

NGHIÊN CỨU TÍNH CHẤT ĐIỆN CỦA MÀNG Ge PHA TẠP ĐIỆN TỬ TỪ NGUỒN RẮN GaP VÀ Sb BẰNG PHƯƠNG PHÁP EPITAXY CHÙM PHÂN TỬ

Lương Thị Kim Phụng
Trường Đại học Hồng Đức

TÓM TẮT

Trong nghiên cứu này, tính chất điện của màng Ge được pha tạp điện tử sử dụng đồng thời từ hai nguồn rắn GaP và Sb được tập trung khảo sát. Màng Ge được lắng đọng trực tiếp trên đế Si bằng phương pháp nuôi cấy chùm phân tử. Sự thay đổi điện trở suất của lớp Ge khi thay đổi nhiệt độ tăng trưởng từ 140°C đến 300°C và thay đổi nhiệt độ nguồn Sb trong khoảng 257-330°C đã được phân tích nhờ phép đo điện trở bốn điểm. Độ linh động của hạt tải và mật độ điện tử trong mạng nền Ge tham gia vào quá trình dẫn điện được xác định bằng cách thực hiện phép đo hiệu ứng Hall. Kết quả cho thấy, giá trị của mật độ điện tử tự do trong lớp Ge đạt tới $4,1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Hiệu ứng co hẹp vùng cấm của Ge khi pha tạp điện tử mật độ cao đã được quan sát bằng cách sử dụng phép đo phổ huỳnh quang trong vùng bước sóng từ 1100-2200nm. Khả năng phát quang của lớp Ge pha tạp điện tử từ các nguồn rắn GaP và P được cải thiện đáng kể với cường độ huỳnh quang tăng gấp 3 lần so với màng Ge chỉ pha tạp P.

Từ khóa: Germani; điện trở suất; GaP và Sb; mật độ điện tử; phổ huỳnh quang

Ngày nhận bài: 17/6/2019; Ngày hoàn thiện: 04/7/2019; Ngày đăng: 07/8/2019

STUDY OF ELECTRICAL PROPERTIES OF ELECTRON DOPED Ge FILM USING GaP AND Sb SOLID SOURCES BY MOLECULAR BEAM EPITAXY METHOD

Luong Thi Kim Phuong
Hong Duc University

ABSTRACT

In this work, electrical properties of n-doped Ge epilayers using both GaP and Sb solid sources were investigated. The Ge films were directly deposited on the Si substrate by molecular beam epitaxy method. The resistivity variation of the Ge layers when the growth temperature varies in the range of 140-300°C and the Sb cell temperature increases from 257°C to 330°C was analyzed by four point probe resistivity measurement. Electron mobility and carrier concentration which contributes to the electrically conductive process in the Ge matrix were estimated by Hall measurement. Results shown that, the value of free electron concentration in the Ge film obtained up to $4.1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. The band gap narrowing effect of Ge occurs at a high n-doping level was observed from photoluminescence spectra which were recorded at an infrared range of wavelength from 1100nm to 2100nm. Photoluminescence intensity of the n-doped Ge layers was highly enhanced by a factor of 3 times compared to the Ge sample doped with P only.

Keywords: Germanium; resistivity; GaP and Sb solid sources; electron concentration; photoluminescence spectrum

Received: 17/6/2019; Revised: 04/7/2019; Published: 07/8/2019

Email: luongthikimphuong@hdu.edu.vn

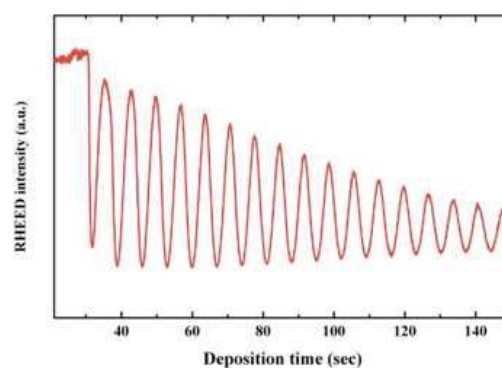
1. Mở đầu

Trong những năm gần đây, nghiên cứu về vật liệu Ge phát quang đã thu hút được sự quan tâm của các nhà khoa học trên thế giới. Vốn dĩ là một chất bán dẫn chuyển tiếp xiên nhưng khả năng phát quang của Ge có thể cải thiện đáng kể khi được pha tạp điện tử mật độ cao[1-3]. Tuy có sự chênh lệch đáng kể (4,2%) về hằng số mạng giữa màng Ge và đế Si nhưng nhờ có kỹ thuật tăng trưởng hai bước mà lớp Ge vẫn có thể lắng đọng trực tiếp trên đế Si mà vẫn tạo được màng Ge với chất lượng tinh thể tốt [4]. Điều đó có ý nghĩa quan trọng trong việc hiện thực hoá một nguồn sáng trên cơ sở silic và tương thích với công nghệ vi điện tử hiện nay- mục tiêu của nhiều nhóm nghiên cứu trong suốt vài thập kỷ qua. Vì mục tiêu này mà nhiều nghiên cứu về các vật liệu phát quang trên nền Si đã được tập trung khảo sát nhưng chưa đạt được hiệu suất phát quang như mong đợi ở nhiệt độ phòng [5-9]. Bên cạnh những lợi thế kể trên thì Ge được tập trung nghiên cứu vì độ linh động của lỗ trống trong Ge là lớn nhất trong các chất bán dẫn và độ linh động của điện tử trong Ge cao gấp 2,7 lần trong Si [10]. Để pha tạp điện tử vào màng Ge người ta có thể sử dụng các nguyên tố pha tạp như P, As, Sn, Sb... Các công bố gần đây cho thấy, với phương pháp pha tạp đơn thuần từ một nguồn pha tạp thì mật độ hạt tải trong màng Ge chỉ đạt cỡ $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ [2, 11]. Với mật độ điện tử này thì khả năng phát quang của lớp Ge vẫn chưa đủ lớn để đưa lớp Ge vào ứng dụng trong việc tạo ra các nguồn sáng cũng như sử dụng làm lớp hoạt động trong các linh kiện vi điện tử. Trong nghiên cứu này, tính chất điện của màng Ge pha tạp điện tử đồng thời từ hai nguồn GaP và Sb được tập trung khảo sát. Độ hoà tan của mỗi nguyên tố trong mạng nền là một đại lượng xác định. Khi sử dụng hai nguồn pha tạp thì mật độ hạt tải sẽ được tăng lên nhờ sự thay đổi vật liệu nền cũng như sử dụng được độ hoà tan của cả hai nguyên tố pha tạp. Điện trở suất của vật liệu, Độ linh

động và mật độ của hạt tải trong màng Ge là các thông số quan trọng được nghiên cứu. Vì các thông số này quyết định trực tiếp đến tính chất quang của màng Ge.

2. Thực nghiệm

Màng Ge được lắng đọng trên đế Si bằng cách sử dụng hệ thống MBE (Molecular Beam Epitaxy) tiêu chuẩn với áp suất nền thấp hơn $3 \div 5 \times 10^{-10} \text{ torr}$. Nhiệt được cung cấp ở hai vùng trên nguồn Knudsen làm cho Ge bay hơi với tốc độ bốc bay khoảng từ 2 đến 5nm/phút. Tốc độ bốc hơi của nguồn Ge được xác định nhờ dao động RHEED (Reflection of High Energy Electron Diffraction) của cường độ tại một điểm trên bề mặt mẫu khi tăng trưởng Ge trên đế Ge định hướng (100) để đảm bảo kiểu tăng trưởng của lớp Ge trên đế Ge là tăng trưởng theo từng lớp (hình 1). Mỗi chu kỳ dao động của cường độ RHEED ứng với 2 đơn lớp đã được lắng đọng (tương ứng với độ dày của hai lần đường kính nguyên tử Ge). Khi xác định được chu kỳ từ quan sát dao động RHEED ta có thể xác định được tốc độ lắng đọng của nguồn Ge. Quan sát từ phổ RHEED còn cho phép đánh giá chất lượng bề mặt của màng Ge ngay trong quá trình lắng đọng.



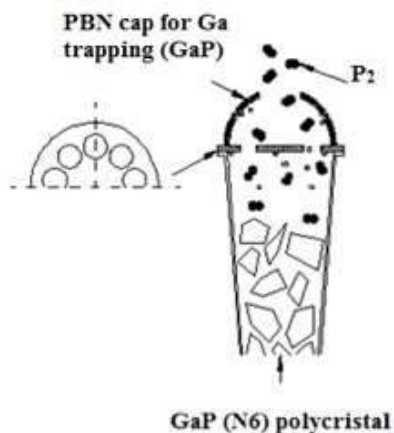
Hình 1. Dao động cường độ nhiễu xạ RHEED của một điểm trên bề mặt màng Ge theo thời gian lắng đọng

Đế Si phẳng kích thước $2 \times 2 \text{ cm}^2$ có định hướng (100) và đã được làm sạch theo quy trình trước khi được đưa vào buồng MBE. Công tắc cấp nhiệt được gắn ở mặt phía sau của đế Si để xác định nhiệt độ tăng trưởng với độ chính xác khoảng $\pm 20^\circ \text{C}$. Điện tử được pha tạp vào màng Ge bằng cách sử dụng đồng

thời các nguyên tố pha tạp là P và Sb. Trong đó P được tổ hợp vào mạng nền Ge từ nguồn rắn GaP. Dưới tác dụng của nhiệt độ, GaP bị phân tách thành Ga và P₂. Tuy nhiên nhờ có một bẫy đặc biệt (Hình 2) mà các phân tử Ga bị giữ lại do có bán kính nguyên tử lớn hơn bán kính nguyên tử P và hầu như chỉ có nguyên tử P được thoát ra khỏi nguồn và lắng đọng vào lớp Ge.

Phép đo điện trở bốn điểm được sử dụng để đo đường đặc trưng I-V của màng Ge khi pha tạp. Từ đó, điện trở suất của vật liệu cũng được xác định theo công thức: $R = \rho \cdot l / S$. Để phép đo I-V được thực hiện chính xác, các điện cực bằng Au được tạo ra bằng phương pháp quang khắc trong phòng sạch.

Để xác định mật độ điện tử đã kích hoạt trong màng Ge, phép đo hiệu ứng Hall bằng thiết bị Kanaya đã được thực hiện đồng thời độ linh động của điện tử cũng đã được xác định từ phép đo này.



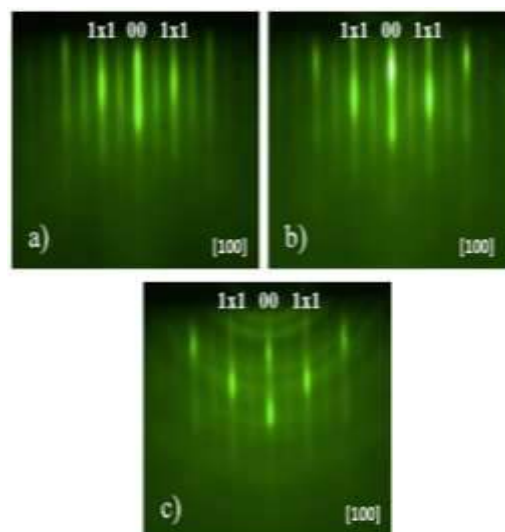
Hình 2. Mô hình nguồn GaP với bẫy đặc biệt để giữ nguyên tố Ga không thoát khỏi nguồn

Phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại của màng Ge được khảo sát nhờ một nguồn kích laser có bước sóng 523nm 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.

3. Kết quả và thảo luận

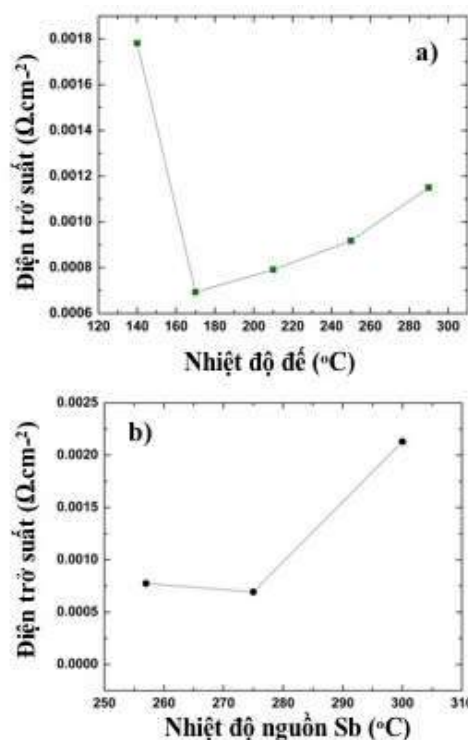
Trước hết chất lượng bề mặt cũng như kiểu tăng trưởng của màng Ge được tập trung khảo

sát vì chất lượng tinh thể là một yếu tố quan trọng ảnh hưởng đến khả năng phát quang của lớp Ge. Hình 3 là ảnh nhiễu xạ RHEED của màng Ge pha tạp P và Sb tăng trưởng trên đế Si theo hướng [100] khi nhiệt độ để giảm từ 210°C đến 140°C. Màng Ge được lắng đọng theo mô hình tăng trưởng hai bước. Nhiệt độ của nguồn GaP và nguồn Sb được giữ ở các nhiệt độ tương ứng là 725°C và 275°C [12]. Ở nhiệt độ lắng đọng tại 210°C (Hình 3a) thì tăng trưởng của màng Ge tuân theo tăng trưởng từng lớp (tăng trưởng hai chiều) được đặc trưng bởi các vạch sọc (1x1) và vạch (2x1). Điều đó chứng tỏ lớp Ge có chất lượng tinh thể tốt và bề mặt màng mịn, đồng đều. Khi giảm nhiệt độ xuống 170°C thì kiểu tăng trưởng theo từng lớp của màng Ge vẫn được duy trì tuy nhiên đã xuất hiện một vài mầm dạng đảo 3D (Hình 3b). Tiếp tục giảm nhiệt độ xuống 140°C thì quan sát ảnh nhiễu xạ RHEED cho thấy các chấm 3D trở nên rõ nét và các vạch sọc (1x1), (1x2) mờ dần. Điều đó chứng tỏ kiểu tăng trưởng của lớp Ge đã bao gồm kiểu tăng trưởng dạng đảo (tăng trưởng ba chiều). Hơn nữa, quan sát từ hình 3c còn cho thấy các quãng của ảnh nhiễu xạ RHEED đặc trưng cho cấu trúc vô định hình hoặc đa tinh thể của vật liệu.

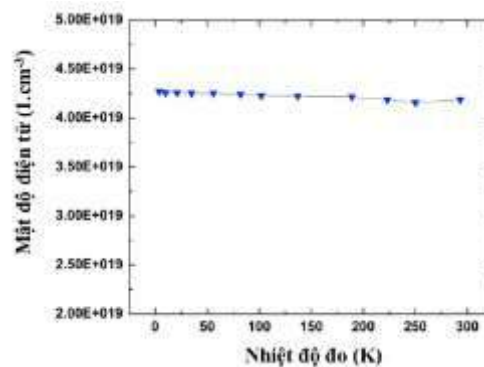


Hình 3. Phổ nhiễu xạ RHEED theo hướng [100] của màng Ge pha tạp P và Sb khi thay đổi nhiệt độ tăng trưởng từ 210°C đến 140°C

Khi pha tạp điện tử vào lớp Ge thì nó sẽ chuyển từ chất bán dẫn sang chất dẫn điện. Hình 4a biểu diễn sự phụ thuộc của điện trở suất của màng Ge pha tạp P và Sb vào nhiệt độ tăng trưởng. Quan sát từ đồ thị cho thấy khi giảm nhiệt độ để từ 290°C xuống 170°C thì điện trở suất giảm dần. Điều đó chứng tỏ mật độ điện tử đã kích hoạt trong mạng nền Ge tăng lên. Điện trở suất đạt giá trị thấp nhất bằng $6,93 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^{-2}$ tại nhiệt độ để là 170°C. Tiếp tục giảm nhiệt độ tăng trưởng xuống 140°C thì điện trở suất lại tăng lên đáng kể. Nghĩa là mật độ tổng cộng của các nguyên tố pha tạp P và Sb đã thay thế vị trí của Ge trong mạng nền giảm mạnh. Nguyên nhân là do sự kết đám của các nguyên tố pha tạp cũng như chất lượng tinh thể của màng Ge (đã được phân tích ở hình 3c). Hình 4b biểu diễn sự thay đổi của điện trở suất theo nhiệt độ của nguồn Sb. Nhiệt độ tăng trưởng được giữ không đổi tại 170°C. Nhiệt độ nguồn Sb được tăng dần từ 257°C đến 330°C. Từ hình 4b cho thấy, điện trở suất của lớp Ge khi pha tạp điện tử từ nguồn GaP và Sb giảm dần khi nhiệt độ nguồn Sb tăng từ 257°C đến 275°C. Tại giá trị $T_{\text{Sb}}=275^\circ\text{C}$ thì điện trở suất đạt giá trị bé nhất và tiếp tục tăng nhiệt độ nguồn Sb lên đến 300°C thì điện trở suất của màng Ge tăng mạnh. Chú ý rằng khi tăng dần nhiệt độ nguồn Sb thì phổ nhiễu xạ RHEED (không trình bày ở đây) của bề mặt lớp Ge cho thấy tăng trưởng của lớp Ge trên đế Si dần chuyển từ kiểu tăng trưởng từng lớp (257-275°C) sang kiểu tăng trưởng dạng đảo (300°C). Tại nhiệt độ nguồn Sb là 330°C thì màng Ge chuyển sang trạng thái vô định hình sau 15 phút lắng đọng nên mẫu này không được thực hiện phép đo I-V. Nguyên nhân việc hình thành trạng thái vô định hình của màng Ge là lượng Sb được tổ hợp vào mạng nền quá lớn dẫn đến sự kết đám giữa chúng. Hơn nữa bán kính nguyên tử của Sb lớn hơn so với bán kính nguyên tử của Ge nên khi lượng Sb thâm nhập vào mạng tinh thể tăng lên sẽ phá vỡ cấu trúc mạng vốn có của Ge.



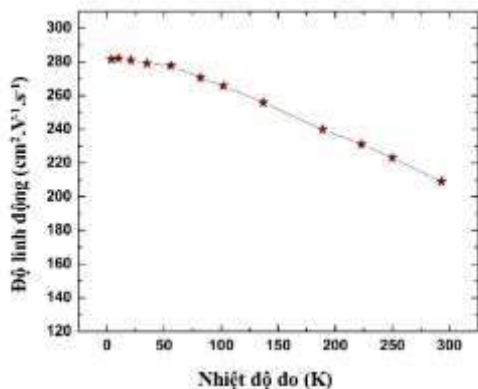
Hình 4. Sự phụ thuộc của điện trở suất của màng Ge pha tạp P và Sb vào nhiệt độ để (hình a) và nhiệt độ nguồn Sb (hình b.)



Hình 5. Sự phụ thuộc của mật độ hạt tải trong màng Ge pha tạp P và Sb theo nhiệt độ đo

Một thông số quan trọng của màng Ge pha tạp điện tử cần được xác định đó chính là mật độ điện tử đã kích hoạt trong mạng tinh thể. Vì thông số này ảnh hưởng trực tiếp đến tính chất điện cũng như khả năng phát quang của Ge. Khả năng phát quang của Ge được cải thiện đáng kể khi mật độ điện tử tự do trong lớp Ge tăng lên vì các điện tử này sẽ chiếm giữ các mức năng lượng của thung lũng L. Dẫn tới xác suất để xảy ra chuyển mức trực

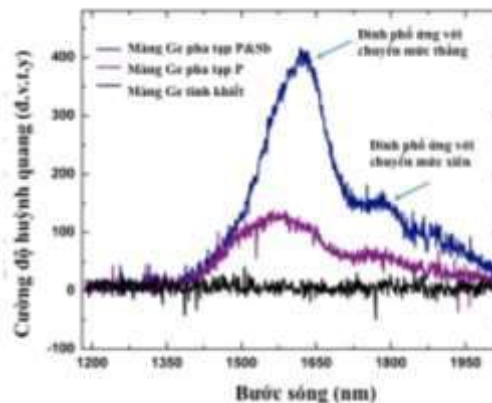
tiếp của điện tử từ các mức năng lượng của thung lũng Γ tăng lên [1]. Mật độ điện tử đã kích hoạt trong màng Ge được xác định bằng phép đo hiệu ứng Hall. Lưu ý rằng trước khi thực hiện phép đo này thì mẫu được xử lý nhiệt ở 650°C trong thời gian 30 giây để kích hoạt điện tử đã pha tạp. Hình 5 biểu diễn sự thay đổi của mật độ hạt tải trong màng Ge pha tạp P và Sb theo nhiệt độ đo. Nhiệt độ đo được tăng dần từ 4K đến 300K. Từ hình 6 ta thấy khi tăng nhiệt độ đo thì mật độ hạt tải giảm nhẹ từ $4,2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ xuống $4,1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ (tại nhiệt độ phòng). Độ linh động của điện tử trong màng Ge cũng được khảo sát khi thay đổi nhiệt độ đo trong khoảng 4-300K (Hình 6). Từ hình 6 ta thấy độ linh động của điện tử pha tạp trong màng Ge giảm dần theo chiều tăng của nhiệt độ đo. Tại nhiệt độ phòng thì độ linh động giảm còn $210 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. Chú ý rằng để thực hiện phép đo hiệu ứng Hall thì màng Ge pha tạp điện tử đồng thời từ nguồn GaP và Sb được tăng trưởng trên đế SOI (Silicon on Insulator) để tránh dòng rò từ đế Si đi lên lớp Ge. Từ đó định lượng chính xác mật độ hạt tải và các thông số điện trong màng Ge.



Hình 6. Sự thay đổi của độ linh động của hạt tải trong màng Ge pha tạp điện tử mật độ cao khi tăng nhiệt độ đo từ 4K đến 300K

Để xác định hiệu suất phát quang của màng Ge pha tạp P và Sb, phép đo phổ huỳnh quang trong vùng bước sóng 1100-2100nm của mẫu đã được thực hiện tại nhiệt độ 300K. Từ hình 7 ta thấy, cường độ huỳnh quang màng Ge pha tạp điện tử từ hai nguồn GaP và Sb cao

gấp 3 lần so với màng Ge chỉ pha tạp P. Dải bước sóng của đầu thu kéo dài đến 2100nm cho phép ta xác định vị trí của đỉnh phổ Ge.



Hình 7. Sự thay đổi của phổ huỳnh quang tại nhiệt độ phòng theo nguyên tố pha tạp

Một điều thú vị ở đây là ta có thể quan sát được hiện tượng co hẹp vùng cấm trong cấu trúc dải năng lượng của Ge. Đây là hiện tượng xảy ra khi pha tạp điện tử mật độ cao vào vật liệu Ge [13-14]. Khi đó đỉnh phổ phát xạ của Ge sẽ dịch chuyển về phía bước sóng dài (dịch chuyển đỏ). Căn cứ vào độ chênh lệch bước sóng này so với vị trí đỉnh phổ của Ge tinh khiết ta có thể xác định được mật độ các nguyên tố pha tạp đã được kích hoạt (mật độ hạt tải) [15]. Với Ge tinh khiết thì đỉnh phổ phát xạ nằm ở vị trí xung quanh bước sóng 1550nm. Khi pha tạp điện tử vào màng Ge từ nguồn GaP thì đỉnh phổ dịch chuyển đến vị trí 1580nm (ứng với mật độ điện tử cỡ $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$). Tiếp tục tăng nồng độ pha tạp bằng cách sử dụng đồng thời hai nguồn pha tạp là GaP và Sb thì đỉnh phổ dịch chuyển tiếp đến bước sóng cỡ 1638 nm ứng với mật độ hạt tải cỡ $4 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Kết quả này khá tương đồng với kết quả thu được từ phép đo hiệu ứng Hall đã trình bày ở trên. Chú ý rằng bước sóng phát xạ xung quanh 1550nm (đối với Ge tinh khiết) là bước sóng ứng với chuyển mức thẳng của điện tử từ thung lũng Γ xuống đỉnh của vùng hoá trị. Có thể thấy rằng khi pha tạp điện tử mật độ cao thì cường độ huỳnh quang ứng với chuyển mức thẳng cao hơn nhiều lần so với cường độ huỳnh quang ứng với chuyển mức xiên. Hiệu suất phát quang của màng Ge

pha tạp P và Sb được cải thiện đáng kể so với màng Ge tinh khiết.

4. Kết luận

Màng Ge pha tạp P và Sb tăng trưởng trên đế Si đã được chế tạo thành công bằng kỹ thuật epitaxy chùm phân tử. Từ việc thực hiện phép đo I-V của mẫu khi thay đổi nhiệt độ để và nhiệt độ nguồn Sb cho thấy, điện trở suất của màng Ge có giá trị thấp nhất khi $T_S=170^\circ\text{C}$ và $T_{Sb}=275^\circ\text{C}$. Nồng độ hạt tải trong lớp Ge thay đổi nhẹ khi nhiệt độ đo tăng từ 4K đến 300K. Tại nhiệt độ phòng thì mật độ hạt tải đạt giá trị $4,1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ và độ linh động của điện tử là $210 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. Cường độ huỳnh quang của mẫu Ge pha tạp P và Sb tăng gấp 3 lần so với màng Ge chỉ pha tạp P. Hiện tượng co hẹp vùng cấm trong cấu trúc vùng năng lượng của Ge khi pha tạp điện tử mật độ cao đã được quan sát. So với màng Ge tinh khiết thì độ dịch chuyển đỉnh phổ ứng với chuyển mức trực tiếp cỡ 88nm.

Lời cảm ơn

Xin chân thành cảm ơn nhóm nghiên cứu “Heterostructure” của viện CINA, 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]. X. Sun, J.F. Liu, L.C. Kimerling, and J. Michel, “Direct gap photoluminescence of n-type tensile strained Ge-on-Si”, *Appl. Phys. Lett.*, 95, 011911, 2009.
- [2]. M. El Kurdi, T. Kociniowski, T.-P. Ngo, J. Boulmer, D. Débarre, P. Boucaud, J. F. Damlencourt, O. Kermarrec, and D. Bensahel, “Enhanced photoluminescence of heavily n-doped germanium”, *Appl. Phys. Lett.*, 94, 191107, 2009.
- [3]. X. Sun, J.F. Liu, L.C. Kimerling and J. Michel, “Toward a germanium laser for integrated silicon photonics”, *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, 16, 124, 2010.
- [4]. Luong T. K. P. et al, “Control of Tensile Strain and Interdiffusion in Ge/Si(001) Epilayers Grown By Molecular-Beam Epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 114, 083504, 2013.
- [5]. N. Koshida and H. Koyama, “Visible electroluminescence from porous silicon”, *Appl. Phys. Lett.*, 60, 347, 1992.
- [6]. B. Zheng, J. Michel, F.Y.G. Ren, L.C. Kimerling, D.C. Jacobson and J.M. Poate, “Room-temperature sharp line electroluminescence at $\lambda=1.54 \mu\text{m}$ from an erbiumdoped silicon light-emitting diode”, *Appl. Phys. Lett.*, 64, 2842, 1994.
- [7]. L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franzo and F. Priolo, “Optical gain in silicon nanocrystals”, *Nature*, 408, 440, 2000.
- [8]. C.S. Peng, Q. Huang, W.Q. Cheng, J.M. Zhou, Y.H. Zhang, T.T. Sheng, and C.H. Tung, “Optical properties of Ge self-organized quantum dots in Si”, *Phys. Rev. B*, 57, 8805, 1998.
- [9]. M. El Kurdi, S. David, P. Boucaud, C. Kammerer, X. Li, V. Le Thanh, S. Sauvage, J.-M. Lourtioz, “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, 2004.
- [10]. Luong Thi Kim Phung, *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, 2014.
- [11]. T.K.P. Luong, A. Ghrib, M.T. Dau, M.A. Zrir, M. Stoffel, V. Le Thanh, R. Daineche, T.G. Le, V. Heresanu, O. Abbes, M. Petit, M. El Kurdi, P. Boucaud, H. Rinnert, and J. Murota, *Thin Solid Films* 557, 70–75, 2014.
- [12]. T. K. P. Luong et al, “Enhanced Tensile Strain in P-doped Ge Films Grown by Molecular Beam Epitaxy Using GaP and Sb Solid Sources”, *Journal of Electronics Materials*, 49, 4674, 2019.
- [13]. R. Camacho-Aguilera, Z. Han, Y. Cai, L.C. Kimerling and J. Michel, “Direct Band Gap Narrowing in Highly Doped Ge”, *Appl. Phys. Lett.*, 102, 152106, 2013.
- [14]. S. C. Jain and D. J. Roulston, “A Simple Expression for Band Gap Narrowing (BGN) In Heavily Doped Si, Ge, GaAs and GeSi_{1-x} Strained Layers”, *Solid State Electron*, 34, 453, 1991.
- [15]. M. Oehme, M. Gollhofer, D. Widmann, M. Schmid, M. Kaschel, E. Kasper, and J. Schulze, “Direct Bandgap Narrowing in Ge LED’s On Si Substrates”, *Opt. Exp.*, 21, 2206, 2013.