

ẢNH HƯỞNG CỦA QUÁ TRÌNH XỬ LÝ NHIỆT ĐẾN CÁC PHÁT XẠ UPCONVERSION VÀ NIR CỦA ERBIUM TRONG VẬT LIỆU GỐM THỦY TINH TELLURITE TRONG SUỐT

Vũ Hằng Nga^a, Đoàn Thị Phúc^a, Hồ Kim Dân^{b,c*}

^aKhoa Vật lý, Học viện Khoa học và Công nghệ, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam, Hà Nội, Việt Nam

^bNhóm nghiên cứu Vật liệu gốm và Sinh học, Viện Tiên tiến Khoa học Vật liệu, Trường Đại học Tôn Đức Thắng, TP. Hồ Chí Minh, Việt Nam

^cKhoa Khoa học ứng dụng, Trường Đại học Tôn Đức Thắng, TP. Hồ Chí Minh, Việt Nam.

*Tác giả liên hệ: Email: hokimdan@tdtu.edu.vn

Lịch sử bài báo

Nhận ngày 12 tháng 01 năm 2020

Chỉnh sửa ngày 28 tháng 02 năm 2020 | Chấp nhận đăng ngày 16 tháng 3 năm 2020

Tóm tắt

Trong bài báo này, ảnh hưởng của quá trình xử lý nhiệt đến cường độ phát xạ chuyển đổi bước sóng từ vùng hồng ngoại sang vùng ánh sáng nhìn thấy (UC: Upconversion) và cường độ phát xạ cận hồng ngoại (NIR) của đơn tạp Er^{3+} trong vật liệu gốm thủy tinh trong suốt $TeO_2-Al_2O_3-BaF_2$ (TAB) chứa tinh thể nano BaF_2 đã được nghiên cứu. Tinh thể nano BaF_2 được hình thành và xác nhận bởi kết quả phân tích nhiễu xạ XRD. Cấu trúc của tinh thể nano BaF_2 được xác định bởi ảnh TEM, chứng minh rằng tinh thể nano BaF_2 có kích thước khoảng 25 nm. So sánh với mẫu thủy tinh trước khi xử lý nhiệt, cường độ phát xạ UC và cường độ phát xạ NIR của Er^{3+} được tăng cường đáng kể sau quá trình xử lý nhiệt.

Từ khóa: Gốm thủy tinh; Phát xạ NIR; Phát xạ UC; Tinh thể nano BaF_2 ; Xử lý nhiệt.

DOI: [http://dx.doi.org/10.37569/DalatUniversity.10.2.640\(2020\)](http://dx.doi.org/10.37569/DalatUniversity.10.2.640(2020))

Loại bài báo: Bài báo nghiên cứu gốc có bình duyệt

Bản quyền © 2020 (Các) Tác giả.

Cấp phép: Bài báo này được cấp phép theo CC BY-NC 4.0

EFFECTS OF HEAT TREATMENT ON THE UPCONVERSION AND NEAR-INFRARED EMISSIONS OF ERBIUM IN TRANSPARENT TELLURITE GLASS-CERAMICS

Vu Hang Nga^a, Doan Thi Phuc^a, Ho Kim Dan^{b,c*}

^aThe Faculty of Physic, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam

^bThe Ceramics and Biomaterials Research Group, Advanced Institute of Material Science, Ton Duc Thang University, Hochiminh city, Vietnam

^cThe Faculty of Applied Sciences, Ton Duc Thang University, Hochiminh city, Vietnam

*Corresponding author: Email: hokimdan@tdtu.edu.vn

Article history

Received: January 12th, 2020

Received in revised form: February 28th, 2020 | Accepted: March 16th, 2020

Abstract

In this paper, the upconversion (UC) and NIR emissions of Er³⁺-doped in TeO₂-Al₂O₃-BaF₂ (TAB) tellurite transparent glass-ceramics containing BaF₂ nanocrystals through the heat treatment process with changing of temperature and duration were investigated.. From the results of X-ray diffraction (XRD) was confirmed that BaF₂ nanocrystals have been formed in the TAB glass-ceramics under heat treatment. Through the calculated results from the XRD peaks and transmission electron microscopy (TEM), the crystal size of BaF₂ nanocrystals is identified by about 25 nm. Compared with the glass samples before heat treatment, UC and NIR emission intensities of Er³⁺-doped in TAB tellurite transparent glass-ceramics under excitation of 980 nm laser diode was significantly increased.

Keywords: BaF₂ nanocrystals; Glass-ceramics; Heat treatment; NIR emission; UC emission.

DOI: [http://dx.doi.org/10.37569/DalatUniversity.10.2.640\(2020\)](http://dx.doi.org/10.37569/DalatUniversity.10.2.640(2020))

Article type: (peer-reviewed) Full-length research article

Copyright © 2020 The author(s).

Licensing: This article is licensed under a CC BY-NC 4.0

1. ĐẶT VẤN ĐỀ

Chuyển đổi bước sóng từ vùng bước sóng hồng ngoại sang vùng bước sóng ánh sáng nhìn thấy (*Upconversion*–UC) của các nguyên tố đất hiếm (*Rare Earth*–RE) trên nền vật liệu gốm thủy tinh đã được nghiên cứu rộng rãi do các ứng dụng tiềm năng của chúng đến nhiều lĩnh vực, chẳng hạn như: Công nghệ sản xuất màn hình màu; Lưu trữ dữ liệu quang học; Cảm biến và các tế bào năng lượng mặt trời... Trong những năm gần đây, RE pha tạp trên nền gốm thủy tinh đã thu hút sự quan tâm nghiên cứu của các nhà khoa học do chúng có những đặc tính ưu việt về hóa học và độ bền cơ học cao. Năm 1993, nhóm nghiên cứu của Wang và Ohwaki (1993) đã tổng hợp thành công vật liệu gốm thủy tinh đầu tiên chứa tinh thể nano (Pb,Cd)F₂. Kết quả nghiên cứu này cũng cho thấy quá trình cường độ phát xạ UC trên nền vật liệu gốm thủy tinh này đạt hiệu quả rất cao. Từ đó, phát xạ UC của đơn tạp (Kawamoto, Kanno, & Qiu, 1998; Wang và ctg., 2010) và đồng pha tạp các ions RE (Qiu & Song, 2008) trên nền vật liệu gốm thủy tinh đã được nghiên cứu rộng rãi trong vài thập kỷ qua (Cheng, Sui, & Cai, 2012).

Đối với vật liệu thủy tinh và gốm thủy tinh, quá trình xử lý nhiệt đóng vai trò quan trọng trong việc làm thay đổi kích thước tinh thể nano và tăng cường cường độ phát xạ của các ions RE trong vùng ánh sáng khả kiến và cận hồng ngoại (Peng, Zou, Liu, Xiao, Meng, & Zhang, 2011). Xu, Ma, Yang, Zeng, và Yang (2012) đã nghiên cứu và khẳng định rằng với ảnh hưởng của nhiệt độ đã tăng cường cường độ phát xạ UC của đồng pha tạp các ions: Ho³⁺, Er³⁺, và Yb³⁺ trong vật liệu gốm thủy tinh chứa tinh thể nano Ba₂LaF₇. Đồng thời, khi nhiệt độ của quá trình xử lý nhiệt tăng đã làm tăng kích thước của tinh thể nano Ba₂LaF₇. Trong một nghiên cứu trước đây Dan và ctg. (2013) đã báo cáo ảnh hưởng của quá trình xử lý nhiệt đến việc tăng cường cường độ phát xạ UC của đồng pha tạp Er³⁺/Yb³⁺ trong vật liệu gốm thủy tinh Silicate trong suốt chứa tinh thể nano Ba₂LaF₇. Kết quả nghiên cứu cho thấy cường độ phát xạ UC màu xanh lá cây (bước sóng tại 523 nm, 540 nm, và 548 nm) và UC màu đỏ (bước sóng tại 652 nm và 668 nm) tăng lên rất mạnh sau quá trình xử lý nhiệt (Dan & ctg., 2013).

Trong nghiên cứu này, chúng tôi nghiên cứu ảnh hưởng của quá trình xử lý nhiệt đến cường độ phát xạ UC và NIR của đơn tạp Er³⁺ trên nền vật liệu gốm thủy tinh TeO₂-Al₂O₃-BaF₂ trong suốt chứa tinh thể nano BaF₂.

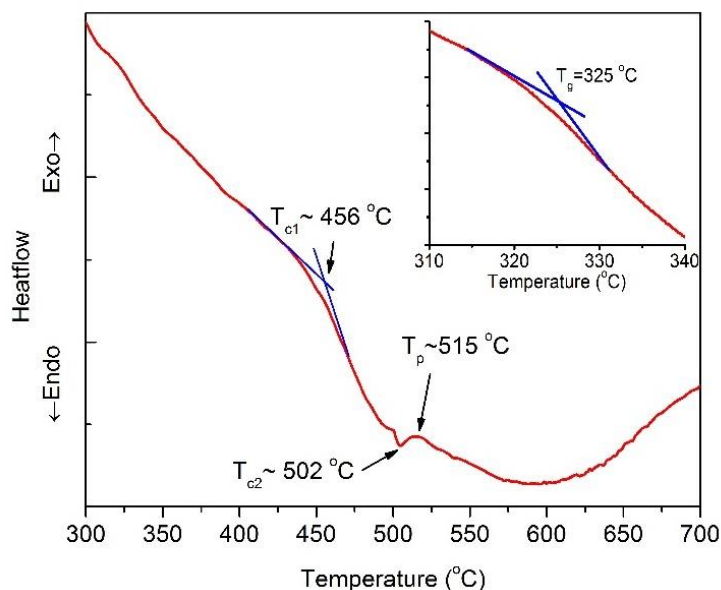
2. MÔ TẢ CHI TIẾT THÍ NGHIỆM

Tất cả các nguyên liệu (TeO₂, Al₂O₃, BaF₂, và ErF₃) là những nguyên liệu dạng thuốc thử, với tỷ lệ 99.99% được dùng trong phòng thí nghiệm. Vật liệu thủy tinh với thành phần: 55TeO₂-15Al₂O₃-29.5BaF₂-0.5ErF₃ (TAB) đã được tạo thành bởi phương pháp nóng chảy thông thường. Hỗn hợp 15 g nguyên liệu được trộn đều, nghiền nhỏ bằng cối, và chày mã não. Hỗn hợp vật liệu được đưa vào lò nung nóng chảy ở nhiệt độ 950 °C trong thời gian 45 phút. Sau đó hỗn hợp nóng chảy này được đổ ra khuôn để tạo thành mẫu thủy tinh. Mẫu thủy tinh được xử lý nhiệt ở 325 °C trong thời gian sáu giờ liên tục để tăng độ bền cơ học. Các mẫu thủy tinh được cắt thành những mẫu với kích thước 10 mm×10 mm×2 mm để thuận tiện cho thực hiện các phép đo quang phổ hấp thụ, quang phổ phát xạ UC, và NIR.

Phân tích nhiệt DTA (*Differential thermal analysis*) của mẫu thủy tinh được thực hiện trên thiết bị đo DTA-60AH Shimadzu của Nhật Bản. Để biết được cấu trúc, hình dạng, và kích thước của tinh thể nano, các phân tích XRD (*X-ray diffraction*) và TEM (*Transmission Electron Microscopy*) được thực hiện bởi các thiết bị BRUKER AXS GMBH và JEM-2100 TEM tương ứng. Quang phổ hấp thụ của các mẫu thí nghiệm được đo ở dải bước sóng từ 300 nm đến 1800 nm trên máy đo quang phổ hấp thụ Hitachi U-4100. Quang phổ phát xạ UC của các mẫu thí nghiệm được đo bởi máy đo quang phổ Hitachi F-7000 với dải bước sóng từ 390 nm đến 700 nm. Tất cả các phép đo quang phổ hấp thụ, quang phổ phát xạ UC, quang phổ phát xạ NIR, và DTA được thực hiện ở nhiệt độ phòng.

3. KẾT QUẢ NGHIÊN CỨU VÀ THẢO LUẬN

Kết quả phân tích nhiệt DTA của mẫu TAB-glass được hiển thị trên Hình 1. Từ kết quả ở Hình 1, nhiệt độ chuyển tiếp T_g của thủy tinh TAB nằm ở khoảng $325\text{ }^\circ\text{C}$, nhiệt độ có thể tạo tinh thể nano T_x khoảng $456\text{ }^\circ\text{C}$, và đỉnh tạo hạt tinh thể nano T_p khoảng $515\text{ }^\circ\text{C}$. Căn cứ vào kết quả phân tích nhiệt DTA, các mẫu thủy tinh được đánh bóng bề mặt và tiến hành xử lý nhiệt tại các nhiệt độ khác nhau ở $456, 470, 490, 502,$ và $515\text{ }^\circ\text{C}$ trong cùng khoảng thời gian là sáu giờ. Các mẫu này được đặt tên tương ứng là: TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515. Đồng thời, chúng tôi tiến hành xử lý nhiệt các mẫu ở $515\text{ }^\circ\text{C}$ trong các khoảng thời gian khác nhau: 6, 10, 14, 18, 22, 26, và 30 giờ, được đặt tên tương ứng: TAB-6, TAB-10, TAB-14, TAB-18, TAB-22, TAB-26, và TAB-30.



Hình 1. Kết quả phân tích nhiệt DTA của mẫu TAB-glass

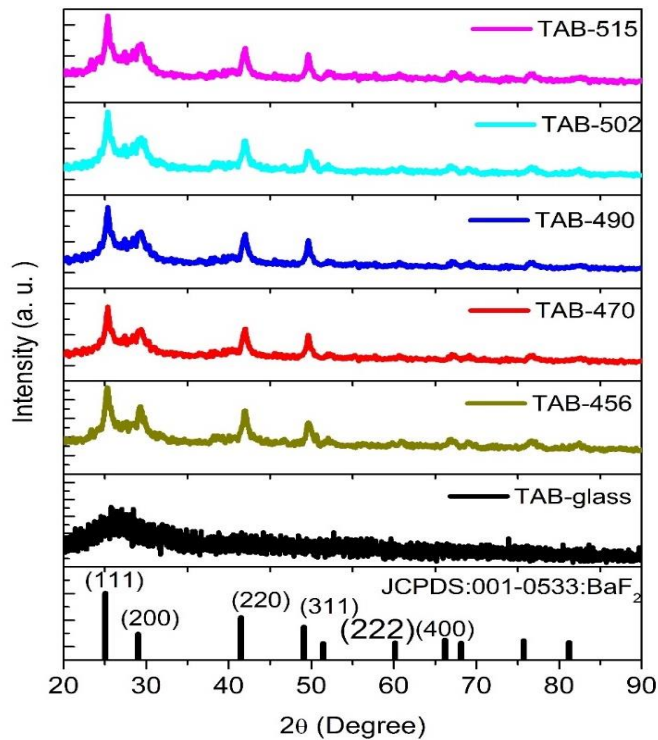
Vật liệu gốm thủy tinh trong suốt đã được tổng hợp được tiến hành đo XRD để xác định cấu trúc tinh thể nano. Kết quả phân tích XRD của các mẫu gốm thủy tinh sau quá trình xử lý nhiệt tại các nhiệt độ khác nhau được hiển thị trên Hình 2. Sử dụng phần

mềm phân tích XRD chuyên dùng X'Pert HighScore Plus (Uvarov & Popov, 2007), xác định được cấu trúc tinh thể bên trong vật liệu gồm thủy tinh trong suốt là tinh thể nano BaF₂ với mã phân tích là JCPDS:001-0533. Kích thước D của tinh thể nano BaF₂ căn cứ vào (hkl) có thể được ước tính từ kết quả phân tích XRD bởi Công thức Scherrer (Công thức 1) (Li, Zhou, Yang, Gao, Ren, & Qiu, 2016):

$$D = \frac{\lambda.K}{\beta.\cos\theta} \quad (1)$$

Trong đó: K = 0.9 là hệ số; λ là bước sóng tới XRD [CuK_α (λ = 0.154056 nm)]; β là toàn bộ độ rộng tối đa tại nửa cực đại (FWHM) tính bằng radian; và θ là góc nhiễu xạ tạo bởi mặt phẳng (hkl).

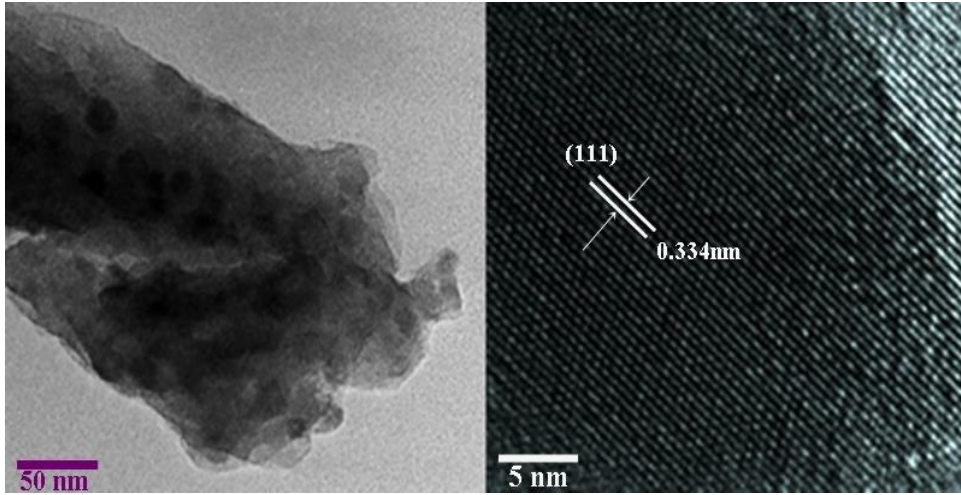
Sử dụng Công thức Scherrer (1), kích thước trung bình của tinh thể nano BaF₂ được tính khoảng 17.0 nm, 19.0 nm, 21.5 nm, 23.0 nm, và 25.0 nm tương ứng cho các mẫu TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515. Điều này có nghĩa là kích thước của tinh thể nano BaF₂ đã tăng lên với việc tăng nhiệt độ của quá trình xử lý nhiệt từ 456 °C đến 515 °C thể hiện ở Hình 2 (Li & ctg., 2016).



Hình 2. XRD của các mẫu thủy tinh và gốm thủy tinh: TAB-glass, TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515

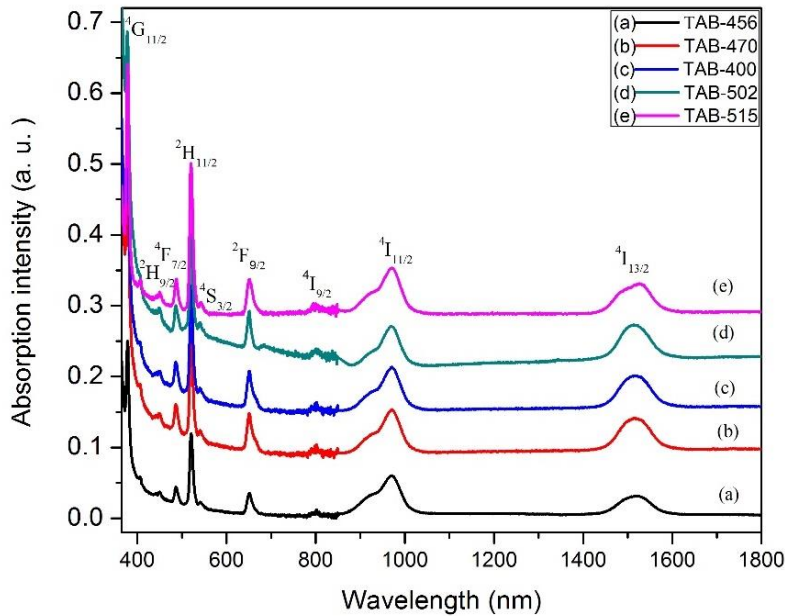
Kết quả ảnh TEM và HRTEM của mẫu TAB-515 sau khi xử lý nhiệt tại 515 °C liên tục trong thời gian sáu giờ được mô tả trên Hình 3. Kết quả ảnh TEM chứng tỏ rằng các tinh thể nano BaF₂ đã được phân bố đồng nhất vào trong vật liệu gốm thủy tinh trong

suốt và kích thước trung bình của tinh thể nano BaF₂ khoảng 25 nm, phù hợp với kết quả tính toán kích thước tinh thể nano BaF₂ theo Công thức Scherrer ở trên.



Hình 3. a) Ảnh TEM của mẫu TAB-515 sau khi xử lý nhiệt ở 515°C trong sáu giờ; b) Ảnh HRTEM của mẫu TAB-515 sau khi xử lý nhiệt ở 515°C trong sáu giờ

Quang phổ hấp thụ của Er³⁺ trong các mẫu TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515 sau quá trình xử lý nhiệt được hiển thị trên Hình 4.



Hình 4. Quang phổ hấp thụ của các mẫu TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515 sau quá trình xử lý nhiệt

Quang phổ hấp thụ Er³⁺ gồm chín đỉnh hấp thụ tại các bước sóng là: 379, 411, 487, 524, 542, 653, 798, 976, và 1532 nm. Mỗi đỉnh hấp thụ tương ứng với các chuyển tiếp mức năng lượng từ trạng thái cơ bản ⁴I_{15/2} đến các trạng thái năng lượng tương ứng

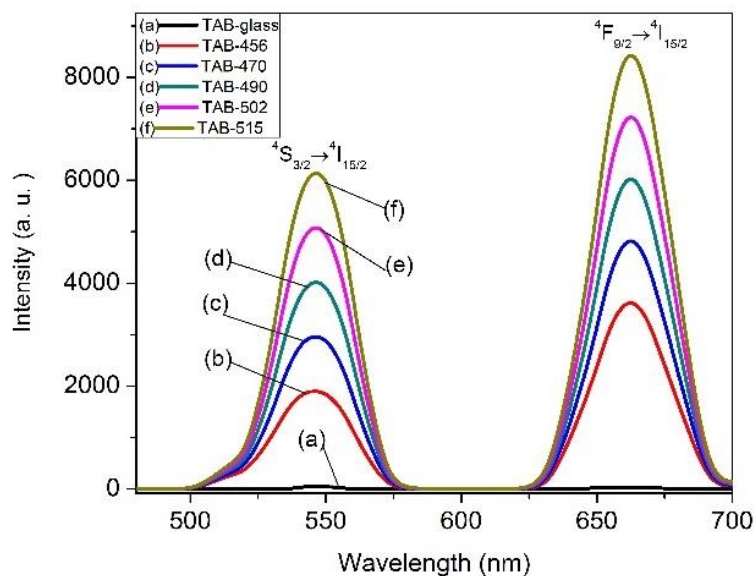
là: ${}^4G_{11/2}$, ${}^4F_{7/2}$, ${}^2H_{9/2}$, ${}^2H_{11/2}$, ${}^4S_{3/2}$, ${}^4F_{9/2}$, ${}^4I_{9/2}$, ${}^4I_{11/2}$, và ${}^4I_{13/2}$ của Er^{3+} (Dan & ctg., 2013). Hình ảnh mẫu gốm thủy tinh TAB-515 sau khi xử lý nhiệt tại 515 °C trong sáu giờ được hiển thị trên Hình 5 cho thấy mẫu TAB-515 là vật liệu gốm thủy tinh trong suốt.



TAB-515

Hình 5. Hình ảnh mẫu gốm thủy tinh TAB-515 sau khi xử lý nhiệt tại 515 °C trong sáu giờ.

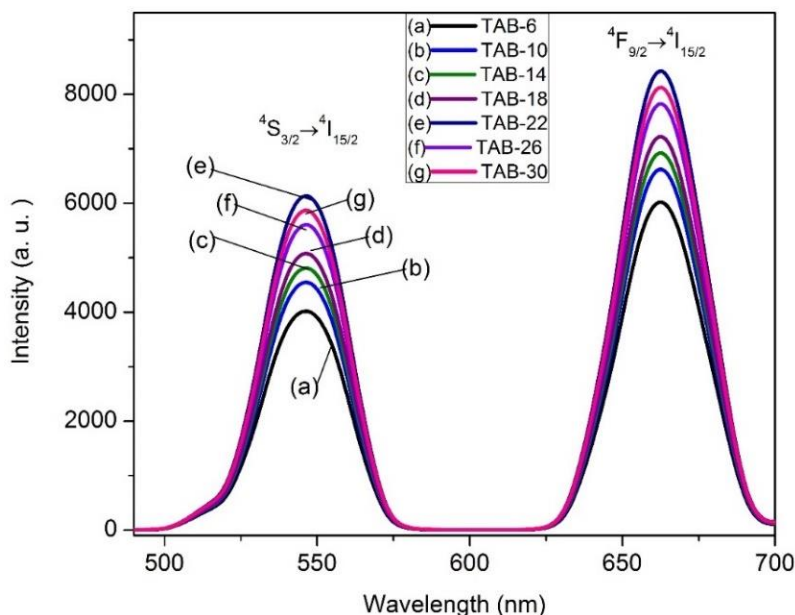
Hình 6 hiển thị quang phổ phát xạ UC của các mẫu TAB-glass, TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515, dưới kích thích của bước sóng laser 980 nm. Ngược lại, với cường độ phát xạ UC yếu quan sát được qua mẫu thủy tinh, cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 412 nm (${}^2H_{9/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$), 523 nm (${}^2H_{11/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$), 548 nm (${}^4S_{3/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$) và 668 nm (${}^4F_{9/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$) trong các mẫu gốm thủy tinh TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515 mạnh lên đáng kể sau quá trình xử lý nhiệt.



Hình 6. Quang phổ phát xạ UC của các mẫu TAB-glass, TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502 và TAB-515

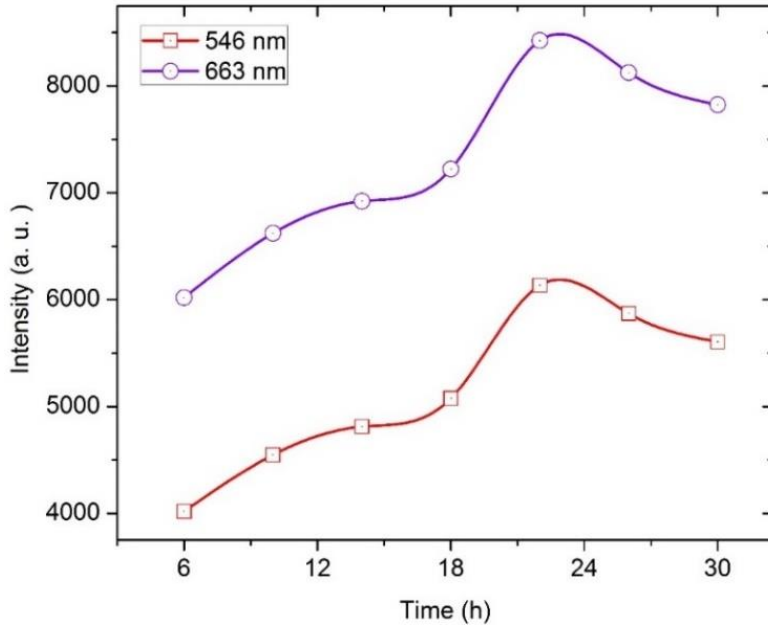
Những lý do góp phần vào sự gia tăng cường độ phát xạ UC của Er^{3+} sau khi xử lý nhiệt: Thứ nhất, trong vật liệu gốm thủy tinh sau khi xử lý nhiệt hoặc chiếu xạ laser, các ions Er^{3+} phân tán vào các tinh thể nano BaF_2 (Dan & ctg., 2014) làm cho khoảng cách giữa các ions Er^{3+} trở nên gần hơn dẫn đến cường độ phát xạ UC của các ions RE tăng; và Thứ hai, trong gốm thủy tinh TAB, các ions Er^{3+} đã kết hợp theo kiểu không bậc cầu với các O-Si và O-Al (Dan & ctg., 2020) hình thành các O-Al-Er hoặc O-Si-Er góp phần làm cho cường độ phát xạ UC tăng lên.

Hình 7 mô tả quang phổ phát xạ UC của Er^{3+} trong các mẫu gốm thủy tinh trong suốt TAB-6, TAB-10, TAB-14, TAB-18, TAB-22, TAB-26, và TAB-30 khi xử lý nhiệt tại 515°C với thời gian khác nhau dưới kích thích của bước sóng 980 nm LD. Cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 546 nm và 668 nm cũng tăng đáng kể khi thay đổi thời gian xử lý nhiệt từ 6 đến 22 giờ. Khi thời gian xử lý nhiệt liên tục đến 26 giờ thì cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 546 nm và 663 nm đã giảm so với khi xử lý nhiệt liên tục trong 22 giờ. Khi thời gian xử lý nhiệt liên tục ở 30 giờ thì cường độ phát xạ UC tiếp tục giảm. Như vậy, trong nghiên cứu này, mẫu gốm thủy tinh khi xử lý nhiệt tại 515°C liên tục trong 22 giờ tạo ra phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 546 nm và 668 nm đạt giá trị tối ưu nhất.



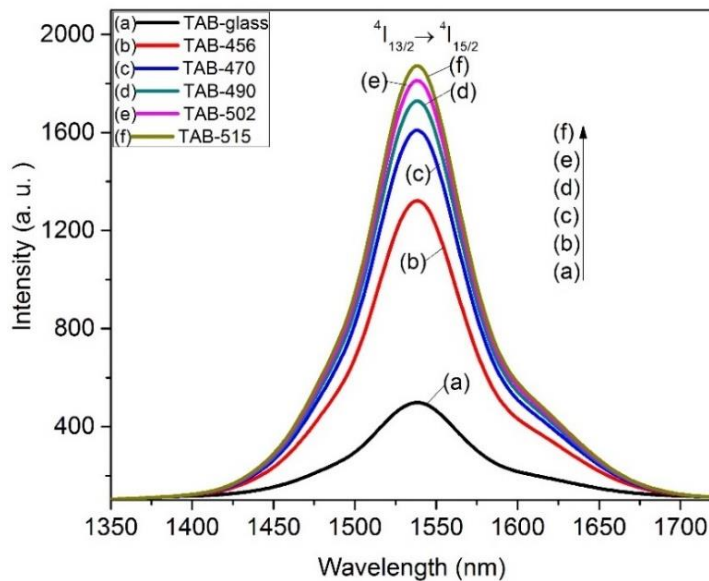
Hình 7. Quang phổ UC của các mẫu gốm thủy tinh TAB-6, TAB-10, TAB-14, TAB-18, TAB-22, TAB-26 và TAB-30 khi xử lý nhiệt thay đổi thời gian

Quan hệ giữa cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 546 nm và 668 nm và thời gian xử lý nhiệt của các mẫu gốm thủy tinh được thể hiện trên Hình 8. Sự tăng cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 546 nm cơ bản giống với cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại bước sóng 663 nm. Cường độ phát xạ UC của Er^{3+} tại cả hai bước sóng này đều đạt giá trị tối ưu khi xử lý nhiệt tại 515°C trong 22 giờ.



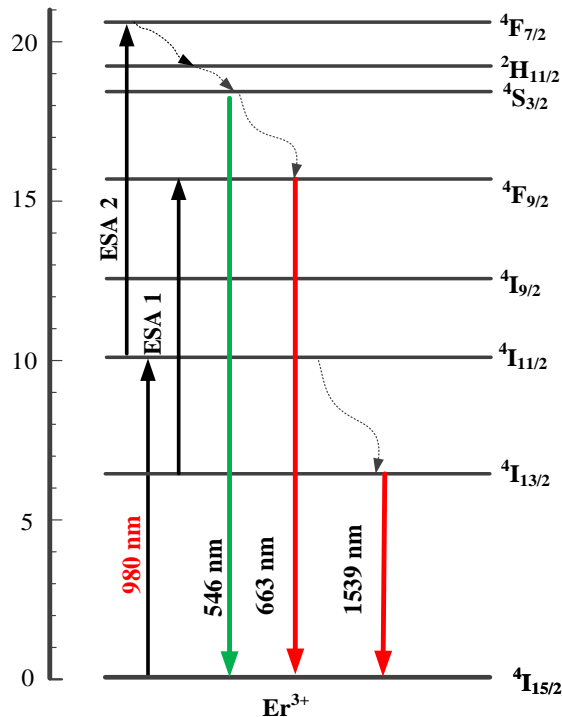
Hình 8. Quan hệ giữa cường độ phát xạ UC của Er³⁺ và thời gian xử lý nhiệt

Quang phổ phát xạ NIR của các mẫu TAB-glass, TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515, dưới kích thích của bước sóng laser 980 nm được trình bày trên Hình 9. Khi nhiệt độ xử lý nhiệt tăng từ 456 °C đến 515 °C thì cường độ phát xạ NIR của Er³⁺ tại bước sóng 1539 nm ($^4I_{13/2} \rightarrow ^4I_{15/2}$) trong các mẫu gốm thủy tinh TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515 cũng tăng lên đáng kể. Cường độ phát xạ NIR của Er³⁺ trong vật liệu gốm thủy tinh tại bước sóng 1539 nm tăng lên khoảng 1.5 lần so với khi nhiệt độ xử lý tăng từ 456 °C đến 515 °C.



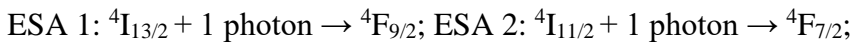
Hình 9. Quang phổ phát xạ NIR của các mẫu TAB-glass, TAB-456, TAB-470, TAB-490, TAB-502, và TAB-515

Để phân tích cơ chế phát xạ UC và NIR của Er^{3+} trong mẫu gốm thủy tinh TAB sử dụng sơ đồ mức năng lượng của Er^{3+} được trình bày trong Hình 10. Đầu tiên, mức năng lượng $^4\text{I}_{11/2}$ chịu kích thích trực tiếp bởi bước sóng 980 nm LD. Tiếp theo, mức năng lượng $^4\text{I}_{11/2}$ nhận một photon và chuyển đến trạng thái năng lượng tiếp theo thấp hơn $^4\text{F}_{7/2}$ với quá trình ESA: $^4\text{I}_{11/2} + \text{photon} \rightarrow ^4\text{F}_{7/2}$. Các ions Er^{3+} chỉ tồn tại ở mức năng lượng này trong thời gian ngắn, sau đó nhanh chóng chuyển đến mức năng lượng thấp hơn $^4\text{H}_{11/2}$ và $^4\text{S}_{3/2}$ (Clegg, 1995; Zhou, Song, Chi, & Qiu, 2009).



Hình 10. Sơ đồ mức năng lượng, cơ chế phát xạ UC của SATBLEY glass-ceramics

Quá trình chuyển tiếp các mức năng lượng từ $^4\text{S}_{3/2} \rightarrow ^4\text{I}_{15/2}$ tạo ra các phát xạ UC tại bước sóng 546 nm. Phát xạ UC tại bước sóng 663 nm có nguồn gốc từ chuyển tiếp mức năng lượng từ $^4\text{F}_{9/2} \rightarrow ^4\text{I}_{15/2}$. Mức năng lượng tại $^4\text{F}_{7/2}$ và $^4\text{F}_{9/2}$ được tạo ra qua các quá trình ESA (Kumar, Rai, & Rai, 2006).



Mức năng lượng $^4\text{I}_{13/2}$ là do quá trình không bức xạ từ mức năng lượng $^4\text{I}_{11/2}$. Phát xạ cận hồng ngoại bước sóng tại 1539 nm do chuyển tiếp $^4\text{I}_{13/2} \rightarrow ^4\text{I}_{15/2}$ của Er^{3+} tạo ra (Kumar & ctg., 2006).

4. KẾT LUẬN

Trong phạm vi nghiên cứu này, chúng tôi đã tổng hợp thành công vật liệu glass-ceramics trong suốt có thành phần $55\text{TeO}_2\text{-}15\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}29.5\text{BaF}_2\text{-}0.5\text{ErF}_3$ chứa tinh thể nano BaF_2 . Kích thước của tinh thể nano BaF_2 tăng dần từ 17nm đến 5nm với sự gia tăng

của nhiệt độ quá trình xử lý nhiệt từ 456 °C đến 515 °C. So với các mẫu thủy tinh nguyên thủy chưa qua xử lý nhiệt, cường độ phát xạ UC của Er^{3+} trong vật liệu gốm thủy tinh tại bước sóng 546 nm và 663 nm tăng lên rất mạnh. Cường độ phát xạ UC của Er^{3+} trong vật liệu gốm thủy tinh tại bước sóng 546 nm và 663 nm đạt hiệu quả tối ưu nhất khi xử lý nhiệt tại 515 °C trong thời gian liên tục 22 giờ. Cường độ phát xạ NIR của Er^{3+} trong vật liệu gốm thủy tinh tại bước sóng 1539 nm tăng lên khoảng 1.5 lần khi nhiệt độ xử lý tăng từ 456 °C đến 515 °C. Các dữ liệu nghiên cứu trong bài báo này sẽ cung cấp những thông tin và dữ liệu bổ ích cho việc phát triển các nghiên cứu về ảnh hưởng của nhiệt độ đến cường độ phát xạ của các ions RE trên nền vật liệu gốm thủy tinh. Ngoài ra, vật liệu gốm thủy tinh trong suốt tổng hợp được trong nghiên cứu này có thể sử dụng cho các ứng dụng như khuếch đại sợi quang và pin năng lượng mặt trời.

LỜI CẢM ƠN

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Quỹ Phát triển khoa học và công nghệ Quốc gia (NAFOSTED) trong đề tài mã số: 103.03-2019.56.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- Cheng, Q., Sui, J. H., & Cai, W. (2012). Enhanced upconversion emission in Yb^{3+} and Er^{3+} co-doped NaGdF_4 nanocrystals by introducing Li^+ ions. *Nanoscale*, 4, 779-784.
- Clegg, R. M. (1995). Fluorescence resonance energy transfer. *Current Opinion in Biotechnology*, 6(1), 103-110.
- Dan, H. K., Le, D. N., Nguyen, T. H. T., Tra, D. T., Ha, X. V., Nguyen, M. T. ... Qiu, J. (2020). Effects of Y^{3+} the enhancement NIR emission of Bi^+ - Er^{3+} co-doped in transparent silicate glass-ceramics for Erbium-doped fiber amplifier (EDFA), *Journal of Luminescence*, 219, 1-9.
- Dan, H. K., Zhou, D. C., Wang, R., Hau, T. M., Jiao, Q., Yu, X., & Qiu, J. B. (2013). Upconversion of $\text{Er}^{3+}/\text{Yb}^{3+}$ co-doped transparent glass-ceramics containing Ba_2LaF_7 nanocrystals. *Journal of Rare Earths*, 31(9), 843-848.
- Dan, H. K., Zhou, D. C., Wang, R. F., Yu, X., Jiao, Q., Yang, Z. W., Song, Z. G., & Qiu, J. B. (2014). Energy transfer and upconversion emission of $\text{Er}^{3+}/\text{Tb}^{3+}/\text{Yb}^{3+}$ co-doped transparent glass-ceramics containing Ba_2LaF_7 nanocrystals under heat treatment, *Optical Materials*. 36, 639-644.
- Kawamoto, Y., Kanno, R., & Qiu, J. B. (1998). Upconversion luminescence of Er^{3+} in transparent $\text{SiO}_2\text{-PbF}_2\text{-ErF}_3$ glass-ceramics. *Journal of Materials Science*, 33, 63-67.
- Kumar, K., Rai, S. B., & Rai, D. K. (2006). Upconversion studies in Er^{3+} doped $\text{TeO}_2\text{-M}_2\text{O}$ ($\text{M} = \text{Li}, \text{Na}$ and K) binary glasses. *Solid State Communications*, 139(7), 363-369.
- Li, Z., Zhou, D., Yang, Y., Gao, Y., Ren, P., & Qiu, J., (2016). Effects of Li^+ ions on the enhancement of up-conversion emission in $\text{Ho}^{3+}\text{-Yb}^{3+}$ co-doped transparent glass-ceramics containing Ba_2LaF_7 nanocrystals. *Optical Materials*, 60, 277-282.

- Peng, W., Zou, S., Liu, G., Xiao, Q., Meng, J., & Zhang, R. (2011). Combustion synthesis and upconversion luminescence of $\text{CaSc}_2\text{O}_4:\text{Yb}^{3+}, \text{Er}^{3+}$ nano-powders. *Journal of Rare Earths*, 29(4), 330-334.
- Qiu, J. B., & Song, Z. G. (2008). Nanocrystals precipitation and upconversion luminescence in $\text{Yb}^{3+}\text{-Tm}^{3+}$ co-doped oxyfluoride glasses. *Journal of Rare Earths*, 26, 919-923.
- Uvarov, V., & Popov, I. B. (2007). Metrological characterization of X-ray diffraction methods for nanocrystallite size determination. *Materials Characterization*, 58(10), 883-891.
- Wang, Y., & Ohwaki, J. (1993). New transparent vitroceraamics codoped with Er^{3+} and Yb^{3+} for efficient frequency upconversion. *Applied Physics Letters*, 63(24), 3268-3270.
- Wang, F., Han, Y., Lim, C. S., Lu, Y., Wang, J., Xu, J. ... Liu, X. G. (2010). Simultaneous phase and size control of upconversion nanocrystals through lanthanide doping. *Nature*, 463, 1061-1065.
- Xu, C., Ma, M., Yang, L., Zeng, S., & Yang, Q. (2012). Lanthanide doping-facilitated growth of ultrasmall monodisperse Ba_2LaF_7 nanocrystals with excellent photoluminescence. *Journal of Colloid and Interface Science*, 368(1), 49-55.
- Zhou, D., Song, Z., Chi, G., & Qiu, J. B. (2009). NIR broadband luminescence and energy transfer in $\text{Er}^{3+}\text{-Tm}^{3+}$ co-doped tellurite glasses. *Journal of Alloys and Compounds*, 481, 881-884.