

ẢNH HƯỞNG CỦA NGUYÊN TỐ Sb ĐẾN TÍNH CHẤT QUANG CỦA MÀNG Ge/Si ĐỒNG PHA TẠP Sb VÀ P

Lương Thị Kim Phụng¹

TÓM TẮT

Cấu trúc vùng năng lượng của Ge có thể bị thay đổi nếu tạo ra một ứng suất căng và pha tạp điện tử trong màng Ge. Điều này làm cho khả năng phát quang của Ge được cải thiện đáng kể. Trong bài báo này, chúng tôi đề xuất một cách tiếp cận mới để tăng nồng độ các nguyên tố pha tạp trong mạng nền Ge bằng kỹ thuật đồng pha tạp từ hai nguồn rắn GaP và Sb. Màng Ge được lắng đọng trên đế Si (100) bằng phương pháp epitaxy chùm phân tử MBE (Molecular Beam Epitaxy). Phép đo phổ nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao RHEED (Reflection High Energy Electron Diffraction) được dùng để đánh giá chất lượng bề mặt của mẫu cũng như chất lượng tinh thể của màng Ge. Ảnh hưởng của nguyên tố pha tạp thứ hai (Sb) tới cấu trúc và tính chất quang của màng Ge được tập trung nghiên cứu. Nhiệt độ của nguồn Sb được khảo sát trong khoảng 257 - 300°C và nhiệt độ tăng trưởng được thay đổi từ 140-230°C. Khả năng phát quang của lớp Ge được khảo sát bằng thiết bị đo phổ huỳnh quang. Phép đo hiệu ứng Hall được sử dụng để xác định mật độ điện tử đã kích hoạt trong màng Ge. Trên nền vật liệu Ge pha tạp điện tử mật độ cao, diode phát quang đã được nghiên cứu, chế tạo và khảo sát các tính chất quang điện đặc trưng.

Từ khóa: *Ge, đồng pha tạp, GaP và Sb, mật độ điện tử, phổ huỳnh quang.*

1. ĐẶT VẤN ĐỀ

Sự giảm kích thước của các vi mạch dựa trên công nghệ CMOS (Complementary Metal Oxide Semiconductor) đang tiến dần đến mức tới hạn. Hơn nữa, tốc độ xử lý của công nghệ này cũng chỉ đạt ngưỡng thấp hơn nhiều so với các công nghệ khác. Nguyên nhân chính là do sự trễ của các thành phần tụ trở mắc bên ngoài mạch [1]. Chính vì vậy việc xây dựng một hệ thống liên kết các linh kiện khép kín trong các IC (Integrated Circuits) đang là một hướng đi khả quan trong việc có thể nâng cao được tốc độ xử lý. Để đạt được điều này thì phải tìm được vật liệu thay thế các thành phần RC hoặc sử dụng một tín hiệu khác không phải tín hiệu điện để loại bỏ hoàn toàn thành phần RC (Resistance Capacitance). Giữa những hướng tiếp cận trên thì thiết kế một hệ thống liên kết bằng tín hiệu quang tương thích với công nghệ CMOS đang nổi lên như một giải pháp khả quan nhất [2]. Hệ thống quang bao gồm các thành phần chính như: Nguồn phát; module chuyển tín hiệu; kênh dẫn sóng; bộ nhận tín hiệu [3]. Hầu hết các thiết bị trên đã được phát triển

¹ Phòng Quản lý Đào tạo Sau Đại học, Trường Đại học Hồng Đức

trên nền CMOS với băng thông lớn, duy nhất phần nguồn bơm vẫn còn là vấn đề nan giải khi nó chưa thực sự tương thích với công nghệ này [4].

Vì vậy, nhiều hướng tiếp cận để giải quyết vấn đề này đã được đưa ra như nghiên cứu khả năng phát quang của các loại vật liệu trên nền Si [5-9]. Tuy nhiên đến thời điểm này, vẫn chưa có cách tiếp cận nào làm cho Si có hiệu suất phát quang mạnh ở nhiệt độ phòng. Một số khảo sát gần đây về khả năng phát quang của màng Ge đã chỉ ra rằng, khi thay đổi cấu trúc vùng năng lượng của nguyên tử Ge bằng cách tạo ra ứng suất căng đồng thời pha tạp điện tử trong màng Ge thì cấu trúc vùng năng lượng của nó bị thay đổi [10]. Từ đó làm cho Ge từ một vật liệu bán dẫn chuyển tiếp xiên thành vật liệu bán dẫn chuyển tiếp thẳng với hiệu suất phát quang cao [10-12]. Hơn nữa, màng Ge có thể tăng trưởng trực tiếp trên đế Si bằng kỹ thuật tăng trưởng hai bước với chất lượng tinh tốt và phù hợp cho những ứng dụng quang điện tử [4]. Các nghiên cứu đã chỉ ra rằng, so với hướng tạo ra ứng suất căng thì hướng pha tạp điện tử vào màng Ge tỏ ra hiệu quả hơn trong việc nâng cao khả năng phát quang của màng Ge [13]. Để pha tạp điện tử vào lớp Ge, chúng ta thường pha tạp các nguyên tố thuộc nhóm V trong bảng hệ thống tuần hoàn như P, Sb hoặc As. Vì khi tổ hợp và thay thế vị trí của Ge trong mạng nền, các nguyên tố này chỉ tham gia liên kết với 4 nguyên tử Ge lân cận và thừa ra một điện tử. Trong bài báo này, chúng tôi đưa ra một cách tiếp cận mới để tăng nồng độ điện tử tổng cộng trong lớp Ge. Vì độ hòa tan của mỗi nguyên tố trong vật liệu nền là hoàn toàn xác định nên ta có thể tăng mật độ tổng cộng của điện tử bằng cách sử dụng kỹ thuật đồng pha tạp. Trên cơ sở đó chúng tôi đã nghiên cứu màng Ge pha tạp điện tử mật độ cao sử dụng kỹ thuật đồng pha tạp P và Sb. Trong nghiên cứu này, P được tổ hợp vào mạng nền Ge từ nguồn rắn GaP 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 PH_3 thông thường khi mẫu được chế tạo bằng phương pháp CVD [14]. Điều thú vị là bán kính nguyên tử của P (128 pm) nhỏ hơn 10% so với Ge (137 pm) trong khi bán kính nguyên tử của Sb (159 pm) lớn hơn 16% so với Ge. Do đó, các trường kết hợp của P và Sb trong mạng tinh thể Ge có thể được bù đắp lẫn nhau và cho phép tăng nồng độ hoà tan tổng của nguyên tố pha tạp trong Ge. Theo hiểu biết của chúng tôi, cho đến thời điểm hiện tại chỉ mới có kết quả về việc pha tạp riêng P hoặc Sb trong Ge [14-15] mà chưa có kết quả về việc pha tạp đồng thời của các nguyên tố đó trong Ge.

2. THỰC NGHIỆM

Màng Ge được lắng đọng trên đế Si bằng cách sử dụng hệ thống MBE tiêu chuẩn với áp suất nền thấp hơn $3 \div 5 \times 10^{-10}$ torr. Nhiệt được cung cấp ở hai vùng trên nguồn Knudsen làm cho Ge bay hơi với tốc độ bốc bay khoảng từ 2 đến 5 nm/phút. Các nguyên tố Sb và P được tổ hợp vào mạng nền Ge từ các nguồn rắn Sb và GaP trong cùng quá trình lắng đọng của lớp Ge. Các nguồn rắn này được lắp đặt trong buồng tăng trưởng MBE. Chú

ý rằng khi nguồn GaP được nung nóng thì xảy ra sự phân tách thành các nguyên tố Ga và P, tuy nhiên nhờ có cấu tạo dạng bể của nguồn mà hầu như chỉ có nguyên tố P được thoát ra khỏi nguồn để tổ hợp vào mạng nền Ge [14].

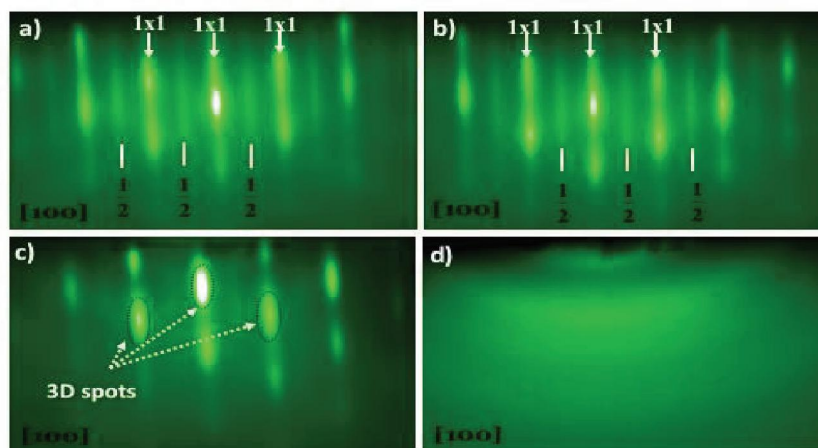
Để Si phẳng có định hướng (100) và được pha tạp từ nguyên tử B (loại n). Bề mặt đế được làm sạch qua 2 giai đoạn: giai đoạn xử lý hoá học và giai đoạn xử lý nhiệt trong buồng MBE [16]. Sau khi hoàn thiện quy trình làm sạch mẫu, quan sát RHEED cho thấy sự xuất hiện rõ nét của vạch (2x1) đặc trưng cho sự tái cấu trúc bề mặt của Si. Một công tắc cặp nhiệt được gắn ở mặt phía sau của đế Si để xác định nhiệt độ tăng trưởng với độ chính xác khoảng $\pm 20^{\circ}\text{C}$.

Kiểu tăng trưởng của màng Ge trong quá trình lắng đọng được quan sát bằng thiết bị RHEED được lắp đặt trong buồng tăng trưởng MBE. Thiết bị này cho phép quan sát kiểu tăng trưởng của lớp Ge ngay trong quá trình lắng đọng. Nhờ vào phổ nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao RHEED với chùm điện tử tới gần như song song với bề mặt mẫu. Do chùm điện tử này chỉ đi sâu vào vài đơn lớp của màng Ge nên từ tín hiệu RHEED chúng ta có thể khảo sát chất lượng bề mặt của màng Ge.

Phổ huỳnh quang của lớp Ge được đo khi sử dụng đầu thu InGaAs để thu tín hiệu huỳnh quang phát ra từ mẫu. Mẫu được kích thích bằng nguồn laser có bước sóng 523nm. Các phép đo huỳnh quang được tiến hành ở nhiệt độ phòng. Phép đo hiệu ứng Hall được sử dụng để xác định mật độ các hạt tải (điện tử) trong màng Ge.

3. KẾT QUẢ VÀ THẢO LUẬN

Để khảo sát ảnh hưởng của nồng độ Sb tới cấu trúc của màng Ge chúng tôi sử dụng phép đo RHEED để xác định lượng Sb có thể thêm được vào Ge trong quá trình đồng pha tạp. Để nghiên cứu việc đồng thời pha tạp P và Sb trong Ge, chúng tôi cố định nhiệt độ nguồn GaP ở 725°C và nhiệt độ đế là 170°C . Lượng Sb và sẽ được xác định thông qua nhiệt độ của nguồn Sb. Hình 1 mô tả các hình ảnh RHEED quan sát thấy khi nhiệt độ nguồn Sb được thiết lập tương ứng ở 257°C (hình a), 275°C (hình b), 300°C (hình c) và ở 330°C (hình d.). Ban đầu màng Ge tăng trưởng theo kiểu từng lớp một, thể hiện qua hình ảnh RHEED là các vạch sọc với sự có mặt của cả vạch (1x1) và vạch (2x1) khi nhiệt độ nguồn Sb tăng từ 257°C đến 275°C (hình a và b) và các chấm 3D cũng bắt đầu hình thành. Khi tiếp tục tăng nhiệt độ nguồn Sb lên 300°C (hình c), các vạch (2x1) dần dần biến mất và các chấm 3D rõ ràng hơn. Lúc này màng Ge được tăng trưởng theo kiểu đảo (3D). Cuối cùng, khi nguồn Sb được thiết lập ở 330°C (hình d), màng Ge trở nên vô định hình sau 15 phút lắng đọng. Với việc sử dụng kỹ thuật RHEED chúng tôi có thể kiểm soát được quá trình tiến triển hình thái học và cấu trúc của màng theo thời gian thực và nhận được kết quả là tồn tại một khoảng nhiệt độ khá hẹp của nguồn Sb từ 257 - dưới 300°C chế độ tăng trưởng của màng Ge đồng pha tạp P và Sb là theo kiểu từng lớp một.

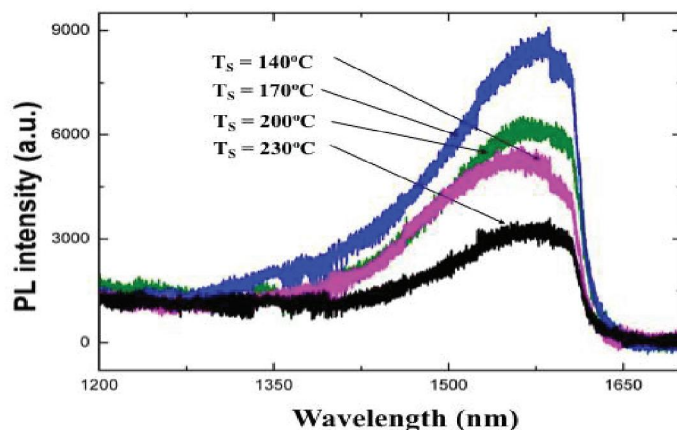


Hình 1. Sự thay đổi của phổ quan sát RHEED theo hướng [100] của màng Ge đồng pha tạp P và Sb ở nhiệt độ khác nhau của nguồn Sb: (a) ở 257° C, (b) tại 275° C, (c) tại 300° C và (d) ở 330° C

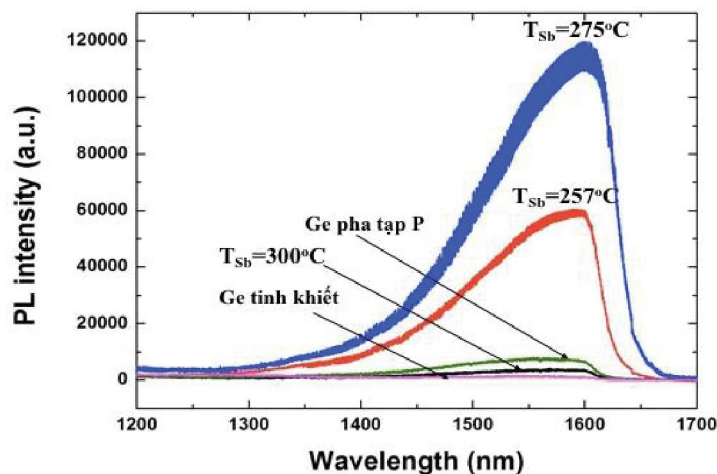
Sự phụ thuộc của phổ huỳnh quang theo nhiệt độ tăng trưởng (nhiệt độ đế) được biểu diễn trên hình 2. Nhiệt độ đế ảnh hưởng trực tiếp đến hệ số dính của các phân tử pha tạp lên trên bề mặt đế. Sự khuếch tán ngoài của P và Sb cũng phụ thuộc mạnh vào nhiệt độ tăng trưởng, đặc biệt là nguyên tố Sb [15,17]. Vì vậy, nhiệt độ tăng trưởng của mẫu được chọn khảo sát trong vùng 140 - 230°C và nhiệt độ của nguồn Sb được cố định ở 257°C. Kết quả từ hình 2 cho thấy, khi nhiệt độ giảm từ 230°C đến 160°C thì cường độ huỳnh quang tăng dần. Cường độ huỳnh quang đạt giá trị lớn nhất tại $T_s = 160^\circ\text{C}$. Nguyên nhân là do nhiệt độ đế càng thấp thì hệ số dính của các nguyên tố pha tạp tăng lên, dẫn tới mật độ tổng cộng P và Sb trong màng Ge tăng. Tuy nhiên khi tiếp tục giảm nhiệt độ đế xuống 140°C thì cường độ huỳnh quang suy giảm mạnh. Vì khi nhiệt độ đế thấp ($<170^\circ\text{C}$) thì qua quan sát RHEED cho thấy kiểu tăng trưởng của màng Ge trên đế Si chuyển sang tăng trưởng dạng đảo 3D với mật độ sai hỏng lớn trong mạng tinh thể dẫn đến sự suy giảm mạnh khả năng phát quang của Ge.

Để nghiên cứu sự ảnh hưởng của nồng độ Sb đến cường độ huỳnh quang, ta cố định nhiệt độ đế ở 170°C và thay đổi nhiệt độ nguồn Sb. Hình 3 biểu diễn phổ huỳnh quang PL (Photo Luminescence) ở nhiệt độ phòng của các lớp Ge đồng pha tạp với P và Sb khi nhiệt độ nguồn Sb tăng dần từ 257°C đến 275°C và cuối cùng 300°C. Để so sánh, chúng tôi cũng đưa thêm phổ huỳnh quang PL của một lớp Ge không pha tạp và màng Ge chỉ pha tạp P. Tất cả các màng có độ dày 600 nm và ủ nhiệt được thực hiện bằng cách sử dụng phương pháp ủ nhiệt nhanh ở 650°C trong thời gian 60 giây để kích hoạt nguyên tử pha tạp vào các vị trí thay thế của mạng tinh thể Ge. Có thể thấy, cường độ huỳnh quang PL tăng lên khi tăng nhiệt độ nguồn Sb từ 257°C đến 275°C. Khi tiếp tục tăng nhiệt độ nguồn Sb lên 300°C thì cường độ huỳnh quang giảm, điều này khá phù hợp với kết quả từ phép đo RHEED vì lúc này màng Ge tăng trưởng theo dạng đảo và chất lượng tinh thể bị suy giảm. Cường độ PL cao nhất thu được đối với nhiệt độ nguồn Sb ở 275°C. Quan sát thấy so với cường độ PL của mẫu Ge không pha tạp thì lúc này cường độ tăng lên đến 150 lần. Từ đó ta có thể đi đến kết

luận rằng với nhiệt độ nguồn Sb ở 275°C sẽ cho phổ huỳnh quang tốt nhất. Cần lưu ý rằng từ phổ huỳnh quang PL hiển thị trong hình 3, vị trí đỉnh phổ của Ge không được xác định, đỉnh phổ bị cắt ở khoảng 1600 nm vì nó vượt quá giới hạn của đầu thu InGaAs.



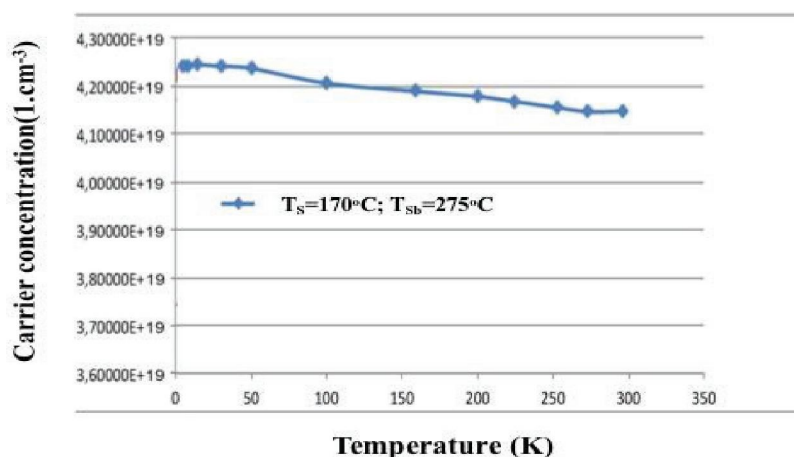
Hình 2. Sự phụ thuộc của phổ huỳnh quang của màng Ge pha tạp điện tử từ nguồn rắn GaP và Sb vào nhiệt độ tăng trưởng khi tăng nhiệt độ để từ 140°C đến 230°C
Các phép đo được thực hiện ở nhiệt độ phòng



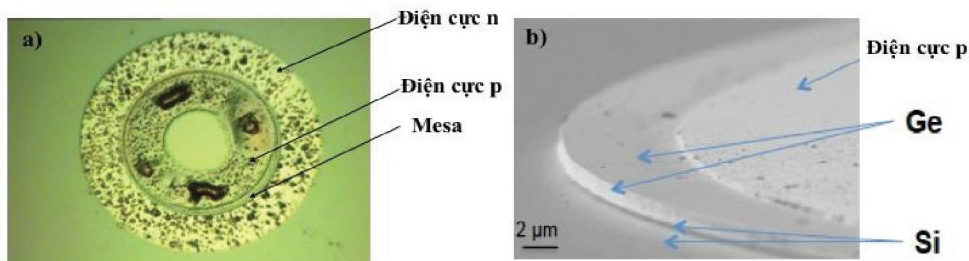
Hình 3. Sự phụ thuộc của cường độ huỳnh quang PL ở nhiệt độ phòng của màng Ge đồng pha tạp P và Sb theo nhiệt độ nguồn Sb tại 257, 275 và 300°C
Tất cả các màng có độ dày 600 nm

Cường độ huỳnh quang của lớp Ge phụ thuộc vào chất lượng tinh thể và mật độ điện tử đã kích hoạt. Mật độ điện tử đã kích hoạt được định nghĩa là mật độ các nguyên tử pha tạp đã thay thế vị trí của Ge trong mạng nền. Mật độ điện tử đã kích hoạt tăng lên đáng kể nếu mẫu được xử lý nhiệt sau tăng trưởng vì khi xử lý nhiệt các nguyên tử pha tạp được cung cấp một động năng để chuyển từ vị trí xen kẽ vào vị trí thay thế trong mạng nền. Sau tăng trưởng, tất cả các mẫu được xử lý nhiệt nhanh ở 650°C trong thời gian 60 giây, khi đó ứng suất tạo ra trong lớp Ge là $\epsilon_{//}=0.20\%$. Để xác định mật độ điện tử đã kích hoạt trong màng Ge chúng tôi sử dụng phép đo hiệu ứng Hall. Hình 4 biểu diễn sự thay đổi của mật

độ hạt tải trong màng Ge theo nhiệt độ đo. Có thể thấy rằng, mật độ hạt tải (điện tử) thay đổi nhẹ theo nhiệt độ, khi nhiệt độ đo tăng từ 5K đến 300K (nhiệt độ phòng) thì mật độ hạt tải giảm nhẹ đến từ $4,2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ xuống $4,1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Đối với màng Ge chỉ pha tạp mình P thì mật độ điện tử đã kích hoạt đạt cỡ $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ [18].



Hình 4. Sự thay đổi của nồng độ hạt tải của màng Ge đồng pha tạp P và Sb vào nhiệt độ đo



Hình 5. Cấu tạo chi tiết của diode phát quang quan sát qua kính hiển vi quang học (5a) và kính hiển vi điện tử quét SEM

Trên cơ sở khả năng phát quang mạnh của màng Ge đồng pha tạp P và Sb, chúng tôi tiến hành chế tạo một diode phát quang dựa trên chuyển tiếp p-n, trong đó lớp bán dẫn n được tăng trưởng từ màng Ge pha tạp mạnh điện tử từ P và Sb còn lớp p là bán dẫn Si (để Si) pha tạp B. Các điện cực được tạo ra ở lớp p và lớp n, điện cực ở lớp p được làm từ Ti/Al và điện cực ở lớp n được làm từ Ni/Au. Hình 5a là ảnh chụp bằng kính quang học của diode có cấu trúc mesa dạng hình tròn. Điện cực p có dạng hình vành khuyên bé còn điện cực n có dạng hình vành khuyên lớn. Vùng phát quang của diode (mesa) là hình vành khuyên xen kẽ giữa điện cực p và điện cực n. Cấu trúc chi tiết của diode được quan sát rõ hơn bằng kính hiển vi điện tử quét SEM (Scanning Electron Microscopy) ở hình 5b. Từ hình vẽ ta thấy lớp n được tạo thành từ màng Ge có độ đồng đều, mịn và độ dày cỡ $1,2 \mu\text{m}$. Các phép đo điện (không trình bày ở đây) cho thấy, đồ thị I-V tuân theo đường đặc trưng Von- ampe của diode và phổ điện phát quang có một đỉnh phổ ứng với bước sóng 1630nm ứng với phát xạ của chuyển mức trực tiếp trong màng Ge.

4. KẾT LUẬN

Màng Ge pha tạp điện tử mật độ cao sử dụng kỹ thuật đồng pha tạp từ nguồn rắn GaP và Sb đã được chế tạo thành công. Lớp Ge được tăng trưởng epitaxy trên đế Si có chất lượng tinh thể tốt. Các phép đo huỳnh quang cho thấy, cường độ huỳnh quang của màng Ge đạt giá trị lớn nhất ứng với nhiệt độ tăng trưởng là 170°C và nhiệt độ các nguồn rắn GaP, Sb tương ứng là 725°C và 275°C. Mật độ điện tử tổng cộng đã kích hoạt được pha tạp trong màng Ge đạt tới $4,1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Trên cơ sở vật liệu bán dẫn Ge pha tạp điện tử và có hiệu suất phát quang lớn, một diode phát quang đã được chế tạo thành công với các tính chất điện - quang đặc trưng.

LỜI CẢM ƠN

Xin chân thành cảm ơn nhóm nghiên cứu “Heterostructure”, viện CiNam 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] *International Technology Roadmap for Semiconductors (2008)*, <http://www.itrs.net/home.html>.
- [2] M. Haurylau, G. Chen, H. Chen, J. Zhang, N. A. Nelson, D. H. Albonesi, E. G. Friedman, P. M. Fauchet (2006), *On-Chip Optical Interconnect Roadmap: Challenges and Critical Directions*, IEEE J. Sel. Topic Quantum Electron. 12, 1699.
- [3] www.intel.com
- [4] Luong Thi Kim Phuong (2014), *Croissance épitaxiale de germanium contraint en tension et fortement dopé de type n pour des applications en optoélectronique intégrée sur silicium*, Doctoral Thesis, Aix-Marseille, France.
- [5] N. Koshida, H. Koyama (1992), *Visible electroluminescence from porous silicon*, Appl. Phys. Lett. 60, 347.
- [6] B. Zheng, J. Michel, F.Y.G. Ren, L.C. Kimerling, D.C. Jacobson, 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, 2842.
- [7] L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franzo, F. Priolo (2000), *Optical gain in silicon nanocrystals*, Nature 408, 440.
- [8] C.S. Peng, Q. Huang, W.Q. Cheng, J.M. Zhou, Y.H. Zhang, T.T. Sheng, C.H. Tung (1998), *Optical properties of Ge self-organized quantum dots in Si*, Phys. Rev. B 57, 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, 997.
- [10] 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, 011911.

- [11] M. El Kurdi, T. Kociniewski, T.-P. Ngo, J. Boulmer, D. Débarre, P. Boucaud, J. F. Damlencourt, O. Kermarrec, D. Bensahel (2009), *Enhanced photoluminescence of heavily n-doped germanium*, Appl. Phys. Lett. 94, 191107.
- [12] X. Sun, J.F. Liu, L.C. Kimerling, J. Michel (2010), *Toward a germanium laser for integrated silicon photonics*, IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron. 16, 124.
- [13] 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, 015013.
- [14] Lippert G, Osten H J, Kr ger D, Gaworzewski P, Eberl K (1995), *Heavy Phosphorus Doping in Molecular Beam Epitaxial Grown Silicon with a GaP Decomposition Source*, Appl. Phys. Lett. 66, 3197.
- [15] M. Oehme, J. Werner, E. Kasper (2008), *Molecular beam epitaxy of highly antimony doped germanium on silicon*, Journal of Crystal Growth 310 4531.
- [16] Lương Thị Kim Phượng (2018), *Phương pháp xử lý bề mặt ở nhiệt độ thấp ứng dụng trong kỹ thuật tăng trưởng epitaxy chùm phân tử*, Tạp chí khoa học và công nghệ Đại học Thái Nguyên, 185, 09.
- [17] K. Nakagawa, N. Sugii, S. Yamaguchi, M. Miyao (1999), *Ge concentration dependence of Sb surface segregation during SiGe MBE*, J. CrystalGrowth 201/202 560.
- [18] Luong Thi Kim Phuong (2018), *A New Approach For Heavy N-doping Process In Ge Epilayers Using Specific Solid Source*, Optic and Photonic Journal, 8 No.2.

THE EFFECT OF Sb ELEMENT ON OPTICAL PROPERTIES OF Ge/Si THIN FILM CO-DOPED WITH P AND Sb

Luong Thi Kim Phuong

ABSTRACT

The Energy band structure of Ge could be modified if we apply a tensile strain and n-doping in the Ge layers. As a result, the photoluminescence ability of Ge is enhanced. In this paper, we propose a new approach to increase the total dopant concentration in the Ge matrix by using co-doping technique from two solid sources of GaP and Sb. The Ge film was grown by Molecular Beam Epitaxy technique. The surface quality was investigated using Reflection of High Energy Electron Diffraction. The effect of the second dopant (Sb) on structure and optical properties was studied. The Sb source temperature varied in the range of 257-330°C and growth temperature increased from 140°C to 230°C. The photoluminescence efficiency of the Ge layers was evaluated by the photoluminescence spectrum. Hall measurement was used to estimate the activated electron concentration in the Ge film. Based on highly n-doped Ge material, a light emitting diode was investigated, fabricated and analyzed in terms of optical-electrical properties.

Keywords: *Ge, co-doping, GaP and Sb, electron concentration, photoluminescence.*

Ngày nộp bài: 23/10/2018; Ngày gửi phản biện: 19/11/2018; Ngày duyệt đăng: 6/8/2019.