

자외선 광여기 전자현미경을 이용한 Si 표면 위에 Ge 나노구조의 성장 동역학에 관한 실시간 연구

조우성¹ · 양우철^{1*} · M. Himmerlich² · R.J. Nemanich²

¹동국대학교 물리학과, 서울 100-715

²Dept. of Physics, North Carolina State Univ., Raleigh, NC 27695, USA

(2007년 2월 13일 받음)

자외선 광여기 전자현미경 (Ultraviolet - Photoelectron Emission Microscopy: UV-PEEM)을 이용하여 Si (001)과 (113) 표면에 Ge을 증착하면서 실시간으로 나노구조의 형성과 크기 및 형태 변화 과정을 조사하였다. Ge은 PEEM에 부착된 e-beam 증착기를 이용하여 450-550°C 온도에서 in situ로 증착하면서 표면의 변화를 PEEM으로 관찰하였다. Ge을 ~ 0.4 ML/min의 증착율로 ~ 4 ML 이상 두께로 증착했을 때, 두 Si 표면에서 Ge의 균일한 변형층(strained layer) 위에 island 구조가 형성되었다. 초기에 형성된 원형 모양의 island는 연속적인 Ge 증착에 따라, ripening 과정에 의해 크기가 점차 성장되었고 밀도는 감소하였으나, 형태는 원형 모양을 유지하였다. 시료 성장 후 공기 중 AFM 측정 결과, Si(001) 표면에는 dome 형태의 Ge island가 Si(113) 표면에는 윗면이 평판하고 다면의 옆면을 지닌 island 구조가 형성됨이 확인되었다. 반면에 ~0.15 ML/min의 낮은 증착율로 Ge을 증착했을 때, Si(113) 표면에서 원형의 Ge island가 길쭉한(elongated) 형태의 나노선 구조로 변형됨이 관찰되었다. 또한, 계속적인 Ge 증착 두께를 증가시키에 따라 표면에는 새로운 island가 형성되지 않고, 기존의 island들이 점차 길이 방향으로 크기가 증가하면서 [332] 방향으로 배열하였다. 이와 같은 Ge 나노구조의 형성과 형태 변화는 나노구조 형성과정에서 변형이완(strain relaxation)과 가원자(adatom)의 표면 동역학적 효과와 깊은 관련이 있는 것으로 분석된다.

주제어 : 자외선 광여기 전자현미경, Si(001), Si(113), Ge 나노구조, 성장 동역학, 형태변형, 변형 이완

I. 서 론

전자소자의 크기가 점차 축소됨에 따라 리소그래피에 의한 소자제작의 근본적 한계에 봉착하게 되었다. 따라서 새로운 제작 방법의 개발이 추구하고 있는데, 자발생성 및 자발조직에 의한 반도체 나노점과 나노선의 성장을 통한 나노소자 제작이 유용한 방법으로 제시되고 있다. 현재까지 이 제작 방법은 재현성과 크기 및 위치의 정교한 제어의 난점을 가지고 있으나, 저렴한 제작비용의 장점으로 산업체 응용을 위해 난점들을 해결하기 위한 많은 연구가 진행되고 있다. 특히, Si과 유사한 IV족 물질인 Ge을 이용한 나노구조는 여러 전자적, 광학적 우수한 특성으로 기존의 Si 기술을 응용한 전자소자 제작에 많은 장점이 있다. 예를 들어 최근에 Ge 나노구조를 이용한 수광 소자와 광전지 제작에 응용이 보고되기도 했다 [1, 2].

이중 반도체 나노크기의 island의 표면 성장에 있어 성장과정과 형태의 결정은 기판과 island의 변형 이완 메커니즘과 깊은 관련이 있다 [3]. 결맞는 변형(coherently strained) island의 형성은 성장 물질의 기판 물질과의 체

적 격자상수의 비변형(unstrained) 부분(외부와 접한 부분, 즉 island의 옆면과 윗면)의 탄성적(elastic) 이완의 결과이다. 이와 같이 초기 형성된 island는 크기가 증가함에 여러 다른 변형 이완 효과에 의해 형태가 변형되는데, 이는 성장하는 island가 갖는 총 에너지가 최소화하는 방향으로 형태가 결정된다 [4]. 또한, 표면 흡착 가원자(adatom)들의 표면 운동학(surface kinetics)은 island의 안정 평형적 형태를 결정하는 또 다른 중요한 요소이다 [5]. 그러므로 표면에서 나노크기 island의 형성에서부터 형태의 변화에 관한 연구는 박막 성장의 기초 메커니즘의 이해와 나노구조의 나노소자 응용을 위한 크기 및 형태의 조절을 위해 필수적이다.

Si 표면에 Ge 박막의 이종성장에 있어, Si과 Ge의 4.2% 격자상수 차로 인해 Ge은 2차원 pseudomorphic wetting 층 형성 후에 3차원 island가 성장하는 Stranski-Krastanov(S-K) 성장모드로 성장한다. Si(001) 표면에 초기 성장된 피라미드형 island는 크기가 점차 성장함에 따라 돔(dome) 형태로 변형된다 [6]. 또한, 이 돔 형태의 island는 크기가 성장하면서 계속적인 변형 이완과 기판 경계에서

* [전자우편] wyang@dongguk.edu

misfit dislocation 형성을 통해 superdome 형태로 변형됨이 보고되었다 [7, 8]. 이와 같은 형태 변형의 과정은 열역학적 관점에서 이론적인 논란이 계속되고 있다. F.M. Ross 그룹은 island의 크기가 증가함에 따라 갖는 에너지는 감소하는데, 피라미드 형태와 돔 형태에 따라 에너지 감소율이 상이하여, 두 에너지 감소율이 교차하는 곳에서 임계 크기가 결정되며, 임계 크기 이하에서는 피라미드 형태가, 이상에서는 돔 형태가 낮은 에너지를 갖는다고 주장하였다 [7]. 한편, R.S. Williams 그룹은 각각의 형태 island가 그 크기에 따라 최소의 에너지를 갖으며, 크기의 증가에 따라 피라미드 형태에서 돔 구조로 변형을 위해서는 활성 에너지가 필요하다고 주장하였다 [8].

Si(113) 표면은 열역학적으로 매우 안정적이고, Si(001)과 (111) 표면에 비해 상대적으로 높은 표면 자유에너지를 가지고 있다. 이와 같은 특성은 반도체 이중박막, 나노구조 성장에 잠재적인 응용성이 예상된다. 더구나 Si(001) 표면에 비해 Si(113) 표면에 Ge 이중성장에 관한 연구는 상대적으로 미흡하지만, 박막 성장에 새롭고 흥미로운 효과가 예상되며, 특히 고밀도의 표면 스텝 군 구조는 Si 표면에 Ge 나노구조의 성장과 배열에 적합하다. 일반적으로 Si(113) 표면에 결맞는 Ge 박막은 $\{33\bar{2}\}$ 방향을 따라 높은 층밀리기 변형률 (shear strain)을 지닌 비등방성의 변형 박막이 성장된다 [9]. Si(113) 위에 Ge 나노구조 성장에 관한 연구는 Knall and Pethica 그룹이 STM을 이용하여 나노선 형태의 Ge 나노구조 성장을 관찰하였다 [10]. 또한, Omi and Ogino 그룹은 이와 같은 나노선은 {159}와 {519} 옆면으로 둘러싸인 면 구조로 [33-2] 길이방향으로 성장함을 보고하였다 [11]. 성장된 Ge 나노선 구조의 Medium-Energy Ion Scattering (MEIS) 측정을 통해 [1-10] 방향 (폭 방향)에 존재하는 최대 압축 변형이 이완하는 방향으로 나노선이 성장함을 확인하였다. 그러나 다른 그룹은 여러 성장조건에서 다른 나노구조의 Ge를 성장함을 보고하였다 [12, 13]. 따라서 Si(001)과 Si(113) 표면에서 나노구조의 형태의 변화와 그 성장 메커니즘에 관한 세밀한 기초 연구와 이해가 필요하다.

나노구조의 성장과정, 형태 변형과정, 표면 배열에 대한 많은 이슈에 관한 연구를 위해서는 나노크기의 공간 분해능을 가지며, 나노구조의 성장 동역학을 *in-situ*, 실시간으로 관찰할 수 있는 측정 장치가 요구된다. 분해능의 관점으로 볼 때, Transmission electron microscopy (TEM)이

적합하지만, 시료의 준비의 난점과 성장 후 나노구조를 측정함으로써, 성장 동역학 측정이 불가능하다. UHV-AFM이나 STM도 원자 분해능을 가지고, *in-situ*로 측정이 가능하나, 성장 후 주사 (scanning)해야 하는 단점이 있다. 최근에 이와 같은 단점을 극복하고 개발된 Low energy electron microscopy (LEEM)와 Photoelectron emission microscopy (PEEM) 같은 실시간 측정 장비를 이용한 나노구조 연구가 활발히 진행되고 있다 [14, 15].

본 논문에서는 광여기 전자현미경 (PEEM)을 이용하여 Si(001)과 Si(113) 표면에 Ge를 *in-situ*로 연속적으로 증착하면서 실시간으로 Ge 나노구조의 성장과정, 크기 및 형태의 변화를 관찰하였다. 초기에 성장된 island 들이 서로 간의 상호작용에 의해 더 큰 크기의 island 들로 성장하는 coarsening을 관찰하였으며, 성장조건을 변화 (Ge 증착율)함에 따라 나노점 형태의 island 들이 나노선 형태로 변형을 관찰하였다. 성장된 나노구조는 AFM을 이용하여 세밀한 형태가 분석된다. 본 실험 결과로 성장된 Ge 나노구조는 Si 기판사이에 존재하는 변형 이완 메커니즘과 가원자 (adatom)의 표면 이동 동역학 (surface diffusion kinetics)에 의한 형태의 변형이 됨을 논의한다.

II. 실험방법

본 연구의 모든 실험은 Duke 대학의 자유전자 레이저 (Free electron laser: FEL) 실험실에 설치된 자외선-자유전자 레이저 (UV-FEL)를 광원으로 사용하는 광여기 전자현미경 (Photoemission electron microscopy: PEEM) 시스템 내에서 수행되었다. 이 시스템의 바탕 압력은 2×10^{-10} Torr이하의 초고진공(UHV)이며, $\sim 10\text{nm}$ 의 분해능을 가지고 있다. PEEM 챔버 안에는 Ge 증착을 위한 e-gun이 부착되어 있으며, 필라멘트 방열과 방출 전자 충돌 (electron bombardment)을 이용해 시료 표면을 1200°C 이상 올릴 수 있다. UV-PEEM은 시료 표면에서 자외선에 의해 광여기된 전자들이 방출되어 이미지를 형성하는 전자 현미경의 일종이므로 자외선 광원이 필요하다. 본 실험에서는 파장(광 에너지)이 고정되어 있는 실험실 광원인 Hg-lamp (5.0eV) 대신, 가변 파장과 고출력의 자외선 자유전자 레이저를 광원으로 사용하였다. 가변 광 에너지는 4.0 - 6.3 eV 을 사용하였으며, 평균 광 파워는 $\sim 2\text{ mW}$ 이고, 광학기

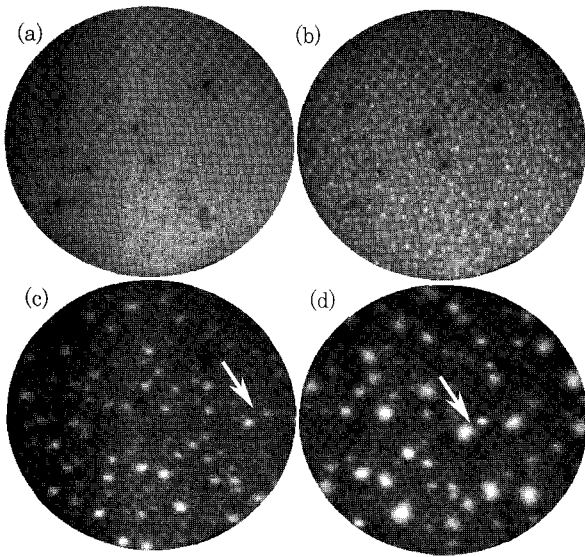


Fig. 1. Sequential PEEM images of Ge island growth on Si (001) substrate during Ge deposition at 500 °C. The images were obtained at the growth temperature and deposition times of (a) 0, (b) 9, (c) 12, (d) 42 min, respectively. The Ge growth rate was 0.4 ML/min. The field of view for the images is 5 μm and 1.5 μm in (a), (b), and (c), (d), respectively. The arrows indicate the same area. The incident light is the spontaneous emission radiation from the UV-FEL with a photon energy of 4.9 eV.

기에 의해 집속되어 PEEM에 조사된 광 출력은 약 20W/cm² 였다. 본 시스템에 관한 자세한 사양은 이미 다른 논문에 게재되었다 [16].

본 실험에서 실리콘 기판은 Si(001) (n-type, P-doped, 저항 0.05-0.1 Ωcm)와 Si(113) (p-type, B-doped, 저항 1.12-1.13 Ωcm)을 시료 홀더에 맞도록 9×9 mm²로 절단하여 사용하였다. 이 기판은 Ge 증착 전에 자외선 오존 노출과 HF(10%)에 1분간 넣는 두 번의 화학적 세정 과정을 거쳐 기판에 존재하는 탄화수소와 산소층을 제거하는 외부 세정과정을 거쳐, 시료 홀더에 장착 후 PEEM 챔버에 넣고 900 °C에서 10분간 열처리하여 원자수준의 깨끗한 실리콘 표면을 준비하였다. *in-situ* AES 측정으로 기판의 표면에 탄소와 산소 원자가 존재하지 않음을 확인하였다. 세정된 표면에 PEEM 챔버에 장착된 Ge e-gun source를 통해 Ge을 기판 온도 450-550 °C에서 증착시켰다. Ge의 증착율은 0.1, -0.4 ML/min 이었으며 최종 증착두께는 8-26 mono-layer(ML) 이었다. 기판 온도는 ±5 °C의 정확도로 시료 홀더에 부착된 thermocouple에 의해 조절되었으며 실제 온

도는 optical pyrometer에 의해 측정하여 교정하였다. 시료 표면의 변화는 Ge을 증착하는 동안 PEEM으로 관측하면서 Ge 나노구조의 형성, 크기 및 형태의 변화를 측정하였다.

PEEM 이미지는 microchannel plate에 의해 고화질화되어 형광스크린에 디스플레이 된다. 이 영상은 스크린 앞에 설치된 CCD(charge coupled device) 카메라를 통해 컴퓨터에 연결되어 이미지 프로세스 소프트웨어에 영상 출력되어 저장된다. 본 실험의 결과는 36 프레임의 이미지가 연속적으로 집적된 이미지이다. PEEM 챔퍼 에서 모든 실험을 종료 후, 성장된 시료는 공기 중에서 원자탐침현미경 (AFM)을 이용하여 나노구조의 상세한 3차원 구조를 분석하였다.

III. 결과 및 고찰

그림 1은 Si (001) 기판에 증착율 0.4 ML/min으로 기판 온도 500 °C에서 42 분간 Ge을 증착하면서 기판 표면 변화를 실시간, 연속적으로 측정된 PEEM 이미지이다. 그림 1에서 밝은 점은 Ge 나노점이며, 배경의 어두운 부분은 Si 기판 (Ge 증착 전: 그림 1 (a)) 또는 Ge wetting 층을 나타낸다 (Ge 증착 후: 그림 1 (b)-(d)). UV-PEEM 이미지에서 명암은 시료 표면의 자외선 조사에 의한 국부적 영역의 광전자방출 정도에 따라 나타난다. 즉, 표면 각 영역의 광전자 방출 문턱 에너지(photothreshold: PT)과 광전자의 방출율 (photoelectric yield)과 관련이 있다 [17]. 반도체의 경우, PT는 밴드갭 에너지(bandgap energy)와 전자 친화력(electron affinity)의 총에너지의 합이다. Ge-Si 화합물의 경우, 밴드갭은 Ge과 Si의 조성비에 따라 0.74 eV에서 1.12 eV사이에서 변하며 [18], 전자 친화력은 표면 조건 및 조성과 변형률(strain)에 따라 4.04 eV에서 3.82 eV로 변한다 [19]. 따라서, Si-Ge 화합물의 PT는 4.78에서 5.2 eV 사이에 있다. 또한, 표면의 방향성에 따라 표면의 전자구조는 다르기 때문에, 면(facet) 구조의 나노점의 경우는 각 면에 따라 다른 PT를 가질 수 있다. 그림 1에서 조사된 광 에너지는 4.9eV이므로 Si 표면(PT: ~5.1 eV)으로부터 전자의 방출이 없어 어둡게 나타난다 (그림 1 (a)). 반면, Ge을 증착함에 따라 표면이 밝아지는데 이는 Ge층의 문턱에너지는 4.9 eV 이하이기 때문이다. 일반적으로

Ge 변형 층(strained layer)은 이완 층(relaxed layer)보다 낮은 문턱에너지를 갖는다 [18]. 따라서, 본 실험에서 Ge 변형 층인 wetting층은 이완된 나노점보다 낮은 문턱에너지를 갖기 때문에 wetting 층에서 전자 방출이 더 강해 PEEM 이미지에서 밝은 영역으로 나타날 것이 예상된다. 그러나 실험 결과는 반대의 명암으로 나타났다. 이는 Wetting 층이 Si-Ge 화합물 층을 이루어 밴드갭이 증가하여 Ge 나노점에 비해 문턱에너지가 높아 전자 방출이 더 낮아졌을 것으로 분석된다. 나노점으로 부터의 전자 방출 문턱에너지를 측정하기 위해, 광에너지를 4.5 eV에서 6.0 eV까지 0.1eV 간격으로 조사하여 PEEM 이미지를 측정한다. 결과, 4.8 eV이상의 광에너지에 대해 Ge 나노점으로부터 전자 방출이 강하게 나타나고, 5.2 eV 이상에서 Ge wetting층으로부터 강한 전자 방출을 관찰하였다. 즉, PEEM에 의해 측정된 나노점의 문턱에너지는 ~4.8 eV이고, wetting층의 문턱에너지는 ~5.2 eV임을 알 수 있었다. 이 결과는 Ge 균일한 박막의 문턱에너지가 ~4.8 eV인 다른 논문의 결과와 일치하는 것이다 [19].

Ge을 연속적으로 9분 이상 증착함에 따라 표면에서 Ge 나노점의 성장이 관찰되었다 (그림 1 (b)). Si 표면에서 Ge은 3-4 ML 두께의 Ge wetting층이 성장된 후에 Ge 나노점이 형성되는 S-K 모드로 성장함에 널리 알려져 있다 [20]. 따라서 9 분간 Ge 증착으로 ~4ML의 Ge이 증착되었음을 확인하였다. Ge 증착 시간을 증가함에 따라 Ge 나노점은 coarsening 과정에 의해 크기가 점차 성장함을 보였다 (그림 1 (c)-(d)). 흥미로운 점은 새로운 나노점 생성대신 기존의 나노점이 점점 커지는 경향이 관찰되었는데, 이는 연속적인 Ge의 증착에 따라 기판에 도달한 Ge 원자들이 표면의 화학적 포텐셜 에너지 차에 의해 표면을 따라 이동되면서 Ge 나노점에 흡착되어 성장되는 것으로 사료된다. 42 분간 증착한 표면으로부터(그림 1 (d)) 나노점의 크기는 균일하지 않게 성장됨을 볼 수 있는데, 이는 고전적인 ripening 과정에 의해 표면에서 Ge 나노점이 점차 성장됨을 나타낸다.

일반적으로 Si (113) 표면은 Si (001) 표면에 비해 표면 에너지가 높고, 많은 스텝구조를 지니고 있기 때문에 Ge을 증착시킬 경우, 다른 형태의 Ge 나노구조 성장이 예상된다. 그림 2는 Si(001) 표면에 Ge을 증착했을 경우와 유사한 Ge 증착율과 증착온도로 Ge을 Si(113)에 증착하면서 얻은 PEEM 이미지이다. 약 10 분 성장 후 표면은 나노점 구조를

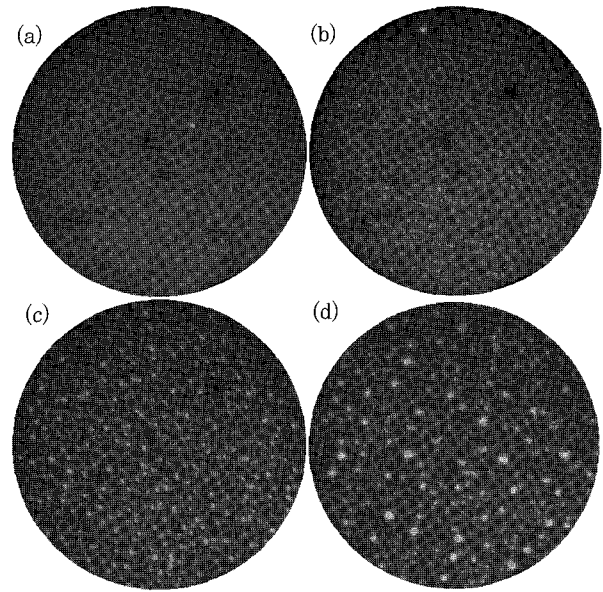


Fig. 2. PEEM images of Ge island growth on Si (113) substrate during Ge deposition at (a), (b), (c) 450°C, and (d) 550°C, respectively. The images were obtained at the growth temperature and deposition times of (a) 0 (b) 10, (c) 14, and (d) 57 min, respectively. The Ge growth rate was 0.4 ML/min. The field of view for the images is 5 μm. The incident light is the spontaneous emission radiation from the UV-FEL with a photon energy of 4.9 eV.

보였으며 (그림 2 (b)), 점차 증착 시간을 증가시킴에 따라 나노점은 점차 크기가 증가하는 Si(001) 표면과 유사한 결과를 보였다. 또한, 그림 2 (c)-(d)로부터 Ge 나노점들이 고전적인 ripening 과정에 의해 성장됨을 알 수 있다. 즉, 상대적으로 작은 나노점은 사라지고, 큰 나노점들은 점차 커지는 과정이 관찰되었다.

본 실험을 통해 Ge을 0.4 ML/min의 성장률로 Ge을 증착할 경우, 두 Si 표면에서 성장된 나노점들의 형태가 피라미드(pyramid) 혹은 돔(dome) 구조인가는 PEEM으로 구별되지 못했다. 그러나 성장된 시료를 AFM 측정한 결과, Si(001) 표면에 대해서는 돔 형태의 나노점이 형성되었으며, Si(113) 표면에 대해서는 윗면이 평편하고 다면의 옆면을 지닌 나노점이 형성됨을 확인하였다 (그림 3). 이와 같은 나노점 형태의 형성은 표면 자유에너지의 최소화로 설명될 수 있다. 특히 Si(113) 표면에 형성된 나노점의 경우, [113] 방향의 표면에너지는 낮기 때문에 윗면이 평편한 구조가 형성되었으며 [6], 매우 경사각이 크고, 다면 구조의 옆면은 낮은 표면에너지의 방향에 따라 형성된 것으로 예

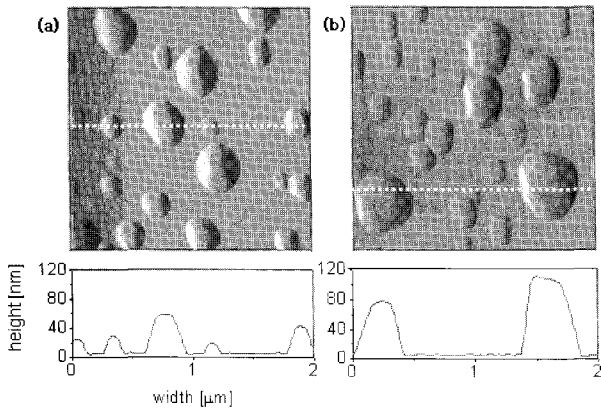


Fig. 3. AFM images (scan size of $2 \times 2 \mu\text{m}^2$) of Ge islands grown on (a) Si (001) and (b) Si (113) surface with similar growth condition. Bottom graphs show cross-sectional profiles along the indicated dot lines.

상된다. Zhu et. al. 또한, Si(113) 표면에 고온 Ge 증착을 통해 유사한 구조의 나노점을 성장하였는데 [12], 주된 옆면의 방향은 {111}, {113}, 및 x 가 6에서 8 사이에서 변하는 {15x}인 다면구조의 나노점의 형성을 보였다.

한편 Si(113)의 표면에 매우 낮은 Ge 증착속도로 Ge을 증착했을 때, 매우 다른 나노구조 형태가 성장됨이 관찰되었다. 그림 4는 ~ 0.15 ML/min의 증착속도로 Ge을 500°C에서 증착하면서 관찰한 PEEM 이미지이다. 21분 증착 후부터 나노점이 형성되었다 (그림 4 (a)). 초기에 형성된 원형구조의 나노점은 Ge의 증착시간을 증가시키기에 따라 한쪽 방향의 성장속도가 직각 방향의 성장속도보다 빠른 elongated 구조로 변형되었다 (그림 4 (b)-(d)). 이 나노선 형태의 구조는 $[33\bar{2}]$ 방향으로 배열됨을 AFM 측정으로 확인하였다. 그림 5는 한 나노선 구조의 증착시간에 따른 폭과 길이방향의 크기 변화를 측정한 결과를 나타내는 그래프다. 길이와 폭은 증착시간이 증가함에 따라 증가하지만 폭과 길이의 비는 거의 일정함을 알 수 있다. Omi and Ogino 그룹도 AFM과 LEEM 측정을 통해 유사한 Ge 나노선 형태를 Si(113) 표면에 성장하였다 [11]. 그림 6은 Ge을 53분 증착 후 (~ 8 ML) 시료를 챔퍼 밖으로 꺼낸 후 공기 중에서 측정한 AFM 결과이다. 성장한 Ge 나노선은 최대 길이가 $\sim 1.4\mu\text{m}$ 이고, 폭은 200-300nm이고, 높이는 40-50nm였다. 나노선의 윗면은 평판하고, 경사가 매우 가파른 옆면을 지닌 구조였다.

일반적으로 표면에 나노구조의 형성과 형태변형은 에너지학(energetics), 운동학(kinetics), 변형이완 요소들과

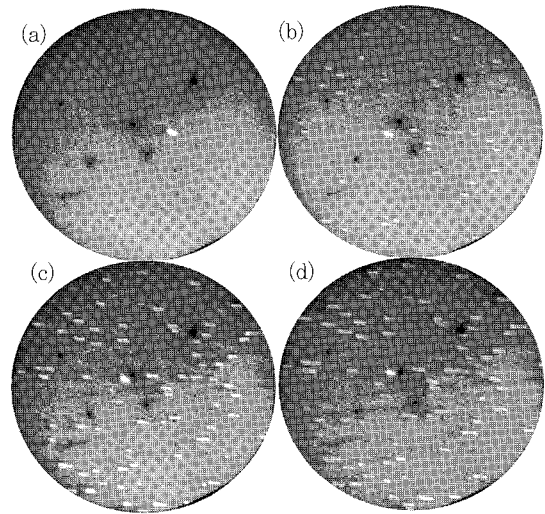


Fig. 4. Sequential PEEM images of Ge elongated island growth on Si (113) substrate during Ge deposition at 500°C . The images were obtained at the growth temperature and deposition times of (a) 21, (b) 25, (c) 41, and (d) 53 min, respectively. The Ge growth rate was 0.15 ML/min. The field of view for the images is $10 \mu\text{m}$. The incident light is the spontaneous emission radiation from the UV-FEL with a photon energy of 5.0 eV.

깊은 관련이 있다. 특히, 결맞게 변형된(coherently strained) 나노구조 형성에 있어 나노점으로부터 나노선 형태로 변형에 관한 이론은 Tersoff 와 Tromp 가 제안했다 [4]. 각 나노구조가 갖는 총에너지를 계산하여 변형이완과 표면 및 계면 에너지의 균형에 의해 나노점에서 나노선 구조로 변형된다는 모델을 제시하였다. 즉, 어떤 임계 크기 이상에서 최소화 에너지를 갖기 위해 나노점은 나노선 구조로 elongation이 일어나며, 나노선은 변형의 이방성으로 변형율이 최대인 방향에 수직 방향을 길이 방향으로 점차 성장한다는 것이다. 본 실험에서 Si(113) 표면 위의 Ge 나노선은 $[33\bar{2}]$ 방향으로 성장하였다 (그림 6). 따라서 Tersoff 모델에 의하면 $[33\bar{2}]$ 이 수직 방향인 $[\bar{1}10]$ 방향에 비해 상대적으로 변형율이 작아야 한다. 그러나 최근에 Bottomley 그룹은 Si(113) 위에 성장된 Ge 박막의 $[33\bar{2}]$ 방향과 $[\bar{1}10]$ 방향에 대한 압축 (compressive) 변형율의 분석적인 계산결과를 발표하였는데, 각각 6.29 GPa 과 5.77 GPa 로 $[33\bar{2}]$ 방향의 변형율이 상대적으로 크다는 것을 보고하였다 [21]. 이는 일반적으로 나노구조의 변형에서 적용하는 Tersoff 모델이 Si(113)에 Ge 나노선 형성과정 적용에 모순된다.

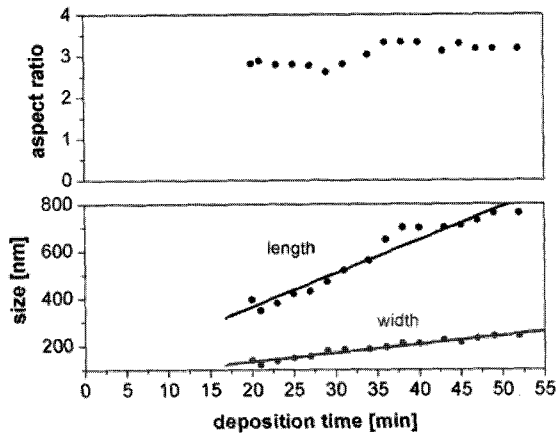


Fig. 5. Evolution of the dimensions of an individual island during Ge deposition in Fig. 4. Both length and width of the island increases while—the aspect ratio remains essentially constant.

따라서 Ge 나노구조의 변형과 성장 방향은 다른 요소들의 고려가 필요하다. Bottomley 그룹은 3차원 나노선 형성 전 단계에 형성되는 이차원 나노선의 재배열된(reconstructed) 표면 단층(surface monolayer)의 고유 비등방성 표면 스트레스(stress)의 특성에 의해 나노선의 성장 방향이 결정된다고 제안했다 [21]. 유사하게 Knall and Pethica는 표면 재배열 스트레스 텐서의 이완을 최대화하는 방향인 $[33\bar{2}]$ 으로 나노선이 성장함을 제안했다 [10]. 또한, 다른 그룹은 표면 비등방성이 성장 역학에 미치는 영향에 의해 길이 방향이 결정된다고 제안했다 [5]. $[\bar{1}10]$ 방향의 이완은 아랫 부분 테두리에서 압축 스트레스의 축적으로 길이 방향 $[33\bar{2}]$ 의 양 끝쪽에 이동되는 흡착원자들의 흡착을 유도하므로 길이방향의 성장이 더 잘됨을 제시하였다.

이와 같이 제안된 모델을 본 실험에 적용하기 위해서는 Ge 나노선 결정구조에 관한 세밀한 분석이 필요하다. 결정 구조에 관한 분석은 진행 중이고, 다음 논문에 발표될 것이다. 그러나 본 PEEM 실험 결과를 통해, 나노선이 한 방향으로 배열하는 것은 기판과 나노선의 경계에서 misfit dislocation (부적합 전위)의 형성과 관련이 있음을 제안한다. 왜냐하면 Si(113) 표면위에 의 Ge 나노선 구조의 형성은 Si(113) 표면의 특성과 깊은 관련이 있고, 에피성장된 나노구조의 나노선 형태 변형은 기판과의 격자상수 차와 깊은 관련이 있어 변형 에너지를 최소화하기 위해 또 다른 메커니즘의 도입이 필요하기 때문이다. 즉, 초기 나노선 생성 단계에서 하나의 misfit dislocation이 Ge 나노선과 기판

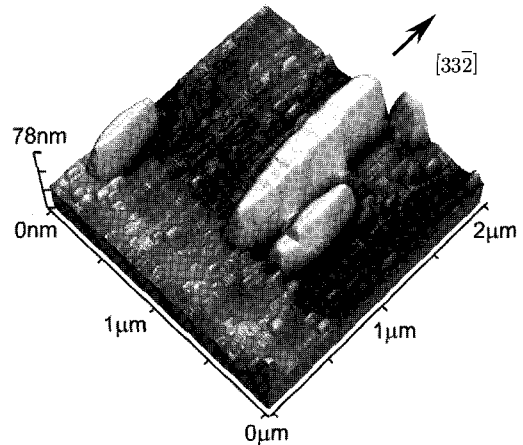


Fig. 6. AFM 3-dimensional rendering images of Ge elongated islands (a) grown on Si (113) The scan size is $2 \times 2 \mu\text{m}^2$. The arrow indicates the length direction of $[33\bar{2}]$

경계에서 $[33\bar{2}]$ 방향으로 생성되어 이 방향과 수직방향 $[\bar{1}10]$ 의 변형 이완을 최대화하면서 계속적으로 나노선 구조가 $[33\bar{2}]$ 방향으로 성장한다. 이 제안은 기판과 나노선의 복잡한 구조의 분석없이 에피성장된 나노구조의 일차원 나노선 성장 방향을 설명할 수 있다.

IV. 결론

본 연구에서는 Si(001)과 (113) 표면에 Ge 나노구조를 성장하면서 PEEM을 이용하여 실시간으로 성장 메커니즘과 형태 변화를 관찰하였다. 두 표면에 대해 ~4ML 이상 두께로 Ge을 증착함에 따라 표면에 나노구조가 생성됨을 관찰하였으며, 연속적인 Ge 증착에 따라, 원형 형태의 나노점은 고전적인 ripening 과정에 의해 크기가 성장했다. Si(001) 표면에 형성된 나노점은 돔 형태이고, Si(113) 표면에 형성된 나노점은 평탄한 윗면과 다면의 옆면을 지닌 형태임을 AFM 측정 결과 확인하였다. 반면에 낮은 Ge 증착속도로 Si(113) 표면에 성장된 Ge 나노구조는 원형 형태에서 나노선 형태로 변형됨을 관찰하였다. 이 나노선은 계속적인 Ge 증착에 따라 $[33\bar{2}]$ 방향을 길이방향으로 성장되었다. Ge island의 형태의 변형은 크기의 증가에 따른 변형 이완 메커니즘에 의해 형태가 변형되며, 길이 방향의 결정은 초기 나노선 형성과정에서 misfit dislocation의 $[33\bar{2}]$ 방향을 따라 형성하는 변형이완에 의해 결정됨을 제

안한다.

감사의 글

본 연구는 2005년도 동국대학교 학술연구비 지원 (DRIMS 2005-2006-0)을 받아 수행되었습니다.

참고문헌

- [1] B. C. Hsu, S. T. Chang, T. C. Chen, P. S. Kuo, P. S. Chen, Z. Pei, and C. W. Liu, *IEEE Electr. Device L* **24**, 318 (2003).
- [2] J. Konle, H. Presting, and H. Kibbel, *Physica E* **16**, 596 (2003).
- [3] C. Teichert, *Phys. Rep.* **365**, 335 (2002).
- [4] J. Tersoff and R.M. Tromp, *Phys. Rev. Lett.* **70**, 2782 (1993).
- [5] D.E. Jesson, G. Chen, K.M. Chen, and S.J. Pennycook, *Phys. Rev. Lett.* **80**, 516 (1998).
- [6] D.J. Eaglesham, A.E. White, L.C. Feldman, N. Moriya, and D.C. Jacobson, *Phys. Rev. Lett.* **70**, 1643 (1993).
- [7] F.M. Ross, R.M. Tromp, and M.C. Reuter, *Science* **286**, 1931 (1999).
- [8] G. Medeiros-Ribeiro, A.M. Bratkovski, T.I. Kamins, D.A.A. Ohlberg and R.S. Williams, *Science* **279**, 353 (1998).
- [9] L. De Caro and L. Tapfer, *Phys. Rev. B* **48**, 2298 (1993).
- [10] J. Knall and J.B. Pethica, *Surf. Sci.* **265**, 154 (1992).
- [11] H. Omi and T. Ogino, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 2163 (1997).
- [12] J. -H. Zhu, C. Miesner, K. Brunner, and G. Abstreiter, *Appl. Phys. Lett.* **75**, 2395 (1999).
- [13] K. Sumitomo, Z. Zhang, H. Omi, D. J. Bottomley, and T. Ogino, *J. Crystal Growth* **237**, 1904 (2002).
- [14] T. Yasue and T. Koshikawa, *J. Vac. Sci. Technol. B* **20**, 2496 (2002).
- [15] W. -C. Yang, M. Zeman, H. Ade, and R. J. Nemanich, *Phys. Rev. Lett.* **90**, 136102 (2003).
- [16] H. Ade, W. Yang, S. English, J. Hartman, R. F. Davis, R.J. Nemanich, V. N. Litvinenko, I. V. Pinayev, Y. Wu, and J. M. Mady, *Surf. Rev. Lett.* **5**, 1257 (1998).
- [17] W.-C. Yang, B.J. Rodriguez, M. Park, R.J. Nemanich, O. Ambacher, and V. Cimalla, *J. Appl. Phys.* **94**, 5720 (2003).
- [18] R. People, *Phys. Rev. B* **32**, 1405 (1985).
- [19] J. Ku and R.J. Nemanich, *Phys. Rev. B* **54**, 14102 (1996).
- [20] F.M. Ross, J. Tersoff, and R.M. Tromp, *Phys. Rev. Lett.* **80**, 984 (1998).
- [21] D.J. Bottomley, H. Omi, and T. Ogino, *J. Crystal Growth* **225**, 16 (2001).

Real-time Observation of Evolution Dynamics of Ge Nanostructures on Si Surfaces by Photoelectron Emission Microscopy

W.S. Cho¹, W.-C. Yang^{1*}, M. Himmerlich², and R.J. Nemanich²

¹Dept. of Physics, Dongguk University, Seoul 100-715

²Dept. of Physics, North Carolina State University, Raleigh, North Carolina 27695, USA

(Received February 13, 2007)

The evolution dynamics of nanoscale Ge islands on both Si (001) and (113) surfaces is explored using ultraviolet photoelectron emission microscopy (UV-PEEM). Real-time monitoring of the *in-situ* growth of the Ge island structures can allow us to study the variation of the size, the shape and the density of the nanostructures. For Ge depositions greater than ~ 4 monolayer (ML) with a growth rate of ~ 0.4 ML/min at temperatures of 450–550 °C, we observed island nucleation on both surfaces indicating the transition from strained layer to island structure. During continuous deposition the circular islands grew larger via ripening processes. AFM measurements showed that the islands grown on Si (001) were dome-shaped while the islands on Si (113) were multiple-side faceted with flat tops of (113)-orientation. In contrast, for Ge deposition with a lower growth rate of ~ 0.15 ML/min on Si(113), we observed the shape transition from circular into elongated island structures. The elongated islands grew longer along the $[3\bar{3}2]$ during continuous Ge deposition. The shape evolution of the islands is discussed in terms of strain relaxation and kinetic effects.

Keywords : Photoelectron emission microscopy (PEEM), Si(001), Si(113), Ge island, evolution dynamics, shape transition, strain relaxation

* [E-mail] wyang@dongguk.edu