

KHÔNG CHẾ SỰ HÌNH THÀNH TĂNG TRƯỞNG DẠNG ĐẢO CỦA GERMANI TRÊN ĐỂ SICLIC BẰNG PHƯƠNG PHÁP EPITAXY CHÙM PHÂN TỬ

Lương Thị Kim Phụng*

Trường Đại học Hồng Đức

TÓM TẮT

Những năm gần đây, các thiết bị tích hợp trên cơ sở silic ứng dụng cho quang điện tử tích hợp đã thu hút được sự quan tâm nghiên cứu. Màng epitaxy Ge trên đế silic đang trở thành một loại vật liệu quan trọng vì Ge có đặc tính giả vật liệu chuyển tiếp xiên và hoàn toàn tương thích với công nghệ silic. Tuy nhiên, vẫn còn tồn tại một trở ngại lớn để đạt được lớp Ge với chất lượng tinh thể tốt khi tăng trưởng trên đế silic do sự sai khác hằng số mạng lớn giữa Ge và Si (4,2%). Trong bài báo này chúng tôi nghiên cứu, chế tạo màng Ge chất lượng cao trên đế Si (100) với mật độ sai hỏng dạng dây thấp, đạt được nhờ quá trình tăng trưởng hai bước và xử lý nhiệt nhanh ở 900°C trong thời gian 3 phút. Phương pháp chế tạo mẫu là phương pháp epitaxy chùm phân tử. Mật độ khuyết tật đạt được chỉ dưới 10^4cm^{-2} , kết quả này góp phần hiện thực hoá việc chế tạo các thiết bị Ge trên nền Si ứng dụng trong công nghệ CMOS.

Từ khóa: Germanium, Silicon, Tăng trưởng hai bước, Epitaxy chùm phân tử, Ứng dụng quang điện tử

MỞ ĐẦU

Hiện nay Ge được coi như ứng cử viên tiềm năng cho những ứng dụng trong lĩnh vực quang học vì bước sóng phát quang của của nó nằm trong vùng dải sóng truyền thông. Hơn nữa, tuy là vật liệu vùng cấm xiên nhưng vùng thung lũng trực tiếp có năng lượng cao hơn 136meV so với vùng thung lũng gián tiếp [1]. Điều đó có nghĩa là Ge có khả năng tăng cường sự tái hợp phát xạ nhờ tạo ra một ứng suất căng và áp dụng quá trình pha tạp điện tử [2-3]. Vì vậy, Ge được xem là vật liệu lý tưởng cho lớp kích hoạt của đầu thu quang tích hợp hoặc nguồn phát hồng ngoại trong bộ phận dẫn sóng tương thích với công nghệ silic. Tuy nhiên trở ngại lớn của cấu trúc dị thể Ge/Si là sự tăng trưởng dạng đảo của Ge do sự khác biệt đáng kể về hằng số mạng giữa Si và Ge (cỡ 4,2%) và chất lượng tinh thể ảnh hưởng trực tiếp đến hiệu suất của đầu thu quang và quá trình tích hợp cũng như các ứng dụng trong dẫn sóng quang.

Để ngăn cản sự hình thành các mầm đảo, kỹ thuật tăng trưởng hai bước đã được đề xuất. Nó bao gồm một lớp đệm Ge được tăng

trưởng ở nhiệt độ thấp, tiếp theo đó là lớp thứ hai được tăng trưởng ở nhiệt độ cao hơn [4-5]. Kỹ thuật tăng trưởng này đã được chứng minh tính hiệu quả trong việc giảm mật độ sai hỏng dạng dây cũng như giảm độ gồ ghề của bề mặt màng [6-12]. Tuy nhiên điều đáng chú ý là tất cả các thực nghiệm kể trên được thực hiện bằng kỹ thuật lắng đọng hoá học từ pha hơi (CVD). Nhưng với phương pháp CVD thì năng lượng nhiệt được cung cấp bởi để cần phải đủ lớn để phân tách các phân tử chất khí [13-14]. Vì những lý do này mà các nghiên cứu trước đây đã chỉ ra rằng nhiệt độ tăng trưởng ở bước thứ nhất được thực hiện trong khoảng từ 350 đến 400°C [6-12]. Hơn nữa, sự có mặt của hydro (từ khí mang hoặc từ sự phân tách các phân tử hydrid) trên bề mặt tăng trưởng của để có thể làm giảm chiều dài khuếch tán bề mặt của nguyên tử Ge [15]. Các nghiên cứu đã chỉ ra rằng màng Ge tăng trưởng bằng phương pháp CVD ở nhiệt độ để xuống thấp tới 330°C có mật độ sai hỏng lớn [16]. Trong nghiên cứu này, chúng tôi đưa ra những kết quả của việc điều khiển kiểu tăng trưởng trong các lớp epytaxy Ge trên đế silic định hướng (100) sử dụng kỹ thuật epitaxy chùm phân tử (Molecular beam epitaxy-

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

MBE). Ưu điểm của kỹ thuật MBE là nó không yêu cầu nhiệt độ tăng trưởng cao để phân tách các precursor khí. Màng Ge được tăng trưởng theo quy trình hai bước, trong đó bước thứ nhất đóng vai trò quan trọng trong việc khống chế sự hình thành đảo và đạt được những lớp Ge mịn với chất lượng tinh thể tốt.

THỰC NGHIỆM

Tăng trưởng của lớp Ge được thực hiện nhờ hệ thống MBE chuẩn với áp suất cơ sở thấp hơn $2 \cdot 10^{-10}$ torr. Buồng tăng trưởng được trang bị thiết bị nhiễu xạ điện tử phản xạ năng lượng cao (RHEED) cho phép quan sát kiểu tăng trưởng của màng Ge ngay trong quá trình thí nghiệm. Ge được bay hơi từ nguồn Knudsen với hai vùng được đốt nóng, tốc độ bốc bay hơi nằm trong khoảng từ 2-5nm/phút. Để tăng trưởng là đế Silic phẳng, pha tạp loại n và có định hướng (100). Việc làm sạch bề mặt để 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 HNO_3 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 $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ 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 SiO_2 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. Nhiệt độ để được xác định nhờ một công tắc cặp nhiệt được gắn ở mặt sau của đế với độ chính xác khoảng 20°C .

Chất lượng của màng Ge được khảo sát bằng kính hiển vi điện tử truyền qua phân giải cao (HR-TEM) của hệ JEOL 3010 hoạt động ở 300 kV với độ phân giải không gian cỡ 0,17 nm.

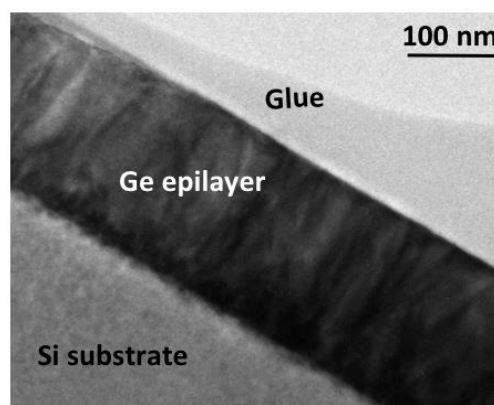
Để xác định mật độ sai hỏng dạng sợi chúng tôi sử dụng kỹ thuật ăn mòn sai hỏng chọn

lọc. Dung dịch của crôm đã được sử dụng với tỉ lệ thành phần là: CrO_3 0,6mol/lít: HF 12 mol/lít H_2O . Sau khi sử dụng phương pháp ăn mòn, kính hiển vi điện tử quét (SEM) được dùng để đo mật độ sai hỏng trong lớp màng Ge.

Kính hiển vi lực nguyên tử (AFM) được sử dụng để đánh giá độ gồ ghề của bề mặt Ge tăng trưởng trực tiếp trên đế silic, chế độ sử dụng của hệ AFM là chế độ tiếp xúc.

KẾT QUẢ VÀ THẢO LUẬN

Sự tăng trưởng của Ge trên đế silic được coi như là ví dụ điển hình của kiểu tăng trưởng Stranski- Krastanov (SK): một lớp ướt hai chiều chỉ được hình thành khi độ dày màng dưới độ dày tới hạn cỡ vài đơn lớp. Vượt quá độ dày này, kiểu tăng trưởng dạng đảo (tăng trưởng ba chiều) sẽ xuất hiện để giải phóng ứng suất tích tụ trong lớp Ge [17-19]. Hệ quả của quá trình xả ứng suất trong kiểu tăng trưởng SK là lớp epitaxy có mật độ sai hỏng dạng sợi lớn và bề mặt màng thô ráp.



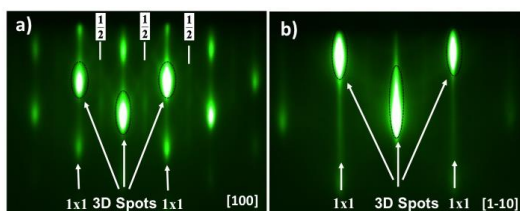
Hình 1. Ảnh TEM điển hình của màng Ge lắng đọng trên đế Si định hướng (100) với nhiệt độ tăng trưởng là 700°C

Hình 1 là ảnh TEM điển hình của màng Ge với độ dày 200 nm lắng đọng trên đế silic định hướng (100) ở nhiệt độ 700°C . Quan sát tổng thể ta thấy màng Ge có độ gồ ghề lớn ở cả bề mặt và lớp tiếp giáp với đế. Mạng lưới sai hỏng do chênh lệch hằng số mạng giữa Ge và Si định xứ ở vùng tiếp giáp có mật độ dày đặc, vì vậy lớp tiếp giáp giữa màng Ge và đế Si rất không rõ ràng. Phép đo từ kính hiển vi lực nguyên tử để khảo sát hình thái bề mặt

của màng cho thấy, độ gồ ghề trung bình cao hơn 80 nm. Độ thô ráp lớn như vậy bắt nguồn từ sự chuyển kiểu tăng trưởng từ dạng hai chiều sang dạng đảo.

Hình ảnh đặc trưng của kiểu tăng trưởng dạng đảo nói trên của quan sát RHEED dọc theo hai hướng chính là hướng $[100]$ và hướng $[1-10]$ được thể hiện trên hình 2. Màng Ge được tăng trưởng ở 700°C với độ dày 200 nm. Kiểu tăng trưởng dạng đảo được nhận biết nhờ các chấm trong hình ảnh nhiễu xạ RHEED. Như quan sát trên hình 2, tất cả các chấm 3D được định xứ dọc theo các vạch (1×1) thể hiện rằng chúng được tạo ra từ hiệu ứng nhiễu xạ khối và các đảo đó tăng trưởng theo kiểu epytaxy. Các vạch $\frac{1}{2}$ là các vạch bắt nguồn từ sự tái cấu trúc bề mặt (2×1) của màng Ge định hướng (100) . Chúng ta có thể thấy rằng các chấm 3D chiếm số lượng áp đảo trong ảnh nhiễu xạ RHEED và vạch $\frac{1}{2}$ vẫn tồn tại nhưng với cường độ yếu. Điều đó thể hiện rằng kiểu tăng trưởng của màng Ge được tiến hành theo kiểu tăng trưởng dạng đảo (kiểu tăng trưởng ba chiều).

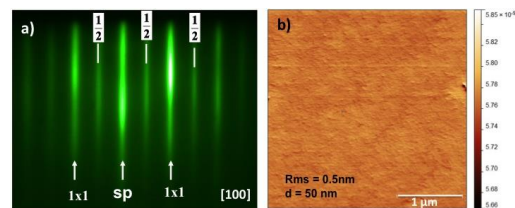
Sự ảnh hưởng của nhiệt độ đến tới kiểu tăng trưởng của màng Ge đã được khảo sát trong khoảng nhiệt độ từ nhiệt độ phòng đến 750°C . Kết quả cho thấy tồn tại một vùng nhiệt độ hẹp từ $260-300^\circ\text{C}$ mà kiểu tăng trưởng SK của Ge trên đế Si bị hạn chế hoàn toàn. Thay vào đó, kiểu tăng trưởng hai chiều đạt được đối với độ dày màng có thể lên tới 200 nm. Kết quả là các lớp Ge epytaxy có chất lượng màng tốt và hầu như không còn sai hỏng dạng sợi.



Hình 2. Hình ảnh nhiễu xạ RHEED dọc theo hai hướng chính là hướng $[100]$ (hình 2a) và hướng $[1-10]$ (hình 2b) quan sát được khi màng Ge tăng trưởng trên đế Si ở 700°C

Đối với quá trình lắng đọng của Ge trên đế silic ở nhiệt độ cao hơn 300°C (ví dụ như cho

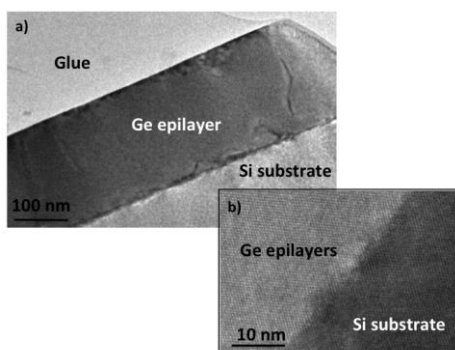
mục đích tạo ra ứng suất căng trong màng Ge) hoặc thấp hơn 260°C (chẳng hạn cho quá trình pha tạp điện tử trong lớp Ge), chúng tôi đề xuất phương pháp tăng trưởng 2 bước. Bước thứ nhất là tạo ra một lớp đệm Ge có độ dày khoảng 30-50 nm được tăng trưởng trong vùng nhiệt độ từ $260-300^\circ\text{C}$. Lớp này có nhiệm vụ giải phóng ứng suất do sự sai khác hằng số mạng giữa màng Ge và đế Si và duy trì một bề mặt phẳng mịn bằng cách hạn chế sự linh động của nguyên tử Ge ở nhiệt độ tăng trưởng thấp. Từ đó có thể ngăn cản sự hình thành mầm của các đảo 3D trong lớp Ge. Bước thứ hai với độ dày tùy ý được tăng trưởng ở nhiệt độ mong muốn trên nền của lớp đệm nên sẽ có chất lượng tinh thể tốt và giảm được đáng kể mật độ khuyết tật của màng Ge.



Hình 3. a) Hình ảnh nhiễu xạ RHEED dọc theo hướng $[100]$ của lớp màng Ge với độ dày 200nm tăng trưởng theo kỹ thuật hai bước. b) Ảnh AFM của bề mặt mẫu đo ở nhiệt độ phòng ứng với chế độ tiếp xúc

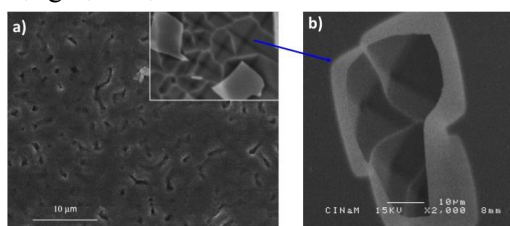
Hình 3a mô tả hình ảnh nhiễu xạ RHEED của màng Ge được lắng đọng trên đế Si theo kỹ thuật tăng trưởng hai bước, bước đệm thứ nhất tăng trưởng ở nhiệt độ đế là 270°C và bước thứ hai được lắng đọng ở nhiệt độ 700°C . Sự xuất hiện rõ ràng của những vạch sọc dài trong ảnh RHEED mà không chứa bất kỳ chấm 3D nào chứng tỏ sự hình thành các đảo 3D hoàn toàn bị dập tắt và bề mặt mẫu phẳng mịn. Hình 3b là ảnh kính hiển vi lực nguyên tử AFM của bề mặt màng Ge trên đế Si được tăng trưởng theo phương pháp hai bước như đã nêu trên. Kết quả cho thấy bề mặt của lớp Ge mịn và đồng đều với kích thước hạt cỡ 50nm và độ nhám bề mặt trung bình ước lượng cỡ 0,5nm. Các kết quả quan sát từ ảnh nhiễu xạ RHEED và ảnh kính hiển

vì lực nguyên tử cũng rất tương đồng với kết quả đo TEM được chỉ ra trên hình 4.



Hình 4. a) Ảnh TEM đặc trưng của lớp Ge với độ dày 200nm lắng đọng theo kỹ thuật tăng trưởng hai bước ở 270°C và 700°C. b) Ảnh TEM phóng to gần lớp tiếp giáp giữa màng Ge và đế Si

Hình 4a là ảnh TEM tổng thể của lớp Ge epitaxy với chất lượng màng tốt và độ dày đồng đều. Điều đáng chú ý là những sai hỏng xếp chồng theo hướng mặt phẳng (111) thường quan sát thấy ở màng Ge/Si tăng trưởng ở nhiệt độ để cao hơn 330°C hầu như biến mất [16] khi nhiệt độ tăng trưởng tăng lên thì màng Ge có thể chuyển sang trạng thái ổn định hơn với cả hai loại sai hỏng là sai hỏng do sự sai khác hằng số mạng và sai hỏng dạng sợi được sinh ra.



Hình 5. Ảnh SEM của bề mặt màng Ge sau khi ăn mòn các sai hỏng trong dung dịch $\text{CrO}_3/\text{HF}/\text{H}_2\text{O}$ trong vòng 5 phút. Hình a) ảnh SEM của lớp Ge với độ dày 200nm lắng đọng trên đế Si định hướng (100) ở 700°C. Các vết ăn mòn dạng sợi mỳ đã được hình thành do sự tập trung mật độ cao của sai hỏng dạng sợi. Hình lồng bên trong là hình phóng to của các vết ăn mòn này. Hình b) Đặc trưng của hình kim tự tháp vuông cho các sai hỏng dạng sợi đã được quan sát rõ khi mẫu được quay đi một góc 15°

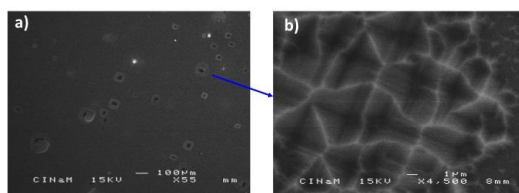
Tuy nhiên so sánh với màng Ge tăng trưởng một bước ở nhiệt độ cao, đặc biệt là so với màng Ge lắng đọng theo phương pháp lắng

động hoá học từ pha hơi CVD [5] thì màng Ge tăng trưởng hai bước có mật độ sai hỏng dạng sợi và sai hỏng do sai lệch hằng số mạng thấp hơn nhiều. Hơn nữa, sai hỏng do sai lệch hằng số mạng được tìm thấy ở những vị trí lân cận lớp tiếp giáp giữa màng Ge và đế Si, dẫn tới lớp tiếp giáp này rõ và mịn. Sau khi lắng đọng màng, phương pháp xử lý nhiệt nhanh được áp dụng để làm giảm mật độ sai hỏng trong màng Ge. Ghi chú rằng tất cả các mẫu được xử lý nhiệt nhanh ở 900°C trong thời gian 3 phút và tốc độ tăng nhiệt là 25°C/phút.

Để định lượng mật độ sai hỏng dạng sợi, chúng tôi sử dụng kỹ thuật ăn mòn sai hỏng lọc lựa để làm lộ ra những sai hỏng dạng sợi này. Dung dịch được sử dụng cho kỹ thuật ăn mòn này là CrO_3 0,6mol/lít; HF 12mol/lít; H_2O . Với dung dịch ăn mòn trên cơ sở crôm này, sai hỏng dạng sợi trên bề mặt định hướng (100) được hiện ra có dạng hình kim tự tháp vuông. Trước hết, thời gian ăn mòn được tối ưu hoá trên mẫu Ge tăng trưởng ở nhiệt độ cao với dự đoán mật độ sai hỏng cỡ 10^7cm^{-2} . Kết quả tính toán thu được tương đồng với kết quả báo cáo trong bài báo [20], cũng thấy được rằng thời gian ăn mòn nằm trong khoảng từ 2,5 đến 10 phút là phù hợp để các sai hỏng dạng sợi được bộc lộ đầy đủ. Hình 5 là ảnh kính hiển vi điện tử quét SEM sau 5 phút ăn mòn của màng Ge với độ dày 200nm lắng đọng trên đế Si (100) ở 700°C (tương ứng với mẫu có ảnh TEM ở hình 1). Ta thấy rằng mật độ sai hỏng dạng sợi rất dày đặc đến mức các sai hỏng này kết nối với nhau và tạo thành dạng như sợi mỳ trên bề mặt màng. Hình 5b là ảnh phóng to của đám sai hỏng khi mẫu được nghiêng đi 15°, các hố hình kim tự tháp với kích thước khác nhau được quan sát rõ và điều này cho thấy những hố này bắt nguồn từ sự ăn mòn lọc lựa của các khuyết tật dạng sợi.

Trên hình 6a là ảnh SEM của màng Ge tăng trưởng trên đế silic sử dụng kỹ thuật tăng trưởng hai bước (tương ứng với mẫu có ảnh

TEM ở hình 4) với độ dày màng là 200nm. Điều đáng chú ý là bề mặt màng bộc lộ những vùng có mật độ sai hỏng rất thấp, hầu hết chúng có dạng hình vuông. Trong những vùng hình vuông này có một vùng hình tròn chứa đựng những hố kim tự tháp với mật độ cao. Hình ảnh chi tiết của một vùng hình tròn được thể hiện trên hình 6b. Nếu ta thừa nhận mỗi vùng sai hỏng hình vuông tương ứng với một đơn vị sai hỏng thì mật độ sai hỏng của màng Ge là khoảng dưới 10^4cm^{-2} , giá trị này thấp hơn từ 2 đến 3 bậc so với mật độ sai hỏng của mẫu màng tăng trưởng theo phương pháp CVD truyền thống [11-12], [19].



Hình 6. a) Ảnh SEM của lớp Ge với độ dày 200nm được lắng đọng theo kỹ thuật tăng trưởng hai bước ở 270°C và 700°C. Những vùng sai hỏng có dạng hình vuông được lộ ra trên bề mặt màng. b) Ảnh SEM phóng to của một vùng sai hỏng hình vuông. Nếu coi mỗi vùng hình vuông là một đơn vị sai hỏng thì mật độ sai hỏng đo được chỉ dưới 10^4cm^{-2} .

KẾT LUẬN

Trong nghiên cứu này, sự tăng trưởng của màng Ge trên đế Si theo kỹ thuật tăng trưởng hai bước bằng phương pháp MBE đã được khảo sát. Sự lắng đọng của lớp thứ nhất (lớp đệm) đóng vai trò quan trọng không những trong việc quyết định chất lượng tinh thể của màng mà còn ảnh hưởng đến hình thái bề mặt của lớp Ge. Chúng tôi đã tìm ra một khoảng hẹp nhiệt độ tăng trưởng từ 260 đến 300°C mà trong vùng này kiểu tăng trưởng SK có thể không chế hoàn toàn. Bằng kỹ thuật tăng trưởng hai bước kết hợp với xử lý nhiệt (ở 900°C trong thời gian 3 phút) sự hình thành các đảo 3D trong quá trình lắng đọng có thể dập tắt khi nhiệt độ để thấp hơn 260°C hoặc cao hơn đáng kể 300°C. Kết quả thu được màng Ge có chất lượng tinh thể tốt với mật độ sai hỏng dưới 10^4cm^{-2} . Giá trị này thấp hơn 2-

3 bậc so với lớp Ge epitaxy tăng trưởng theo phương pháp CVD.

LỜI CẢM ƠN

Xin chân thành cảm ơn GS. TS Lê Thành Vinh 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. Hui Ye and Jinzhong Yu (2014) "Germanium epitaxy on silicon", *Sci. Technol. Adv. Mater* 15 024601 (9pp).
2. 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 70-75.
3. 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.
4. L. Colace, G. Masini, F. Galluzzi, G. Assanto, G. Capellini, L. Di Gaspere, E. Pelange, and F. Evangelisti (1998), "Metal-semiconductor-metal near-infrared light detector based on epitaxial Ge/Si", *Appl. Phys. Lett.* 72 3175.
5. H.-C. Luan, D. R. Lim, K. K. Lee, K. M. Chen, J. G. Sandland, K. Wada, and L. C. Kimerling (1999), "High-quality Ge epilayers on Si with low threading-dislocation densities", *Appl. Phys. Lett.* 75 2909.
6. J. Liu, X. Sun, R. Camacho-Aguilera, L. C. Kimerling, and J. Michel (2010), "Ge-on-Si laser operating at room temperature", *Optic Letter* 35 679 and references therein.
7. J. Liu, X. Sun, D. Pan, X. Wang, L. C. Kimerling, T. L. Koch, and J. Michel (2007), "Tensile-strained, n-type Ge as a gain medium for monolithic laser integration on Si", *Optic Express* 15 11272.
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 011911.
9. Y. Ishikawa and K. Wada (2010), "Germanium for Silicon Photonics", *Thin Solid Films* 518 S83.
10. See, for example, and references therein, J. Liu, R. Camacho-Aguilera, J. T. Bessette, X. Sun, X. Wang, Y. Cai, L. C. Kimerling, and J. Michel (2012), "Ge-on-Si Optoelectronics", *Thin Solid Films* 520 3354.
11. J.-M. Hartmann, A. Abbadie, A. M. Papon, P. Holliger, G. Rolland, T. Billon, J. M. Fedeli, M.

- Rouviere, L. Vivien, and S. Lav (2004), "Reduced pressure-chemical vapor deposition of Ge thick layers on Si(001) for 1.3–1.55- μ m photodetection", *J. Appl. Phys.* 95 5905.
12. J.-M. Hartmann, A. M. Papon, V. Destefanis, and T. Billon (2008), "Reduced pressure chemical vapor deposition of Ge thick layers on Si(0 0 1), Si(0 1 1) and Si(1 1 1)", *J. Cryst. Growth* 310 5287.
13. B. S. Meyerson (2000), "Low-temperature Si and Si:Ge epitaxy by ultrahigh-vacuum/chemical vapor deposition: Process fundamentals", *IBM J. Res. Develop.* 44 132.
14. V. Le Thanh, V. Aubry-Fortuna, Y. Zheng, D. Bouchier, C. Guedj, and G. Hincelin (1997), "UHV-CVD heteroepitaxial growth of Si_{1-x}Ge_x alloys on Si(100) using silane and germane", *Thin Solid Films* 294 59.
15. V. Le Thanh, V. Aubry-Fortuna, D. Bouchier, A. Younsi, and G. Hincelin (1996), "A metastable ($\sqrt{3} \times \sqrt{3}$)R30° reconstruction of the Si(111) surface, induced by silicon adatoms", *Surf. Sci.* 369 85.
16. M. Halbwax, D. Bouchier, V. Yam, D. Debarre, Lam H. Nguyen, Y. Zheng, P. Rosner, M. Benamara, H. P. Strunk, and C. Clerc (2005), "Kinetics of Ge growth at low temperature on Si(001) by ultrahigh vacuum chemical vapor deposition", *J. Appl. Phys.* 97 064907.
17. D.J. Eaglesham and M. Cerullo (1990), "Dislocation-free Stranski-Krastanow growth of Ge on Si(100)", *Phys. Rev. Lett.* 64 1943.
18. Y.W. Mo, D.E. Savage, B.S. Swartzentruber and M.G. Lagally (1990), "Kinetic pathway in Stranski-Krastanov growth of Ge on Si(001)", *Phys. Rev. Lett.* 65 1020.
19. V. Le Thanh (2001), "New insight into the kinetics of Stranski-Krastanow growth of Ge on Si(0 0 1)", *Surf. Sci.* 492 255 and references therein.
20. L. Souriau, T. Atanasova, V. Terzieva, A. Moussa, M. Caymax, R. Loo, M. Meuris, and W. Vandervorst (2008), "Characterization of Threading Dislocations in Thin Germanium Layers by Defect Etching: Toward Chromium and HF-Free Solution", *J. Electrochem. Soc.* 155 H677.

SUMMARY

THE SUPPRESSION OF ISLAND FORMATION FOR GERMANIUM GROWTH ON SILICON SUBSTRATE BY MOLECULAR BEAM EPITAXY SYSTEM

Luong Thi Kim Phuong*
Hong Duc University

In recent years, Silicon-based integrated devices for optoelectronic integration have attracted wide attention. Epitaxial Ge film on Si substrate has become a significant material due to its narrow pseudo-indirect gap behavior, which is compatible with silicon technology. However, remain a major challenge to achieve a good quality Ge epilayers on Si because of high lattice mismatch between Ge and Si (4.2%). In this paper, we present a high quality Ge film on Si (001) with low threading dislocation densities, which was obtained by two step growth process following by rapid thermal annealing (at 900°C in 3 min) using molecular beam epitaxy system. This result contributes to realization of Ge-on-Si devices for optoelectronic applications.

Keywords: Germanium, Silicon, Two steps growth, Molecular beam epitaxy, Optoelectronic applications.

Ngày nhận bài: 23/02/2018; Ngày phản biện: 28/3/2018; Ngày duyệt đăng: 31/5/2018

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