

3 MeV P⁺ 이온주입된 실리콘의 열처리에 따른 X-ray Rocking Curve 분석

조남훈 · 장기완* · 김창수** · 이정용* · 노재상

홍익대학교 금속·재료공학과, *한국과학기술원 전자재료공학과, **한국표준과학연구원
(1995년 2월 9일 접수)

X-ray Rocking Curve Analyses of Post-Annealed 3 MeV P⁺ Implanted Silicon

Nam-Hoon Cho, Ki-Wan Jang*, Chang-Soo Kim** Jeong-Yong Lee* and Jae-Sang Ro

Dep't of Metallurgy and Materials Science, Hong-Ik University, Seoul 121-791, Korea

**Dep't of Electronic Materials Engineering, KAIST, Taejon 305-701, Korea*

***Korea Research Institute of Standards and Science, Taejon, 305-600, Korea*

(Received February 9, 1995)

요 약 - 고에너지 이온주입시 격자결함의 생성 및 열처리 거동이 double crystal X-ray 와 단면 TEM을 사용하여 연구되었다. 3 MeV P⁺ 이온주입된 실리콘의 DCXRD 분석 결과 조사량 증가에 따라 모재 내의 변형량은 증가하였다. HRTEM 분석 결과 고에너지 이온주입시 결함은 표면 부근에 회박하고 Rp 부근에 집중되어 있었다. 또한 이온주입 상태의 결함층은 dark band의 형태로 존재하였으며 열처리시 이차결함은 이곳으로부터 생성됨이 관찰되었다. 3 MeV P⁺, 1×10¹⁵/cm²의 조건으로 이온주입된 실리콘 시편의 열처리에 따른 X-ray rocking curve 분석을 통하여 열처리 온도가 550°C 에서 700°C 로 증가함에 따라 모재 내부의 최대 변형량이 7×10⁻⁴에서 2.9×10⁻⁴으로 감소함이 관찰되었다. 특히 550°C 열처리한 시편의 경우 표면으로부터~1.5 μm 영역에 작은 변형층이 넓게 잔존하였으며 열처리 온도를 700°C 로 증가한 경우 제거되었다. 이온주입시 생성된 일차결함들은 700°C 열처리시 60° 전위와 <112> 막대 모양 결함, 1000°C 열처리시 <110> 방향의 전위루프가 열처리 조건에 따라 여러 가지 모양의 이차결함으로 변화하였다. 고에너지 이온주입에 의해 발생한 이차결함은 고온에서도 안정하여 고온 열처리에 의한 제거가 용이하지 않았다.

Abstract - High energy ion induced damage and its annealing behavior were investigated using double crystal X-ray diffraction and cross sectional transmission electron microscopy. Results of DCXRD for 3 MeV P⁺ implanted silicon indicated that the total lattice strain increases as ion dose increases. HRTEM observations confirmed that as-implanted damages are rare near the surface region but are concentrated around Rp. In a TEM image as-implanted damage layer appears as a dark band, where secondary defects are formed upon annealing. X-ray rocking curve analyses indicated that the maximum lattice (+) strain decreases from 7×10⁻⁴ to 2.9×10⁻⁴ as annealing temperature increases from 550°C to 700°C, for 3 MeV P⁺ implanted silicon at a dose of 1×10¹⁵/cm². Especially near the surface region, small amount of lattice strain was observed from the surface to ~1.5 μm after annealing at 550°C, while it disappears by 700°C annealing. Primary defects by implantation changes into secondary defects with various morphologies according to annealing temperatures such as 60° dislocations and <112> rodlike defects at 700°C, and <110> dislocation loops at 1000°C. Once secondary defects are formed, they were stable and were difficult to be removed by thermal annealing in the case of high energy ion implantation.

1. 서 론

차세대 반도체 제조를 위한 retrograde well 및 buried layer 형성 기술에 고에너지 이온주입기술(≥ 1 MeV)의 응용이 최근 주목을 받고 있다[1-7]. Multiple high energy implantation을 이용하여 형성된 retrograde profiled well은 향상된 latchup 특성을 나타내며 well 하단부(표면으로 부터 수 μm 이하)에 고농도로 doping된 buried layer를 형성함으로써 hot carrier 조절, punchthrough, latchup 및 soft error 방지 등의 전기적 특성을 더욱 향상시킬 수 있다[8, 9]. 또한 고에너지 이온주입 기술을 응용함으로써 소자의 집적도를 매우 증가시킬 수 있고 제조 공정이 간단해질 수 있으며 고온 공정의 생략이 가능하다[9]. 고에너지 이온주입기술은 doping 분야 이외에도 소자 내부에 잔존하는 microdefect 및 불순물들을 gettering하는 기술[9-13] 등에 응용되어질 수 있으며 최근 활발한 연구가 진행되어지고 있다.

고에너지 이온주입시 결함의 생성, 소멸 및 재배열 거동은 저에너지 이온주입(수십~수백 keV)시의 그것과는 매우 다른 양상을 보여줄 수 있다. 일반적으로 모재에 주입된 이온은 S_n (nuclear energy loss)와 S_e (electronic energy loss)의 독립적인 2가지 기구를 통하여 에너지를 잃게 된다. 이 2가지 기구 중 타겟의 원자핵과 이온과의 탄성 충돌 결과로 인한 S_n 은 결함 생성의 주된 원인이고 S_e 는 모재 내의 전자와 이온과의 상호작용으로 인한 비탄성적인 충돌의 결과이다. 저에너지 이온주입의 경우 모재의 표면부터 S_n 이 우세하므로 표면층에 이온주입에 의한 결함들이 유발된다. 그러나 고에너지 이온주입의 경우 표면 부근에는 S_e 가 우세한 기구로 작용하고 주입에너지를 대부분 잃은 이온 경로의 후반부에서 S_n 이 우세한 기구로 전환되므로 표면 부근에는 결함의 밀도가 희박하고 대부분의 결함들은 표면으로부터 깊숙한 부근에 고립되어 존재한다. 이렇게 표면으로부터 격리되어 존재하는 일차결함은 열처리시 이차결함의 형태로 변화되고 저에너지 이온주입의 경우와는 달리 고온-장시간 열처리에도 안정하여 제거가 매우 어렵다. 반면 표면층에 소량 존재하는 결함들은 di-vacancy 형태로 상당히 mobile 함으로 낮은 온도의 열처리를 통하여도 소멸될 수 있다고 보고되고 있다[14].

이온주입에 의해 생성된 결함의 관찰 및 분석을

위하여 TEM(Transmission Electron Microscopy), RBS(Rutherford Backscattering Spectroscopy), DC-XRD(Double Crystal X-ray Diffractometry) 등이 많은 연구자들에 의해 사용되고 있다. 그러나 결함의 농도가 희박하면 TEM이나 RBS를 통한 결함 분석이 매우 어렵기 때문에 고에너지 이온주입시 모재 표면층에 소량 존재하는 결함의 생성 및 소멸 거동 분석이 용이하지 않다. 반면 double crystal X-ray의 경우 결함으로 인한 변형율이 10^{-6} 정도만 존재하여도 관측 가능한 높은 분해능을 가지고 있으므로 낮은 농도의 결함 관찰에 적합한 장비로 사용되고 있다[15].

본 연구에서는 DCXRD와 HRTEM을 이용하여 고에너지 P 이온주입시 발생하는 격자결함의 생성, 열처리시 소멸 및 이차결함 형성 거동 등을 관찰하였다. 특히 DCXRD rocking curve simulation을 통하여 모재 내에 유발된 결함의 열처리 거동을 분석하였다. 또한 격자결함에 의해 형성된 변형량과 격자 변형층의 위치를 정량적으로 분석하였다. HRTEM을 통하여 격자결함의 열처리에 따른 소멸과 이차결함 생성 거동을 관찰하였으며 DCXRD 결과와 비교 분석되었다. 실험을 통하여 얻어진 결과들은 Monte Carlo TRIM-code를 사용하여 해석되었다[16].

2. 실험 방법

본 연구에서는 비저항 $20 \sim 38 \Omega\text{-cm}$ 를 갖는 CZ P형 (100) 실리콘웨이퍼에 Tandem Accelerator를 사용하여 3 MeV P^+ 이온을 $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 조사량으로 이온주입하였다. 이온주입시 +2가의 이온을 사용하였고 전류 밀도는 약 $0.17 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 고정하였다. Channeling 방지를 위하여 타겟은 7° 기울였다. 각각의 시편은 $550^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ 에서 $30 \sim 300$ 분 진공로에서 열처리하였다. 열처리 전후에 시편들은 DC-XRD 및 HRTEM을 사용하여 격자결함의 미세구조 및 열처리 거동을 관찰하였다.

Rocking curve 분석시 $\text{Cu K}\alpha_1$ X-ray 빔을 사용하였으며 기준단결정은 (100) 표면을 갖는 실리콘 결정으로 이루어졌다. 기준단결정은 $\text{Cu K}\alpha_1$ 에 대하여 (400) 대칭회절을 만족하는 Bragg 각도로 배치되어 있다. 시편도 (400) 대칭회절을 이용하였고 초당 1 arcsec 간격으로 회전시키며 rocking curve를 구하였다. 측정된 rocking curve는 RADS(rocking curve analy-

sis by dynamical simulation)을 사용하여 변형량을 분석하였다[17].

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 본 실험에 사용한 실리콘웨이퍼(Bare Si)를 사용하여 이온주입하지 않은 상태에서 측정한 DC-XRD rocking curve이다. Rocking curve의 x축은 $\Delta\theta = \theta - \theta_b$ 로 θ 는 X-ray 입사각을 θ_b 는 회절을 만족하는 Bragg 각도를, 그리고 y축은 회절 강도를 나타낸다. Fig. 1에 나타낸 바와 같이 이온주입을 하지 않은 시편의 경우 피크가 매우 날카롭고 좌우대칭이 잘 유지되는 전형적인 rocking curve를 보여주고 있다. 3 MeV P⁺ 조사량 $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 및 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 시편의 이온주입 후 rocking curve를 Fig. 2에 나타내었다. 이온주입에 의해 substrate 피크($\Delta\theta = 0$) 좌측 $\Delta\theta < 0$ 의 각도에서 피크들이 관찰되며 조사량이 증가함에 따라 더욱 큰 $\Delta\theta$ 에서 피크들이 관찰된다. 이는 조사량 증가에 따라 이온주입에 의해 모재 내부에 (+) 변형을 갖는 영역이 증가됨을 의미한다. Fig. 2(c)에 나타낸 바와 같이 조사량을 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 으로 증가시 rocking curve의 좌우 대칭성을 매우 잃게 되며 이는 모재 내부에 매우 심한 변형층이 형성되었음을 의미한다. 위 시편 중 모재 내부에 가장 많은 결함이 유발된 조사량 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 시편을 550°C, 700°C 및 1000°C 에서 각각 30분 진공 열처리한 후 측정한 rocking curve를 Fig. 3에 나타내었다. 이온주

입에 의해 모재 내부에 형성된 일차결합들은 550°C, 700°C 그리고 1000°C 열처리에 의해 점차 감소하는 모습을 보여주고 있다. 열처리 온도가 550°C 에서 700°C 로 증가함에 따라 피크가 나타나는 $\Delta\theta$ 가 감소함을 보이며 이는 전술한 바와 같이 모재 내부의 (+) 변형량이 열처리 온도 증가에 따라 감소되고 있음을

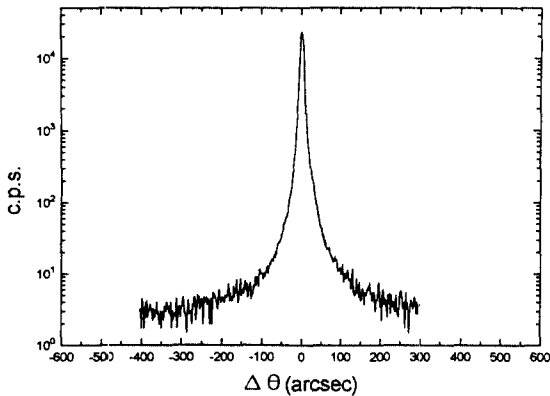
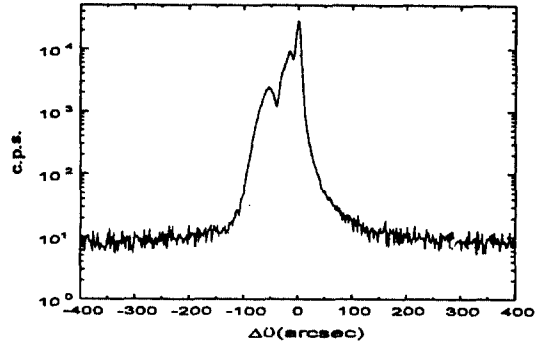
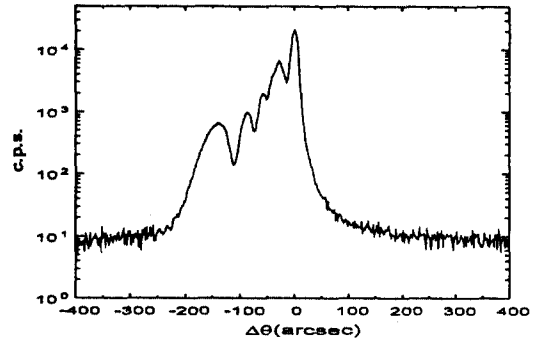


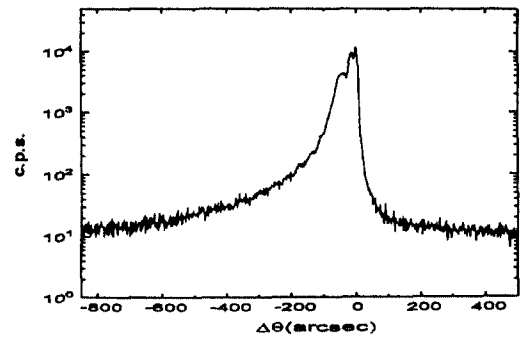
Fig. 1. A typical DCXRD rocking curve for a bare Si sample.



(a)



(b)



(c)

Fig. 2. DCXRD rocking curves for Si samples implanted with 3 MeV P at doses of $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2 \sim 1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$
 (a) $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ (b) $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ (c) $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$

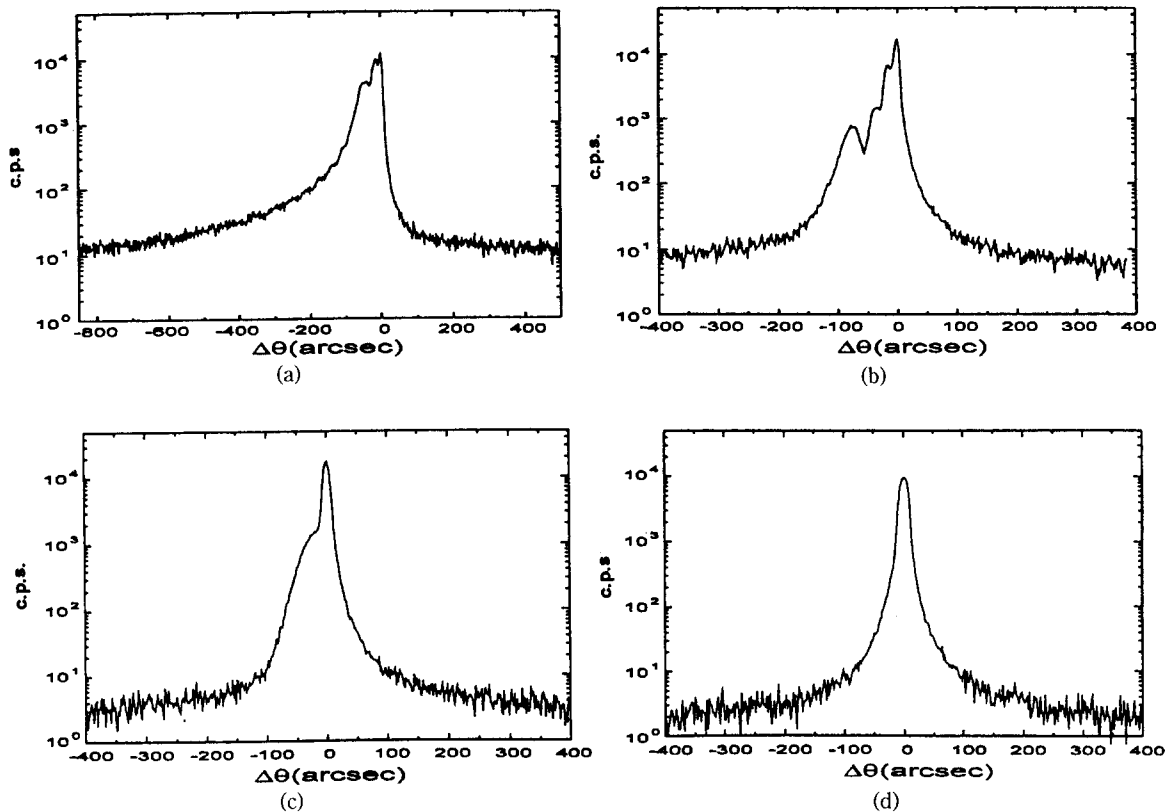


Fig. 3. DCXRD rocking curves for Si samples implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ (a) as-implanted (b) 550°C -30 min.-Anneal (c) 700°C -30 min.-Anneal (d) 1000°C -30 min.-Anneal

보여주고 있다. 1000°C -30분 의 열처리를 통하여 모재 내부에 형성된 결함이 나타내는 특별한 피크는 관찰 되지 않으나 잔존하는 결함의 영향으로 주 피크의 FWHM이 증가한 모습을 보여준다. Fig. 3은 이온주입에 의해 모재 내부에 축적된 변형에너지가 열처리시 일차결함의 소멸과 이차결함 형성의 구동력임을 잘 보여 주고 있다. 550°C 및 700°C 열처리한 시편의 rocking curve와 simulation을 통하여 얻은 rocking curve를 Fig. 4에 나타내었다. Simulation은 이온주입층 내부에 격자 변형이 존재하는 층과 그 층의 깊이, 두께, 변형률($\epsilon_1 = \Delta d/d_0 = -\Delta\theta/\tan \theta_B$) 등을 가정하고 변수들의 위치와 크기를 조정하면서 이루어졌다. 각각의 층 내부에는 균일한 변형이 나타난다고 가정하였다. Fig. 4에 나타낸 바와 같이 실측치와 simulation을 통하여 얻은 피크들이 유사함을 볼 수 있다. 측정된 rocking curve와 계산한 rocking curve가 완전히 일치

하지 않는 것은 FWHM의 차이와 diffuse scattering, noise 및 simulation시 각층에서 균일한 변형이 일어난다는 가정 등에 기인한 것으로 추정된다[18]. 각각의 simulation시 주어진 조건을 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 5에서 실선으로 나타낸 550°C -30분 열처리한 경우 격자 상수가 증가한 (+) 변형이 표면으로부터 서서히 증가하여 2.3 μm 부근에서 최대로 증가한 후 급격히 감소함이 관찰된다. 약 2.3 μm 부근에서 $\epsilon_1 = 7 \times 10^{-4}$ 의 최대 변형을 나타내며 표면으로부터 약 1.5 μm 부근까지 약 $\epsilon_1 = 1 \times 10^{-4}$ 이하의 작은 변형이 넓게 관찰되었다. 이에 반해 700°C -30분 열처리한 시편의 변형 분포는 표면으로부터 1.8 μm 까지는 본 장비로는 어떠한 변형도 관찰되지 않았다. 그리고 1.8 μm ~ 2.5 μm 의 영역에 최대 $\epsilon_1 = 2.9 \times 10^{-4}$ 변형이 형성되었으며 550°C 열처리와 비교하여 피크의 위치는 변화하지 않고 변형량만이 약 40% 가량 줄어들었음을 알

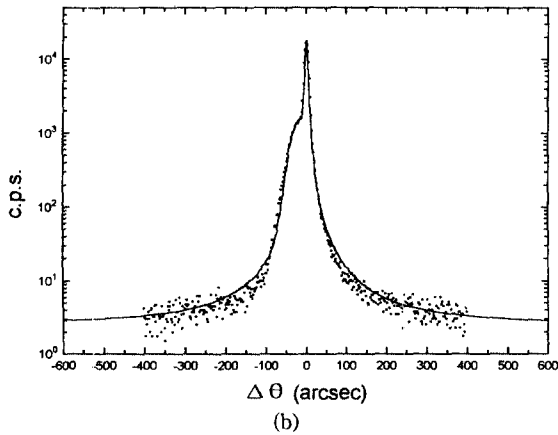
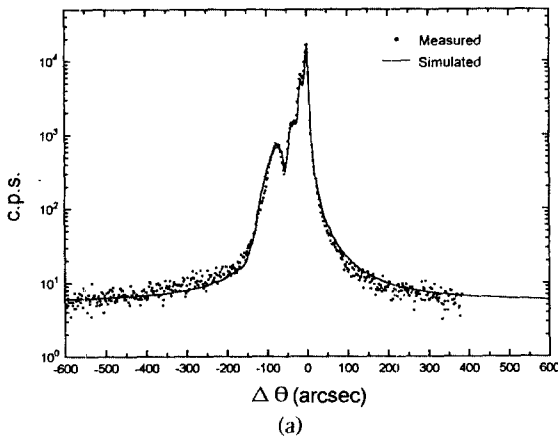


Fig. 4. Measured and simulated rocking curves for Si samples implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ (a) 550°C -30 min.-Anneal (b) 700°C -30 min.-Anneal

수 있다. 즉 700°C 열처리의 경우 550°C 열처리보다 결함의 소멸 및 재배열이 상당히 진행되었음을 나타낸다.

DCXRD rocking curve simulation으로 구한 변형 분포와 모재 내에 존재하는 결함의 상호 관계를 확인하기 위하여 XTEM 관찰을 실시하였다. Fig. 6 (a), (b) 및 (c)는 3 MeV P⁺ 조사량: $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 시편의 as-implanted, 550°C -30분 및 700°C -30분 열처리한 후 XTEM 관찰 사진이다. TEM 상으로 관찰되는 결함의 위치와 rocking curve simulation으로 분석한 변형 분포의 피크가 매우 잘 일치함을 볼 수 있다. 즉 rocking curve simulation시 가정한 변형량과 위치가 실제 모재에 형성된 변형 분포에 접근하였음을 의미한

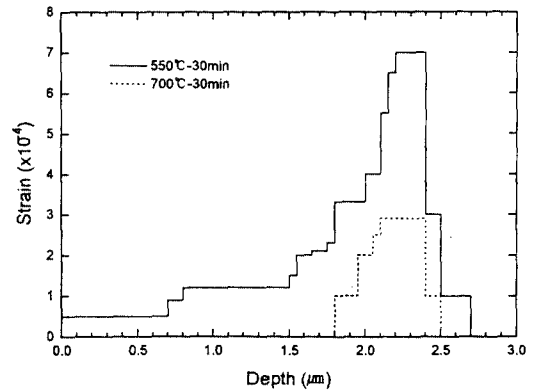


Fig. 5. Strain depth profiles used for simulation for Si samples implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 550°C -30 min.-Anneal and 7000°C -30 min.-Anneal respectively

다. Fig. 6(a)는 as-implanted 시편으로 표면으로부터 깊숙이 고립된 영역에 고밀도의 점결함 군집체들이 dark band의 형태로 관찰되었다. 동일 조사량에서 저에너지 이온주입(수십 keV)의 경우 비정질화 되는 것에 반해 고에너지의 경우 비정질상으로서의 천이가 더 높은 조사량을 요구함을 알 수 있다. 표면 부근에는 TEM으로는 어떠한 결함도 관찰이 용이하지 않았다. 이는 고에너지 이온주입시 표면 부근에는 비탄성 충돌인 electronic energy loss가 주입에너지를 잃는 주된 기구로 작용하고 반면 결함을 형성하는 탄성 충돌인 nuclear energy loss는 매우 작음에 기인한다. Fig. 6(b)와 Fig. 7은 550°C -30분 열처리한 시편의 저배율 및 고배율 이미지이며 일차결함들이 막대 모양의 결함 및 60° 전위를 형성하기 시작하였고 아직 점결함이 존재하는 모습이 관찰된다. 이 경우 as-implanted시와 마찬가지로 표면 부근의 결함은 발견되지 않았는데 이는 Fig. 5의 rocking curve 분석 결과와 배치된다. 즉 고에너지 이온주입시 표면으로부터 매우 작은 양의 결함이 유발되어지나 결함 밀도가 낮음으로 인해 TEM상 관찰이 어렵기 때문으로 판단된다. 열처리 온도를 700°C (Fig. 6(c)) 로 증가시킴에 따라 대부분의 점결함들은 <112> 방향으로 성장한 막대 모양의 결함 및 60° 전위로 변화하였다. Fig. 8은 1000°C -60분 열처리한 시편의 결함 밀집층의 고배율 TEM 사진이며 전위와 성장한 전위루프를 볼 수 있다. 이때 관찰된 전위들은 <110>의 동일한 방향을 갖으며 Si

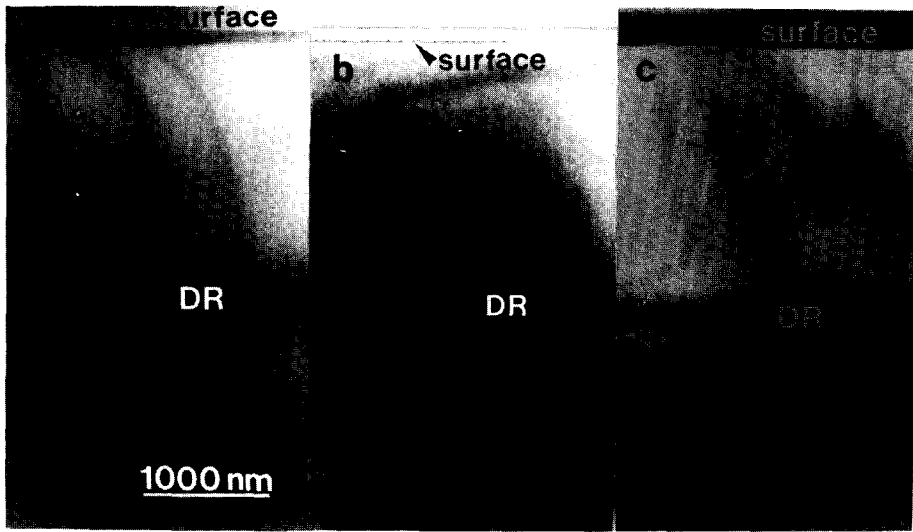


Fig. 6. XTEM micrographs for Si samples implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ (a) as-implanted (b) 550°C -30 min.-Anneal (c) 700°C -30 min.-Anneal

self interstitial에 의한 extrinsic type으로 존재하고 있다. TEM 관찰을 통하여 점결함은 열처리 온도의 증가에 따라 막대 모양의 결함, 60° 전위 그리고 <110> 방향의 전위로 변화함을 알 수 있다. 또한 일차결함의 소멸 및 이차결함의 생성 거동에서 결함층 하단부의 위치는 거의 변화하지 않고 표면쪽 상단부만 줄어드는 특이한 양상을 볼 수 있다.

DCXRD 및 TEM 결과를 토대로 고에너지 이온주입에 의해 발생한 결함의 열처리 거동을 해석하기 위하여 TRIM-code simulation을 실시하였다. Fig. 9에 TRIM-code를 사용하여 전산 모사한 P이온 및 결함의 농도 분포를 나타내었으며 이온의 피크가 결함의 피크보다 뒷부분에 나타남을 볼 수 있다. TEM 관찰을 통하여 확인한 일차결함 생성 영역을 그래프와 비교하면 TRIM-code로부터 구한 결함 밀집층과 유사함을 알 수 있다. Fig. 9의 좌측 상단에 rocking curve simulation으로 구한 550°C 열처리시 변형 분포를 나타내었는데 결함의 분포와 매우 유사함을 알 수 있다. 모재 내에 변형을 유발하는 주된 결함은 interstitial과 vacancy 이다. Interstitial이 모재 내에 존재하면 격자 상수 증가에 의한 (+) 변형, vacancy의 경우 (-) 변형을 나타내게 된다. 이온주입시 모재 원자가 표면 밖으로 sputtering되는 것을 무시하면 동일한 갯수의

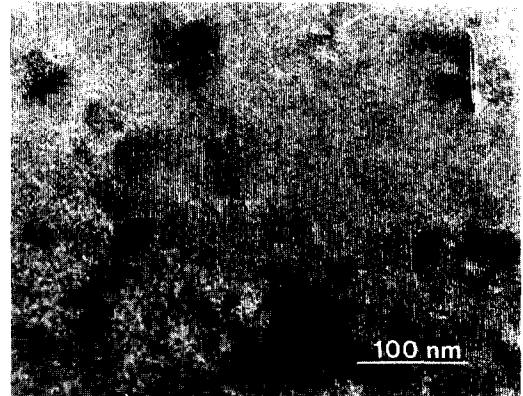


Fig. 7. High resolution image for a Si sample implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 550°C -30 min.-Anneal

interstitial과 vacancy들이 생성된다. 그러나 interstitial과 vacancy의 농도는 깊이에 따라 차이가 있으며 표면 부근에는 vacancy가 우세하고 Rp 부근에는 interstitial이 우세한 결함이라 보고되고 있다[19]. 고에너지 이온주입시 표면 부근에(결함의 농도는 희박하지만) interstitial과 vacancy가 공존하게 되고 열처리시 근접한 vacancy와 interstitial간의 결함 ($V+I=\Phi$)에 의한 결함 소멸이 완전히 진행된다면 최종적으로 vacancy type의 결함만이 남을 수 있다. 반면 표면을

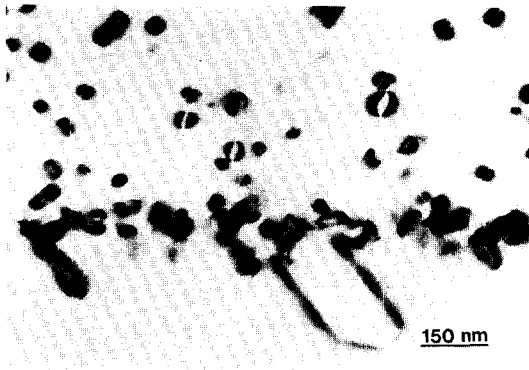


Fig. 8. XTEM micrographs for a Si sample implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 1000°C -60 min.-Anneal

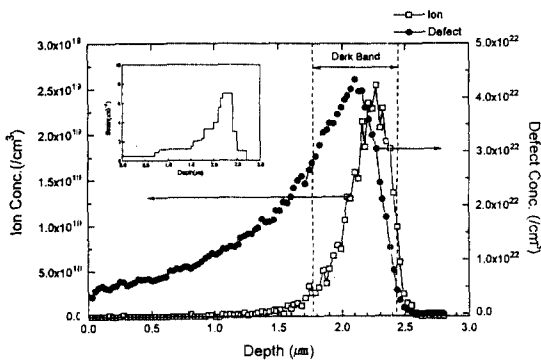


Fig. 9. Ion and defect distributions in Si implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ calculated by TRIM-code simulations. The inset is the strain depth profile after 550°C -30 min.-Anneal from X-ray rocking curve analysis. Notice that the strain depth profile is similar to TRIM-simulated defect distribution.

통한 결함의 소멸이 우세하게 작용하면 표면층의 결함은 완전히 제거될 수 있다. 550°C 열처리한 시편의 경우 표면층으로부터 (+) 변형이 넓은 구역에서 관찰되는데 이는 본 열처리 조건이 이차결함의 제거 및 재배열이 진행되는 과정중이며 표면층에 아직 Si self interstitial이 존재하기 때문이라 생각된다. 이때에 표면 부근에 vacancy가 interstitial에 비해 다수 존재할 수 있으나 (+) 변형을 나타내는 이유는 동일한 밀도의 interstitial들이 나타내는 (+) 변형에 비해 vacancy가 나타내는 (-) 변형이 약 1/10 정도로 작게 나타내기 때문으로 판단된다[20].

고에너지 이온주입에 의해 발생한 일차결함의 열처리 거동은 주입 이온에 따라 매우 다르게 나타남으로 결함의 소멸 및 이차결함의 형성은 이온 분포 및 일차결함의 농도 분포가 중요한 단서라 생각된다 [21]. 전술한 바와 같이 이온주입시 존재하는 일차결함의 소멸은 근접한 vacancy와 interstitial간의 결함 ($V+I=\Phi$)에 의하거나 표면으로의 이동에 의해 가능하다. 고에너지 이온주입에 의해 발생하는 결함들은 표면으로부터 수 μm 깊이에 고립되어 존재하므로 표면을 통한 결함의 소멸 기구보다는 $V+I=\Phi$ 의 기구가 더 우세할 수 있다. 이렇게 일차결함의 소멸이 진행되고 잔존하는 net defect(=ion+interstitial-vacancy)들은 각기 모여 이차결함의 형태를 취할 수 있는데 이는 동일한 갯수의 결함이 각기 점결함으로 분리되어 존재하는 것보다 모여 있는 형태(di-vacancy, di-interstitial, 적층결함, 전위 등)가 열역학적 측면에서 더욱 안정함에 기인한다. 그러므로 TRIM-code로부터 이온, interstitial 및 vacancy의 농도 분포를 전산 모사하여 열처리 거동과 관련 있을 수 있는 net defect의 깊이에 따른 농도분포를 구하였다. Fig. 10은 TRIM-code로부터 구한 net defect의 농도분포이다. 0~1.7 μm 까지 vacancy가 우세한 (-) 영역이 나타나며 1.7~2.4 μm 까지 interstitial이 우세한 (+) 영역이 나타난다. Fig. 10의 좌측 상단에 rocking curve simulation으로 구한 700°C 열처리시 변형 분포를 나타내었는데 net defect의 분포, TEM 관찰 결과들과 매우 유사하다. 특히 550°C 열처리시 잔류하고 있던 표면 부근의 결함들이 700°C 로 열처리 온도 증가시 제거되었는데 이는 $V+I=\Phi$ 기구와 표면을 통한 결함의 제거가 상당히 진행되었음을 알 수 있다. TEM 관찰을 통하여 확인한 결함의 소멸 거동 및 Rp 주위의 적층결함이나 전위들은 모두 extrinsic type으로 동일하게 관찰되는데 이는 net defect의 분포로써 설명이 가능하다. Fig. 11은 1000°C 에서 각각 30분 및 60분 동안 열처리한 시편의 rocking curve이다. 열처리 시간의 증가에 의해 피크의 FWHM은 감소하는 반면 curve의 shoulder 부분이 늘어난 모습을 볼 수 있다. 이는 모재 내부에 작은 변형을 나타낼 수 있는 요소들은 제거되어 대부분의 영역에서 결정성이 회복되고 국부적으로 전위 및 전위루프 등의 이차결함이 형성되었기 때문으로 생각된다. Fig. 12에 3 MeV P⁺ 조사량 1×10^{14} , 3×10^{14} 그리고 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 이온 주입한

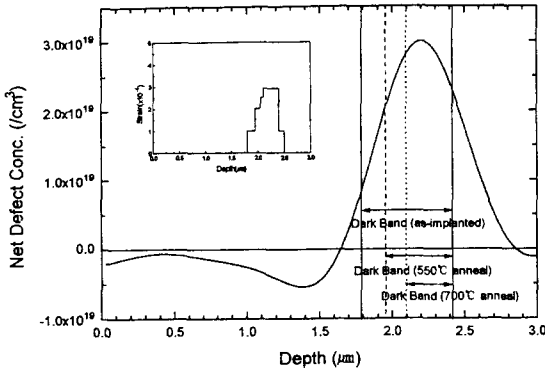


Fig. 10. Net defect distribution in Si implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ calculated by TRIM-code simulations. The inset is the strain depth profile after 1000°C -60 min.-Anneal from X-ray rocking curve analysis. Notice that the strain depth profile is similar to TRIM-simulated net defect distribution.

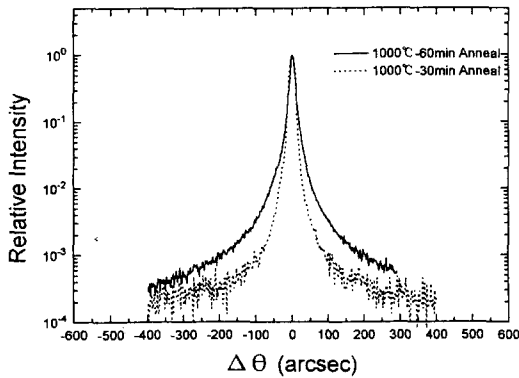


Fig. 11. DCXRD rocking curves for Si samples implanted with 3 MeV P at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 1000°C -30 min.-Anneal and 1000°C -60 min.-Anneal respectively

시편의 1000°C -60분 열처리한 후의 rocking curve를 나타내었다. Fig. 2에서 관찰되었던 변형층이 나타내는 피크들은 모든 시편에서 제거되었으나 피크의 shoulder 부분이 조사량 증가에 따라 함께 증가하는 모습이 관찰된다. 이는 조사량 증가에 따라 모재 내부에 형성된 이차결합의 밀도가 증가하기 때문으로 판단된다. 특히 동일한 조사량의 저에너지 P 이온주입의 경우 1000°C 이상의 열처리지 bare 웨이퍼의 rocking curve와 구별이 불가능한데 반하여[22] 고에너지 이온

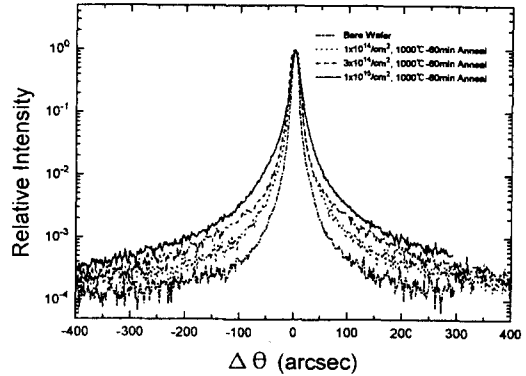


Fig. 12. DCXRD rocking curves for Si samples implanted with 3 MeV P at doses of $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2 \sim 1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 1000°C -60 min.-Anneal

주입시 생성된 이차결합은 고온의 열처리에서 안정하여 잔류하고 있음을 의미한다. 즉 고에너지 이온주입에 의해 형성된 이차결합들은 열처리에 의해 제거하기가 매우 어려움을 보여준다.

4. 결 론

3 MeV P⁺ 이온주입된 실리콘 시편의 열처리 전후에 형성된 결함을 DCXRD 및 HRTEM 분석을 통하여 다음과 같은 결론을 얻게 되었다.

고에너지 이온주입시 발생하는 일차결합은 표면층에는 희박하고 대부분은 수 μm 영역에 고립되어 존재하며 조사량의 증가에 따라 결함밀도는 더욱 증가하였다. DCXRD 분석 결과 결함밀도가 증가함에 따라 모재 내부의 변형량 또한 증가함이 관찰되었다. 이러한 모재 내부의 변형은 열처리지 감소하였고 이 변형에너지는 일차결합의 소멸 및 이차결합 형성의 구동력으로 작용함을 알 수 있었다. DCXRD rocking curve simulation을 통하여 모재 내부의 변형 분포를 확인하였으며, 이 결과들은 TEM으로 관찰한 결함의 위치와 잘 일치하였다. 특히 550°C -30분 열처리한 시편의 경우 TEM으로 관찰하지 못한 표면층의 (+) 변형이 관찰되었고 이는 이 온도에서 아직 제거되지 않은 interstitial에 의한 변형이라 추정된다. 700°C -30분 열처리지 표면층의 결함은 제거되었고 Rp 부근의 결함층의 변형량은 약 40%정도 감소가 나타났다. DCXRD와 TEM 분석으로 얻은 결함 거동은 TRIM-code

전사 모사를 통하여 해석한 결과와 잘 일치하였으며 고에너지 이온주입시 결함의 소멸은 표면의 도움보다는 interstitial과 vacancy간의 결합에 의해 우세하게 진행되는 것으로 판단되었다. 열처리에 의한 이차결합 형태의 변화를 HRTEM 관찰하였고 열처리 온도의 증가에 따라 막대 모양의 결합, 60° 전위, <110> 방향의 전위 및 전위루프 등의 이차결합으로 변화함을 확인하였으며 모두 extrinsic type이었다. 고에너지 이온주입시 형성된 이차결합은 조사량 증가시 증가하였고 고온에서 안정하여 1000°C -60 분의 열처리를 통하여 제거되지 않았다.

후 기

Tandem Accelerator 사용에 도움을 주신 한국자원연구소 방사화학분석실 김덕경님, 김영석박사님과 우형주박사님께 깊이 감사드립니다. 본 연구는 상공부, 체신부, 과학기술처에서 공동으로 시행한 차세대 반도체 기반 기술 공동개발 사업의 지원에 의해 수행된 연구결과의 일부이며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. J. P. Biersack, *Nucl. Instr. and Meth.* **B35**, 205 (1988).
2. M. Tamura, N. Natsuaki, Y. Wada and E. Mitani, *Nucl. Instr. and Meth.* **B21**, 438 (1987).
3. M. Tamura and T. Suzuki, *Nucl. Instr. and Meth.* **B39**, 318 (1989).
4. M. Tamura, T. Ando and K. Ohyu, *Nucl. Instr. and Meth.* **B59/60**, 572 (1991).
5. O. W. Holland, C. W. White, M. K. El-Ghor and J. D. Budai, *J. Appl. Phys.* **68**(5), 2081 (1990).
6. B. Nielson, O. W. Holland, T. C. Leung and K. G. Lynn, *J. Appl. Phys.* **74**(3), 1636 (1993).
7. Q. Zhao, Z. Wang, T. Xu, P. Zhu, J. Zhou, X. Liu, J. Liu and K. Wang, *Nucl. Instr. and Meth.* **B82**, 575 (1993).
8. A. G. Lewis, R. A. Martin, T. Y. Huang, J. Y. Chen and M. Koyanagi, *IEEE*. **ED-34**, 2156 (1987).
9. K. Tsukamoto, S. Komori, T. Kuroi and Y. Asaka, *Nucl. Instr. and Meth.* **B59/60**, 584 (1991).
10. T. Kuroi, S. Komori, K. Fukumoto, Y. Mashiko, K. Tsukamoto and Y. Akasaka, *SSDM*. 56 (1991).
11. H. Wong, N. W. Cheung P. K. Chu, J. Liu and J. W. Mayer, *Appl. Phys. Lett.* **52**(12), 1023 (1988).
12. W. X. Lu, Y. H. Qian, R. H. Tian, Z. L. Wang, R. J. Schreutelkamp, J. R. Liefing and F. W. Saris, *Appl. Phys. Lett.* **55**(18), 1838 (1989).
13. Z. L. Wang, B. X. Zhang, Q. T. Zhao, Q. Li, J. R. Liefing and R. J. Schreutelkamp, *J. Appl. Phys.* **71**, 3780 (1992).
14. A. M. Afanasev, M. V. Kovalchuk, E. K. Kovev and V. G. Kohn, *Phys. Stat. Sol.*, **42**, 415 (1977).
15. O. W. Holland, M. K. El-Ghor and C. W. White, *Mat. Res. Soc. Proc.* **147**, 169 (1989).
16. J. F. Ziegler, J. P. Biersack and U. Littmark, *Stopping and Range of Ions in Matter*(Pergamon Press, N. Y., 1985).
17. D. K. Browen, N. Loxley, B. K. Tanner, L. Cooke and M. A. Capano, *Mat. Res. Soc. Proc.* **208**, 113 (1991).
18. F. Cembali, M. Servidori, E. Gabili and R. Lotti, *Phys. Stat. Sol.(a)* **87**, 225 (1985).
19. A. M. Mazzone, *Phys. Stat. Sol. (a)* **95**, 149 (1986).
20. M. Servidori, *Nucl. Instr. and Meth.* **B19/20**, 443 (1987).
21. N. H. Cho, K. W. Jang, C. S. Kim, J. Y. Lee and J. S. Ro, to be published in 2nd Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing Proceeding
22. C. S. Kim, S. G. Kim, Y. K. Cho, Y. I. Kim, O. J. Kwon and J. G. Lee, *J. of the Korean Inst. of Met. & Mater.* vol. **31**, No. 2, 162 (1993).