

MeV Si 자기 이온주입된 단결정 Silicon내의 결함 거동

조남훈 · 장기완* · 서경수** · 이정용* · 노재상

홍익대학교 금속 · 재료공학과

*한국과학기술원 재료공학과

**한국전자통신연구소

Defect Formation and Annealing Behavior in MeV Si Self-Implanted Silicon

Nam-Hoon Cho, Ki-Wan Jang*, Kyung-Soo Suh***, Jeoung-Yong Lee* and Jae-Sang Ro

Department of Metallurgy and Materials Science, Hong-Ik University, Seoul 121-791, Korea

*Department of Materials Science and Engineering, KAIST, Taejon 305-701, Korea

**Electronics and Telecommunication Research Institute, Taejon 305-600, Korea

초 록 본 연구에서는 MeV Si 자기 이온주입을 실시하여 주입원자와 모재 원자와의 화학적 영향이 배제된 결함 형성 거동을 관찰하였다. 자기 이온주입을 위하여 Tandem Accelerator가 사용되었고 1~3 MeV의 에너지 범위의 이온주입이 실시되었다. MeV 이온주입된 시편의 격자결함은 표면으로부터 고립된 R_p 근처에 집중된 것이 관찰되었다. 주입에너지 변화에 따른 격자결함 생성 거동을 관찰하기 위하여 조사량을 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 으로 고정하고 주입에너지를 1~3 MeV로 증가하였다. RBS 분석 결과 격자결함의 형성층 깊이는 에너지 증가에 따라 증가하였고 표면층에는 에너지 증가시 더욱 좋은 결정성을 유지하였다. 또한 주입에너지가 일정한 경우 조사량 증가시 R_p 부근에 집중된 결함층의 농도는 증가하였으나 표면부근의 결함농도는 임계조사량 이상에서 포화되는 것이 관찰되었다. XTEM 분석 결과는 RBS의 결과와 잘 일치하였다. XTEM 관찰 결과 이온주입 상태의 결함층은 dark band의 형태로 관찰되었고 열처리시 이차결함은 이곳으로부터 생성되었다. 2MeV Si^+ 자기 이온주입시 이차결함이 형성되는 임계조사량은 $3 \times 10^{14} \sim 5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 사이로 관찰되었다. 열처리시 dark band의 하단부의 위치는 변화하지 않고 상단부만이 제거되었다. 실험을 통하여 얻은 결과들은 Monte-Carlo technique을 이용한 TRIM-code를 사용하여 해석하였다. SIMS 분석을 통하여 이차결함은 모재내에 존재하는 oxygen 불순물을 gettering함을 관찰하였다.

Abstract In this study MeV Si self ion implantations were done to reveal the intrinsic behavior of defect formation by excluding the possibility of chemical interactions between substrate atoms and dopant ones. Self implantations were conducted using Tandem Accelerator with energy ranges from 1 to 3 MeV. Defect formation by high energy ion implantation has a significant characteristics in that the lattice damage is concentrated near R_p and isolated from the surface. In order to investigate the energy dependence on defect formation, implantation energies were varied from 1 to 3 MeV under a constant dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$. RBS channeled spectra showed that the depth at which as-implanted damaged layer formed increases as energy increases and that near surface region maintains better crystallinity as energy increases. Cross sectional TEM results agree well with RBS ones. In a TEM image as-implanted damaged layer appears as a dark band, where secondary defects are formed upon annealing. In the case of 2 MeV Si^+ self implantation a critical dose for the secondary defect formation was found to be between $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ and $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$. Upon annealing the upper layer of the dark band was removed while the bottom part of the dark band did not move. The observed defect behavior by TEM was interpreted by Monte Carlo computer simulations using TRIM-code. SIMS analyses indicated that the secondary defect formed after annealing getterred oxygen impurities existed in silicon.

1. 서 론

최근 초고집적 소자 제조 공정에 MeV 이온주입기술이 응용되면서 이 기술에 관한 관심이 집중되고 있다^{1~6)}. MeV 이온주입 기술은 표면으로부터 수 μm 이상의 깊이에 dopant를 주입하는 기술로써 CMOS 구조의 retrograde well 및 buried layer 등을 기존에 사용된 확산 기술과 비교하여 간단히 제조할 수 있다⁷⁾. MeV 이온주입 기술을 이용하여 제조된 retrograde well은 well과 well 사이의 간격 감소에 의한 집적도 증가 및 latchup 등 전기적 특성면에서 매우 유리하다⁸⁾. Well 하단부에 고농도로 doping된 buried layer를 형성함으로써 latchup 및 soft error 특성을 더욱 향상시킬 수 있다¹⁾. MeV 이온주입에 의한 well 및 buried layer 형성 공정은 IC 공정을 종래의 well 형성 기술인 thermal drive-in 공정을 사용하는 경우에 비하여 단순화시킬 수 있다는 장점 또한 포함하고 있다.

MeV 이온주입 기술이 갖는 다양한 장점에도 불구하고 이 기술을 실제 공정에 적용하기에는 몇가지 문제점을 나타낸다. 지금까지 많은 연구가 진행된 저에너지(수십~수백 keV) 이온주입기술은 dopant를 주로 표면근처(수천 Å 이내)에 주입하는 기술이라는 점에서 MeV 이온주입기술과 대별된다. 그러므로 MeV 이온주입에 의한 격자결함의 형성 기구 및 발생한 격자결함의 열처리거동은 저에너지 이온주입시의 그것과는 상이할 수 있다. 일반적으로 모재에 주입된 이온은 Sn(nuclear energy loss)와 Se(electronic energy loss)의 독립적인 2가지 기구에 의하여 원래의 운동에너지를 모재에 잃게 된다. 저에너지 이온주입의 경우 모재의 표면부터 nuclear energy loss가 우세하므로 이온주입에 의한 격자결함들은 표면층에 밀집된다. 그러나 MeV 이온주입의 경우 모재 표면 부근에는 electronic energy loss가 우세하고 주입에너지를 대부분 잃은 이온경로의 후반부에서 nuclear energy loss가 우세한 기구로 전환되므로 표면부근에는 격자결함의 밀도가 희박하고 대부분의 격자결함들은 표면으로부터 깊숙한 부근에 고립되어 존재한다. MeV 이온주입시 표면으로부터 깊숙한 부근

에 고립되어 형성된 일차결함들은 열처리시 이차결함의 형태를 취하고 고온-장시간의 열처리에 도 쉽게 제거되지 않는다. 또한 MeV 이온주입시 표면층에 형성된 결함의 농도는 매우 희박하여 관찰 및 분석이 용이하지 않다. 따라서 MeV 이온주입시 발생하는 격자결함 거동의 이해는 이 기술을 retrograde profiled well, buried layer 형성 및 gettering 등의 공정을 적용하기 위한 선결 과제이다^{1,9)}.

본 연구에서는 MeV Si 자기 이온주입에 의한 격자결함 생성 및 열처리 거동을 관찰하였다. 실제 retrograde well 제조 공정이나 buried layer의 형성에는 B 또는 P 등의 dopant 원소가 사용된다. 이차결함의 형성은 이온의 종류, 조사량 및 열처리 조건등에 의해 영향을 받는다¹⁰⁾. 특히 모재 원자와 주입된 원자간의 상호 작용은 이차결함의 생성에 상당한 영향을 주는 것으로 관찰되고 있다. 본 연구에서는 이차결함 형성시 주입된 이온과 Si 모재 원자와의 전기, 화학적 상호 작용을 배제하기 위하여 Si 자기 이온주입을 실시하였다. Si 모재에 carbon 이온을 주입한 경우 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ 이상의 높은 조사량의 이온주입을 실시하여도 dislocation의 형성이 용이하지 않다는 것은 이미 잘 알려져 있는 사실이다¹¹⁾. 그러므로 Si 자기 이온주입을 실시함으로써 격자결함의 열처리시 intrinsic한 이차결함의 형성 거동을 관찰할 수 있고 다른 dopant의 이온주입시 extrinsic한 거동을 해석할 수 있을 것이다.

2. 실험 방법

Czochralski 법으로 성장시킨 p-type (100) Si 웨이퍼에 Tandem Accelerator를 사용하여 MeV Si 자기 이온주입을 실시하였다. 이온주입시 사용한 에너지와 조사량은 1 MeV- $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$, 2 MeV- $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ 및 3 MeV- $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 조건이었다. Channeling 방지를 위하여 타겟은 7° 기울였고 이온주입시 beam current density를 약 $0.17 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 유지하였다. 이온주입 및 열처리한 시편의 격자결함은 원자단위까지 직접 관찰이 가능한 점분해능 0.21nm인 JEOL 사의 JEM 2000 EX 투과전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

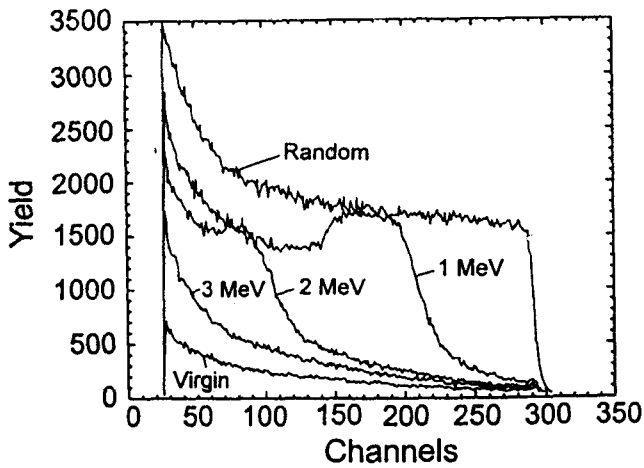


Fig. 1. RBS channeled spectra for as-implanted samples according to ion energy variations, 1~3.MeV Si⁺, at a dose of 1×10¹⁵/cm².

이다. Fig. 1에 나타난 random spectra는 모재가 비정질일때 그리고 virgin은 이온주입을 하지않은 시편 즉 격자결함이 없는 경우에 관찰되는 channeled spectra이다. 그러므로 시편에 결함이 생성되어 있으면 channeled spectra는 virgin과 random spectra 사이에 위치하게 된다. 극단적인 경우, 즉 시편이 비정질일 경우 random spectra에 접근하게 된다. Fig. 1에 나타낸 바와 같이 주입에너지가 증가함에 따라 격자결함에 의한 channeled spectra의 피크가 표면으로부터 내부로 이동하는 것을 알 수 있다. 즉 MeV 이온주입시 격자결함이 발생하는 영역은 표면으로부터 깊은 영역에 고립되며 에너지가 증가함에 따라 관찰되는 깊이가

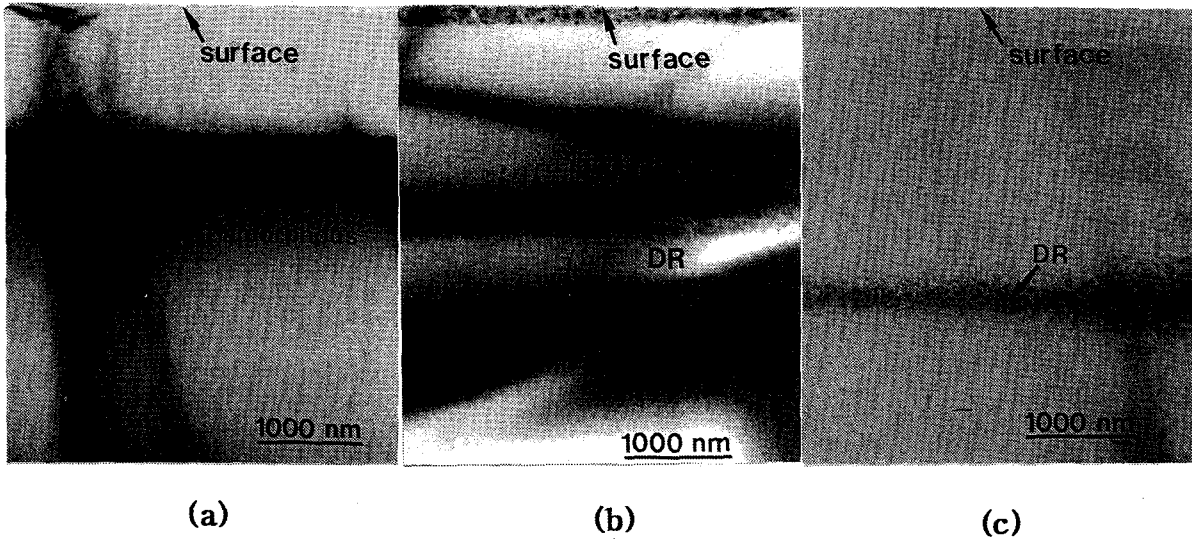


Fig. 2. XTEM micrographs showing the isolated damaged region as a dark band for the samples implanted with ion energy variations, (a) 1 MeV (b) 2 MeV and (c) 3 MeV, at a dose of 1×10¹⁵/cm².

또한 이온주입시 격자결함의 생성 정도를 관찰하기 위하여 Channeled RBS 분석을 실시하였고 1000°C-1hr 열처리 후 생성된 이차결함과 모재내의 oxygen 불순물과의 상호작용을 조사하기 위하여 SIMS분석을 실시하였다. 실험을 통하여 얻어진 결과들의 해석을 위해 Monte Carlo Technique 을 사용한 TRIM-code¹²⁾가 이용되었다.

3. 결과 및 고찰

에너지 변화에 따르는 결함 생성 거동

Fig. 1은 조사량을 1×10¹⁵/cm²으로 고정하고 에너지를 1~3 MeV로 증가시키며 자기 이온주입 실시 후 관찰한 RBS channeled spectra

증가함을 보여준다. 1 MeV의 에너지로 이온주입한 시편에서는 channel 150~210 부근에 random yield 와 비슷한 channeling yield를 나타낸다. 이는 시편 내부에 고립된 연속적인 비정질층이 형성되었음을 의미한다. 반면 2 MeV로 에너지를 증가하여 이온주입한 경우에는 모재 내부에 연속적인 비정질층이 형성되지 않았으며 3 MeV 이온주입한 시편은 분석에 사용한 RBS의 측정 한계 이하의 부분에 결함층이 존재하여 피크가 관찰되지 않았다. RBS 결과들은 MeV 이온주입시 발생한 결함들은 표면에는 밀도가 낮고 특정 부위에 고립되어 집중되어 있음을 보여주고 있다. 주입에너지가 증가함에 따라 표면 부근의 scatt-

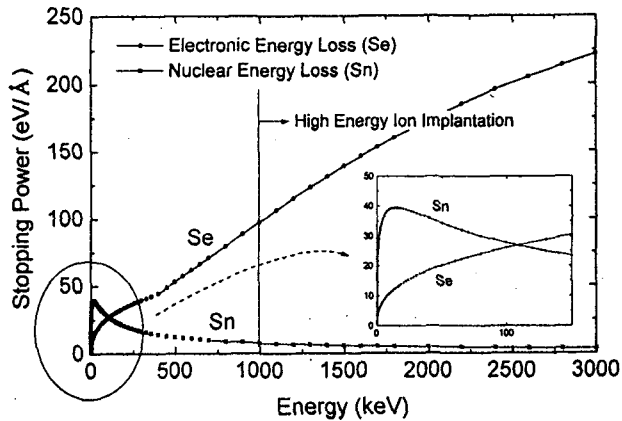


Fig. 3. Energy loss as a function of implanted energy calculated by TRIM-code.

ering yield가 감소하는 것으로 보아 표면층은 더욱 좋은 결정성이 유지됨을 알 수 있다.

RBS 분석시 나타난 격자결함의 미세구조를 분석하기 위하여 XTEM 관찰을 실시하였다. Fig. 2는 Si 자기이온주입시 에너지 변화에 따른 XTEM 사진이다. Fig. 2-(a)는 1 MeV Si⁺, $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ as-implanted 상태의 시편이며 이온주입에 의해 형성된 비정질층에 의한 검은띠가 표면으로부터 1.2~1.7 μm 깊이 사이에서 관찰된다. Fig. 2-(b)는 2 MeV Si⁺, $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ as-implanted 상태의 TEM 사진이다. Si 이온주입에 의해 발생한 고밀도의 점결함들이 군집체를 이루는 검은 결함띠가 관찰되었으며 아직 연속적인 비정질층은 형성되지 않았다. 3 MeV Si⁺, $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ as-implanted 시편의 TEM 이미지를 Fig. 2-(c)에 나타내었다. 이 경우에는 표면으로부터 가장 깊은 부위에 Si 이온주입에 의한 점결함의 군집체들이 이루는 검은 결함띠가 관찰된다. XTEM 결과들은 주입에너지 증가시 결함밀집층의 깊이가 증가함을 보여준다. 위 3가지 시편의 TEM 관찰 결과 표면층에는 결함의 농도가 희박하여 결함의 관찰이 용이하지 않았다. 이상에서 살펴본 바와 같이 RBS 결과와 TEM 결과는 매우 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

RBS 및 TEM 관찰 결과를 해석하기 위하여 TRIM-code Simulation을 실시하였다. TRIM-code simulation시 2000개의 이온주입을 실시하였고 모재 원자의 displacement 에너지는 15 eV를 사용하였다. Fig. 3에 Si 모재에

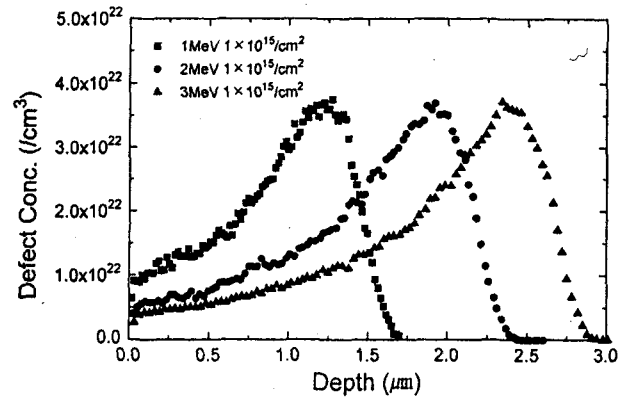


Fig. 4. Defect distributions in silicon implanted by 1~3 MeV at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ using TRIM-code simulation.

자기 이온주입시 에너지 변화에 따르는 nuclear stopping power와 electronic stopping power의 변화를 나타내었다. Stopping power는 모재, 주입이온 및 주입에너지 등에 의존한다. Nuclear와 electronic stopping power중 모재 원자와 이온간의 탄성 충돌인 nuclear stopping power가 격자결함을 생성하는 주된 기구로 작용한다. Fig. 3에서 보듯이 Si 자기 이온주입의 경우 이온의 에너지가 약 100 keV 이하일때 nuclear stopping power가 우세하며 약 100 keV 이상의 에너지에서 electronic stopping power가 우세함을 보여주고 있다. 특히 nuclear stopping power는 약 20 keV 정도의 에너지에서 최대치를 보이고 이후 감소하여 1 MeV 이상의 에너지에서는 상당히 작은값을 나타낸다. 즉 MeV로 주입된 이온은 초기에는 nuclear stopping power가 매우 작으므로 결함 발생량이 미미하고 에너지를 점차 잃어 수백 keV의 에너지를 가지는 부근에서부터 대부분의 격자결함을 유발하게 된다. 그러므로 RBS 및 XTEM 분석을 통해 관찰된 바와 같이 MeV 이온주입시 발생하는 격자결함은 표면 부근에 희박하고 모재 내부에 고립되는 특성을 나타내게 된다. 또한 위 이온주입 조건에서 생성되는 결함의 분포의 TRIM-code simulation 결과를 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4에 나타낸 바와 같이 에너지 증가시 결함 피크 위치는 깊이방향으로 증가하며 그 위치에서의 결함농도는 에너지 증가에 따라 큰 영향이 없음을 볼 수 있다. 위 simulation 결과는 에너지 증가에 따라 결함밀도가

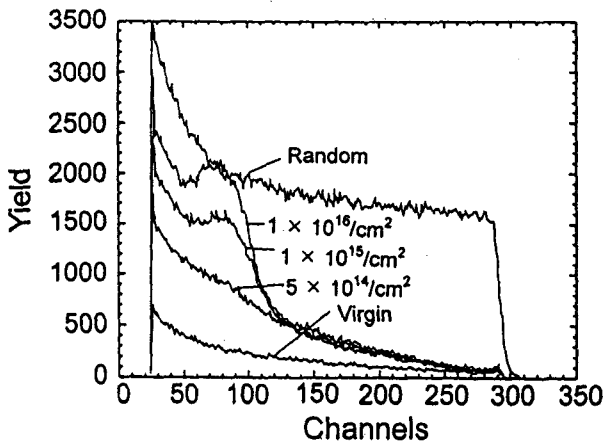


Fig. 5. RBS channeled spectra for as-implanted samples according to ion dose variations from $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ and $1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ using 2 MeV Si⁺.

감소하는 실제 실험 결과와 배치된다. 이는 TRIM-code 에서는 발생한 결함들(Frenkel pair)의 재결합 및 결함의 표면으로의 확산에 의한 소멸을 고려하지 않음에 기인할 수 있다. 실제 이온주입시 beam heating이 발생하며 그 정도는 에너지 증가에 따라 더욱 증가하게 된다. 이온주입시 이온주입에 의한 일차 결함 발생과 dynamic annealing 효과에 의한 소멸이 동시에 발생할 수 있다. 그러므로 에너지 증가에 따라 관찰된 결함농도의 감소는 dynamic annealing 효과의 결과인 것으로 판단된다.

조사량 변화에 따르는 결함 생성 거동

Fig. 5에 주입 에너지를 2 MeV로 고정하고 조사량을 $5 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ 로 변화시킬 때의 RBS channeled spectra를 나타내었다. 조사량 증가에 따라 결함의 밀도는 증가하나 peak의 위치는 변화하지 않음을 알 수 있다. 조사량이 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ 인 시편에서는 시편 내부에 매몰된 연속적인 비정질층이 생성되었다. 각 시편의 결함밀집층에서는 조사량 증가에 따라 결함 밀도가 증가하는 것과는 달리 표면층에는 임계조사량 이상에서 쉽게 포화되는 양상이 나타난다. 즉 Rp 부근에 비정질층이 생성되는 조건하에서도 표면층의 결함 밀도는 증가하지 않는 모습을 관찰할 수 있다. 이온주입시 발생한 Frenkel pair는 Si self interstitial과 vacancy로 이루어진다. 그러나 발생한 interstitial과 vacancy의 공간적인 분포는 표면으로부터 주입된 이온이 멈춘 깊이까지 1:

1 대응관계를 나타내지는 않는다. 이온주입시 표면 부근에는 vacancy가 우세한 점결함으로 형성되어 있는 반면 EOR(end of range) 부근에는 interstitial이 우세하게 형성된다. 주입된 이온 역시 새로운 격자면을 형성하지 않는다면 Rp 부근에서 조사량에 해당하는 interstitial 농도를 증가시키는 역할을 한다. 따라서 표면부근의 격자결함은 점결함의 재결합에 의해 쉽게 낮은 결함밀도에서 포화되나 Rp 부근에서는 interstitial의 증가에 따른 지속적인 격자결함의 축적이 나타난다고 판단된다¹³⁾.

에너지를 2 MeV 로 고정하고 조사량을 변화하며 관찰한 시편의 TEM 사진을 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6-(a)는 조사량 $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, as-implanted 시편의 TEM 사진이며 이 조건에서는 어떠한 격자결함도 관찰되지 않았다. Fig. 6-(b)는 $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 의 as-implanted 상태의 TEM 사진이다. 이 조사량에서부터 점결함들이 군집체를 이루는 점은 때가 관찰되기 시작하며 조사량을 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 으로 증가시킴에 따라 고밀도의 결함띠로 변해감을 볼 수 있다. 조사량을 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ 으로 증가시킴으로써 모재에는 표면으로 부터 고립된 연속적인 비정질층이 형성되었다. Fig. 1 및 Fig. 5의 RBS 분석 결과에 나타나 있듯이 2 MeV, $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 조건에서는 아직 연속적인 비정질층이 형성되지 않았다. 본 연구에서는 이온주입에 의해 야기되는 결정상에서 비정질상으로의 천이 과정을 관찰하기 위하여 Fig. 6-(c) 시편의 결함띠내에서 고분해능 전자현미경(High Resolution Transmission Electron Microscopy) 관찰을 실시하였다. Fig. 7에서 보여지듯이 단 결정 Si 기지내에 island 형태의 비정질상이 관찰되고 비정질 island가 서로 병합한 모습도 관찰된다. 조사량이 증가함에 따라 계속 성장하여 최종적으로 연속된 비정질층을 형성하리라 판단할 수 있다. 비록 이 과정은 비평형 상태하의 상변태 과정이지만 이온주입에 의해 모재 내부에 유도된 점결함에 의한 변형에너지가 과다하게 축적된 장소에서의 자유에너지가 비정질상의 그것과 동일하거나 클 때 비정질상으로의 핵생성이 자발적으로 일어난다고 볼 수 있다¹⁴⁾. 일단 비정질상이 핵생성된다면 조사량이 증가함에 따라 생성된 점결함들은 a/c interface와 결함하여

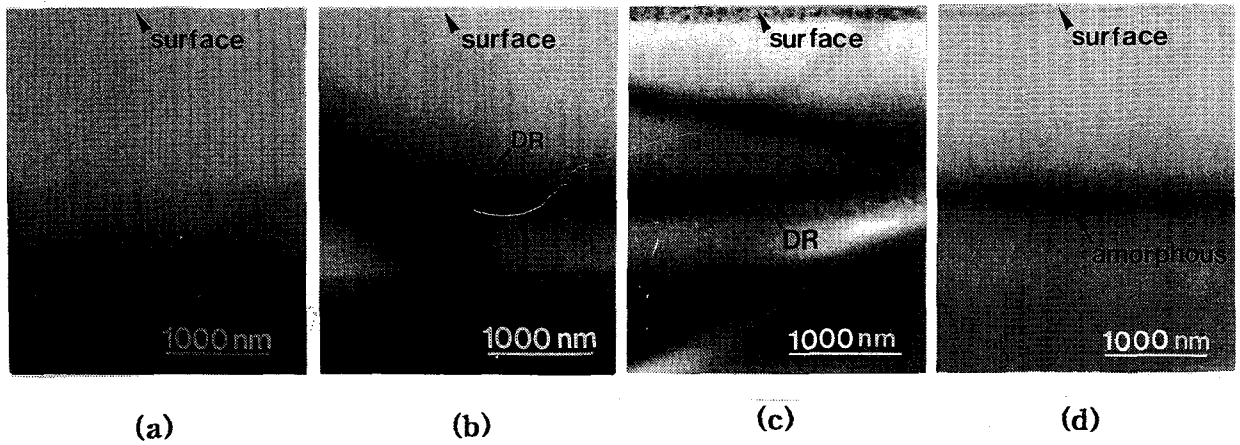


Fig. 6. XTEM micrographs for the as-implanted samples using 2 MeV Si⁺ at a dose of (a) $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, (b) $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, (c) $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ and (d) $1 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ respectively.

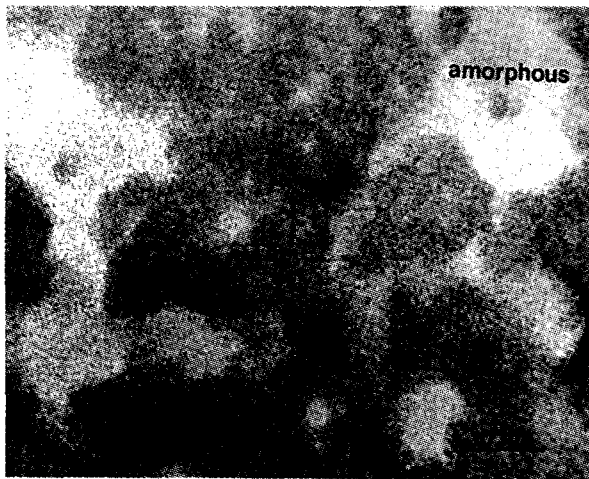


Fig. 7. An HRTEM micrograph for the sample implanted with 2 MeV Si⁺ at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ taken from the damaged region.

이미 생성된 비정질 island들을 성장시키게 된다. 또한 성장하는 island들끼리 만나게 되면 서로 병합할 수 있게 된다. 이러한 관점에서 Fig. 7에서 관찰되는 미세구조가 암시하듯이 이온주입에 의해 야기되는 결정상에서 비정질상의 천이과정은 흡사 삼차원적인 핵생성 및 성장에 의한 변태과정과 유사하다. Fig. 8은 Fig. 6-(c) 시편의 표면 부근에서 관찰한 HRTEM 사진이다. 시편 내부에 고밀도의 결함띠가 생성된 시편임에도 불구하고 표면 부근에는 HRTEM 상 어떠한 결함도 관찰이 용이하지 않았다. 이러한 현상의 이해는 3.1에서 이미 언급한 바와 같다.

MeV 자기 이온주입시 발생한 격자결함의 열처리 거동

이온주입에 의해 생성된 일차결함은 모재 내부의 변형에너지를 증가시키고 변형에너지

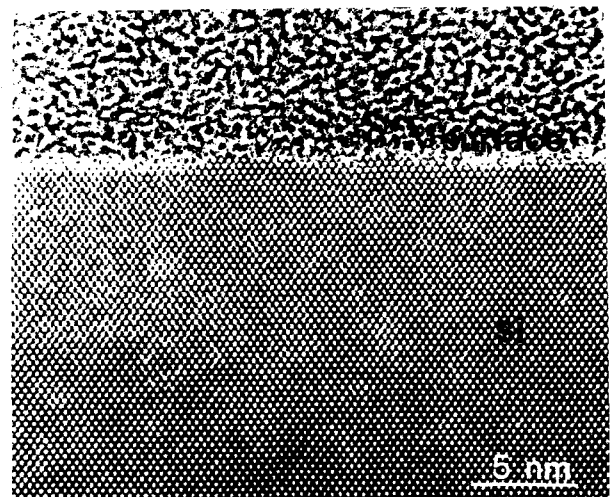


Fig. 8. An HRTEM micrograph for the sample implanted with 2 MeV Si⁺ at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ taken from the surface region (Notice that near surface region maintains good crystallinity).

의 증가는 열처리시 이차결함으로 천이하는 열역학적 구동력으로 작용하게 된다. 모재내에 변형을 일으키는 일차결함들은 열처리시 소멸되거나 그렇지 못한 경우 보다 낮은 자유 에너지를 갖는 적층결함이나 전위 등의 이차결함을 형성하게 된다. MeV 자기 이온주입시 발생한 격자결함의 열처리 거동을 분석하기 위하여 2 MeV 이온주입한 시편을 열처리하였다. Fig. 9은 조사량 $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 및 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 이온주입한 시편들의 1000°C -60min 열처리전·후 XTEM 관찰 사진이다. Fig. 9의 좌측은 as-implanted, 우측은 열처리한 시편들의 사진이다. 2 MeV Si⁺, as-implanted 시편에서는 $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 이상의 조사량으로 부터 격자결함에 의한 'dark band'가 관찰된다. 열처리한 시편 또한 조사량 $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$

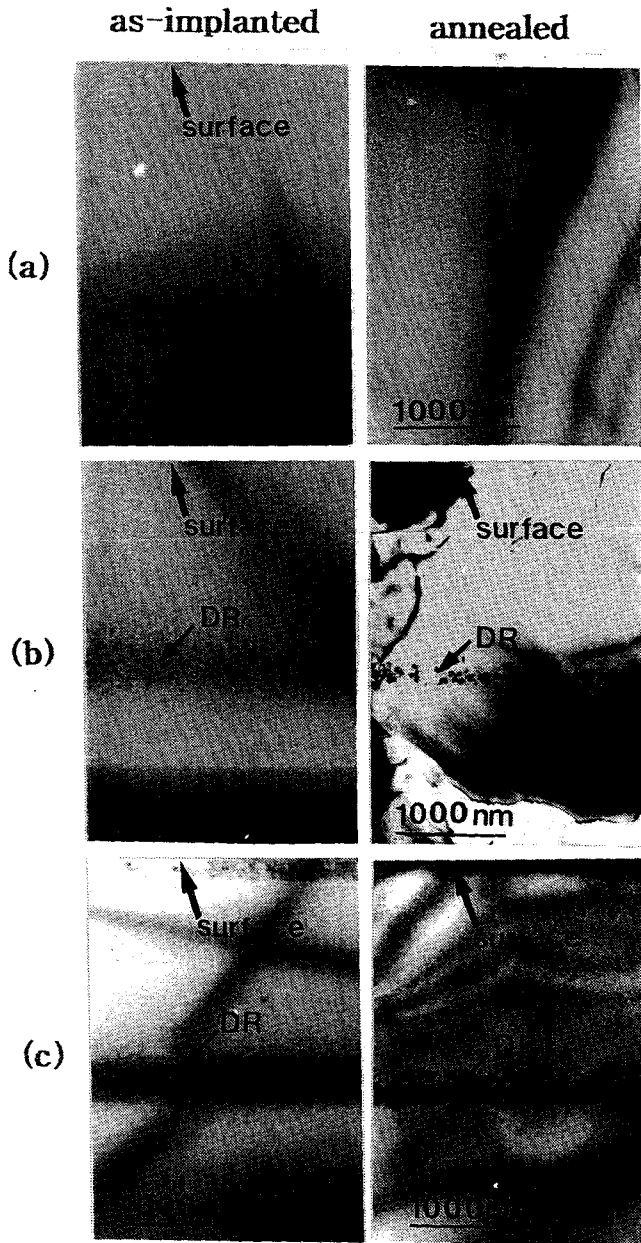


Fig. 9. XTEM micrographs showing as-implanted damage(left) and secondary defects(right) formed by 1000 °C-60min. annealing for the samples implanted with 2 MeV Si⁺ according to ion dose variations such as (a) $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, (b) $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ and (c) $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$.

의 시편에서 이차결함이 발견되기 시작한다. 이차결함이 관찰되는 위치는 as-implanted시 dark band가 형성된 위치와 잘 일치하고 있다. 반면 $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 이온주입된 시편에서는 열처리 전·후에 어떠한 격자결함들을 관찰할 수 없다. 그러므로 Si 자기 이온주입의 경우 TEM 관찰시 as-implanted시편에서 dark band의 형태로 결함이 발견된 시편으로부터 열처리시 이차결함을 형성하였으며 이차결함을 형성하는 임계조사량은 $3 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 와 $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 의

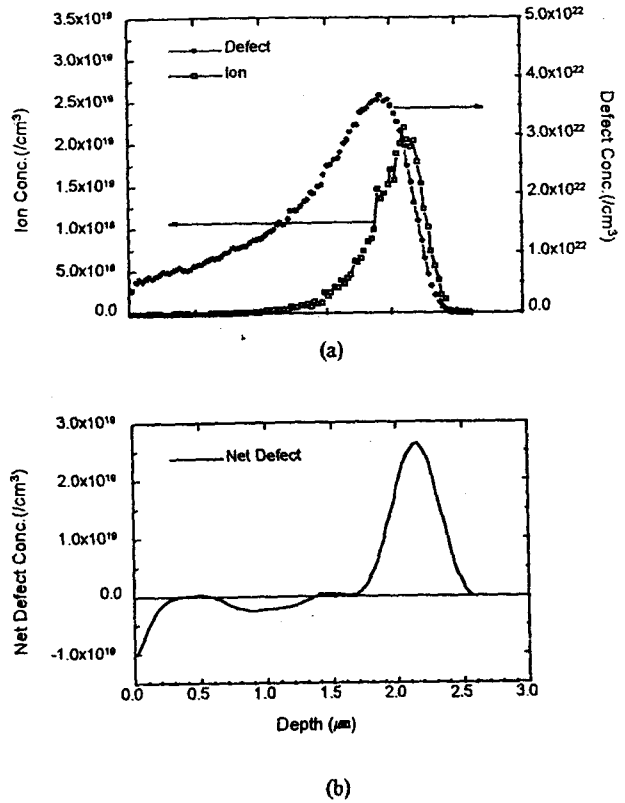


Fig. 10. (a) Ion, defect and (b) net defect distributions in Si implanted with 2 MeV Si⁺ at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ calculated by TRIM-code.

사이임을 확인하였다. Fig. 9-(b), (c)에 나타난 바와 같이 열처리 전·후의 결함층 형태는 열처리시 dark band의 상단부는 소멸되고 하단부는 움직이지 않는 모습을 볼 수 있다.

MeV 이온주입시 격자결함의 발생층은 표면으로부터 고립되어 존재함으로 일차결함의 소멸은 표면확산보다는 Frenkel pair의 재결합에 의한 소멸이 우세하리라 판단된다. 그러나 이온주입시 발생하는 vacancy와 interstitial과 같은 점결함의 공간적 분포는 이온주입 경로에 따라 다르고 이로 인해 vacancy가 우세한 지역 또는 interstitial이 우세한 지역으로 Frenkel pair의 공간적 분리(Frenkel separation) 현상이 일어날 수 있다. 더우기 주입된 이온 역시 새로운 격자면을 형성하지 않는다면 조사량의 크기에 상응하는 양의 과잉 interstitial을 형성하는데 기여한다. 본 연구에서는 열처리시 이차결함 형성 거동을 해석하기 위하여 net defect라는 개념을 도입하였다¹⁰⁾. TRIM-code를 이용하여 ion-solid간 상호작용들의 Monte Carlo Simulation을 행함으로써

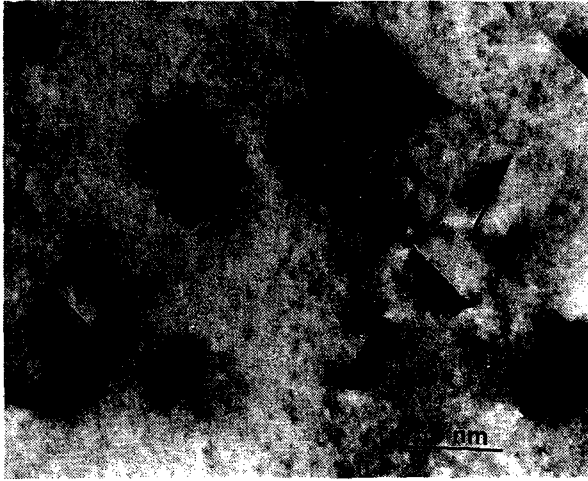


Fig. 11. An XTEM micrograph showing interstitial type rodlike defects for the sample implanted with 2 MeV Si^+ at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 1000°C -60min annealing.

vacancy, interstitial 및 ion의 공간적 분포를 각각 구할 수 있다. 전산모사를 통해 얻어진 Frenkel separation(C_I-C_V)의 값과 이온농도(C_A)의 값은 유사한 크기를 갖는다는 것이 밝혀졌으며 그값들을 모두 합했을 때 과잉 점결함의 net defect($C_I-C_V+C_A$)의 공간 분포를 구할 수 있다. Fig. 10에 2 MeV로 2000개의 Si^+ 를 Silicon에 주입시 TRIM-code simulation에 의해 얻어진 이온 분포, 결함 분포 및 net defect 분포를 나타내었다. 이온 경로의 끝부분 즉 EOR 하단부에 커다란 크기의 interstitial이 우세한 영역이 나타나는 반면 EOR 상단부에 매우 작은 크기의 vacancy가 우세한 영역이 형성된다. TEM image상에서 dark band로써 관찰되는 as-implanted 상태의 결함 형성 영역은 EOR 부근에 위치한다. 그러므로 dark band는 근본적으로 interstitial 우세 영역을 나타낸다. 적층결함, dislocation loop 그리고 다른 안정한 복합물들과 같이 TEM상에서 보여지는 확장결함들은 interstitial type의 것들이다. Fig. 11은 Fig. 9 (c) 시편의 Rp 부근에서의 고배율 사진이다. 사진에서 나타낸 바와 같이 이때 발견되는 이차결함들은 모두 $\{110\}$ 면상에 $\langle 112 \rangle$ 방향의 interstitial type의 rodlike defect들 임이 밝혀졌다. Self interstitial들이 이차결함을 형성하기 위하여 모여질 때 특히 dark band 상단부에 위치하고 있는 것들은 vacancy 우세 영역의 vacancy들과

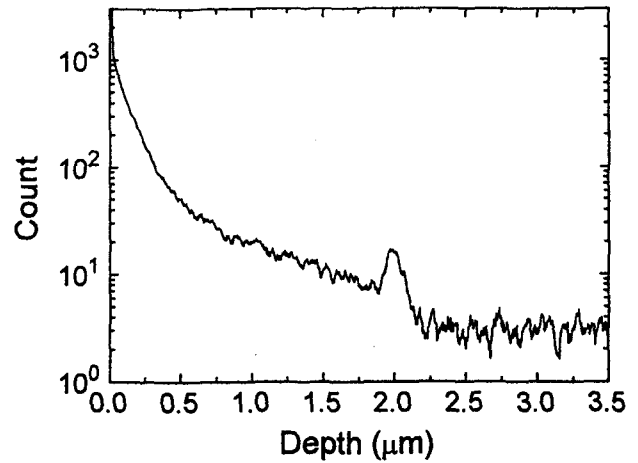


Fig. 12. SIMS profiles of oxygen impurities for the sample implanted with 2 MeV Si^+ at a dose of $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ after 1000°C -60min annealing.

재결합할 기회를 가질 것이다. 이 같은 추론은 열처리시 dark band 하단부는 움직이지 않은 반면 상단부는 부분적으로 제거되는 실험적 결과를 이해하는데 적용될 수 있을 것으로 판단된다. 열처리시 Frenkel pair의 재결합 후 남아있는 Si self-interstitial은 항상 이온 종류에 상관없이 Si matrix 원자들에 의해 둘러싸여 있다. 그러나 dopant activation에 의해 방출된 Si self-interstitial은 치환형 자리에 있는 dopant 원자와 상호작용을 한다. Self interstitial과 dopant 원자간의 상호작용은 이온의 종류에 따라 변할 것이다. 그러나 여기서는 self-implantation의 경우이기 때문에 모든 self-interstitial이 같은 환경속에 놓여있기 때문에 그런 상호작용을 염두에 둘 필요가 없다. 따라서 실제로 이차결함 생성의 intrinsic 거동을 볼 수 있다. 이차결함들의 안정성과 형태의 변화를 확인하기 위하여 의도적으로 1000°C -5시간의 열처리를 수행하였다. TEM 관찰 결과 MeV 이온주입에 의해 형성된 이차결함들은 매우 안정하여 고온, 장시간의 열처리에도 제거되기 어렵다는 것을 보여주고 있었다.

발생한 이차결함과 모재 내에 불순물로 존재하는 oxygen 원자와의 상호작용을 관찰하기 위하여 SIMS 분석을 실시하였다. Fig. 12는 이차결함에 의해 gettering된 oxygen의 분포이며 조사량 $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 시편에서 나타난 oxygen peak의 위치는 XTEM관찰에 의해 확인한 이차결함의 위치와 동일하다. 열처리시

발생한 이차결함은 strain field를 형성하며 모재 내에 불순물로 존재하는 oxygen을 gettering하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

MeV Si 자기이온주입시 발생하는 격자결함 및 열처리 거동 관찰을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다. MeV 이온주입시 발생하는 격자결함은 RP부근에 집중되고 표면으로부터 깊은 부분에 고립되어 존재하는 특성을 관찰할 수 있었다. 또한 고에너지 이온주입시 관찰된 격자결함은 표면 부근에는 매우 희박하고 주입에너지 증가시 표면층은 더욱 좋은 결정성을 유지하고 있었다. 동일한 조사량에서 에너지 증가시 R_p 근처에 생성된 격자결함 밀도는 낮아지는 것이 관찰되었으며 이는 beam heating에 의한 dynamic annealing 효과로 판단된다. Frenkel pair separation 및 주입된 이온들의 효과로 인해 주입된 이온의 깊이 에 따라 소위 net defect라는 point defect imbalance를 발생시킨다. TRIM-code simulation 결과 EOR 하단부에 커다란 크기의 interstitial 우세 영역이 형성된다는 것을 보여주고 있었다. 임계조사량 이상에서 as-implanted 상태의 결함층은 TEM상에서 EOR 부근에서 dark band로써 나타나기 시작한다. 열처리시 이차결함은 바로 이곳에서 형성된다는 것을 관찰하였다. 2 MeV Si^+ self-implantation의 경우 이차결함 생성을 위한 임계조사량은 $3 \times 10^{14}/cm^2$ 과 $5 \times 10^{14}/cm^2$ 사이에 있음이 밝혀졌다. 형성된 이차결함은 $\langle 112 \rangle$ $\{110\}$ interstitial type의 rodlike defect들이었다. 고에너지 이온주입시 일단 이차결함이 형성되면 매우 안정하여 고온, 장시간 열처리에서도 제거되지 않았다. 그러므로 고에너지 이온주입에 의해 생성된 다양한 결함들을 제어하기 위하여 ion beam defect engineering에 관한 연구가 필요하다고 판단된다. 마지막으로 SIMS 분석 결과 열처리후 형성된 이차결함은 background oxygen impurity들을 gettering함을 보여주고 있었다.

후 기

본 연구는 서울대학교 반도체 공동연구소의 반도체 분야 학술연구 조성비 (95-E-1033)에

의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K. Tsukamoto, S. Komori, T. Kuroi and Y. Akasaka, Nucl. Instr. and Meth., **B59/60** (1991), 584
2. R. D. Rung, C. J. Dell'oca and L. G. Walker, IEEE, **ED-28** (1981), 1115
3. Y. Taur, G. J. Hu, R. H. Dennard, L. M. Terman, C.Y. Ting and K. E. Petrillo, IEEE, **SC-20**, (1985), 123
4. H. P. Zappe and C. Hu, IEEE, **ED-35** (1988), 1029
5. K. Ohyu, T. Suzuki, T. Yamanaka and N. Natsuaki, Nucl. Instr. and Meth., **B37/38** (1989), 749
6. J. S. Williams, R. G. Elliman, M. C. Ridgway, C. Jagadish, S. L. Ellingboe, R. Goldberg, M. Retravic, W. C. Wong, Z. Dezhang, E. Nygren and B. G. Svensson, Nucl. Instr. and Meth., **B80/81** (1993), 507
7. S. Odanaka, T. Yabu, N. Shimizu, H. Umimoto and T. Ohzone, IEEE, **ED-37** (1990), 1735
8. A. G. Lewis, R. A. Martin, T. Y. Huang, J. Y. Chen and M. Koyanagi, IEEE, **ED-34** (1987), 2156
9. T. Kuroi, S. Komori, K. Fukumoto, Y. Mashiko, T. Tsukamoto and Akasaka, SSDM (1991), 56
10. M. Tamura, T. Ando and K. Ohyu, Nucl. Instr and Meth., **B59/60** (1991), 572
11. H. Wong, N. W. Cheung, P. K. Chu, J. Lie and J. W. Mayer, Appl. Phys. Lett., **52** (1988), 1023
12. J. F. Ziegler, J. P. Biersack and U. Littmark, The Stopping and Range of Ion in Solid, ed J. F. Ziegler (Pergamon, New York, 1985)
13. O. W Holland and C. W White, Nucl. Instr. and Meth., **B59/60** (1991), 353
14. S. U. Campisano, S. Coffa, V. Raineri, F. Priolo and E. Rimini, Nucl. Instr. and Meth., **B80/81**, (1993), 514