swapna *et al.*, "Visible luminescence characteristics of  $Sm^{3+}$  doped zinc alumino bismuth borate glasses", *Journal of luminescence*, vol. 146, pp. 288-294, 2014.
- [7] F. Zaman *et al.*, "Scintillation and luminescence characteristics of  $Ce^{3+}$  doped in  $Li_2O-Gd_2O_3-BaO-B_2O_3$  scintillating glasses", *Radiation Physics and Chemistry*, vol. 130, pp. 158-163, 2017.
- [8] K. J. Singh, S. Kaur, and R. S. Kaundal. "Comparative study of gamma ray shielding and some properties of  $PbO-SiO_2-Al_2O_3$  and  $Bi_2O_3-SiO_2-Al_2O_3$  glass systems", *Radiation Physics and Chemistry*, vol. 96, pp. 153-157, 2014.
- [9] H. R. Fernandes *et al.*, "Effect of  $Al_2O_3$  and  $K_2O$  content on structure, properties and devitrification of glasses in the  $Li_2O-SiO_2$  system", *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 30, no. 10, pp. 2017-2030, 2010.
- [10] J. M. Park *et al.*, "Luminescence properties of  $Ce^{3+}$  doped gadolinium-calcium-silicaborate glass scintillator", *Radiation Measurements*, vol. 90, pp. 166-169, 2016.
- [11] N. Kawano *et al.*, "Scintillation and dosimetric properties of Ce-doped strontium aluminoborate glasses", *Journal of Non-Crystalline Solids*, vol. 482, pp. 154-159, 2018.
- [12] S. Y. Choi and B.-K. Ryu. "Optical, structural, and thermal properties of cerium-doped zinc borophosphate glasses", *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, vol. 15, no. 11, pp. 8756-8762, 2015.
- [13] P. R. Rani *et al.*, "Structural, absorption and photoluminescence studies of  $Sm^{3+}$  ions doped barium lead alumino fluoro borate glasses for optoelectronic device applications", *Materials Research Bulletin*, vol. 110, pp. 159-168, 2019.
- [14] E. C. Paz *et al.* "Physical, thermal and structural properties of Calcium Borotellurite glass system", *Materials Chemistry and Physics*, vol. 178, pp. 133-138, 2016.
- [15] B. N. Meera *et al.*, "Raman study of lead borate glasses", *Journal of non-crystalline solids*, vol. 126, no. 3, pp. 224-230, 1990.
- [16] H. Li *et al.*, "Raman spectroscopic study of gadolinium, III) in sodium-aluminoborosilicate glasses", *Journal of Non-Crystalline Solids*, vol. 292, no. 1-3, pp. 167-176, 2001.
- [17] D. Manara, A. Grandjean, and D. R. Neuville. "Advances in understanding the structure of borosilicate glasses: A Raman spectroscopy study", *American Mineralogist*, vol. 94, no. 5-6, pp. 777-784, 2009.
- [18] S. Huang *et al.*, "Network Structure and Properties of Lithium Aluminosilicate Glass", *Materials*, vol. 15, no. 13, pp. 4555, 2022.
- [19] G. H. Dieke and H. M. Crosswhite. "The spectra of the doubly and triply ionized rare earths", *Applied optics*, vol. 2, no. 7, 1963, pp. 675-686.
- [20] C. Zuo *et al.*, "Spectroscopic properties of  $Ce^{3+}$ -doped borosilicate glasses under UV excitation", *Materials Research Bulletin*, vol. 83, pp. 155-159, 2016.
- [21] N. Wantana *et al.*, " $Ce^{3+}$  doped glass for radiation detection material", *Ceramics International*, vol. 44, pp. S172-S176, 2018.
- [22] S. Y. Choi and B.-K. Ryu. "Optical, structural, and thermal properties of cerium-doped zinc borophosphate glasses", *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, vol. 15, no. 11, pp. 8756-8762, 2015.