

## As이온이 주입된 Si의 구조적 특성 연구

문영희 · 배인호 · 김말문 · 한병국\* · 김창수\*\* · 홍승수\*\*\* · 신용현\*\*\* · 정광희\*\*\*

영남대학교 물리학과, \*경산대학교 물리학과,  
\*\*한국표준과학연구원 소재특성평가센터, \*\*\*한국표준과학연구원 압력진공그룹  
(1995년 9월 22일 접수)

## Study on Structural Properties of As Ion-Implanted Si

Y.H. Mun, I.H. Bae, M.M. Kim, B.K. Han\*,  
C.S. Kim\*\*, S.S. Hong\*\*\*, Y.H. Sin\*\*\* and K.H. Chung\*\*\*

Department of Physics, Yeungnam University, Kyongsan, 712-749

\*Department of Physics, Kyongsan University, Kyongsan, 712-240

\*\*Korea Research Institute of Standards and Science, Taejeon, 305-606

\*\*\*Korea Research Institute of Standards and Science, Taejeon, 305-606

(Received September 22, 1996)

**요 약** - (100) Si 웨이퍼에 고농도의 As이온을 주입한 후 여러가지 열적 어닐링 처리를 하였을때 이온 주입층 내부에 나타나는 격자변형층(strained layer)과 깊이 방향의 변형률 분포(strain depth distribution)를 X-ray 로킹 커브 측정과 로킹커브 시뮬레이션(simulation)을 통하여 살펴 보았다. 어닐링 처리전의 비정질/결정질층 계면인 약 1400Å 깊이에서 일정한 두께의 결합층이 형성되어 있다는 것을 알 수가 있었다. 그리고 As 농도분포 및 총 결합 분포(net defect distribution)를 각각 SIMS와 TRIM code를 이용하여 구하였다. 600°C 열처리한 시료에서 로킹커브 분석에 의해 나타난 positive 변형은 오직 0.14 μm 하단에서 나타나고 있었다. 이것은 본 실험의 이온주입 조건에서 생성되는 비정질 층의 두께가 0.14 μm 임을 간접적으로 보여주고 있는 것이며, TRIM-Code로부터 분석된 결과와 잘 일치하고 있었다. 또한 로킹커브의 분석에 의해 나타나는 positive 변형의 원인은 이온 주입에 의해 형성된 비정질/단결정 계면(amorphous/crystalline interface) 하단의 잉여 interstitial에 의한 영향이라 판단된다.

**Abstract** - Strained layers and strain depth profile of high dose As ion implanted (100) Si wafer annealed at various temperatures have been investigated by means of X-ray double crystal diffractometry (X-ray DCD). The results obtained by x-ray rocking curve analysis showed a defect layer at the original amorphous/ crystalline interface of 1400Å depth. In addition arsenic ion concentration profiles and defect distributions in depth were obtained by the SIMS and TRIM-code simulation. The positive strain depth profile determined from the rocking curve analysis were only presented under 0.14 μm from the surface for samples annealed at 600°C. The result was shown that the thickness of amorphous layer is 0.14 μm indirectly, and it was good agreement with the TRIM-Code simulation. Additionally, it could be thought that the positive strain have been affected residual interstitial atoms under the amorphous/crystalline interface formed by ion implantation.

### 1. 서 론

이온 주입은 현대의 microelectronics의 소자 제작에 있어서 중요한 역할을 하고 있다. 이러한 이온 주입기술의 주요한 단점은 주입되어지는 기판에 대해 많은 양의

결합들의 생성과 또한 표면 층을 비정질화하기도 한다는 것이다. 이들 결합들의 생성은 반도체의 전기적 특성에 크게 영향을 주는것으로 보고 되고 있다[1]. 그러므로 이온 주입으로 야기된 결합들을 제거하고, 도핑 원자들의 전기적 활성화를 시키기 위해서 이온주입후 열처

리 공정(post-implantation thermal treatment)이 행하여 진다는 것은 잘 알려져 있다. 지난 20여년동안 많은 실험적인 연구들이 disorder 생성과 이온 주입된 실리콘에서 결정화에서 비정질로의 전이(crystalline-to-amorphous transition)에 대한 구조를 이해하기 위해서 행하여 졌으며, 또한 접합깊이는 최소화하면서 더욱 좋은 도핑 활성화를 할 수 있는 이온주입후 열적 어닐링 조건의 최적화에 대해서 많은 연구가 행하여져 왔다. 그러나, 이러한 이온주입후 열적 어닐링 후에도 이온주입에 따른 비정질층은 완전하게 단결정으로 변하지 않고 점 결함(point defect), 전위, 전위루프(dislocation loops), 적층결함(stacking faults) 등의 여러가지 결함들이 형성되어 남아 있다[2]. 이런 결함들에 대한 특성들은 XTEM(Crosssectional Transmission Electron Microscopy)[3], RBS(Rutherford Backscattering Spectroscopy)[4], X-ray DCD(X-ray double crystal diffractometry)[5], SIMS(Secondary Ion Mass Spectroscopy)[6] 등에 의해서 연구되어져 왔다. X-ray DCD는 로킹커브(rocking-curve)를 측정하여 재료의 구조적 특성을 평가하는데 이용할 수 있으며, 로킹커브는 재료의 회절면과 입사 X-ray 사이의 각도의 함수로 회절강도의 변화를 나타낸다[7]. 특히 이 방법은 에피층(epilayers), 초격자의 조성(composition), 변형률(strain), 층두께(layer thickness) 그리고 이온주입한 결정내부의 변형률, radiation damage들을 측정하고, 재료를 비파괴적으로 분석할 수 있고 변형률에 대하여  $10^{-6}$  정도의 높은 감도를 갖고 있다[7].

그러므로 본 연구에서는 (100) Si 웨이퍼에 고농도의 As 이온을 주입하고 여러가지 이온주입후 열적 어닐링 처리 했을 때 이온 주입층 내부에 나타나는 격자변형층(strained layer)과 변형률의 깊이 방향의 분포(strain depth distribution)를 로킹 커브 측정과 RADS(rocking-curve analysis by dynamical simulation)를 이용한 로킹 커브 시뮬레이션(simulation)[8], 그리고 As 농도분포 및 총 결함 분포(net defect distribution)를 각각 SIMS와 TRIM code를 이용하여 구하였다.

## 2. 실험 방법

실험에 사용된 시편은 CZ(Czochralski)법으로 성장시킨 (100) 실리콘 웨이퍼로서 비저항은  $6 \sim 8 \Omega \cdot \text{cm}$ 이었다. 이온 주입하기 전에 실리콘 웨이퍼 표면층의 자연 산화막을 화학적인 표준세척방법에 의하여 제거하였다.

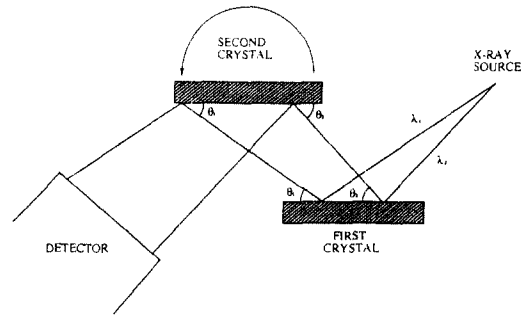


Fig. 1. A schematic diagram of X-ray double crystal diffractometry (X-ray DCD).

위의 공정후, As 이온을 주입하였다(energy: 140 keV, dose:  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ ). 이온 주입시 이온 채널링 영향을 막기 위하여 입사 beam에 대해서 시편을  $7^\circ$  정도 기울였다. 이렇게 이온 주입된 시편들은 여러가지 온도에서 열처리 되었다.

본 연구에서  $\text{CuK}\alpha_1$  X-ray빔을 이용하였으며, 로킹커브를 측정하기 위하여 사용한 X-ray DCD의 구조는 Fig. 1에 나타내었다.

기준 단결정(reference crystal)은 (001)표면을 갖는 실리콘 결정으로 이루어져 있고,  $\text{CuK}\alpha_1$ 에 대하여 (004)대칭회절(symmetric reflection)을 만족하는 Bragg 각도로 배치되어 있다. 시편도 (004)대칭 회절을 이용하였고 Fig. 1의 종이면에 수직인 수직인 축을 중심으로 2초당 1arcsec간격으로 회전 시키면서 로킹커브를 측정하였다. 이와 같은 구조는 (n, -n)의 평행 배치법(parallel configuration)으로서 로킹커브의 FWHM(full width at half maximum)이 입사빔의 파장 범위(spectral line width)에 무관한 장점이 있다[9].

이온 주입후 As 농도분포 및 총 결함 분포(net defect distribution)를 각각 SIMS와 TRIM code를 이용하여 구하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

Fig. 2는 As이온을 140 keV,  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 의 dose로 Si 기판에 주입한 후의 SIMS와 TRIM code simulation을 통하여 분석한 도우펀트의 in-depth profile 및 총 결함 분포(net defect distribution)에 대한 것을 보여 주고 있다. 위의 SIMS결과로부터 알 수가 있듯이  $R_p$ 와  $\Delta R_p$ 가 각각 약 750Å과 310Å이었다. 또한 그림 내에서 원으로

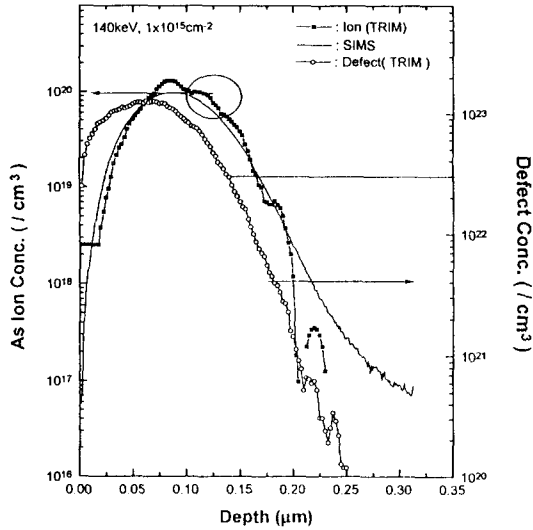


Fig. 2. Dopant depth profile and defect distribution obtained from SIMS and TRIM code simulation respecting, for the as-implanted samples.

목은 부분은 깊이 방향의 As 이온 농도에 대한 SIMS 결과와 TRIM을 비교해 본 것으로써 그리 큰 차이가 없음을 알 수가 있다. 오른쪽 중간에 있는 화살표는 오른쪽의 결함분포에 관한 TRIM 결과를 보여주고 있는 것이다. 이 TRIM 결과에서 결함분포들이  $3 \times 10^{22}/\text{cm}^3$  이상 되는 부분들은 일반적으로 비정질영역을 나타내게 된다는 것은 잘 알려져 있는 사실이다. 그러므로 위의 그림에서 점선으로 표시된 부분은 TRIM code를 이용하여 구한 총 결함 분포에서  $3 \times 10^{22}/\text{cm}^3$  이상 되는 부분을 보여주는 것으로써 여기까지 비정질이 되었다는 것을 생각할 수가 있으며, 깊이 방향으로 표면에서 약  $0.14 \mu\text{m}$ 까지 비정질이 되었음을 알 수가 있으며, 이러한 결과로부터 이온주입으로 인한 비정질-결정성 계면을 TEM 결과 없이도 간접적으로 유추해서 생각할 수가 있었다.

Fig. 3은 이온주입하지 않은 실리콘 기판(bare Si)을 시편으로 하여 측정된 전형적인 X-ray DCD 로킹 커브를 보여주고 있다. 로킹커브의 x축은  $\Delta\theta = \theta - \theta_b$ 로서 여기서  $\theta$ 와  $\theta_b$ 는 각각 X-ray의 입사각과 회절을 만족하는 Bragg 각도를 나타내는 것이며, y축은 회절강도를 나타내는 것이다. 로킹 커브가 좌우 대칭으로 잘 나타나 있고 이것의 FWHM은 4.9 arcsec로서 같은 조건에서 계산한 이론적인 값인 3.7 arcsec에 거의 근접하고 있다. 하지만 실험적인 값과 이론적인 값에서 약간의 차이를 보이는 것은 instrumental broadening 효과 또는 기준 단결

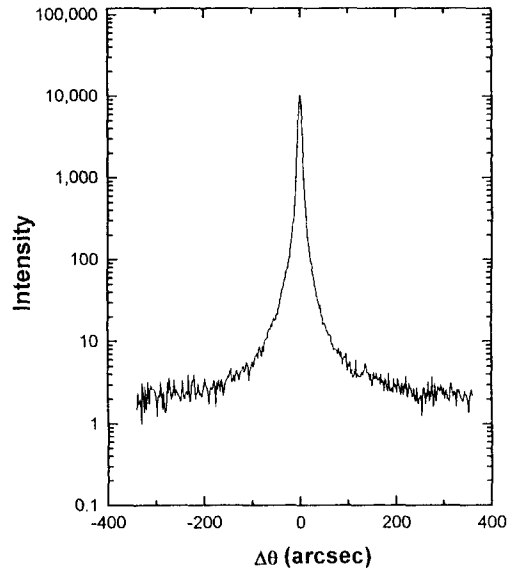


Fig. 3. A typical rocking curve of bare Si sample (FWHM: 4.9 arcsec).

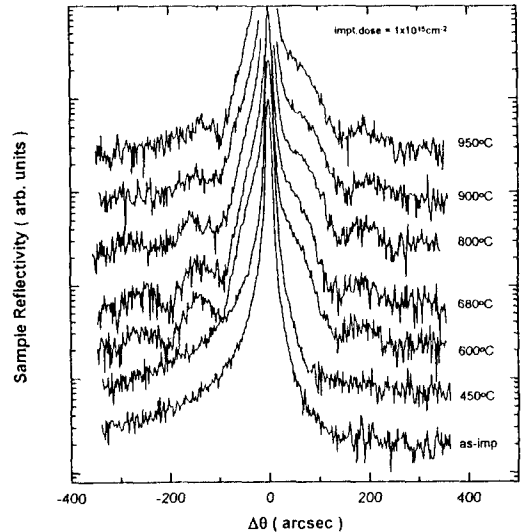


Fig. 4. Experimental DCD rocking curves obtained from samples implanted with  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  140 keV  $\text{As}^+$  and isochronally annealed for 30 min at various temperature.

정과 시편이 서로 정확하게 평행이 되지 않았기 때문에 나타난 것으로 생각된다. 본 연구에서는 측정된 로킹 커브의 FWHM을 이와 같이 4.9 arcsec로 유지하면서 모든 로킹커브를 얻었다.

Fig. 4는 140 keV,  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 으로 As 이온이 주입된

실리콘을 450°C에서 950°C까지 30분동안 각각 등시 어닐링 한 후의 시편의 로킹 커브를 보여주고 있다. 본 실험의 주어진 조건에서  $CuK\alpha_1$ 의 소멸거리(extinction distance)가 수십  $\mu m$ 이므로[10], 이온 주입된 층의 두께는 X-ray의 소멸거리에 비하여 매우 얇으므로 이온주입에 의해 손상을 받은 기관의 회절 강도는 이온 주입되지 않은 Si의 회절 강도에 비해서 매우 약하다는 것을 Fig. 3과 Fig. 4의 as-implanted Si의 로킹커브를 비교해 봄으로써 알 수가 있다. 또한 본 실험의 이온주입 조건들은 시편을 완전하게 비정질 상태로 만들어준다[1]. 그러므로 Fig. 4에서 보여지듯이 as-implanted Si의 로킹커브는 완전히 좌·우 비대칭을 보여주고 있으며, 이는 실리콘 내부가 이온주입으로 인하여 완전히 손상을 입었음을 의미한다. as-implanted 시편을 각각 450°C에서 950°C까지 거의 100°C 간격으로 30분동안 각각 어닐링 한 후의 시편의 로킹 커브 결과에서 알 수가 있듯이 시편내부에 형성되어 있는 이온주입시 생성되는 일차 결합들은 600°C 이상에서부터 없어지게 된다는 것을 알 수가 있다. 이것은 이전에 보고한 적이 있는 Raman 실험 결과[11]와 비교하여 보면 재결정화가 일어나는 온도와 일차 결합들이 사라지는 온도가 일치한다는 것이다. 즉 600°C부터 이런 rocking curve의 명확한 변화들은 비정질에서 결정성쪽으로 전이(amorphous-to-crystalline transition)와 아주 밀접한 관련이 있다는 것이다. 하지만 이 온도에서는 어닐링 공정으로 인하여 생성되는 이차결합들이 보여지고 있으며, 이러한 결과들은 TEM 실험을 통하여 확인할 수가 있다[12]. 대부분 전위루프와 관계가 있는 이러한 이차 결합들은 950°C-30분 어닐링을 통하여 거의 사라지지만 약간의 결합들이 남아있다는 것을 알 수가 있었으며, 이러한 이온 주입층 내부에 나타나는 격자 변형의 깊이 방향의 분포와 크기를 알기 위하여 RADS를 이용한 로킹커브 시뮬레이션을 하였다. 시뮬레이션은 이온주입층 내부에 존재하는 층과 그 층의 깊이, 두께, 수직 변형률 등을 가정하고 이러한 변수들의 크기를 조절하면서 이루어졌고, 각각의 층 내부에 균일한 변형(uniform strain)이 나타난다고 가정하였다. 여러가지 온도에서 어닐된 시편의 로킹커브와 시뮬레이션을 통하여 얻은 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 기관 피크 주위의 여러 회절강도의 변화와 작은 피크들이 잘 일치한다는 것을 알 수가 있다. 하지만, 여기서 측정된 로킹커브와 계산한 로킹커브가 완전하게 일치하지 않는 것은 앞에서 언급한 FWHM의 차이와 diffuse

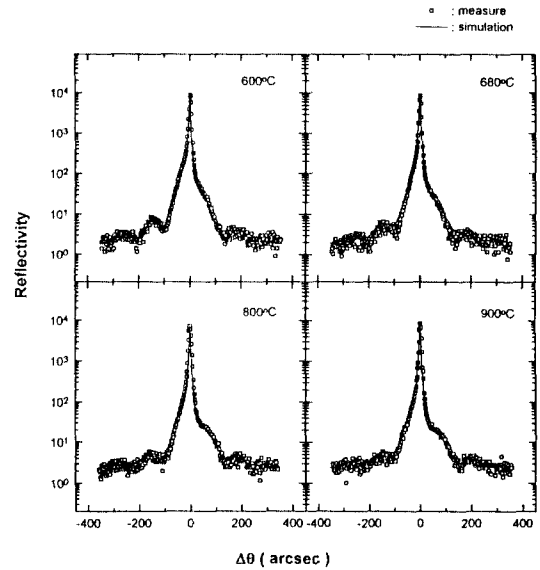


Fig. 5. Experimental and simulated rocking curves of samples at various temperature for 30 min.

scattering, 잡음(noise), 등에 기인한 것으로 생각된다. 이렇게 시뮬레이션을 하여 얻은 이온 주입층 내부에 나타나는 격자변형층(strained layer)과 변형률의 깊이 방향의 분포를 Fig. 6에 나타내었다.

Fig. 6은 600°C에서 900°C까지 열처리 온도에 따른 격자 strain의 변화를 보여주고 있는 것이다. 동일한 dose양으로 P이온이 주입된 경우 positive와 negative 변형이 공존하여 나타나는 반면에[13], 본 실험 결과에서는 600°C 이상의 어닐링 온도에서는 격자 팽창(lattice expansion)을 나타내는 positive 변형만이 약 0.14  $\mu m$ 의 깊이에서 나타났다. 이것은 TRIM-code를 이용하여 얻은 결합 분포들을 나타내는 Fig. 2의 결과와 유사하다는 것을 알 수가 있다. 그림에서 나타나 있듯이 열처리 변화에 따른 변형이 나타나는 위치에는 아무런 변화를 보이지를 않았으며, 전체적으로 변형이 분포하는 영역과 강도들의 변화들이 나타났다. 600°C 어닐링에서는 약 700Å 정도의 영역에서 변형들이 넓게 분포하고 있는 특성을 보이고 있는 반면에 680°C에서 부터 이러한 변형들이 영역이 좀 더 좁아지면서 아주 얇은 영역에서는 강도가 날카롭게 증가하는 경향을 보이고 있다. 하지만 900°C 어닐에서조차 이러한 변형들이 사라지지 않고 남아 있었다. 이것은 이러한 positive 변형이 이온주입에 기인하여 생성된 잉여 Si interstitial들과 관계가 있고 비

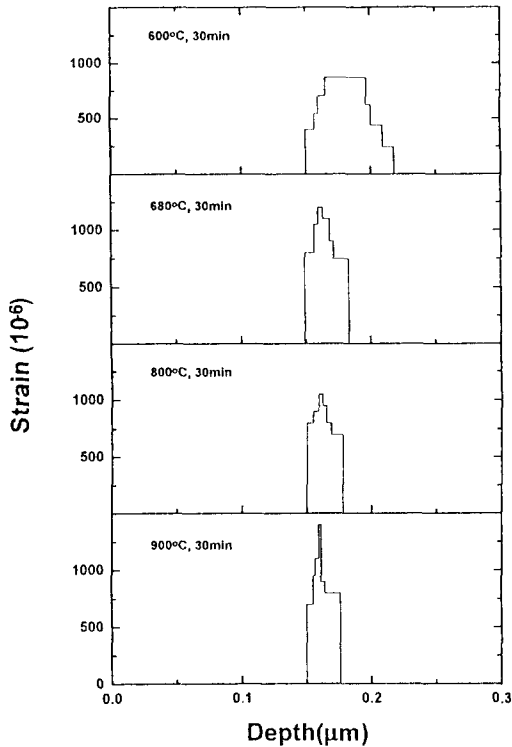


Fig. 6. Lattice strain depth profiles obtained by DCD measurements from samples implanted with  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  140 keV  $\text{As}^+$  and isochronally annealed for 30 min at various temperature.

정질-결정성 계면(a/c interface)근처의 이차 결함으로 형성되는 전위 루프의 형성과 상호 관계가 있다고 보고되고 있다[14]. 하지만 전체 positive 변형의 강도는 어닐링 온도가 증가함에 따라서 감소하게 된다.

#### 4. 결 론

As 이온을 주입한 Si에서 열처리 조건에 따른 구조적 변화를 X-ray DCD, SIMS, TRIM-code 시뮬레이션을 이용하여 조사하였다. as-implanted 시편을 각각 450°C에서 950°C까지 거의 100°C 간격으로 30분동안 각각 어닐링 한 후의 시편의 로킹 커브 결과에서 시편내부에 형성되어 있는 이온주입시 생성되는 일차 결함들은 600°C 이상에서 부터 없어지게 된다는 것을 알 수가 있

었으며, 하지만 어닐링 공정으로 인하여 생성되는 이차 결함들이 보여졌으며, 대부분 전위루프와 관계가 있는 이러한 이차 결함들은 950°C-30분 어닐링을 통하여 거의 사라지지만 약간의 결함들이 존재하고 있었다. 또한 격자 팽창(lattice expansion)을 나타내는 positive 변형은 이온주입에 기인하여 생성된 잉여 Si interstitial들과 관계가 있고 비정질-결정성 계면(amorphous-crystalline interface)근처의 전위 루프의 형성과 상호 관계가 있다. 하지만 이러한 전체 positive 변형의 강도는 어닐링 온도가 증가함에 따라서 감소하게 된다는 것을 알 수가 있었다.

#### 참고문헌

1. F. Gibbons, *Proc. IEEE* **60**, 1062 (1972).
2. A. M. Afanasev, M. V. Kovalchuk, E. K. Kovev, and V. G. Kohn, *Phys. Stat. Sol.* **42**, 415 (1977).
3. G. Nabert and HU Habermeyer, *Appl. Phys. Lett.* **58**, 1074 (1991).
4. N. D. Young, and J. B. Clegg, E. A. Maydell-Ondruse, *J. Appl. Phys.* **61**(6), 2189 (1987).
5. B. C. Larson, and J. F. Barhorst, *J. Appl. Phys.* **51**, 3181 (1980).
6. H. L. Kwak, Y. W. Lam, and S. P. Wong, *Semicon. Sci. Technol.* **2**, 288 (1987).
7. M. A. G. Halliwell, M. H. Lyons, and M. J. Hill, *J. Crys. Growth* **68**, 523 (1984).
8. D. K. Bowen, N. Loxley, B. K. Tanner, L. Cooke, and M. A. Capano, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **208**, 113 (1991).
9. V. Swaminathan, and A. T. Macrander, *Materials Aspects of GaAs and InP Based Structures*(Prentice-Hall, New Jersey, 1991), p. 181.
10. Z. G. Pinsker, *Dynamical Scattering of X-rays in Crystals*(Springer-Verlag, New York, 1978), p. 53.
11. Y. H. Mun, et. al. *J. of the Korean Vacuum, Society*, **3**(3), 341 (1994).
12. S. Prussin, and K. S. Jones, *Nucl. Instrum. & Method*, **B21**, 496 (1987).
13. C. S. Kim, Y. K. Cho, Y. I. Kim, J. G. Lee, S. G. Kim, and Y. S. Cho, *J. of the Korean Applied Physics*, **6**(2), 138 (1994).
14. P. L. Swart, H. Aharoni, and B. M. Lacquet, *Nucl. Instru. Met. in Phys.*, **B6**, 365 (1985).