

<연구논문>

## Ar이 이온주입된 Si 기판의 결함회복 특성

김광일 · 이상환\* · 정옥진 · 배영호 · 권영규 · 김범만\*\* · 桑野 博\*\*\*

산업과학기술연구소 전자전기연구분야, \*한국전자통신연구소 반도체연구단

\*\*포항공과대학 전자전기공학과, \*\*\*慶應義塾大學 理工學部電氣工學科

(1993년 9월 4일 접수)

## Annealing Behavior of Ar Implant Induced Damage in Si

K. I. Kim, S. H. Lee\*, W. J. Chung, Y. H. Bae,  
Y. K. Kwon, B. M. Kim\*\* and H. Kuwano\*\*\*

*Research Institute of Industrial Science & Technology, Electronic Device Labs.*

*\*Electronics and Telecommunications Research Institute, Semiconductor Technology Div.*

*\*\*Pohang Institute of Science & Technology, Dept. of Elec. Electronics*

*\*\*\*Faculty of Science and Technology, Keio University*

(Received September 4, 1993)

**요 약** - Si 기판에 Ar 이온을 주입하였을 때 형성된 결함의 급속열처리 온도에 따른 성장 및 회복기구를 단면 투과전자현미경과 RB(Rutherford backscattering) spectra 그리고 thermal wave(TW) modulation reflectance법으로 분석하였다. Dose량이  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 의 경우에 표면에서부터 연속적인 비정질층이 형성되었으나, 그 이하의 dose량에서는 비정질층이 형성되지 않았다. 비정질층이 형성되지 않은 시편은 열처리온도가 올라감에 따라서 서서히 결함이 회복되지만  $1100^\circ\text{C}$ 의 고온에서도 많은 결함이 소멸되지 않고 남아있었다. 그리고, 표면으로부터 연속적으로 형성된 비정질층은 열처리에 의해 재결정화가 진행되나 비정질/결정질 계면의 기복이 심하고 이로 인해 micro twin, 결함 cluster 등이 밀집된 또다른 결함층을 표면 근처에 형성하며, 이들 결함들은 고온에서도 완전히 소멸되지 않았다.

**Abstract** - Damages on Si substrate induced by Ar ion implantation and its annealing behavior during rapid thermal annealing were investigated by the cross-sectional TEM (transmission electron microscopy), RB (Rutherford backscattering) spectra and thermal wave (TW) modulation reflectance methods. Continuous amorphous layer extending to the surface were generated by Ar ion implantation for higher doses than  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ . The recrystallization of the amorphous layer proceeded as the annealing temperature increased. However the amorphous/crystal interfacial undulations caused the micro twins and damage clusters. Damage clusters generated by lower doses than  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  disappeared slowly as the annealing temperature increased, but even at  $1100^\circ\text{C}$  a few damage clusters still remained.

### 1. 서 론

집적회로의 미세화가 진행됨에 따라 얇은 접합(shallow junction) 형성을 위한 연구가 계속되고 있다. 특히 boron 등 낮은 원자량의 이온을 이용한 얇은 접합 형성에 있어서는 이온주입시 tail 부근에서의 channeling 현상이 문제시되고 있다. 그래서 얇은 접

합형성의 한 가지 방법으로 dopant 이온을 주입하기 전에 이들 dopant 농도에 영향을 미치지 않는 Si[1-3], Ge[4,5], Ar[6]과 같은 높은 질량의 불활성 이온을 사용하여 사전에 비정질층(preamorphized layer)을 만드는 방법을 사용하기도 한다. 이때 비정질층이 dopant 이온의 channeling을 방지하여 abrupt tail을 가지는 농도 분포를 갖게 한다. 그리고 이때는 비정

질층을 재결정화하고 dopant 이온의 활성화를 위해 열처리가 필요하며 dopant의 확산을 방지하기 위해 급속열처리를 이용하기도 한다. 그러나 이러한 방법이 얇은 접합형성은 가능하게 하나 이차결함에 의해 junction에서 누설전류가 증가하는 등 전기적 특성이 나빠지게 하기도 한다. 대표적인 이차결함으로는 머리핀 모양의 선위와 주로 비정질/결정질계면이 있던 위치에 생기는 전위환[7]과 그밖에 점결함 cluster 등[8]을 들 수 있다. 그러나 이들 이차결함이 비정질층의 재결정화에 어떠한 영향을 미치고, 점결함 및 결함 cluster 형성과는 어떤 관계를 가지는 지는 아직 그다지 알려져 있지 않다[9, 10].

본 연구에서는 가속에너지를 100 keV로 일정하게 하고 dose량을  $1 \times 10^{13}$ 에서  $1 \times 10^{15}$  cm<sup>2</sup>의 범위에서 Ar 이온을 주입하여서 이때 형성되는 결함과 급속열처리 온도에 따라 이들 결함이 어떻게 회복되어가는가를 단면투과전자현미경(cross-section transmission electron microscopy), Rutherford backscattering spectrum 그리고 thermal wave(TW) modulation reflectance 방법[11]을 이용하여 분석하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에서는 4인치, *p*-type(100) Cz 실리콘 웨이퍼를 기판으로 사용했으며 비저항은 10~20 Ω-cm였다. Ar 이온은 가속에너지를 100 keV로 일정하게 하고 dose량은  $1 \times 10^{15}$ 에서  $1 \times 10^{13}$  cm<sup>2</sup>의 범위에서 주입하였다. 이온주입시 기판을 7° tilt하였으며, 기판온도는 상온을 유지하였다. 이온주입이 끝난 기판은 AG heat pulse 급속열처리 장치를 이용하여 575에서 1100 °C의 온도 범위에서 열처리를 하였으며 이때는 질소 분위기를 유지하였다. 열처리가 끝난 후 Ar 이온주입에 의해 유기된 결함 및 열처리 온도에 따른 결함의 회복, 이차결함의 생성, 소멸 등의 과정을 단면투과전자현미경과 RB spectra를 이용하여 분석하였다.

단면투과전자현미경 관찰용 시편은 시편을 원하는 결정면에 따라서 절단한 후 기판표면이 서로 마주보도록 2 ton epoxy를 사용하여 접합하였다. 접합할 때 시편은 두 장의 slide glass 사이에 끼워서 clip으로 고정하여 상온에서 8시간 이상 방치하여 완전히 접착되도록 하였으며, 이때는 epoxy층이 가능한 얇아지도록 하는데 유의하였다. 완전히 접착된 시편은 다

시 glass에 관찰면이 평행하도록 wax를 사용하여 접착시킨 후 일정 두께까지 연마제를 사용하여 연마하였다. 그리고 시편의 반대면도 동일한 방법으로 연마하는 방법으로 시편의 두께가 100 μm 이하가 될 때까지 양면을 모두 경면연마하였다. 연마가 끝난 시편은 Cu grid에 wax를 사용하여 접착한 후 시편의 관찰면을 trichloroethylene으로 깨끗히 세정하였다. 시편이 접착된 grid는 Gatan dual ion mill 600 장치에서 Ar 이온을 사용하여 접합면 중앙부에 hole이 생겨서 진자가 투과할 수 있는 관찰영역이 형성될 때까지 양면을 동시에 etching하였다. 이때 최초 ion beam의 각도는 18°, 가속전압 5 kV와 시편전류는 40 μA로 하였으나 시편의 etching 상태를 보아가면서 각도 및 전압을 조정하였다. 이렇게 준비된 시편은 JEOL사의 JEM 200 CX 투과전자현미경을 사용하여 관찰하였다. RB 이온 channeling 분석에서는 2.236 MeV의 He<sup>2+</sup> 이온이 사용되었고 검출각은 165° 및 110°였다. 그리고 TW modulated reflectance 방법에 의해 결함에 의한 TW 신호강도를 비교하여 결함의 거동을 분석하였다.

## 3. 결과 및 고찰

그림 1에 가속에너지 100 keV에서 dose량  $1 \times 10^{15}$  cm<sup>2</sup>으로 Ar 이온을 주입한 기판과 이온주입이 끝난 후 급속열처리 장치에서 10초간 575에서 650°C까지 열처리한 시편의 단면투과전자현미경상을 나타내었다. 이온주입된 상태에서 기판표면에서부터 약 170 nm 깊이까지 결함층을 형성하고 있다. 이 결함층은 국소 전자회절(selected area diffraction) 패턴 분석에 의해 비정질화되어 있음을 확인할 수 있었다. 그러나 비정질층과 기판내부의 결정층과의 계면은 그 전이영역(transition region)이 크다는 것을 알 수 있다. 그러므로 이 부분에서는 비정질과 결정질이 혼재하고 있다고 생각된다. 그리고 비정질/결정질 계면 아래에는 결함들이 거의 관찰되지 않는다. 이는 Si 이온을 150 keV와 50 keV의 가속에너지에서 dose량  $2 \times 10^{15}$  cm<sup>2</sup>으로 이온주입했을 때 기판표면에서부터 연속적으로 생긴 비정질층의 계면 아래에서 많은 결함 cluster들이 관찰된 것[12]과는 다른 결과이다. 이는 이온주입에 의해 유기된 비정질층의 계면 아래에서 이온비정거리에서 산재되어 생기는 결함의 number density는

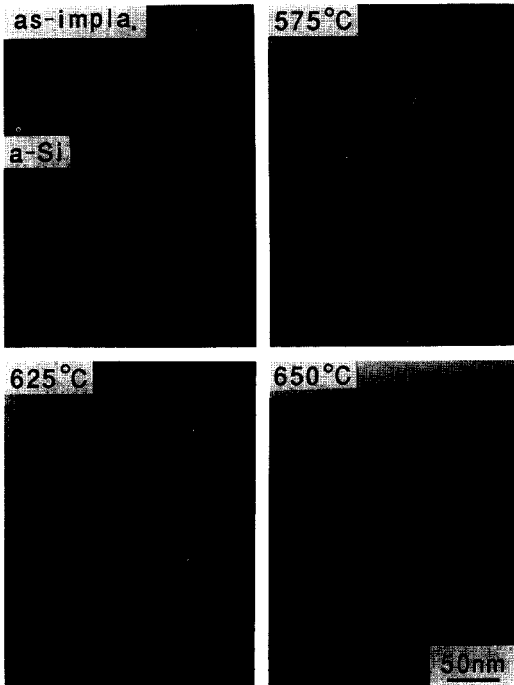


그림 1. 가속에너지 100 keV에서 dose량  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 으로 Ar 이온을 주입한 기판과 이온주입 후 급속열처리 장치에서 10초간 575에서 650°C까지 열처리한 시편의 단면 투과전자현미경 상.

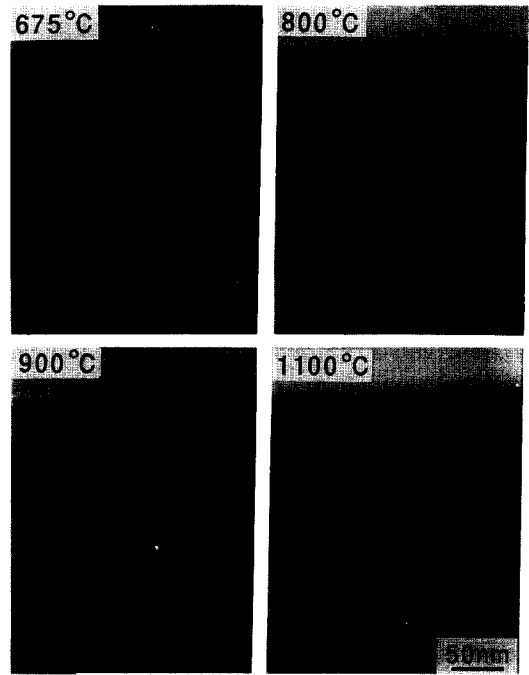


그림 2. Ar 이온이 100 keV에서  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 의 dose로 이온주입된 시편을 675에서 1100°C까지 열처리했을 때의 단면 투과전자현미경 상.

이온주입시 기판온도가 낮을수록, 주입이온의 질량이 클수록 적게 분포한다고 하는 Narayan[13]의 보고에서 알 수 있듯이 Si 보다 Ar 이온의 질량이 크기 때문이라고 생각된다. 575°C에서 열처리 했을 때는 그림과 같이 비정질/결정질 계면의 전이영역은 거의 없어지나 본격적인 재결정화는 일어나지 않고 있다. 625°C에서 열처리했을 때도 약 15 nm 정도의 재결정화가 일어났을 뿐이며, 이때 비정질과 재결정화된 층의 경계면에서 작은 기복(undulation)이 생기고 있다. 그리고 처음 비정질/결정질 계면이 있던 위치에서 기판내부쪽 약 20 nm 정도의 위치에 작은 결함 cluster 등이 관찰된다. 이는 이온주입에 의해 유기된 비정질 층의 비정질/결정질 계면 아래에 산재하던 점결함들이 열처리에 의해 서로 흡수성장하고 있기 때문이라 판단된다. 650°C 열처리했을 때는 비정질과 재결정화된 층의 계면에 기복이 조금더 커지며 계면 부근에서 바늘모양의 아주 작은 twin들과 검은 반점과 같은 결함 cluster들이 나타난다.

그림 2에 Ar 이온이 100 keV에서  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 의 dose로 이온주입된 시편을 675에서 1100°C까지 열처리했을 때의 단면 투과전자현미경상을 나타내었다. 675°C 열처리에서는 650°C에 비하여 약 2배 두께의 재결정화가 일어났으나 비정질과 재결정화된 층이 계면에서 기복이 아주 심해지며 작은 twin과 원자들이 precipitate된 것 같은 결함들이 나타난다. 그리고 재결정화된 층 내부에서도 많은 twin들이 관찰되고 있다. 이온주입에 의해 유기된 비정질층의 고상에 피성장(solid phase epitaxy)에 의한 재결정화는 600에서 700°C의 열처리 온도에서 완료된다고 알려져 있다[14]. 그러나 Revesz 등[6]의 보고와 같이 이온주입된 Ar은 결함성장의 핵으로 작용해서 재결정화를 억제하고, dopant 이온의 전기적 활성화를 억제한다는 Milgram 등[10]이 보고한 바와 같이 재결정화가 진행되면서 그 성장면이 Ar 이온의 농도가 많은 곳을 만나면 결정성장이 억제되고, 또한 재결정면이 내부기판과 완전히 일치하는 방향으로 성장되지 않기 때문에 성장 계면의 기복이 심해진다고 생각된다. 그리고 이때 Ar

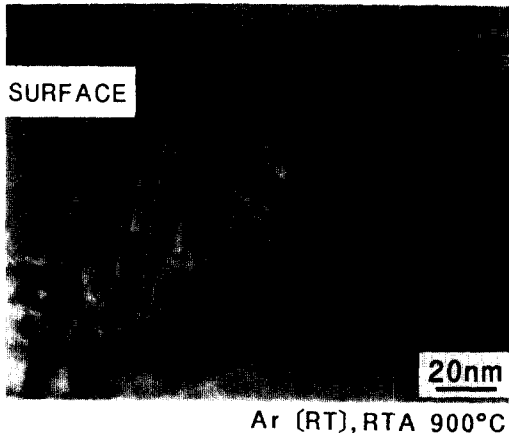


그림 3. Ar 이온을 주입한 후 900°C에서 열처리했을 때 기판표면 부근에 형성된 결함층의 고분해능 투과전자현미경 상.

이온근처에서 결함들이 서로 precipitate되어서 재성장된 영역에서 결함들이 관찰된다고 판단된다.

800°C 열처리했을 때는 재결정화가 완료된 것 같으나 표면에서부터 약 100 nm 깊이까지 여러가지 결함이 혼재한 형태의 결함층을 형성하고 있다. 이러한 현상은 900°C 열처리에서도 큰 변화가 없으며 처음의 비정질/결정질 계면이 있던 위치 아래에서 작은 결함들이 성장하고 있다. 이는 작은 결함 및 그 cluster들이 서로 흡수성장하고 있기 때문이다. 1100°C의 고온이 되어도 기판내부에서부터 이 결함층이 회복되어 가기는 하나 표면 근처에 약 50 nm 정도의 결함층이 남아서 소멸되지 않고 있다. 또한 처음 비정질/결정질 계면 근처의 결함들은 거의 50 nm 직경의 전위로 성장하나 그 number density는 감소하고 있어서 결함들이 주위의 작은 결함 및 그 cluster를 흡수해서 성장한 것이라는 것을 알 수 있다.

표면 근처에 유기된 결함층이 어떻게 구성되어 있는지 보다 정확하게 분석하기 위하여 그림 3에 900°C 열처리했을 때 기판표면 부근의 결함층을 고분해능 투과전자현미경으로 관찰한 결과를 나타내었다. 그림에서 기판표면으로부터 약 70 nm 깊이에 직경 10 nm 정도의 결함 cluster들이 조밀하게 산재해 있고 표면 근처에 많은 micro twin들이 형성되어 있음을 알 수 있다. 그리고 부분적으로 원자들이 불규칙하게 배열된 작은 다결정의 임계와 같은 결함도 관찰되고 있다. 그러므로 그림 2에서 표면 근처에서 소멸되지 않고

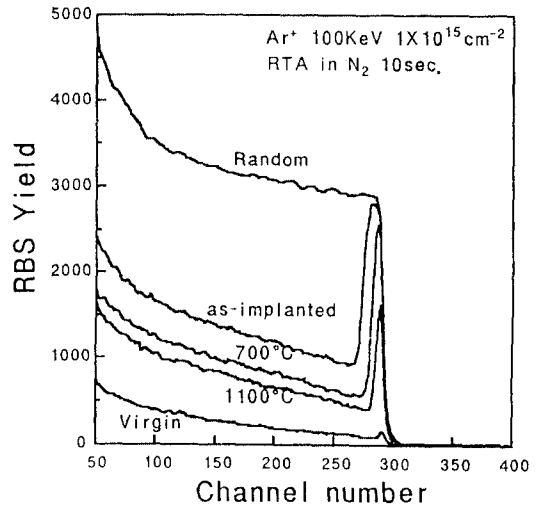


그림 4. Ar 이온을 dose량  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 가속에너지 100 keV에서 주입한 후 700에서 1100°C로 열처리한 시편의 RB(Rutherford backscattering) spectra.

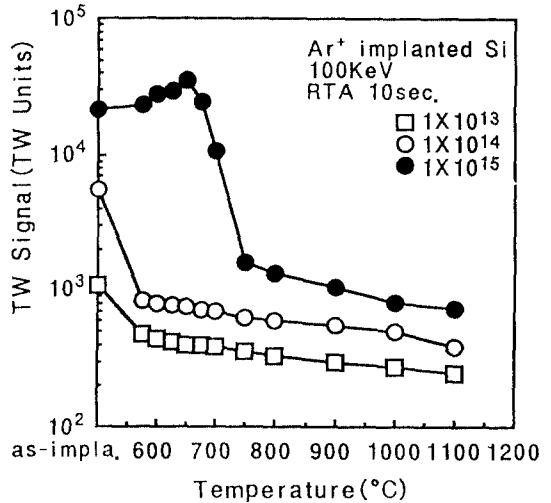


그림 5. 가속에너지 100 keV에서 Ar 이온을 dose량  $1 \times 10^{13}$ 에서  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 까지 이온주입한 시편의 급속열처리 온도에 따른 TW 신호강도.

남아있는 결함층이 micro twin, 결함 cluster 그리고 다결정과 같이 성장한 원자들의 불규칙한 배열에 의한 것이라는 것을 확인할 수 있다.

그림 4에 Ar 이온을 dose량  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 가속에너지 100 keV에서 주입한 후 700에서 1100°C까지 열처리한 시편의 RB spectra를 나타내었다. Channeling spectra는 2.236 MeV의 He 이온 beam을  $\langle 100 \rangle$

측과 정렬해서 얻어진 결과이다. 여기에서 channeling spectra의 수율이 virgin 결정 중에서 얻어진 수율과 같으면 그 시편이 완전한 결정성을 가지고, random 수율과 같으면 그 영역이 비정질 상태임을 나타낸다. 그림에서 이온주입한 상태에서는 기판표면으로부터 일정 깊이까지 비정질화되어 있음을 알 수 있다. 그리고 열처리 온도가 증가함에 따라 700°C에서 보면 알 수 있듯이 기판내부에서부터 표면쪽으로 결함이 회복되어가나 1100°C에서도 표면쪽 결함이 회복되지 않고 있다. 이는 앞의 투과전자현미경 결과에서 알 수 있듯이 precipitate된 결함 cluster와 microtwin 등이 1100°C에서도 표면쪽에서 소멸되지 않기 때문임을 알 수 있다.

그림 5에 가속에너지 100 keV에서 Ar 이온을 dose량  $1 \times 10^{13}$ 에서  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 까지 이온주입한 시편의 TW 신호를 급속열처리 온도에 따라 나타내었다. 그림에서 dose량  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 의 경우 열처리 온도가 높아짐에 따라서 675°C까지는 신호강도가 서서히 증가하다가 보다 높은 온도에서는 급격히 감소하여서 750°C 이후에 다시 서서히 감소하고 있다. 이는 675°C까지는 재결정화가 일어나기는 하나 비정질층과 재결정화되는 면의 기복이 점차 커져서 계면의 표면적이 커지므로 비정질/결정질 계면에서 TW 신호강도가 강해지므로 나타난 현상이라고 판단된다. 그러나 이후의 온도에서는 비록 기판표면 근처에 많은 결함을 함유한 결함층이 형성되기는 하나 비정질층이 소멸되어서 TW 강도가 급격히 감소한다고 생각된다. 그러나  $1 \times 10^{13}$ 과  $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 의 dose로 이온주입한 경우에는 열처리 온도가 증가함에 따라서 1100°C까지 서서히 감소하고 있으며 1100°C에서 dose량  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 으로 주입한 시편이 약 250 정도로 가장 적은 값을 가진다. 그러나 이온주입을 하지 않은 시편에서 얻어진 TW의 신호강도가 35 정도이므로 아직 많은 결함이 회복되지 않고 남아 있음을 알 수 있다. 비록 dose량을  $1 \times 10^{13}$ 과  $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 으로 이온주입했을 때는 단면 투과전자현미경으로 결함을 관찰할 수 없었으나 이상의 TW 분석으로부터 Ar 이온을 주입했을 때는 dose량이  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 의 적은 양이어도 결함 회복이 느리고 완전히 소멸되지 않는다는 것을 알 수 있다.

#### 4. 결 론

Ar 이온을 dose량  $1 \times 10^{15}$ 에서  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 의 범위에서 100 keV의 가속에너지로 이온주입한 실리콘 기판을 급속열처리하여서 투과전자현미경, RB spectra 및 TW 방법을 이용하여 결함의 형성 및 열처리에 따른 회복기구를 분석한 결과 다음과 같은 사실을 밝혔다.

Dose량  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 에서 이온주입했을 때 기판표면에서부터 연속적인 비정질층이 형성되었으며, 이를 급속열처리했을 때 비정질/결정질 계면으로부터 재결정화가 진행되었다. 그러나 열처리 온도 675°C에서 비정질과 재결정화가 진행되는 면의 계면에서 기복이 심해지고 micro twin과 precipitate된 형태의 결함 cluster 등이 형성되었다. 이들 결함은 재결정화가 진행되면서 그 성장면이 Ar 이온의 농도가 높은 곳을 만나면 결정성장이 억제되므로 재결정면이 내부기판과 완전히 일치하는 방향성을 가지지 못하게 되기 때문에 유기된다. 그리고 이들 결함은 1100°C가 되어도 소멸되지 않고 기판표면 근처에서 밀집되어 존재하였다. Dose량  $1 \times 10^{14}$ 과  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 으로 Ar 이온을 주입한 경우는 열처리 온도가 높아짐에 따라 결함이 서서히 감소하기는 하나 1100°C의 고온에서도 많은 양이 남아 있어서 Ar 주입에 의해 유기된 결함은 회복이 어려움을 알 수 있었다.

#### 감사의 말씀

본 연구의 TW 분석자료를 제공해 주시고, 많은 조언을 주신 stanford 대학의 S. Hahn 박사님께 심심한 감사의 말씀을 드립니다.

#### 참고문헌

1. T. E. Seidel, *IEEE Electron Device Lett.* **EDL-4**, 353 (1983).
2. C. Carter, W. Maszara, D. K. Sadana, G. A. Rozgonyi, J. Liu and J. Wortman, *Appl. Phys. Lett.* **44**, 459 (1984).
3. I. W. Wu, R. T. Fulks and J. C. Mikkelsen, Jr., *J. Appl. Phys.* **60**, 2422 (1986).
4. D. Wen, S. H. Goodwin-Johansson and C. M. Osburn, *IEEE Trans. Electron Devices*, **ED-35**, 1107 (1988).
5. M. C. Ozuturk, J. J. Wortman, C. M. Osburn, A.

- Ajmera, G. A. Rozgonyi, E. Frey, W. Chu and C. L. Lee, *IEEE Trans. Electron Devices*, **FD-35**, 659 (1988).
6. P. Revesz, M. Witter, J. Roth and J. W. Mayer, *J. Appl. Phys.* **49**, 5199 (1978).
  7. W. Maszara, C. Carter, D. K. Sadana, J. Liu, V. Ozguz, J. Wortman and G. A. Rozgonyi, *Proc. Mater. Res. Soc.* **23**, 285 (1985).
  8. S. D. Brotherton, J. P. Growers, N. D. Youngs, J. B. Clegg and J. R. Ayres, *J. Appl. Phys.* **60**, 3567 (1986).
  9. A. G. Cullis, T. E. Seidel and R. L. Meek, *J. Appl. Phys.* **49**, 5188 (1978).
  10. A. Milgram and M. Delfino, *Appl. Phys. Lett.* **42**, 878 (1983).
  11. W. L. Smith, A. Rosencwaig, D. Willenborg, *J. Opsal and M. Tayler, Sol. State Tech.*, January, 85 (1986).
  12. 김광일, 이상환, 정육진, 배영호, 권영규, 김범만, 桑野博, 전자공학회논문지, 투고중 (1993).
  13. J. Narayan, *J. Appl. Phys.* **53**, 8607 (1982).
  14. 김광일, 권영규, 배영호, 정육진, 김범만, 桑野博, 大韓電子工學會論文誌, 제 30권 A편, 131 (1993).