

## 이온선보조증착에 의해 Si(100)기판에 정합성장된 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막의 성장방식

박 상 욱 · 백 흥 구  
연세대학교 금속공학과

### Growth Mode of Epitaxial Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> alloy Layer Grown on Si(100) by Ion Beam Assisted Deposition

S.W. Park · H.K. Baik

Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749

초 록 본 연구에서는 이온선보조증착법에 의해 Si(100)기판위에 정합성장된 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>층의 핵생성과 성장을 고찰하였다. 성장층에 대한 AFM(Atomic Force Microscopy), RHEED(Reflection High Energy Electron Diffraction) 등의 분석결과 Si(100)기판위에 이온선보조증착에 의하여 성장된 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>층은 Stranski-Krastanov(SK)기구조로 성장되며, 300eV, 10 $\mu$ A/cm<sup>2</sup>의 Ar이온선을 조사시키는 경우 결정성이 향상되었고, SK성장 방식의 임계두께가 증가하였다. Ar이온선 조사에 의해 MBE에 의한 정합성장온도(550 $^{\circ}$ C-600 $^{\circ}$ C)보다 훨씬 낮은 200 $^{\circ}$ C에서 정합성장이 가능하였으며,  $\chi_{min}$ 값은 10.5%로 MBE에 의한 정합성장시 보고된  $\chi_{min}$  값보다 낮았다.

이온충돌에 의해 발생한 3차원 island의 분해와 표면확산의 증가가 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>층의 성장에 현저한 영향을 미쳤으며, 이온충돌의 영향은 3차원 island의 생성보다 3차원 island의 분해가 더 안정한 낮은 증착온도에서만 관찰되었다.

**Abstract** The nucleation and growth of the Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> alloy layer on Si(100) substrate during IBAD(Ion Beam Assisted Deposition) have been investigated by AFM(Atomic force Microscopy), RHEED(Reflection High Energy Electron Diffraction). We confirmed that epitaxial Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grew on Si(100) via the Stranski-Krastanov(SK) mechanism by IBAD, and Ar ion bombardment of 300eV, 10 $\mu$ A/cm<sup>2</sup> increased critical thickness of SK growth mode as well as improved crystalline perfection. The epitaxial temperature was 200 $^{\circ}$ C, which is much lower than the temperature(550 $^{\circ}$ C-600 $^{\circ}$ C) in MBE(Molecular Beam Epitaxy). The  $\chi_{min}$  value, the ratio of channeling to random backscattering yields, was 10.5% and it was lower than the obtained value in MBE. The effect of ion bombardment on growth was explained as being the result of ion bombardment-induced dissociation of three dimensional islands and enhanced surface diffusion, and appeared only at low deposition temperatures where the dissociation of three dimensional islands is more favorable than the formation of those islands.

### 1. 서 론

Si기판위에 정합 성장된 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막의 energy band gap과 conduction band edge의 곡률은 정합성장시 발생된 격자의 정방변형(tetragonal strain)에 따라 변화하여 전기장하에서의 전자 또는 공공의 이동 특성이 매우 향상될 수 있다.<sup>1)</sup> Si<sub>0.5</sub>-Ge<sub>0.5</sub>박막은 Volmer-Weber(VW) 방식과 Stranski-Krastanov(SK)

방식의 성장방식을 통하여 성장된다.<sup>2,3)</sup> 증착원자들이 3차원 island를 형성하고 3차원의 island들이 성장하여 연속적인 박막이 형성되는 성장기구를 VW방식이라 하며, 증착원자들이 임계두께까지는 2차원의 단원자층을 구성하며 성장한 후 다시 3차원 island를 형성하여 연속적인 박막이 형성되는 성장기구를 SK방식이라 한다. island가 형성되면 격자불일치 변형을 완화시키기 위해 격자불일치전위가 발

생하므로 결정성을 향상시키기 위한 가장 중요한 인자는 박막의 2차원 성장이다.

지금까지 성장방식을 제어하는 몇 가지 방법이 제시되어 왔다. 대표적인 것으로, 낮은 증착온도에서 박막을 성장시키는 방법으로서, 성장표면에 도달하는 원자들의 유속이 일정하다면 증착온도가 저하될수록 확산거리가 감소되기때문에 2차원 성장을 촉진시킬 수 있다.<sup>4)</sup> 그러나 증착온도가 과다하게 저하되면 결정성이 저하된다. MBE에 의하여  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막을 400°C에서 성장시킬 때 박막은 2차원 성장방식으로 성장하였으나 객관적인 결정성 평가인자인  $\chi_{\text{min}}$  값이 50% 정도인 저하된 결정성의 박막이 성장됨이 보고된 바 있다.<sup>5)</sup>

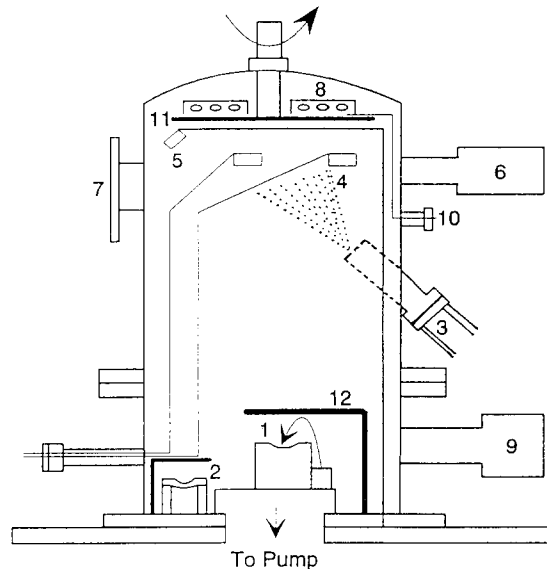
따라서 정합성장온도를 저하시킴과 동시에 결정성을 향상시킬 수 있는 새로운 증착공정의 개발에 대하여 많은 연구가 진행되고 있으며, 박막의 증착시 이온을 동시에 조사시켜 증착원자의 이동도를 증가시키고 3차원 island형성을 억제하면 정합성장온도를 저하시킴과 동시에 결정성을 개선할 수 있을 것이다. 많은 연구자들은 박막의 증착시 일정 에너지의 이온이 조사되면 핵생성 및 성장 kinetics가 정합 성장에 적합하도록 변화되어 우수한 결정성의 정합박막을 저온에서 성장시킬 수 있다는 실험결과를 보고하여 왔다. 그러나,  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  계에 대해서 이온충돌하에서의 성장 방식에 대한 실험적 결과는 아직 보고된 바 없다.

본 연구에서는 이온선보조증착에 의해  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막을 저온정합성장시켰고 AFM(Atomic Force Microscopy), TEM(Transmission Electron Microscopy), RHEED(Reflection High Energy Electron Diffraction) 분석을 수행하여 증착온도와 Ar이온에너지에 따른 결정성과 성장방식의 변화를 관찰하여, 성장방식이 정합층의 결정성에 미치는 영향과 이온충돌에 의한 2차원성장 촉진기구를 규명하였다.

## 2. 실험방법

이온선보조증착장치의 개략도를 Fig. 1에 나타내었다. 진공용기는 액체질소트랩이 부착된 8 inch 유확산펌프에 의하여 진공배기되었으며, 초기진공도는  $5-7 \times 10^{-7}$  Torr였다. 고순도(99.999%)의 Si과 Ge 증발소재를 각각 전

자선증발장치와 열증발장치를 이용하여 동시에 증착시켜  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막을 성장시켰고 증발소재 표면에 흡착된 불순물을 제거하기 위하여 증착전에 고진공하에서 증발 소재를 가열하였다. 수정발진두께측정기 센서에 의하여 측정된 Si과 Ge의 증착속도를 변화시켜 Ge의 조성을 조절하였다. 진공용기 측면 flange에 기관에 대하여 약 40°로 장착된 6cm hollow cathode Kaufman 이온원을 이용하여 Ar이온선을 기관에 조사시켰고, 기관과 인접하게 위치한 Faraday cup 이온탐침에 의하여 이온전류밀도를 측정하였다.



1. EB gun 2. Thermal source 3. Hollow cathode type Kaufmann ion source  
4. Crystal monitor 5. Faraday cup 6. RHEED electron source  
7. RHEED screen 8. Radiant heater 9. QMS  
10. Thermocouple 11. Substrate holder 12. Shutter

Fig. 1. Schematic diagram of IBAD system.

이온선보조증착장치에 RHEED와 QMS (quadrupole mass spectrometer)를 장착하였다. QMS를 이용하여 초기진공하에서  $\text{H}_2\text{O}$ , CO,  $\text{H}_2$ ,  $\text{CH}_x$  불순물의 분압을 측정하였으며, 불순물의 분압이 최소인 조건에서 증착실험을 수행하였다. 박막의 증착시 성장방식을 in-situ로 관찰하기 위하여 RHEED분석을 수행하였으며, 20-40Ωcm p-type (100) Si기판을 진공용기내에 장착하기 전에 유기용제로 세척하였다. NaCl(100)기판은 Si(100)기판과 결

정확적 특성이 유사하기 때문에 Plan-view TEM 시편제작의 편의를 위하여 대기 중에서 벽개 파괴된 NaCl(100)기판을 사용하였다. NaCl(100)기판을 이용하여 제조된 free standing Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막을 plan-view TEM분석하여 정합성장을 확인하였고, NaCl(100)기판상에서의 정합성장조건과 동일한 조건으로 Si(100)기판에 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막을 증착시켜 정합성장 여부를 관찰하였다.

박막을 증착하기 전에 상온에서 20 μA/cm<sup>2</sup>, 500eV의 이온선조사 조건으로 15분 동안 기판의 표면을 sputter cleaning하였다. 본 연구의 sputter cleaning조건과 유사한 이온선조사 조건에서 50~100 Å 정도의 표면층의 식각되어 청정하지만 매우 변형된 표면격자 구조를 갖는 기판표면이 형성된다고 보고된 바 있다. 따라서 본 연구에서는 변형된 표면격자 구조를 재구성시키기 위하여 sputter cleaning후 기판을 200°C~500°C 범위의 온도로 20분 동안 in-situ annealing하였으며, RHEED분석에 의하여 in-situ annealing 온도에 따른 표면재구성을 관찰하였다. 본 연구에서 이용한 sputter cleaning법은 Shiraki법에 의하여 세척된 기판표면의 재구성에 상응할만한 표면재구성을 형성시킬 수 있다는 평가를 받아왔다.<sup>6)</sup>

박막표면의 3차원 고배율영상을 얻기 위하여 AFM분석을 실시하였다. 고배율영상에 나타난 표면구조의 거칠기(roughness)는  $R_z = (1/L) \int f(x) dx$  식에 근거한 software에 의하여 측정되었다.<sup>7)</sup> 여기서 x는 주사선 L상의 좌표, f(x)는 평균 높이에 대한 표면 높이의 x에 따른 변화, L은 주사 시작위치와 주사 종료위치간의 길이이다. 고배율영상은 대기상태에서 PSPD(Position Sensitive Photo Diode)를 이용한 constant deflection mode로 관찰되었다. 성장시킨 박막의 Ge조성은 AES 분석에 의해 측정되었고 결정성은 XRD, TEM, RBS 분석에 의하여 평가되었다. 정합박막의 정방변형은 DCRD분석에 의해 측정되었고, DCRD 분석시 InSb(100) 기준결정이 장착된 BE-DE150회절기를 이용하였다.

### 3. 실험결과

RHEED분석을 수행하여 Si(100)기판의 청정도와 표면원자의 재구성을 관찰하였고, Fig. 2

에 sputter cleaning후 in-situ annealing온도에 따른 Si(100)기판의 RHEED회절상을 나타내었다. in-situ annealing 온도가 증가할수록 표면 재구성이 촉진되므로 Laue원상의 회절 강도가 증가하였다. 입사전자가 원자수준으로 청정하고 구조결함이 적은 표면으로부터 회절될 때 일련의 예리한 회절점들이 Laue원상에 위치한 전자 회절 상이 관찰된다.<sup>8)</sup> Fig. 2(d)에 제시된 회절점이 관찰되는 조건을 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>층의 성장에 적합한 기판의 전처리 조건으로 설정하였다.

성장된 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막의 Ge조성과 박막 깊이방향으로의 조성균일도를 관찰하기 위하여 AES분석을 실시하였으며 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. Fig. 3(a)에서 Si peak에 대한 Ge peak의 비율을 계산한 결과 Ge 몰분율은 0.5로 확인되었다. AES분석을 통하여 측정된 Ge의 조성은 RBS random spectrum의 Si, Ge의 면적비 계산에 의하여 측정된 조성, Vegard법칙에 의거하여 DCRD spectrum으로부터 구한 Ge조성과 거의 일치하였다.<sup>9)</sup> Fig. 3(b)로부터 박막깊이 방향으로의 Si, Ge의 농도 분포는 비교적 균일하고, Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막과 Si기판이 청정함을 알 수 있으며, 이는 Si기판에 대한 RHEED분석결과와 일치하는 것이다.

증착온도와 이온에너지에 따른 결정성에 대한 XRD와 TEM분석 결과를 각각 Fig. 4와 Fig. 5에 나타내었다. XRD, TEM분석 결과로부터 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막은 200°C에서 Ar이온 조사를 실시하지 않은 경우 비정질로 성장함을 알 수 있다.

증착온도를 300°C로 증착시킨 경우 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> 박막의 결정화가 진행됨에 따라 (111), (400)의 회절 peak이 관찰되었고, 300°C이상의 증착온도에서 X-선회절상의 큰 변화는 관찰되지 않았다. 그러나 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> 박막의 전자회절상은 증착온도가 200°C로부터 500°C까지 증가될 경우 결정성이 비정질로부터 점차적으로 다결정으로 변화됨에 따라 퍼진 환형태에서 예리한 환형태로 변화되었다.

한편, 200°C의 일정온도에서 Ar이온에너지를 0eV에서 100eV로 증가시킨 경우 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> (111), (400)의 회절 peak을 나타내었고, 100eV이상의 Ar이온 에너지에서 박막이 정합성장됨에 따라 (400)의 회절 peak만이 관

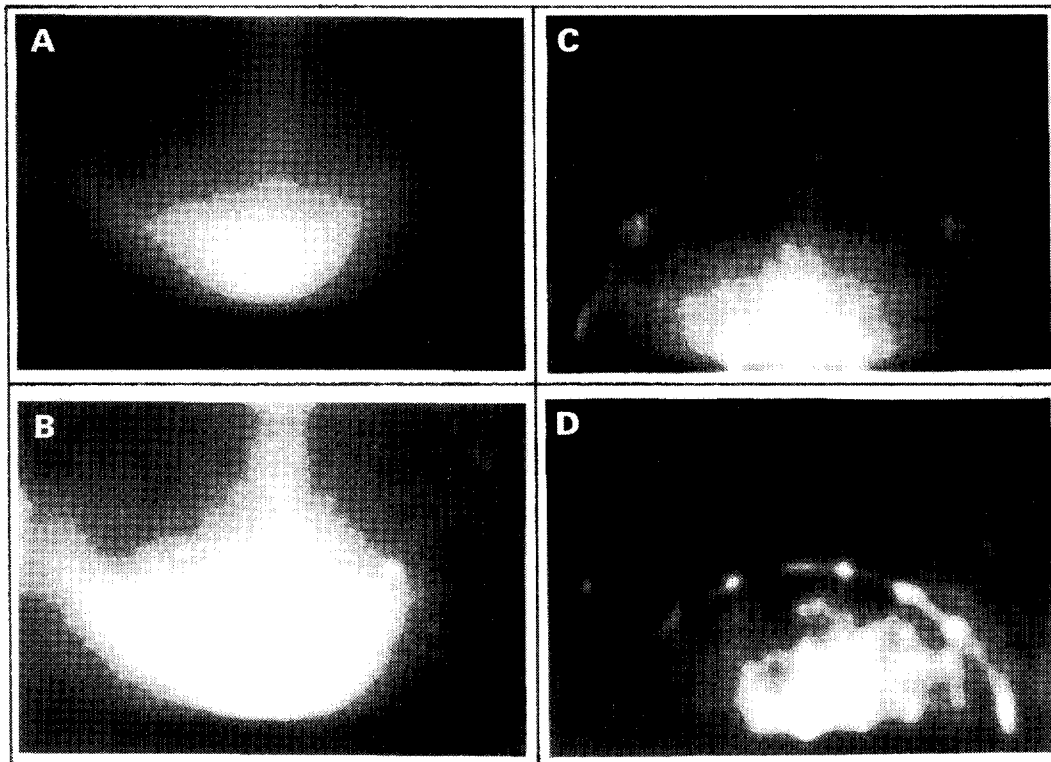


Fig. 2. RHEED patterns for Si (100) surface reconstruction according to in-situ annealing temperature after ion beam cleaning with 500eV and  $20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  at room temperature. (a) 200°C, (b) 300°C, (c) 400°C, and (d) 500°C

찰되었다. Ar이온에너지가 증가됨에 따라 박막의 결정성이 향상되었고, 전자회절상은 퍼진 환형태에서 규칙적인 점형태로 급격히 변화되었다. 300eV에서 단결정 회절부위가 관찰되었고, 이는 Fig. 4(b)에서 제시된 XRD분석 결과와 일치하는 것이다. Fig. 5E에 제시된 바와 같이, 성장박막층과 Si기판으로부터의 회절점이 대칭을 이루며 인접하게 위치하는 것은 이중회절에 기인된 것이며, 박막과 기판의 정합관계를 이를 경우 이중회절(double diffraction)이 관찰된다.<sup>10)</sup> 이상의 결과를 통하여 박막의 결정성은 증착온도보다 이온에너지에 더 크게 의존함을 알 수 있다. 또한 이온선보조증착에 의한  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막의 정합성장온도는 200°C였으며, MBE에 의한  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막의 정합성장온도는 550°C-600°C으로 보고되어있다.<sup>4)</sup>

한편, Si(100)기판상에 정합 성장된  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막의 결정성을  $\chi_{\text{min}}$ 값을 통하여 평가하고, 정합방위 관계를 결정하기 위하여 RBS chan-

neling분석을 수행하였고 그 결과를 Fig. 6에 제시하였다. 분석용 이온인  $\text{He}^{2+}$  이온의 후방산란시 후방산란에너지가 산란을 발생시킨 원자의 표면으로부터의 깊이에 따라 변화되므로 unaligned scattering spectrum으로부터 박막구성원소의 깊이 방향 농도 분포를 관찰할 수 있다. 정합  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막의 RBS spectrum에서 0.8MeV이하의 spectrum은 Si기판에 해당되며, 0.8MeV에서 0.87eV까지의 spectrum은  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막내의 Si, 1.1MeV에서 1.17MeV까지의 spectrum은  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막내의 Ge에 해당된다. Ge의 원자질량이 Si에 비하여 크므로 Ge원자에 의하여 후방 산란된  $\text{He}^{2+}$ 의 에너지는 Si원자에 의하여 후방 산란된 에너지보다 크게 되며, 따라서 RBS spectrum상에서 Ge peak가 가장 오른쪽에 위치하게 된다. Ge와 Si peak의 면적비 계산으로부터 정합성장된 박막은  $\text{Si}_{0.4}\text{Ge}_{0.6}$ 임을 확인하였다. aligned scattering 조건에서의 후방산란수율과 random scattering 조건에서의 후방산란수율의 비교로부터

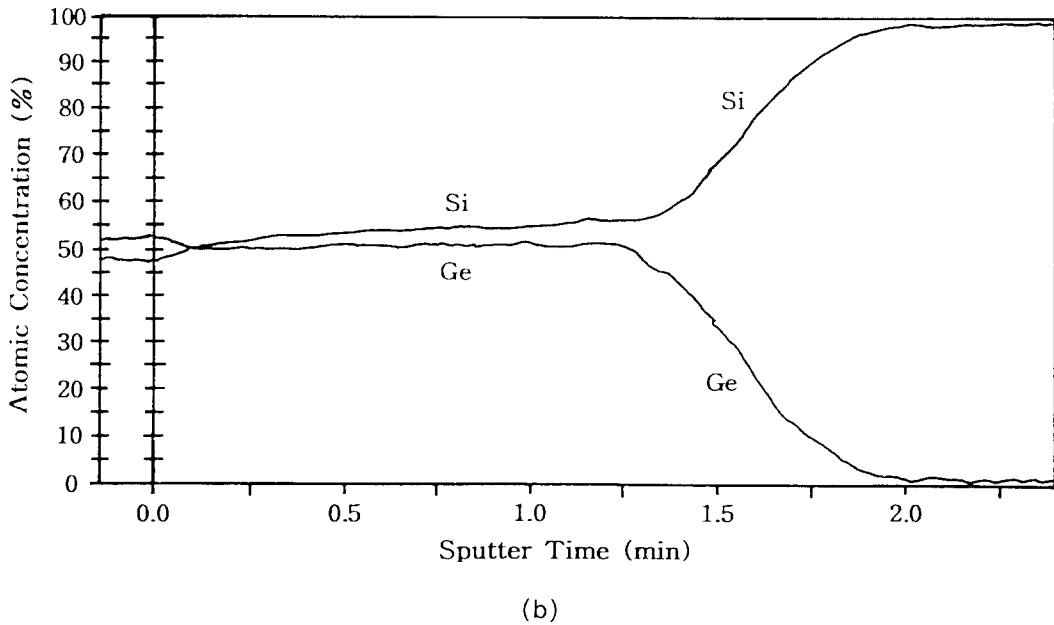
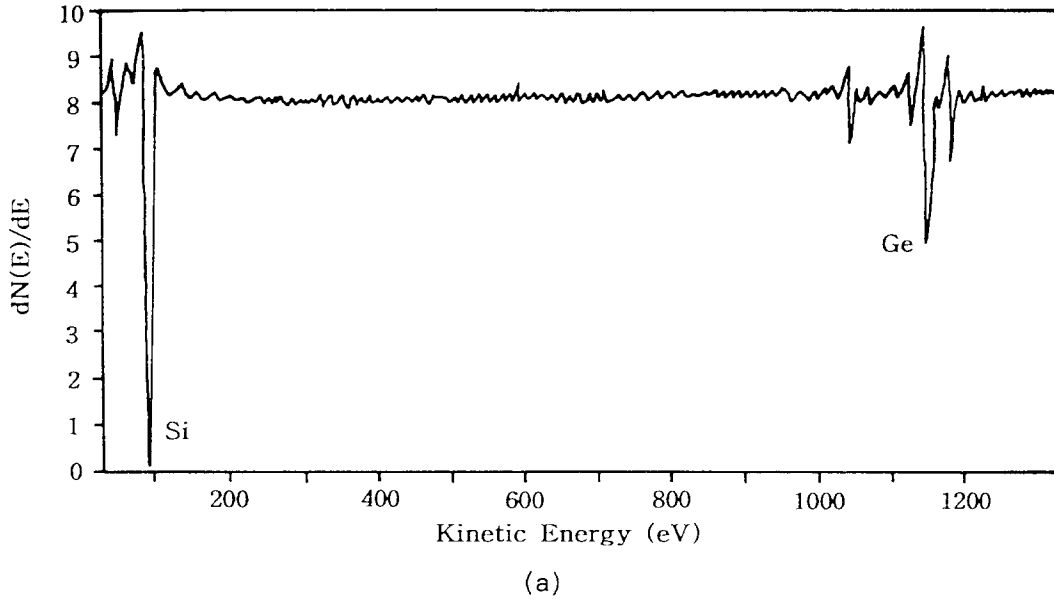


Fig. 3. AES analysis of Ge composition in Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grown on Si (100) at 200°C in 200eV and 10 μA/cm<sup>2</sup>. (a) Auger electron spectrum and (b) Auger depth profile

$\chi_{min}$ 값을 측정할 수 있으며 본 연구의 경우 정합 박막에 대하여 10.5%의  $\chi_{min}$ 값을 구하였다. 이는 MBE에 의하여 성장된 정합 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막의  $\chi_{min}$ 값인 21-50%에 비하여 적은 값이다.<sup>29)</sup>

Fig. 7에 1000 Å × 1000 Å 주사면적의 AFM

고분해능 표면형상을 나타내었다. Ar이온에너지가 증가함에 따라 3차원 island는 관찰되지 않았고 300eV의 조건에서 성장된 박막층은 R<sub>r</sub>값이 9Å 정도의 가장 평활한 표면을 나타내었다. Fig. 8에 Fig. 7의 AFM분석용 박막의

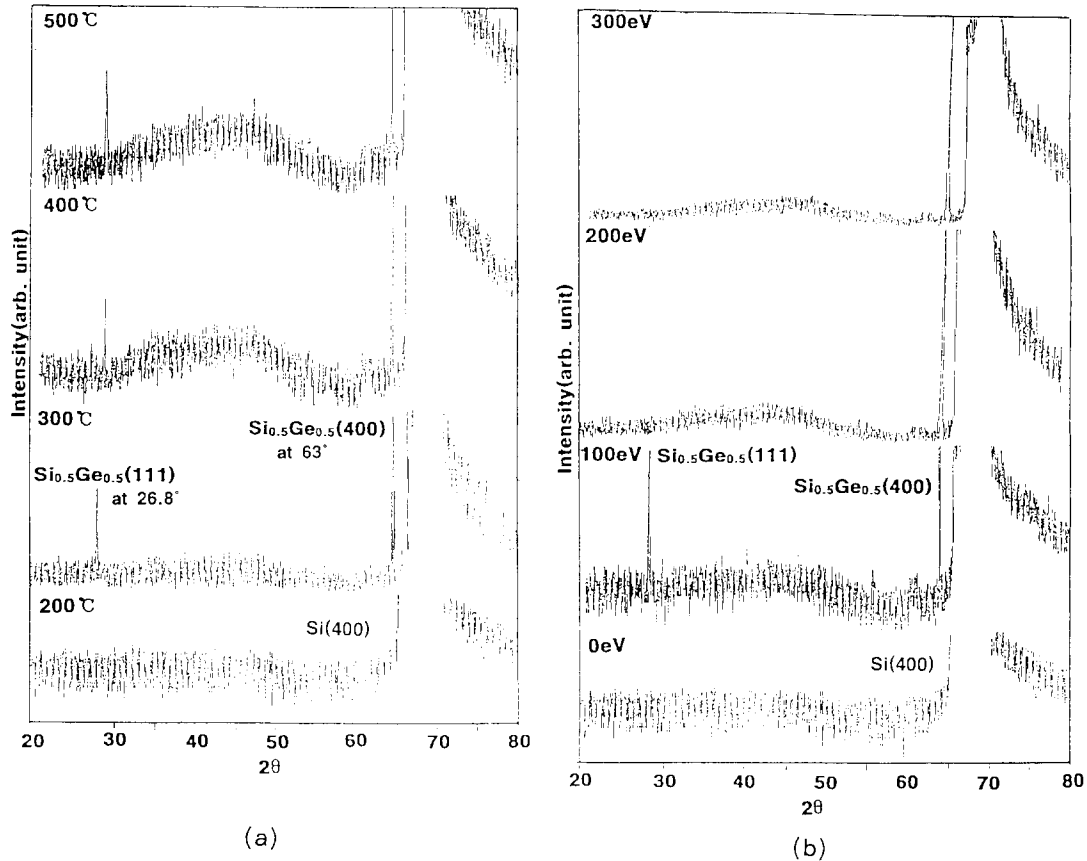


Fig. 4. Variation of XRD pattern from  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  layer on Si (100) with (a) deposition temperature under no ion bombardment and (b) ion energy under beam current density of  $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ .

증착조건과 동일한 조건으로 증착된  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막에 대한 RHEED분석 결과를 제시하였다. Ar이온을 조사시키지 않은 경우 박막이 거친 표면구조를 갖고 비정질로 성장함에 따라 퍼진 회절상이 관찰되었다. Ar이온 에너지가 100eV로 증가된 경우 박막이 거친 표면구조의 다결정으로 성장됨에 따라 퍼진 환형태의 회절상이 관찰되었고, 200eV에서 박막이 많은 구조결함과 어느 정도의 거친 표면구조를 갖는 단결정으로 성장함에 의하여 RHEED회절상은 점과 환이 혼합된 전자회절상으로 변화되었다. 300eV에서 박막이 평활한 표면구조를 갖고 결정성이 우수한 단결정으로 성장됨에 따라 streaky 상의 전자 회절상이 관찰되었다. 박막이 2차원 성장방식으로 정합성장되는 경우 Ewald구와 역격자막대(reciprocal lattice rod)의 교차구조는 띠모양이 되므로 streaky RHEED회절상이 관찰된다.<sup>11)</sup> 박막성

장 초기단계의 성장방식을 관찰하기 위하여 최적의 2차원 성장방식을 나타낸 300eV에서 증착온도와 증착두께를 변화시키면서 RHEED 분석을 수행하였으며, 그 결과를 Fig. 9에 제시하였다. 200°C에서는 모든 증착두께에 대하여 streaky상이 관찰되었으며 이는 박막이 2차원 성장 방식으로 성장됨을 의미하는 것이다. 그러나 200°C 이상의 온도에서는 평활한 표면구조로부터 3차원 island가 존재하는 표면구조로 변화되어 streaky상이 spotty회절상으로 변화되는 임계두께가 관찰된다. 정합박막이 3차원 성장방식으로 성장되면, 많은 cluster가 존재하는 거친 표면이 형성되게 된다. 이에 따라 투과성 전자회절현상이 발생하므로 전자회절상은 spotty상으로 관찰된다.<sup>11)</sup> AFM, RHEED, TEM분석을 수행하여 이온선보조증착법에 의하여 Si(100)위에 증착된  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막층은 SK성장기구를 통해 성장하는 것이 확인

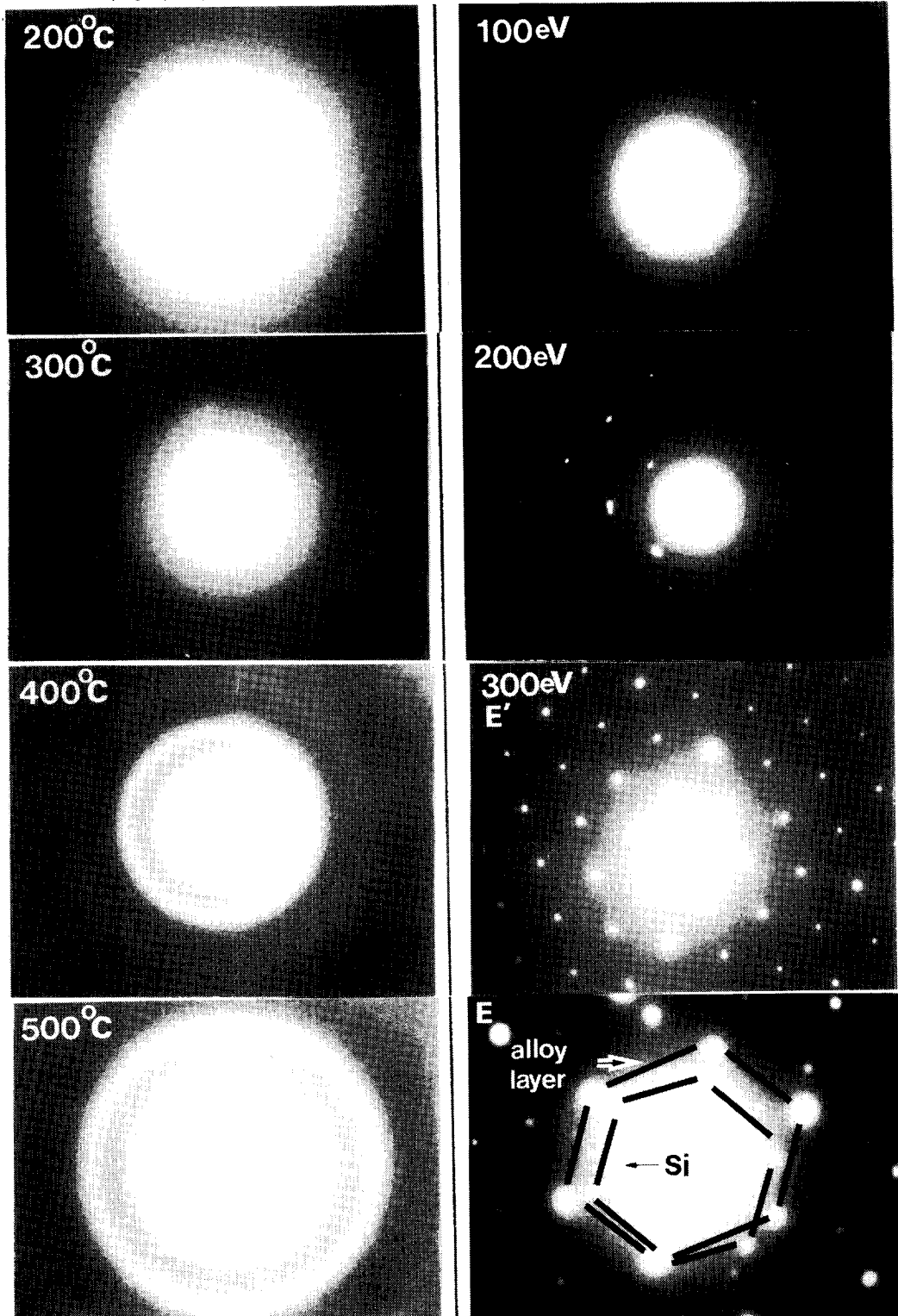


Fig. 5. Transmission electron diffraction patterns showing variation in the crystallinity of Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grown in the same condition as in Fig. 4. All diffraction patterns except that notified with E were taken from free-standing Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer. E is electron diffraction pattern from Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grown on Si (100) in the identical condition to E'. The diffraction pattern of E was taken with the aperture including both film and substrate, such that both Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> and Si diffraction spots are present.

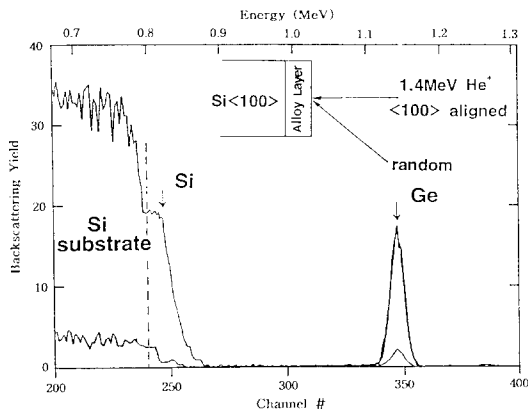


Fig. 6. Rutherford backscattering spectra for 1000 Å of epitaxial  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  layer on Si (100). Upper spectrum is taken with random incidence of 1.4 MeV  $\text{He}^+$  and lower spectrum with  $\langle 100 \rangle$  channeled incidence.

것이 확인되었고, 이온선조사에 의해 2차원 성장방식의 두께(임계두께)가 더 증가되고, 성장층의 결정성도 향상됨이 확인되었다. 정방변형에 대한 성장기구의 영향을 조사하기 위하여 Fig. 9에서와 동일한 조건에서 성장된 1000 Å 두께의  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  박막층에 대하여 DCRD

와 TEM분석을 행하였으며, 그 결과를 Fig. 10에 나타내었다. Fig. 9와 Fig. 10에서 보는 바와 같이 증착온도가 증가함에 따라 SK성장 단계 중 임계두께가 감소되므로, 임계두께 이상에서는 정방변형이 완화되었다. 다른 연구자들에 의하면 정방변형 완화의 원인은 전위의 발생과<sup>12)</sup>  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  단위포 내에서 Ge원자의 고상확산으로 요약될 수 있다.<sup>13)</sup> 그러나 Ge원자의 확산은 900°C-950°C 범위에서 발생하므로 본 연구에서 관찰된 정방변형 완화현상은 Ge원자의 고상확산에 기인한 것은 아님을 알 수 있다. 따라서 정방변형 완화의 원인은 전위의 발생으로 예상할 수 있으며, 실제로 Fig. 10에 제시된 성장층의 FWHM(Full Width at Half Maximum)<sup>14)</sup> 변화와 TEM영상을 근거로 할 때 본 연구에서 관찰된 정방변형완화의 원인은 전위의 발생에 기인된 것으로 결론 지을 수 있다.

#### 4. 고 찰

현재까지 박막성장의 초기단계에 대한 이온 충돌의 효과에 대한 연구는 주로 3차원 성장

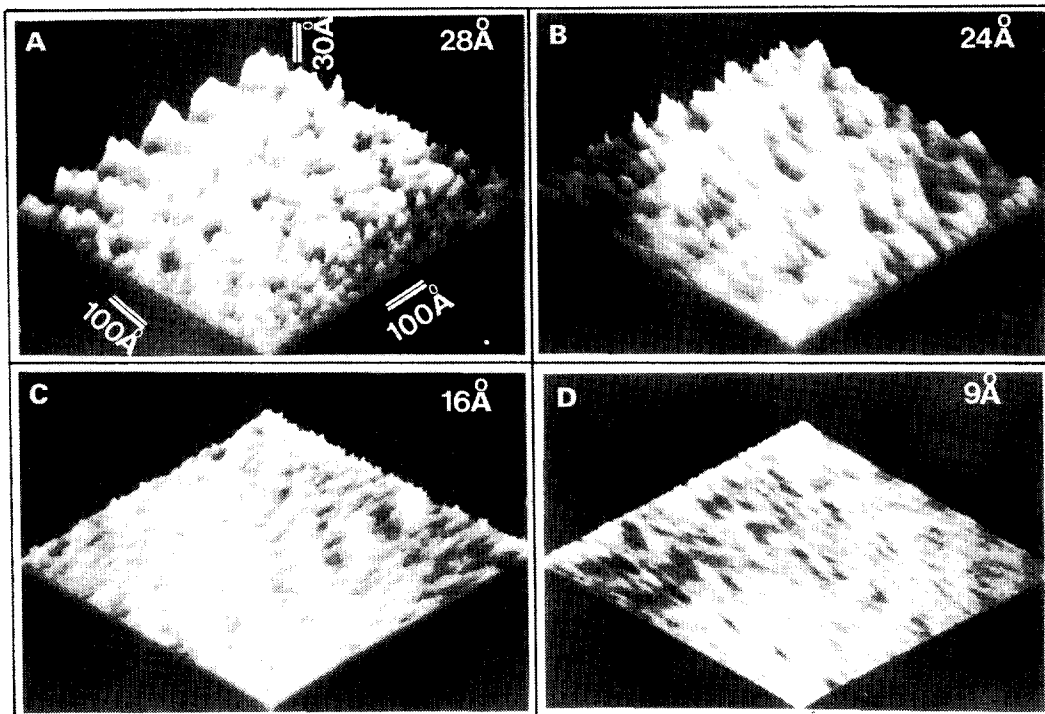


Fig. 7. AFM images of surface morphology of  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  layer grown on Si (100) according to ion energy at 200°C and  $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ .  $R_t$  is given on the top right side of each image. Resolution scale of all images is identical. (a) no Ar ion bombardment, (b) 100 eV, (c) 200 eV, and (d) 300 eV



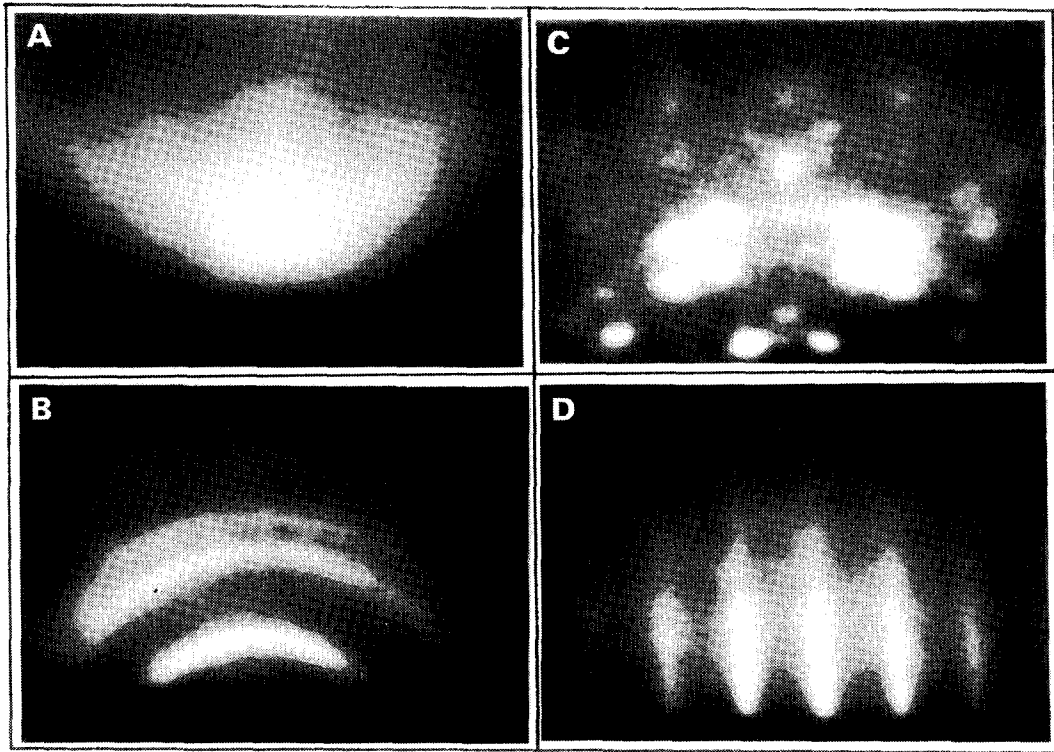


Fig. 8. RHEED patterns for Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grown in the same condition as in Fig. 7.

방식으로 성장하는 박막에 대하여 진행되었으며, 주요 연구 내용은 이온선 조사조건에 따른 3차원 island의 크기 및 밀도 변화에 대한 것이었다.<sup>15, 16)</sup> 이러한 관점에서, 본 연구에서 규명된 일정 증착온도에서 박막의 성장방식이 이온 충돌에 의하여 3차원 성장 방식이 2차원 성장방식으로 변화된다는 결과는 독창적인 것으로 사료되며, 성장방식에 대한 원인은 다음과 같이 설명될 수 있다.

이온선보조증착에 의하여 박막이 성장되는 경우 박막성장의 초기단계에서 기판의 sputter cleaning현상이 발생하여 박막성장 대한 주요 인자인 증착 원자의 이동도에 영향을 미치는 불순물이 제거되므로 박막의 성장방식이 이온선 조사조건에 따라 변화될 수 있다. 그러나 본 연구의 경우, 박막의 증착 전에 sputter cleaning을 실시하여 기판의 청정도 및 표면원자재구성을 박막의 증착조건에 관계없이 동일하게 하였으므로 본 연구에서 관찰된 성장방식의 변화는 sputter cleaning에 기인된 것으로 고려할 수 없다.

D.J. Eaglesham<sup>17)</sup> 등은 박막의 성장시 기판

과 박막간의 격자부정합에 의하여 발생된 정합변형에너지로 인하여 3차원 island가 형성되고, E.A. Fitzgerald<sup>18)</sup> 등은 이온보조증착에 의한 박막의 성장시 성장박막표면의 이온충돌에 의하여 진위의 생성에 유리한 위치를 제공하는 집결함이 발생하여 진위의 생성이 촉진되고, 진위생성에 의하여 정합변형에너지가 제거되므로 3차원 성장방식이 2차원성장방식으로 변화한다고 보고한 바 있다.

이온선 조사에 의해 발생한 결함이 격자불일치전위의 형성을 촉진시키고 이에 따라 정합변형이 감소되어 3차원 island의 형성이 억제된다는 이론에 기초하면 Fig. 8(d)에서와 동일한 조건에서 성장된 정합박막층은 진위 밀도가 높고 정합변형이 감소되었어야 한다. 그러나 Fig. 10(b)에 나타난 바와 같이 정합박막층은 진위가 없었고 정합변형이 큰 상태임을 알 수 있었다. 그러므로, 3차원 island형성 억제에는 이온선 조사에 의해 생긴 결함때문에 정합변형에너지가 감소해서 발생한 것이 아니라 결론을 얻을 수 있다. 결국, 3차원 island형성 억제는 이온선조사에 의해 3차원 clus

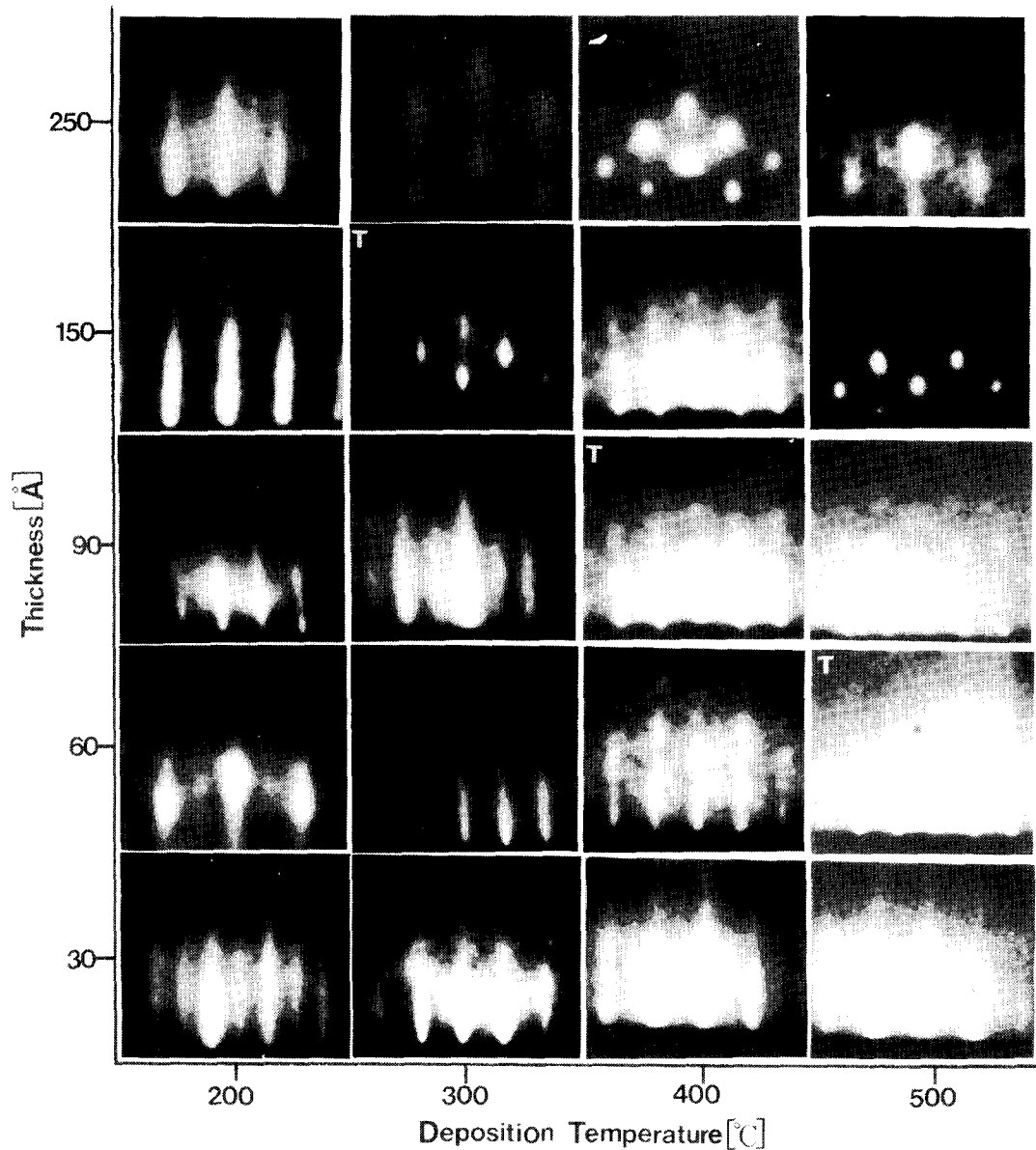
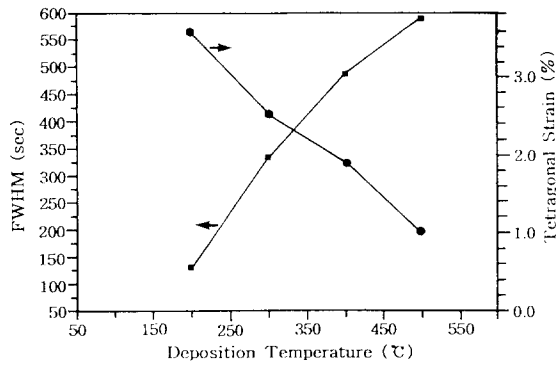


Fig. 9. RHEED patterns for  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  layer grown on Si (100) at 300eV,  $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ , for deposited thickness ranging from 30 Å to 250 Å and for deposition temperature from 200°C to 500°C. Critical thickness is notified with T.

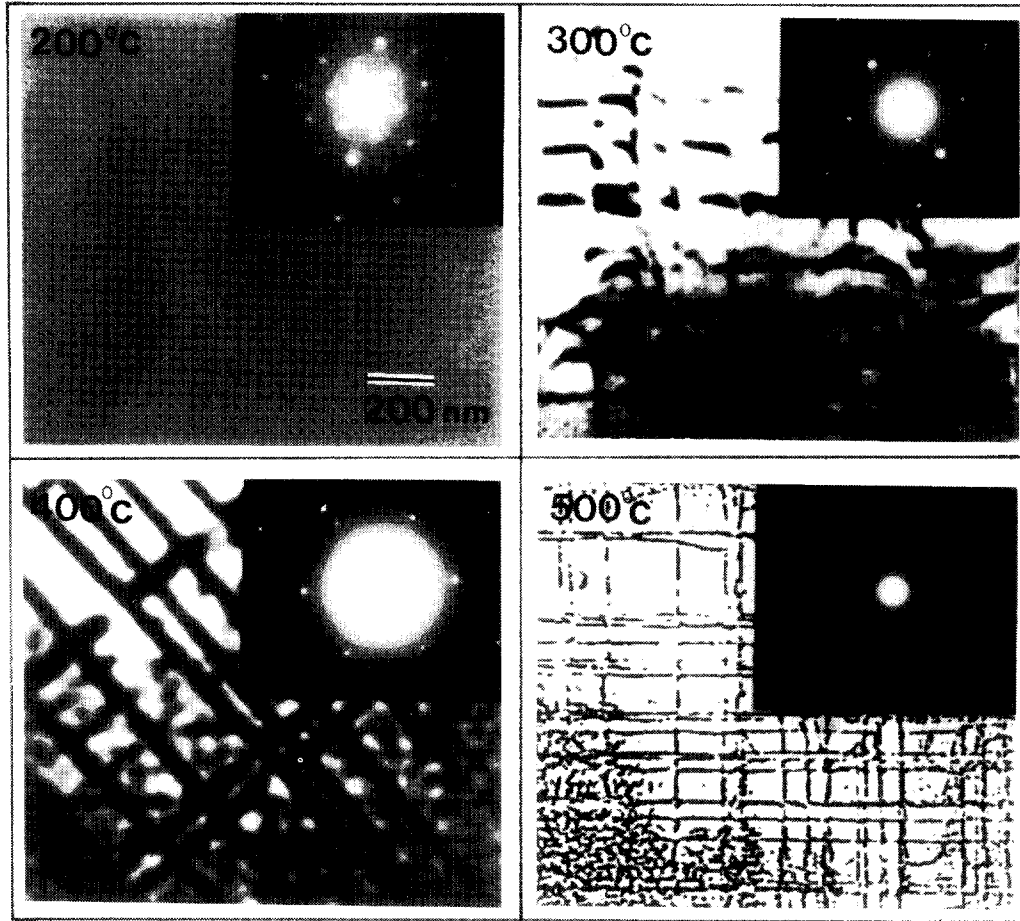
ter의 분해 때문에 발생한 것으로 사료된다. K.H. Muller<sup>19)</sup> 등은 100eV의 Ar이온이 3차원 성장방식으로 성장하는 박막표면에 충돌됨에 의하여 3차원 island가 분해되고 island로부터 분리된 증착원자들이 정합적 재배열에 필요한 충분한 이동도를 갖고 표면확산됨에 따라 박막의 성장 방식이 2차원 성장 방식으로 변화되었다고 보고한 바 있다. 만약 cluster의 크기가 임계치 정도라면 cluster에서 한개의 원

자만 제거하더라도 island의 형성을 억제할 수 있다. 즉 이온선 조사에 의해 임계치 이하의 크기를 갖게 되면 cluster는 자발적으로 분해하게 된다.<sup>20)</sup> 그리고 분리되어 나온 원자들은 가장 안정한 격자 위치로 이동하게 된다. 박막의 결정화는 두 과정의 확산을 통해서 이루어진다. 하나는 증착된 원자의 표면확산(surface diffusion)이고 다른 하나는 증착된 층사이의 체확산(bulk diffusion)이다. 위의 두



(a)

과정은 박막의 결정화에 있어서 증착된 원자의 국부적 재배열에 매우 큰 영향을 미친다. 그리고 이 과정들은 열적활성화과정(thermally activated process)이기 때문에 증착온도에 지수함수적으로 비례한다. 이러한 관점에서 MBE에서의 정합성장온도인 550°C-600°C에 비하여 이온선보조증착에서의 정합성장온도인 200°C에서는 보다 낮은 확산계수를 나타낼 것이다. 그럼에도 불구하고 기존에 보고된 정합 성장 온도에 비하여 낮은 온도에서 Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub>박막의 정합성장이 가능한 이유는 정성적으로 고찰해 볼때 Ar이온충돌에 의하여 증



(b)

Fig. 10. (a) Tetragonal strain and FWHM of Bragg reflection and (b) plan-view TEM image for 1000 Å Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> layer grown in the identical condition to Fig. 9.

착원자의 표면확산 및 체확산에 요구되는 활성화 에너지 장벽이 저온에서도 극복되어 증

착원자들의 정합적 재배열이 가능하기 때문이다. 본 연구에서는 이러한 정성적 해석을 보

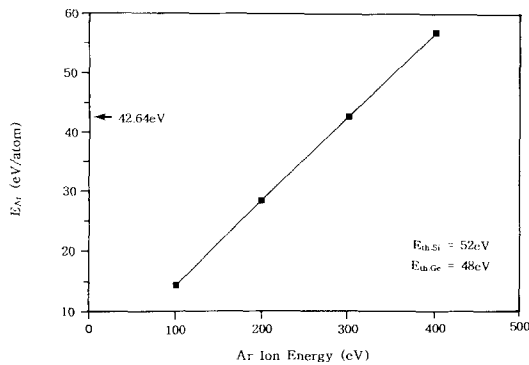


Fig. 11. Dependence of  $E_{Ar}$  on Ar ion energy at 200°C and  $10 \mu A/cm^2$ . Arrow indicates  $E_{Ar}$  at 300eV where epitaxial layer is grown. Threshold activation energies ( $E_{th}$ ) for displacement of Si and Ge atom in bulk solid state are given.

충하기 위하여 200°C에서 Ar이온 에너지 증가에 따른 결정성 변화를 Van Vechten<sup>21)</sup> 등이 제안한 모델을 이용하여  $E_{Ar}$ (Ar이온의 충돌에 의하여 증착원자에 전달된 에너지)를 Faraday cup이온탐침을 이용하여 실험적으로 계산함으로써 정량적으로 규명하였다<sup>22)</sup>. Fig. 11에 Ar이온 에너지에 따른  $E_{Ar}$ 의 변화를 나타내었다. Ar이온의 에너지가 증가됨에 따라  $E_{Ar}$ 은 증가하였다. 따라서 Fig. 5와 Fig. 8에 제시된 바와 같이 박막의 결정성은 Ar이온 에너지의 증가에 따라 비정질→다결정→단결정→다결정으로 현저히 변화되었다.  $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ 박막이 성장된 300eV에서  $E_{Ar}$ 은 42.64eV/atom이다. bulk 고체상태에서 Si, Ge 원자의 변위(displacement)에 요구되는 활성화 에너지는 각각 65eV, 60eV이며<sup>23)</sup> 박막의 결합에너지가 고체의 결합에너지보다 20% 적다는 이론<sup>24)</sup>을 적용하면 박막에서의 Si, Ge원자의 변위에 요구되는 활성화 에너지는 각각 52eV, 48eV가 된다. 따라서 300eV에서의  $E_{Ar}$ 은 이론치와 정확히 일치하지는 않으나 다소 근접된 값을 나타내므로 증착된 Si, Ge원자의 정합적 재배열이 가능할 것으로 예상된다.

반면에 200°C이상의 증착온도에서 이온선 조사를 행하는 경우 증착온도에 따라 임계두께가 감소하였다. 이것은 이러한 고온에서는 3차원 island의 분해보다 형성이 속도론적으로 더 안정하기 때문이다. 또한 Fig. 10에서 보는 바와 같이 임계두께가 관찰되는 조건에서 성

장된 박막은 전위가 많이 발생하고 또한 결정성이 저하되고 정방변형이 완화되었으며, 이러한 결과는 Si기판 위에서 이중정합층의 성장시 island의 핵생성과 성장과정에 기인하여 결함이 발생한다는 제안을 뒷받침하는 것이다.

## 5. 요약

이온선보조증착에 의해 Si(100)기판상에 정합  $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ 박막층을 성장시켰다. 박막의 결정성은 증착온도보다 Ar이온에너지에 더 크게 의존함을 알 수 있었다. AFM과 RHEED분석을 통해서  $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ 박막의 성장시 Ar이온선을 조사함으로써 3차원 island의 형성이 억제되고,  $Si_{0.5}Ge_{0.5}$ 층은 SK방식으로 성장됨을 처음으로 규명하였다. 저에너지이온-증착원자간의 상호작용을 고려한 결과, 낮은 증착온도에서 cluster상의 증착원자는 이온충돌에 의해 확산을 하여 3차원 island의 형성이 억제됨을 확인하였다. 또한, 높은 증착온도에서는 열적 표면확산이 지배적이기때문에 박막의 성장방식이 2차원에서 3차원 성장방식으로 변화되는 임계두께가 증착온도의 증가에 따라 감소하였다. 이온선보조증착방법에 의해 저온 정합성장이 가능하였으며, 저온 정합성장기구규명을 위한  $E_{Ar}$ 의 실험적 계산결과, adatom들이 변위(displacement)하고 변위된 adatom들의 이동도가 향상되기 때문에 정합성장이 낮은 온도에서 가능함을 입증하였다.

## 참고문헌

1. Subramanian S. Iyer, Gary L. Patton, IEEE Trans. Electron Devices, 36, 10, 2043 (1989)
2. M. Copel, M.C. Reuters, and R.M. Tromp, Phys. Rev. Lett., 63(6), 632 (1989)
3. F.K. LeGoues, M. Copel, and R.M. Tromp, Phys. Rev. Lett., 63(6), 1826 (1989)
4. J.C. Bean, L.C. Fiory, J. Vac. Sci. Technol., A2, 436 (1984)
5. J.C. Bean, T.T. Sheng, Appl. Phys. Lett., 44(1), 1, 102 (1984)
6. R. Hull and J.C. Bean, in *Strained-Layer Superlattices: Materials Science and Technology* edited by Thomas P. Pearsall(Academ.

- ic Press, New York, 1991*), p. 1
7. R.C. Chapman, P.S. Smith, *J. Vac. Sci. Technol.*, B10, 1329 (1992)
  8. J.M. Van Hove, P. Pukite, and P.I. Cohen, *J. Vac. Sci. Technol.*, A1, 609 (1983)
  9. J.P. Dismukes, L. Ekstrom, and R.J. Paff, *J. Phys. Chem.*, 68, 10, 3021 (1964)
  10. J.W. Edington, *Electron Diffraction in the Electron Microscope, Monograph Two* (Macmillan, London, 1975), p. 58-61
  11. John E. Mahan, kent M. Geib, and G.Y. Robinson, *J. Vac. Sci. Technol.*, A8(5), 3692 (1990)
  12. G.F. A. Van de Walle, *Thin Solid Films*, 183, 902 (1989)
  13. J.W. Mathewas, *J. Vac. Sci. Technol.*, 12, 126 (1975)
  14. P.Y. Timbrell and D.J. Lockwood, *J. Appl. Phys.*, 67(10), 15, 6292 (1990)
  15. J.E. Greene, S.A. Barnett, *J. Vac. Sci. Technol.*, 21, 285 (1982)
  16. J.E. Greene, S.A. Barnett, in *Ion Beam Assisted Film Growth* edited by T. Itoh (Elsevier, New York, 1988), Ch. 5
  17. D.J. Eaglesham, J.J. Gossmann, and M. Cerulli, in *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* edited by Don w. Shaw and J.C. Bean(MRS, Pittsburgh, 1990), p. 51
  18. E.A. Fitzgerald, *J. Met.*, 41, 21 (1989)
  19. K.H. Muller, *Phys. Rev.*, B35, 7906 (1987)
  20. Ludmila Eckertova, *Physics of Thin Films* (Plenum Press, New York, 1986), 2nd ed., Ch. 4
  21. D. Van Vechten, G.K. Hubler, and F.D. Correll, *J. Vac. Sci. Technol.*, A8(2), 821 (1990)
  22. S.W. park, Ph D thesis, Low Temperature Epitaxial Growth of  $\text{CoSi}_2$  and  $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$  Thin Films by Ion Assisted Deposition, Dept. of Metal Eng., Yonsei Univ., Korea, p. 181(1994)
  23. G. Gautherin and C. Schwebel, in *Thin Films from Free Atoms and Particles* edited by Kenneth J. Klabunde(Academic Press, New York, 1985), p. 203
  24. Orlando auiello and Roger Kelly, *Ion Bombardment Modification of Surfaces* (Elsevier, Amsterdam, 1984), p. 299