

Nghiên cứu sự phân bố của nguyên tử antimony trong màng Ge/Gi đồng pha tạp Sb và P sử dụng kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử

Investigating the distribution of sb atoms in the Ge/Si thin film co-doped with P and Sb using atom probe tomography method

Luong Thị Kim Phuong^{a*}, Luong Minh Anh^b, Nguyễn Thị Dung^a, Trịnh Thị Huyền^a
Luong Thi Kim Phuong^{a*}, Luong Minh Anh^b, Nguyen Thi Dung^a, Trinh Thi Huyen^a

^aĐại học Hồng Đức, 565 Quang Trung, Phường Đông Vệ, Thành phố Thanh Hoá, Việt Nam

^aHong Duc University, Thanh Hoa City, Vietnam

^bCEA, Greoble, Cộng hoà Pháp

^bCEA, Grenoble, France

(Ngày nhận bài: 03/6/2021, ngày phản biện xong: 27/6/2021, ngày chấp nhận đăng: 13/10/2021)

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. Một cách tiếp cận mới để tăng nồng độ các nguyên tố pha tạp trong mạng nền Ge được đưa ra là kỹ thuật đồng pha tạp từ hai nguồn rắn GaP và Sb. Trong nghiên cứu này, sự phân bố của các nguyên tử P và Sb pha tạp trong màng Ge được tập trung khảo sát theo điều kiện xử lý nhiệt. 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) và ảnh kính hiển vi điện tử truyền qua (TEM) được dùng để đánh giá chất lượng bề mặt của mẫu cũng như chất lượng tinh thể của màng Ge. Màng Ge được xử lý nhiệt sau khi tăng trưởng ở nhiệt độ 650°C trong vòng 60 giây để tạo ứng suất và kích hoạt điện tử pha tạp đồng thời cải thiện chất lượng tinh thể. Hiệu suất phát quang của màng Ge được đánh giá từ phép đo phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại. Vị trí của các nguyên tử P và Sb được xây dựng lại nhờ kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử (APT).

Từ khóa: Ge; đồng pha tạp; phân bố nguyên tử P và Sb; kỹ thuật cắt lớp đầu dò nguyên tử; phổ huỳnh quang.

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. In this study, the distribution of Sb atoms as well as P atoms is focusing studied following the thermal treatment condition. The Ge films were grown on Si (100) by Molecular Beam Epitaxy technique. The Reflection of High Energy Electron Diffraction(RHEED) technique and Transfer Electron Microscopy (TEM) image are used to evaluate the surface quality as well as the Ge crystal. After growing, we apply a thermal annealing on the Ge layers at 650°C in 60s for inducing a tensile strain and activating doped electrons. The photoluminescence efficiency of the highly n-doped Ge layers was evaluated by the photoluminescence spectrum. Owing to the atomic probe tomography (APT) technique, the place of P and Sb dopants are reconstructed.

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

* *Corresponding Author:* Luong Thi Kim Phuong; Hong Duc University, Thanh Hoa City, Vietnam
Email:luongthikimphuong@hdu.edu.vn

1. Mở đầu

Sự giảm kích thước của các vi mạch dựa trên công nghệ CMOS (Complementary Metal Oxide Semiconductor) đang tiến đến 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 nguyên nhân 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 các vật liệu thay thế được 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 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 PH₃ 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. Khi pha tạp điện tử đồng thời từ nguồn rắn GaP và Sb, nồng độ điện tử sau khi kích hoạt bằng phương pháp xử lý nhiệt nhanh đạt khoảng $4,2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$, tuy nhiên mật độ tổng cộng của các nguyên tố pha tạp đạt tới $8,7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ [15], nghĩa là vẫn còn một số lượng lớn các nguyên tử P và Sb đang ở vị trí xen kẽ trong mạng nền và chưa thay thế cho nguyên tử Ge để tạo ra các hạt

điện tử tự do. Vì vậy, trong nghiên cứu này, sự phân bố của các nguyên tử pha tạp P và Sb được tập trung khảo sát theo điều kiện xử lý nhiệt (trước và sau khi xử lý nhiệt nhanh để kích hoạt điện tử).

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].

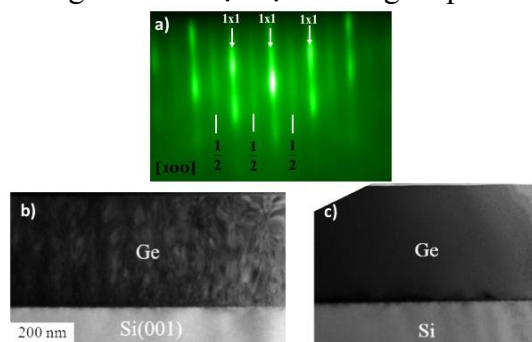
Đế Si phẳng có định hướng (100) và được pha tạp từ nguyên tử B (loại n). Bề mặt đế được làm sạch qua 2 giai đoạn: giai đoạn xử lý hoá học và giai đoạn xử lý nhiệt trong buồng MBE [16]. Sau khi hoàn thiện quy trình làm sạch mẫu, quan sát RHEED cho thấy sự xuất hiện rõ nét của vạch (2x1) đặc trưng cho 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 523 nm. Các phép đo huỳnh quang được tiến hành 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 pha tạp P và Sb cũng như nguyên tử đóng vai trò mạng nền Ge.

3. Kết quả và thảo luận

Để đánh giá chất lượng bề mặt của màng Ge đồng pha tạp P và Sb tăng trưởng trên đế Si, phép đo phổ nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao RHEED được sử dụng đồng thời với quá trình lắng đọng màng. Hình 1(a) cho thấy khi đồng pha tạp P và Sb hình ảnh phổ nhiễu xạ quan sát được rõ ràng, các vạch sáng đồng đều cho thấy bề mặt của màng khá mịn. Tuy kết quả đo RHEED trong trường hợp đồng pha tạp bắt đầu có sự hình thành chấm 3D nhưng vẫn còn hiện diện các vạch (2x1) đặc trưng của sự tái cấu trúc trên bề mặt Ge. Điều này có nghĩa là sự tăng trưởng của màng khi đồng pha tạp P và Sb với Ge vẫn được tiến hành thông qua chế độ từng lớp một. Điều này cũng phù hợp với ảnh TEM của màng Ge (hình 1b). Tuy nhiên sau khi xử lý nhiệt nhanh giúp chất lượng tinh thể màng được cải thiện (hình 1c) thì lớp Ge trở nên đồng đều với mật độ sai hỏng thấp.

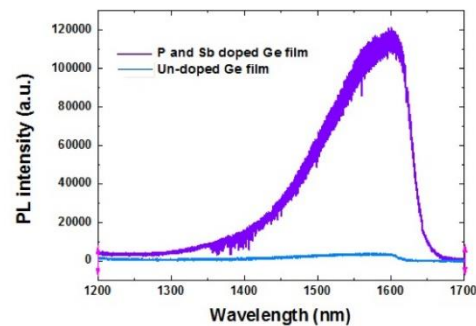


Hình 1. a) Quan sát RHEED của màng Ge đồng pha tạp P và Sb trong quá trình lắng đọng theo hướng [100]. Ảnh TEM của lớp Ge pha tạp điện tử ngay sau khi lắng đọng (hình b) và khi đã xử lý nhiệt nhanh.

Hình 2 biểu diễn phổ huỳnh quang trong vùng hồng ngoại của màng Ge pha tạp điện tử (ứng với $T_{đé}=170^{\circ}\text{C}$ và $T_{\text{GaP}} = 725^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{Sb}} = 275^{\circ}\text{C}$) 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 650°C trong thời gian 60 giây để kích hoạt các điện tử pha tạp đồng thời cải thiện chất lượng tinh thể. 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 (đường màu tím) tăng gấp 150 lần so với lớp Ge tinh khiết (đường màu xanh). 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% khi pha tạp mình P và ứng suất căng tăng lên 0,20% khi đồng pha tạp hai nguyên tố P và Sb [17].

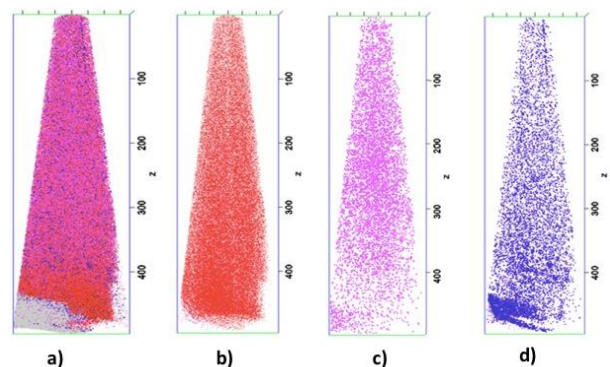
Nhờ kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò phân tử, sự sắp xếp vị trí của các nguyên tử pha tạp P và Sb cũng như nguyên tố mạng nền Ge được xây dựng lại một cách chính xác. Hình 3 là ảnh hai chiều khi tái xây dựng vị trí các nguyên tố của màng Ge đồng pha tạp nguyên tố P và Sb trên đế SOI tại nhiệt độ tăng trưởng 300°C . Từ hình vẽ ta thấy nguyên tố P và Ge được phân bố khá đồng đều trong miền của microtip trong khi bản đồ của nguyên tố Sb cho thấy sự phân bố không đồng đều dọc theo chiều dài tăng trưởng 500nm. Cũng dễ nhận ra rằng tại vùng của lớp đệm Ge có sự khuếch tán mạnh mẽ của các nguyên tố P và Sb ở lớp tiếp giáp. Bản đồ phân bố của nguyên tố Sb cũng chỉ ra một số thông tin lý thú về chất lượng mẫu, trong đó những nguyên tố Sb di chuyển về những vị trí khuyết tật trong mạng nền Ge và cũng tập hợp tại vùng đáy của microtip. Đây chính là bằng chứng cho thấy có sự hình thành các vùng giàu nguyên tố Sb hay còn gọi là sự hình thành đám Sb trong mẫu. Các phép phân tích APT cho thấy (không chỉ ra ở đây), mật độ trung bình của nguyên tử

P và Sb tương ứng là $1,32 \times 10^{20}$ nguyên tử/ cm^3 và $5,7 \times 10^{18}$ nguyên tử/ cm^3 .

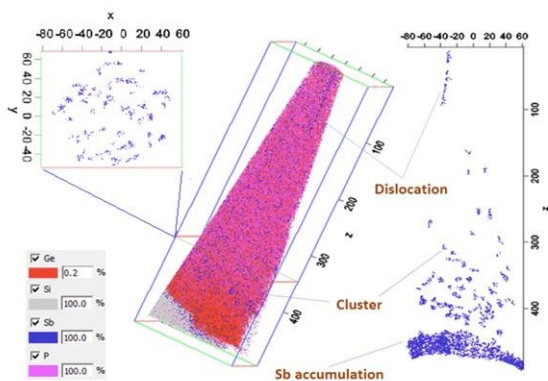


Hình 2. Phổ huỳnh quang tại nhiệt độ phòng của màng Ge đồng pha tạp P và Sb lắng đọng trên đế Si(100) sau khi xử lý nhiệt nhanh (đường màu tím) và của màng Ge tinh khiết (đường màu xanh).

Mật độ nguyên tử pha tạp trung bình là $1,377$ nguyên tử/ cm^3 . Đáng lưu ý rằng với kỹ thuật pha tạp bên trong, sử dụng kỹ thuật epitaxy chùm phân tử là một kỹ thuật rất hiếm để có thể tạo ra một lớp pha tạp đồng nhất dọc theo một vùng rộng của chiều dài tăng trưởng. Gọi D_{max} là khoảng cách lớn nhất giữa các nguyên tử Sb trong mỗi đám và N_{min} là số nguyên tử tối thiểu cho mỗi đám thì D_{max} cỡ 2,5nm và N_{min} cỡ 6 nguyên tử/đám.



Hình 3. Bản đồ tái cấu trúc các vị trí của nguyên tử phân bố trong màng Ge đồng pha tạp P và Sb (hình a); Sự phân bố của các nguyên tử Ge (hình b), nguyên tử P (hình c) và nguyên tử Sb (hình d) theo chiều dài lắng đọng. Phép đo được thực hiện khi mẫu chưa được xử lý nhiệt.

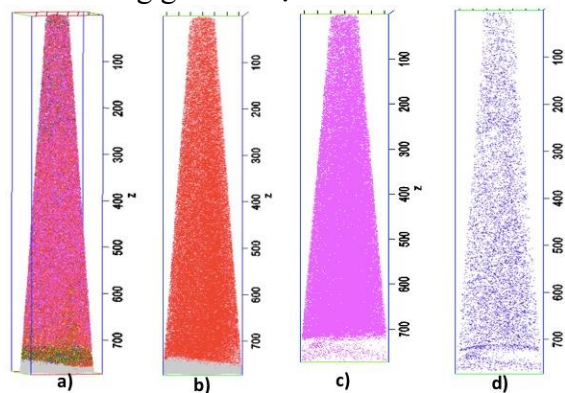


Hình 4. Hình ảnh ba chiều của các đám nguyên tử Sb phân bố theo chiều sâu của màng Ge và ảnh từ trên xuống của chúng.

Hình 4 biểu thị sự phân bố của đám nguyên tử Sb trong mẫu theo cấu trúc bản đồ 3D và 2D theo góc nhìn tiết diện ngang. Có thể thấy từ hình tổ hợp rằng các đám Sb cũng phân bố không đồng nhất trong mẫu. Cụ thể là mật độ những đám Sb được tập trung cao ở vùng đáy của màng và với kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò phân tử, chúng ta có thể xác định vị trí chính xác của những khuyết tật đường bên trong microtip. Xử lý nhiệt là phương pháp điển hình để kích hoạt những nguyên tố pha tạp trong vật liệu bán dẫn. Để xảy ra sự khuếch tán kích hoạt, nhiệt độ cung cấp phải đủ lớn để thắng được rào thế năng tương tác giữa các nguyên tử của mạng nền và chiếm giữ vị trí của nguyên tử mạng nền.

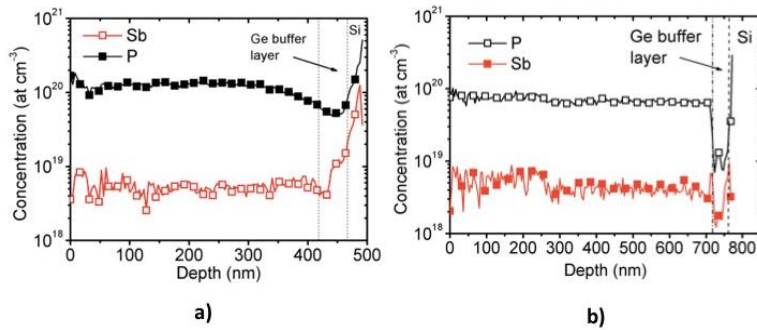
Đối với màng Ge pha tạp điện tử từ các nguyên tố như Sb hoặc P thì việc xử lý nhiệt phải thực hiện ở vùng nhiệt độ thích hợp trong thời gian ngắn để giảm thiểu hiệu ứng khuếch tán ngoài của các nguyên tố pha tạp. Các nguyên tố pha tạp này có hệ số khuếch tán lớn và có xu hướng dồn lên vùng bề mặt của 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. 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 650°C trong thời gian 60 giây. 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 5), điều này hoàn toàn phù hợp với kết quả phân tích ảnh TEM của màng Ge sau khi xử lý nhiệt nhanh. Từ hình 5 cho thấy, sự tách pha của các nguyên tử pha tạp tại vùng biên của lớp đệm Ge và đế Si cũng giảm rõ rệt.



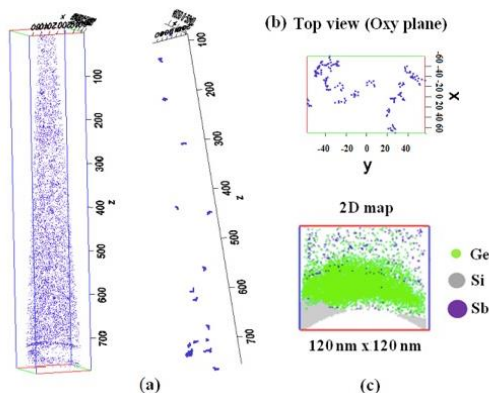
Hình 5. Hình ảnh ba chiều về sự phân bố của các nguyên tử P và Sb trong màng Ge (hình a); Sự phân bố của các nguyên tử Ge (hình b), các nguyên tử P (hình c) và các nguyên tử Sb (hình d). Màng Ge đã được xử lý nhiệt nhanh tại nhiệt độ 650°C trong thời gian 60 giây.

Liên quan đến hiệu ứng khuếch tán ngoài, sự phụ thuộc của mật độ các nguyên tố P và Sb theo chiều dài tăng trưởng (hình 6) chỉ ra rằng sau khi xử lý nhiệt nhanh, mật độ của cả nguyên tử P và Sb so với trước khi xử lý nhiệt bị giảm một bậc do hiệu ứng khuếch tán ngoài.



Hình 6. Sự phụ thuộc của mật độ các nguyên tử P (đường màu đen) và nguyên tử Sb (đường màu đỏ) theo chiều sâu của màng Ge khi mẫu chưa được xử lý nhiệt (hình a) và sau khi mẫu đã được xử lý nhiệt nhanh (hình b).

Tuy nhiên, mật độ của các nguyên tử pha tạp được phân bố đồng đều hơn theo chiều dài lắng đọng của màng. Mật độ tổng cộng của các nguyên tử trong microtip là $8,5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ nguyên tử/cm³. Lưu ý rằng theo phép phân tích Hall thì mật độ điện tử đã kích hoạt đạt cỡ $4,2 \times 10^{19}$ điện tử/cm³. Nghĩa là vẫn còn khoảng $4,3 \times 10^{19}$ nguyên tử pha tạp/cm³ vẫn còn tồn tại ở các vị trí xen kẽ và chưa được kích hoạt. Tương tự như trường hợp trước khi xử lý nhiệt, các phân tích về hiện tượng kết đám đã được thực hiện cho cả hai loại nguyên tử P và Sb. Kết quả cho thấy, đối với nguyên tử Sb số lượng đám đã giảm đáng kể từ 83 xuống còn 18 trong microtip và số nguyên tử trung bình trong mỗi đám là 9 nguyên tử (quan sát theo tiết diện ngang). Điều này được lý giải dựa vào đặc tính khuếch tán mạnh của nguyên tử Sb dưới tác dụng của quá trình xử lý nhiệt nhanh. Từ quan sát bản đồ tái cấu trúc vị trí của nguyên tử Sb ở Hình 7 cho thấy lớp đệm Ge rõ nét và hầu như không còn các nguyên tử Sb trong vùng này.



Hình 7. Bản đồ tái cấu trúc theo ba chiều vị trí của các nguyên tử Sb trong màng Ge đồng pha tạp P và Sb (hình a). Sự phân bố của các đám Sb theo tiết diện ngang (hình b) và tại vùng đệm của lớp Ge (hình c).

4. Kết luận

Kỹ thuật chụp cắt lớp đầu dò nguyên tử của màng Ge đồng pha tạp P và Sb lắng đọng trên đế Si đã đưa ra cái nhìn tổng quát về sự phân bố vi mô của các nguyên tử P và Sb cũng như nguyên tử mạng nền Ge trước và sau khi xử lý nhiệt. Kết quả cho thấy, trước khi xử lý nhiệt các nguyên tử Sb có xu hướng tập hợp thành những đường sai hỏng bên trong lớp Ge cũng như ở vùng tiếp giáp Ge/Si trong khi nguyên tử P lại được phân bố khá đồng đều dọc theo chiều lắng đọng. Sau khi xử lý nhiệt nhanh ở 650°C trong vòng 60 giây thì mật độ và kích thước của các đám nguyên tử pha tạp giảm đáng kể.

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” <http://www.itrs.net/home.html>(2008).
- [2] M. Haurylau, G. Chen, H. Chen, J. Zhang, N. A. Nelson, D. H. Albonese, E. G. Friedman, and 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 and 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 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, 2842
- [7] L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franzo and 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, and 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. 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, 191107
- [12] 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, 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 and Eberl K (1995), "Heavy Phosphorus Doping in Molecular Beam Epitaxial Grown Silicon with a GaP Decomposition Source", Appl. Phys. Lett. 66, 3197.
- [15] Lương Thị Kim Phương (2019), "Ảnh hưởng của nguyên tố Sb đến tính chất quang của màng Ge/Si đồng pha tạp Sb và P", *Tạp chí khoa học Trường Đại học Hồng Đức*.
- [16] Lương Thị Kim Phương (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] T.K.P. Luong, V. Le Thanh, A. Ghrib, M. EL Kurdi, and P. Boucaud, (2019), "Enhanced Tensile Strain in P-doped Ge Films Grown by Molecular Beam Epitaxy Using GaP and Sb Solid Sources", *Journal of Electronic Material*, vol 48, no7