

NGHIÊN CỨU SỰ PHÂN BỐ CỦA CÁC NGUYÊN TỬ PHỐT PHO PHA TẠP TRONG MÀNG GE TĂNG TRƯỞNG EPITAXY TRÊN ĐỀ SI(100) BẰNG KỸ THUẬT CHỤP CẮT LỚP ĐẦU DÒ NGUYÊN TỬ

Lương Thị Kim Phụng*
Đại học Hồng Đức

TÓM TẮT

Các nghiên cứu cho thấy khả năng phát quang của Germani (Ge) có thể cải thiện đáng kể nếu áp dụng một ứng suất căng và pha tạp điện tử trong màng Ge để thay đổi cấu trúc vùng năng lượng của nó. Điện tử pha tạp được tạo ra nhờ pha tạp phốt pho (P) từ nguồn rắn Gali phốt pho (GaP). Mật độ nguyên tử P tổng cộng trong lớp Ge là $7,5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ tuy nhiên nồng độ điện tử đã kích hoạt sau khi xử lý nhiệt chỉ đạt cỡ $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Nghĩa là vẫn còn $7,3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ nguyên tử phốt pho vẫn chưa được kích hoạt và chiếm giữ các vị trí xen kẽ trong mạng nền. Trong nghiên cứu này, sự phân bố của các nguyên tử phốt pho pha tạp trong màng Ge được tập trung khảo sát. Vị trí của các nguyên tử P được thiết lập lại nhờ kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử (APT). Màng Ge được xử lý nhiệt sau khi tăng trưởng ở nhiệt độ 700°C trong thời gian 60 giây để tạo ứng suất và kích hoạt điện tử pha tạp đồng thời cải thiện chất lượng tinh thể. Màng Ge được tăng trưởng trên đế Si định hướng (100) bằng kỹ thuật epitaxy chùm phân tử (MBE). Chất lượng bề mặt của màng và chất lượng tinh thể của lớp Ge được khảo sát bằng thiết bị nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao (RHEED). Hiệu suất phát quang của màng Ge được đánh giá từ phép đo phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại.

Từ khóa: Germani; pha tạp phốt pho; phổ huỳnh quang; chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử; quang điện tử

MỞ ĐẦU

Việc hiện thực hoá một nguồn sáng trên cơ sở Si để tương thích với công nghệ chế tạo mạch tích hợp CMOS (Complementary Metal Oxide Semiconductor) là mục tiêu của nhiều nhóm nghiên cứu trong những thập niên gần đây. Nó sẽ mở ra nhiều triển vọng ứng dụng quan trọng, nhất là việc thay thế truyền thông tin bằng tín hiệu điện sang truyền dẫn thông tin bằng tín hiệu quang trong các linh kiện quang điện tử nhằm tăng tốc độ truyền dẫn và xử lý số liệu cũng như giảm tổn hao trong quá trình hoạt động. Chính vì thế đã có rất nhiều hướng nghiên cứu để tiếp cận vấn đề này bao gồm các nghiên cứu về vật liệu Si phát quang như Si xốp [1,2], Si pha tạp Er [3,4], nano tinh thể Si [5] hay chấm lượng tử Ge/Si self-assembled [6,7], tuy nhiên chưa có nghiên cứu nào thu được hiệu quả phát quang lớn ở nhiệt độ phòng. Những nghiên cứu gần đây về màng Ge có ứng suất căng và pha tạp điện tử nồng độ cao đã thu được nhiều kết quả khả

quan về hiệu suất phát quang của lớp Ge. Việc tạo ra ứng suất căng kết hợp với pha tạp điện tử là nhằm thay đổi cấu trúc vùng năng lượng của nguyên tử Ge để biến nó từ chất bán dẫn chuyển tiếp xiên với hiệu suất phát quang thấp thành chất bán dẫn chuyển tiếp thẳng và có hiệu suất phát quang cao trong vùng bước sóng 1550 nm[8,9,10]. Các nghiên cứu đã chỉ ra rằng với giá trị ứng suất căng cỡ $\sim 1.9\%$, độ rộng vùng cấm của Ge sẽ giảm xuống $\sim 0.5 \text{ eV}$ tương ứng với việc sẽ có thể phát xạ photon với bước sóng khoảng 2500 nm[11,12]. Tuy nhiên để vươn tới gần hơn bước sóng truyền thông khoảng 1550 nm, thì việc pha tạp điện tử theo một giá trị ứng suất nào đó có thể san bằng sự chênh lệch năng lượng giữa chuyển mức xiên và chuyển mức thẳng. Điện tử pha tạp sẽ chiếm giữ tại các mức năng lượng của thung lũng L, dưới sự kích thích năng lượng từ bên ngoài sẽ dẫn đến khả năng cao các điện tử có thể xuất hiện tại thung lũng Γ và tăng khả năng phát quang cho màng Ge. Để pha tạp điện tử trong màng Ge, người ta pha tạp phốt pho từ nguồn rắn GaP

* Tel: 0904 621503, Email: luongthikimphuong@hdu.edu.vn

vì P được phân tách từ nguồn GaP có hệ số dính lớn gấp 10 lần so với phốt pho được tạo ra từ nguồn khí PH₃ thông thường [13,14]. Nồng độ nguyên tử phốt pho được tổ hợp vào mạng nền là $7,5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ nhưng nồng độ điện tử đã kích hoạt (ứng với nồng độ nguyên tử phốt pho thực sự thay thế vào vị trí của Ge trong mạng nền) sau khi xử lý nhiệt chỉ đạt cỡ $0,2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ [15]. Điều đó đồng nghĩa rằng vẫn còn $7,3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ nguyên tử phốt pho vẫn chưa được kích hoạt và nằm vào các vị trí xen kẽ trong mạng nền. Trong bài báo này chúng tôi tập trung nghiên cứu sự phân bố của các nguyên tử pha tạp trong mạng Ge bằng kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử để xây dựng lại hình ảnh không gian 3 chiều của các nguyên tử P trong màng Ge. Bên cạnh đó, hiệu ứng khuếch tán ngoài của nguyên tử P pha tạp khi xử lý mẫu ở nhiệt độ cao cũng được khảo sát và nghiên cứu.

THỰC NGHIỆM

Lớp màng Ge được tăng trưởng nhờ hệ thống MBE chuẩn với áp suất cơ sở thấp hơn $2 \div 10^{-10}$ torr. Ge được bay hơi từ nguồn Knudsen với hai vùng được đốt nóng, tốc độ bốc bay hơi nằm trong khoảng từ 2÷5 nm/phút. Để tăng trưởng là đế Si phẳng, pha tạp loại n với định hướng (100). Việc làm sạch bề mặt đế được tiến hành qua 2 bước, bước thứ nhất là xử lý bằng phương pháp hoá với chu trình oxy hoá bề mặt trong axit HNO₃ đặc nóng và tẩy lớp oxit trong dung dịch axit HF để ăn mòn nguyên tử carbon nhiễm bẩn còn dư trên bề mặt. Sau khi loại bỏ lớp oxit thô ráp trên bề mặt đế, một lớp oxit mỏng mịn được hình thành khi ngâm mẫu trong dung dịch HCl:H₂O₂:H₂O để bảo vệ bề mặt khỏi sự nhiễm hydro carbon trong quá trình vận chuyển mẫu vào buồng MBE. Bước làm sạch thứ hai là làm sạch bằng nhiệt trong chân không siêu cao để bốc hơi lớp SiO₂ mỏng đã được hình thành trước đó ở nhiệt độ khoảng 650°C trước khi nung nhiệt nhanh ở 900°C trong vòng 5÷10 giây. Sau bước làm sạch này, bề mặt Si thể hiện rõ sự tái cấu trúc của vạch (2x1) trong quan sát RHEED và phép đo phổ phát xạ nguyên tử AES (Auger Electron

Spectroscopy) không phát hiện thấy bất cứ sự có mặt của nguyên tố oxy hoặc carbon trên bề mặt đế. Nhiệt độ đế được xác định nhờ một công tắc cặp nhiệt được gắn ở mặt sau của đế với độ chính xác khoảng 20°C.

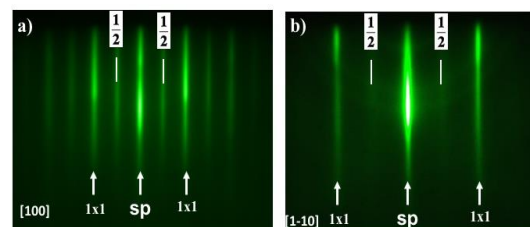
Buồng tăng trưởng được trang bị thiết bị RHEED cho phép quan sát kiểu tăng trưởng của màng Ge ngay trong quá trình thí nghiệm. Nhờ có phổ nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao RHEED với chùm electron tới gần như song song với bề mặt mẫu và chỉ tương tác với vài đơn lớp của màng mà từ đó ta cũng có thể đánh giá chất lượng bề mặt và chất lượng tinh thể của màng Ge.

Phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại của màng Ge được khảo sát nhờ một nguồn kích laser có bước sóng 523 nm được hội tụ trên bề mặt mẫu. Tín hiệu huỳnh quang được đo bằng đầu thu InGaAs và các phép đo được thực hiện ở nhiệt độ phòng.

Phép đo chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử có laser hỗ trợ được thực hiện nhờ sử dụng đầu dò nguyên tử điện cực cực bộ LEAP 3000X HR để xây dựng lại sự phân bố của các nguyên tử P và Ge trong màng.

KẾT QUẢ VÀ THẢO LUẬN

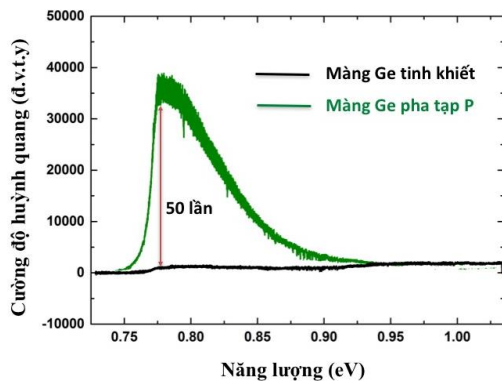
Do sự sai khác hằng số mạng giữa màng Ge và đế Si là đáng kể cỡ 4,2% nên kiểu tăng trưởng đặc trưng của lớp Ge là tăng trưởng dạng đảo (tăng trưởng 3D) với mật độ sai hỏng lớn [16]. Các sai hỏng này sẽ trở thành các tâm tán xạ và làm suy giảm đáng kể hiệu suất phát quang của vật liệu.



Hình 1. Hình ảnh nhiễu xạ RHEED dọc theo hai hướng chính là hướng [100] (hình 1a) và hướng [1-10] (hình 1b) của màng Ge pha tạp P tăng trưởng theo mô hình hai bước

Để không chế kiểu tăng trưởng này và tạo ra một lớp Ge có bề mặt mịn và mật độ sai hỏng

thấp ứng dụng trong các linh kiện quang điện tử, chúng tôi sử dụng phương pháp tăng trưởng hai bước [17]. Một lớp đệm Ge có độ dày 50 nm được lắng đọng ở nhiệt độ 270°C và lớp Ge thứ 2 pha tạp điện tử từ nguồn rắn GaP được thực hiện ở nhiệt độ đế là 170°C và nhiệt độ nguồn GaP là 725°C. Đây là điều kiện tối ưu để lớp Ge pha tạp có hiệu suất phát quang lớn nhất [18]. Hình 1 là ảnh nhiễu xạ RHEED đặc trưng theo hai hướng [100] và hướng [1-10] của màng Ge trong suốt quá trình pha tạp. Kết quả cho thấy màng Ge được lắng đọng theo từng lớp (tăng trưởng 2D) với bề mặt đồng đều, mịn và chất lượng tinh thể tốt, được đặc trưng bởi các vạch (1x1) và vạch (1x2). Trong đó các vạch (1x2) là các vạch đặc trưng cho sự tái cấu trúc của các nguyên tử Ge trên bề mặt. Sự có mặt của các nguyên tử pha tạp không ảnh hưởng đến chất lượng và cấu trúc tinh thể của mạng nền.

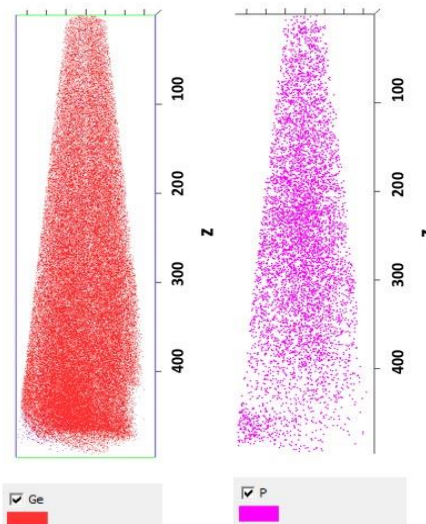


Hình 2. Phổ huỳnh quang của màng Ge tinh khiết (đường màu đen) và của màng Ge pha tạp P từ nguồn rắn GaP (đường màu xanh lá) với cùng điều kiện tăng trưởng

Hình 2 biểu diễn phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại của màng Ge pha tạp điện tử (ứng với $T_{đế}=170^{\circ}\text{C}$ và $T_{\text{GaP}}=725^{\circ}\text{C}$) và màng Ge tinh khiết. Các mẫu có cùng độ dày màng (600nm) và sau khi tăng trưởng, mẫu được xử lý nhiệt nhanh ở 700°C trong thời gian 60 giây để kích hoạt các điện tử pha tạp đồng thời cải thiện chất lượng tinh thể [15]. Phép đo phổ huỳnh quang được tiến hành ở nhiệt độ phòng. Từ hình 2 ta thấy cường độ phổ huỳnh quang của màng Ge khi pha tạp tăng gấp 50 lần so với lớp Ge tinh khiết. Chú ý rằng ứng suất căng trong lớp Ge được tạo ra trong quá trình xử lý nhiệt nhanh và giá trị

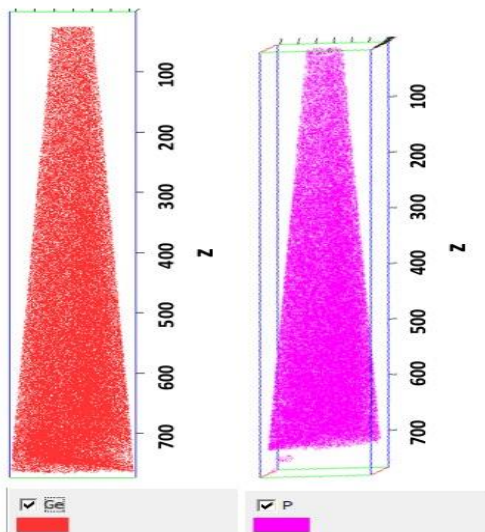
của ứng suất căng chỉ khoảng 0,10%. Điều này khẳng định rằng hệ số dính bề mặt của phân tử P_2 đóng vai trò chủ đạo quyết định tới hiệu quả của quá trình pha tạp và hiệu suất phát quang của màng Ge. Ứng suất căng của lớp Ge tinh khiết được tăng trưởng và xử lý nhiệt trong cùng điều kiện với lớp Ge pha tạp P cũng có giá trị là 0,10%. Nghĩa là sự có mặt của nguyên tử P trong mạng nền Ge không gây nên sự thay đổi ứng suất trong lớp Ge. Sự phân bố của các nguyên tử P pha tạp trong lớp Ge được xây dựng lại nhờ kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò phân tử (hình 3). Màng Ge được tăng trưởng trên đế SOI (Silicon On Insulator) ở 170°C. Trước khi xử lý nhiệt, các nguyên tử được phân bố khá đồng đều trong vi đầu dò dọc theo bề dày lắng đọng (500nm). Tuy nhiên vẫn còn xuất hiện những đường sai hỏng trong lớp Ge.

Đối với màng Ge pha tạp điện tử từ các nguyên tố như Antimon (Sb) hoặc P thì việc xử lý nhiệt phải thực hiện ở vùng nhiệt độ thích hợp trong thời gian ngắn để giảm thiểu hiệu ứng khuếch tán ngoài của các nguyên tố pha tạp. Các nguyên tố pha tạp này có hệ số khuếch tán lớn và có xu hướng dồn lên vùng bề mặt của màng Ge và tạo ra sự không đồng nhất về nồng độ điện tử trong toàn bộ màng Ge, ảnh hưởng đến hiệu suất phát quang của lớp Ge.



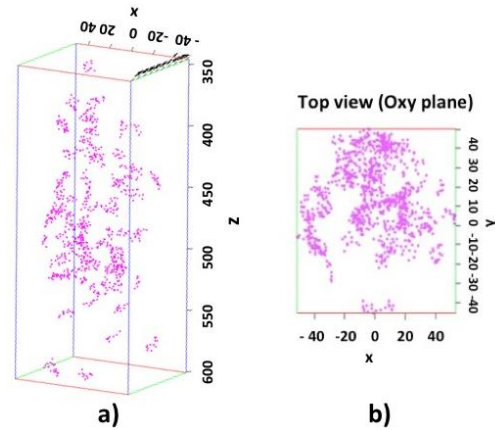
Hình 3. Sự phân bố của các nguyên tử Ge và nguyên tử P dọc theo chiều dày màng được xây dựng lại nhờ kỹ thuật APT

Sau khi nghiên cứu các điều kiện nâng nhiệt (không được trình bày ở đây), chúng tôi đã tìm ra điều kiện ủ mẫu thích hợp để hiệu suất phát huỳnh quang của màng là lớn nhất. Mẫu được xử lý nhiệt nhanh ở 700°C trong thời gian 60 giây để cung cấp cho nguyên tử pha tạp một động năng đủ lớn để vượt qua thế năng tương tác giữa các nguyên tử của mạng nền và chiếm giữ vị trí của nguyên tử Ge. Sau khi xử lý nhiệt, các nguyên tử P và Ge được phân bố đồng đều hơn và những đường sai hỏng trong màng Ge giảm đáng kể (hình 4). Như đã trình bày ở trên, nồng độ điện tử đã kích hoạt trong mạng nền Ge là $0,2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ và nồng độ nguyên tử P pha tạp đang tồn tại ở những vị trí xen kẽ là $7,3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Các phép phân tích về sự kết đám của nguyên tử pha tạp P cho thấy, các nguyên tử P đã hình thành các đám nhỏ trong mạng tinh thể của Ge. Kết quả chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử ba chiều (hình 5a) đã chỉ ra rằng khoảng cách lớn nhất giữa mỗi đám P là 3,5 nm và số nguyên tử P thấp nhất trong mỗi đám là 8 nguyên tử/đám. Bản đồ nguyên tử 3D cho thấy các đám P được phân bố khắp toàn miền của vi đầu dò. Với vi đầu dò có chiều dài là 750 nm thì tổng số đám P chứa trong đó là 245 đám. Số nguyên tử trung bình cho mỗi đám là 14 nguyên tử/đám và mật độ đám trong lớp Ge là $6,2 \times 10^{16} \text{ đám.cm}^{-3}$.



Hình 4. Sự phân bố của các nguyên tử Ge và nguyên tử P sau khi xử lý nhiệt ở 700°C trong thời gian 60 giây

Ảnh chụp từ trên xuống (top-view) ở hình 5b chỉ ra rằng các đám P không được phân bố đều trong vi đầu dò. Như vậy so với trường hợp chưa xử lý nhiệt thì sau khi xử lý nhiệt, các nguyên tử pha tạp P có xu hướng tập hợp lại với nhau và hình thành các đám nhỏ. Thật vậy, các nghiên cứu thực nghiệm gần đây cho thấy sự khuếch tán của các nguyên tử pha tạp loại n như P, Asen (As), Sb trong Ge được phân bố liên quan đến cơ chế lỗ trống. Đây là hệ quả của việc năng lượng hình thành của lỗ trống (1,88 eV) thấp hơn của vị trí xen kẽ (3,07 eV) trong Ge.



Hình 5. Hình ảnh ba chiều của các đám nguyên tử P phân bố theo chiều sâu của màng Ge (hình 5a) và ảnh từ trên xuống của các đám P (hình 5b)

KẾT LUẬN

Kết quả chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử của màng Ge pha tạp P từ nguồn rắn GaP đã chỉ ra rằng các nguyên tử P đã hình thành các đám nhỏ trong mạng tinh thể của Ge. khoảng cách lớn nhất giữa mỗi P đám lân cận là 3,5 nm và số nguyên tử P thấp nhất trong mỗi đám là 8 nguyên tử/đám. Các đám P được phân bố khắp toàn miền của vi đầu dò. Số nguyên tử trung bình cho mỗi đám là 14 nguyên tử/đám và mật độ đám trong lớp Ge là $6,2 \times 10^{16} \text{ đám.cm}^{-3}$. Tuy nhiên, các đám P không được phân bố đều trong micro tip. Sau khi xử lý nhiệt ở 700°C trong vòng 60 giây thì các nguyên tử P được phân bố đều hơn trong mạng nền Ge và mật độ các sai hỏng giảm đáng kể.

LỜI CẢM ƠN

Xin chân thành cảm ơn GS. TS Lê Thành Vinh và PhD. Lương Minh Anh của Trường Đại học Aix- Marseille, Cộng hoà Pháp vì sự giúp đỡ trong quá trình thực hiện nghiên cứu này.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

1. L. Canham (2000), "Gaining light from silicon", *Nature*, 408, pp. 411.
2. N. Koshida and H. Koyama (1992), "Visible electroluminescence from porous silicon", *Appl. Phys. Lett.*, 60, pp. 347.
3. B. Zheng, J. Michel, F.Y.G. Ren, L.C. Kimerling, D.C. Jacobson and J.M. Poate (1994), "Room-temperature sharp line electroluminescence at $\lambda=1.54 \mu\text{m}$ from an erbiumdoped silicon light-emitting diode", *Appl. Phys. Lett.*, 64, pp. 2842.
4. A.J. Kenyon, P.F. Trwoga, M. Federighi and C.W. Pitt (1994), "Optical properties of PECVD erbium-doped silicon-rich silica: evidence for energy transfer between silicon microclusters and erbium ions", *J. Phys.: Condens. Matter*, 6, L319.
5. L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franzo and F. Priolo (2000), "Optical gain in silicon nanocrystals", *Nature*, 408, pp. 440.
6. C. S. Peng, Q. Huang, W. Q. Cheng, J. M. Zhou, Y. H. Zhang, T. T. Sheng, and C. H. Tung (1998), "Optical properties of Ge self-organized quantum dots in Si", *Phys. Rev.*, B 57, pp. 8805.
9. M. El Kurdi, S. David, P. Boucaud, C. Kammerer, X. Li, V. Le Thanh, S. Sauvage, J.-M. Lourtioz (2004), "Strong 1.3-1.5 μm luminescence from Ge/Si self-assembled islands in highly-confining microcavities on silicon-on-insulator", *J. Appl. Phys.*, 96, pp. 997.
8. X. Sun, J.F. Liu, L.C. Kimerling, and J. Michel (2009), "Direct gap photoluminescence of n-type tensile strained Ge-on-Si", *Appl. Phys. Lett.*, 95, pp. 011911.
9. M. El Kurdi, T. Kociniowski, T.-P. Ngo, J. Boulmer, D. Débarre, P. Boucaud, J. F. Damlencourt, O. Kermarrec, and D. Bensahel (2009), "Enhanced photoluminescence of heavily n-doped germanium", *Appl. Phys. Lett.*, 94, pp. 191107.
10. X. Sun, J. F. Liu, L. C. Kimerling and J. Michel (2010), "Toward a germanium laser for integrated silicon photonics", *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, 16, pp. 124.
11. El Kurdi M., Fishman G., Sauvage S. and Boucaud P. (2010), "Band Structure and Optical Gain of Tensile-Strained Germanium Based on a 30 Band k-p Formalism", *Journal of Applied Physics*, 107, pp. 013710.
12. Luong T K P et al (2014), "Molecular-beam epitaxial growth of tensile-strained and n-doped Ge/Si(001) films using a GaP decomposition source", *Thin Solid Films*, 557, pp. 70-75.
13. Shitara T. and Ebert K. (1994), "Electronic Properties of InGaP Grown by Solid source Molecular Beam Epitaxy With a GaP Decomposition Source", *Applied Physics Letters*, 65, pp.356.
14. Lippert G., Osten H. J., Kruenger D., Gaworzewski P. and Eberl K. (1995), "Heavy Phosphorus Doping in Molecular Beam Epitaxial Grown Silicon with a GaP Decomposition Source", *Applied Physics Letters*, 66, pp. 3197.
15. Thi Kim Phuong Luong et al (2015), "Making germanium, an indirect band gap semiconductor, suitable for light-emitting devices", *Advances in Natural Science: Nano-science and Nanotechnology*, 6, pp. 015013.
16. Hsin-Chiao Luan, Desmond R. Lim, Kevin K. Lee, Kevin M. Chen, Jessica G. Sandland, Kazumi Wada, and Lionel C. Kimerling (1999), "High-quality Ge epilayers on Si with low threading-dislocation densities", *Appl. Phys. Lett.*, 75, No 19.
17. Luong T K P et al (2013), "Control of Tensile Strain And Interdiffusion In Ge/Si(001) Epilayers Grown By Molecular-Beam Epitaxy", *J. Appl. Phys.*, 114, pp. 083504
18. T. K. P. Luong (2018), "A New Approach for Heavy N-Doping Process in Ge Epilayers Using Specific Solid Source", *Opt. Photonics J.*, 8, pp. 11.

ABSTRACT

STUDY OF P DOPANT DISTRIBUTION IN GE FILM EPITAXIAL GROWN ON SI (001) SUBSTRATE BY ATOMIC PROBE TOMOGRAPHY TECHNIQUE**Luong Thi Kim Phuong****Hong Duc University*

It is shown that a strongly optical gain could be obtained when applying a tensile strain and n-doping in the Germanium (Ge) layers to modify its energy band structure. Electron dopant in the Ge film was obtained by phosphorus (P) doping from GaP solid source. The total P atom concentration in the Ge layers was $7.5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Nevertheless, the activated electron concentration after thermal annealing was only $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Thus, there are still $7.3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ P atoms were not activated which occupy in the interstitial sites in the Ge matrix. In this work, we focus on investigating the distribution of P dopant in the Ge film. The place of P atoms was reconstructed by Atomic Probe Tomography (APT) technique. After growth, the Ge film was thermally annealed at 700°C in 60s. Post-thermal treatment after growing is a necessary step to enhance tensile strain value and crystal quality of the Ge film. The film is grown by Molecular Beam Epitaxy (MBE) technique. The surface quality was investigated using Reflection of High Energy Electron Diffraction (RHEED). The photoluminescence efficiency of the Ge layers was evaluated by the photoluminescence spectrum in the infra-red range.

Keywords: *Germanium; phosphorus dopant; photoluminescence; atomic probe tomography; optoelectronic.*

Ngày nhận bài: 02/10/2018; Ngày hoàn thiện: 16/10/2018; Ngày duyệt đăng: 30/11/2018

* *Tel: 0904 621503, Email: luongthikimphuong@hdu.edu.vn*