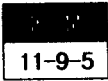


Boron 이온이 주입된 GaAs의 열처리에 따른 발광특성에 관한 연구



A Study on the Photoluminescence of Boron Ion Implanted GaAs

최헌태*, 손정식*, 배인호*

(Hyun-Tae Choi, Jeong-Sik Son, In-Ho Bae)

Abstract

In this paper, the optical properties of boron ion implanted GaAs were investigated by photoluminescence (PL) measurements. The implantations were performed at room temperature with the energy of 150 keV. The range of implanted dose was $10^{12} \sim 10^{15}$ ions/cm². The boron implanted samples were annealed between 450 °C and 800 °C for 20 minutes. The crystallinity of low dosed samples was increased with increasing annealing temperature up to 700 °C while that of the high dosed (10^{15} ions/cm²) was almost same. From the samples with dose of $10^{14} \sim 10^{15}$ ions/cm², two emission bands were observed at 1.438 eV (B1) and 1.459 eV (B2) after the thermal treatment. These emission bands seems to be attributed to the B_{Ca}-defect complex.

Key Words(중요 용어) : Boron(보론), Ion Implantation (이온 주입), Annealing (열처리), Photoluminescence (PL), Crystallinity (결정성).

1. 서 론

이온 주입은 반도체내에 불순물을 분포시키는 방법으로서 확산(diffusion)법에 비해 불순물양을 정확하게 제어할 수 있고, 또한 원하는 부분에 국소적으로 불순물을 주입할 수 있기 때문에 현재 고밀도 집적회로의 제작과정에 필수적으로 사용되고 있는 중요한 기술이다.^{1,2)}

일반적으로 에너지를 가진 이온을 고체시료에 입사시키면 입사된 이온들과 시료내부의 원자핵 및 전자사이의 충돌에 의해 입사 이온의 에너지가 시료내에 흡수되면서 빈격자(vacancy) 또는 격자간

원자(interstitial atom) 및 전위루프(dislocation loop) 등과 같은 결함들이 생성된다.³⁾ 이러한 결함들은 반도체의 금지대내에 에너지 준위를 형성시켜 소자의 전기 및 광학적 특성에 영향을 줄 뿐만 아니라⁴⁾ 결함들이 존재하는 층의 결정구조가 이온 주입시 기판으로 사용된 시료의 결정구조와 다름으로 인해 이온 주입층과 기판사이에서는 변형(strain)이 존재하게 된다.⁵⁾ 따라서 이러한 문제점등을 해결하기 위해 이온 주입시 발생된 시료의 물성변화를 정확히 분석하는 것이 무엇보다 선결되어야만 한다.

현재 GaAs microwave 소자의 절연층을 형성시키는 데 있어 널리 이용되는 방법중의 하나는 boron 이온을 주입시키는 것이다. 이는 boron이 GaAs 결정에 있어 잔여 isoelectric 불순물로 존재하여 결정내의 전자 농도를 감소시키는 역할을 하고 있으며, 또한 원자량이 10.81로서 기판원자인 Ga(69.7)이나 As(74.9)에 비해 매우 작은 값이기 때문에 이온 주입시 격자손상을 최소화하면서 시료내부에 이온들을 분포시킬 수 있다는 장점을 가지고 있기 때문이

* 영남대학교 물리학과

(경북 경산시 대동 214-1, Fax :053-814-6141)

E-mail : hyuntae3@chollian.dacom.co.kr

1998년 3월 19일 접수, 1998년 7월 27일 심사완료

다.⁵⁾ Boron 이온주입된 GaAs에 대한 연구는 이온 주입에 따른 격자결함 또는 주입된 boron과 잔류 불순물과의 복합체(complex)의 형성,¹⁾ Ga자리 혹은 As자리에 치환된 boron에 의한 깊은준위의 형성 등⁵⁾과 같이 격자결함과 깊은준위에 관한 연구가 보고 되어왔다.⁴⁻⁶⁾

본 연구에서는 boron 이온을 GaAs 시료에 주입 하여 이온 주입된 시료를 열처리하고, 열처리온도와 이온이 주입된 양에 따른 발광특성의 변화를 조사 하여 이온주입에 따른 영향을 연구하였으며, 이온주 입양에 따라 주입 후 결정성회복을 보이는 열처리 온도를 조사하고 기존의 보고된 전기적인 특성과 관련된 깊은준위와 관련지어 열처리 후 나타난 발 광피크를 해석해 보았다.

2. 실험

본 실험에서 boron 이온을 주입하기 위해 사용된 기판은 liquid encapsulated Czochralski (LEC)법에 의해 불순물을 첨가시키지 않고 성장시킨 반절연성 GaAs(100) 웨이퍼이다. 이 기판은 기본적인 세척공 정을 통하여 표면에 존재할 수 있는 잔류유기물 및 불순물 등을 제거시킨 후 이온 주입을 하였다.

세척공정을 마친 GaAs 시료에 boron 이온을 150 keV의 에너지로 $10^{12} \sim 10^{15}$ ions/cm²의 양(dose)으로 주입시켰다. 이때 이온 주입에 사용된 장비는 Varian/Extrion 350D series이며, 이 장치는 확산펌 프와 cryo펌프에 의해 $10^{-7} \sim 10^{-8}$ Torr 정도의 진공 도를 유지한다. 이온공급부는 이온원(source), 가스 주입부 및 전원공급부로 구성되어 있으며, 본 실험 에서 boron 이온을 주입하기 위해 이용된 이온원은 BF₃이다. 이온 주입량은 가속관을 빠져나온 이온빔 을 X-Y 주사법으로 scan 반복을 통하여 조절되었 으며, 모든 시료들은 채널링 효과를 피하기 위해 이 온빔을 7° 기울여서 행하였다. 이때 기판의 온도는 상온이며, 이온빔 전류는 이온 주입시 발생하는 가 열효과를 방지하기 위해 10 μ A 이하로 조절하였다.

이온 주입된 시료는 열처리에 따른 발광특성을 조사하기 위해 온도 400 ~ 800 °C의 구간에서 아 르곤가스의 분위기로 20분간 열처리하였다.

Photoluminescence(PL) 측정은 전방산란법으로 하였으며, 여기광원으로는 아르곤 이온 레이저(514.5 nm)를 사용하였다. 시료로부터의 발광신호는 초점

거리가 0.75 m인 분광기(SPEX 1702)로 분광하여 광증배관(RCA C31034)을 거쳐 전기 신호로 변환된 다. 이 전기신호는 chopper의 주파수를 기준으로 하 는 lock-in 증폭기로 증폭하여 컴퓨터로 받아들여진 다. 시료의 발광특성 측정온도는 10 K에서 수행하 였으며, He 순환방식의 저온장치를 이용하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

그림 1은 벌크 GaAs와 이 시료에 150 keV의 에 너지로 boron 이온을 10^{12} ions/cm²의 조사량으로 주입시킨 시료의 열처리에 따른 PL 측정 결과를 나 타낸 것이다. 벌크 GaAs 시료와 이온 주입 후 열처 리한 시료에서 모두 1.514 eV, 1.512 eV 및 1.493 eV의 피크가 관찰 되었다. 이 피크들은 GaAs의 발 광 특성조사에서 전형적으로 나타나는 피크들로서 각각 중성도우너에 구속된 엑시톤에 의한 발광 (D⁰, X), As의 격자점에 치환된 탄소불순물에 의한

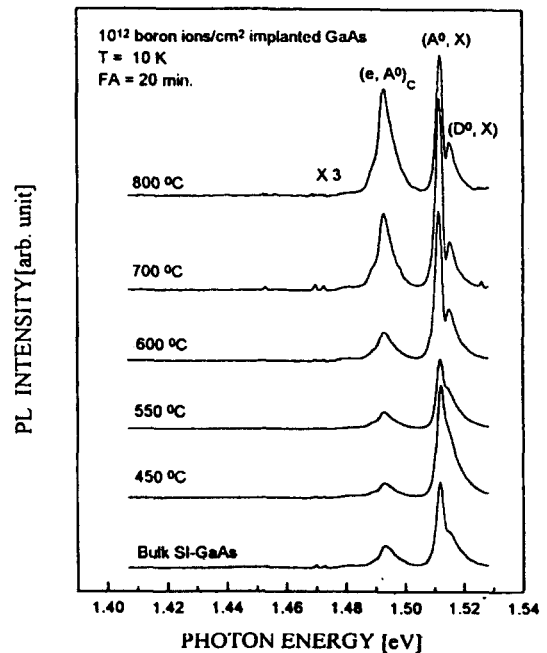


그림 1. 10^{12} ions/cm²으로 이온주입된 시료의 PL 스펙트라.

Fig. 1. PL spectra of ion implanted sample with 10^{12} ions/cm² dose.

탄소-엑셉터 (C_{As})에 구속된 엑시톤에 의한 발광 (A^0, X) 및 전도대의 자유전자와 탄소-엑셉터에 구속된 정공간의 재결합에 의한 발광 (e, A^0) $_c$ 이다. 여기에서 엑셉터에 관련된 피크에서의 탄소는 GaAs에서 나타나는 잔여 불순물로 볼 수 있다.⁷⁾

이온 주입 후 열처리한 시료의 경우 1.514 eV와 1.512 eV의 발광 세기는 열처리 온도를 증가시키에 따라 증가하였으며, 이온 주입에 의한 GaAs 격자의 교란으로 결정성이 저하된 것이 열처리를 함으로써 다시 격자 재배열이 되어 결정성이 회복되었기 때문으로 생각된다. 그리고 온도 800 °C에서 열처리시킨 시료는 온도 700 °C에서 열처리한 시료에서의 발광세기보다 감소하여 나타났고, 이는 온도 800 °C에서의 열처리시 열적 충격으로 인한 표면손상에 기인한 것으로 볼 수 있다.^{8,9)}

그림 2에서는 boron 이온을 10^{13} ions/cm²의 조사량으로 주입시킨 시료를 열처리한 후 열처리 온도에 따른 발광특성의 변화를 나타낸 것이다. 이온 주

입된 양이 10^{13} ions/cm²인 시료의 경우는 10^{12} ions/cm²의 조사량으로 주입시킨 시료에서와 동일한 피크들이 관찰되었으며, 온도 700 °C의 열처리까지는 열처리 온도의 증가에 따라 엑시톤에 관련된 피크들의 발광세기가 감소하는 경향을 보이고 있으며, 온도 800 °C의 열처리에서 이들 피크의 발광세기가 다시 증가한 것으로 나타났다. 열처리를 수행한 시료들의 발광특성 조사에서 이온 주입된 boron에 관련된 피크는 측정되지 않았다.

그림 3에서는 boron 이온 주입량이 10^{14} ions/cm²인 시료의 열처리에 따른 발광특성의 변화를 나타낸 것이다. 이 시료에서는 각 피크들의 발광세기가 벌크 GaAs에 비해 상당히 약하게 나타나 있으며, 1.514 eV에서 관측된 중성도우너에 구속된 엑시톤 피크가 거의 사라지는 것으로 보아 결정성이 상당히 저하되었음을 알 수 있다. 또한 boron 이온이 10^{12} 및 10^{13} ions/cm² 정도의 조사량으로 주입시킨 시료에서는 나타나지 않았던 새로운 피크들이 온도 700 °C 이상의 열처리 시료에서 나타났다.

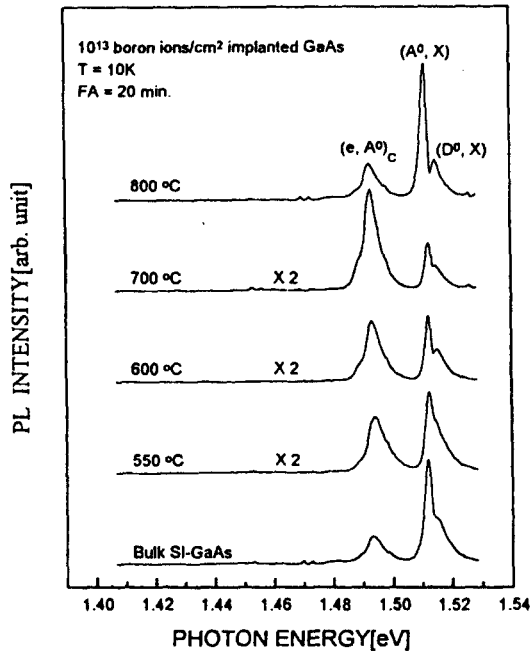


그림 2. 10^{13} ions/cm²으로 이온주입된 시료의 PL 스펙트라.

Fig. 2. PL spectra of ion implanted sample with 10^{13} ions/cm² dose.

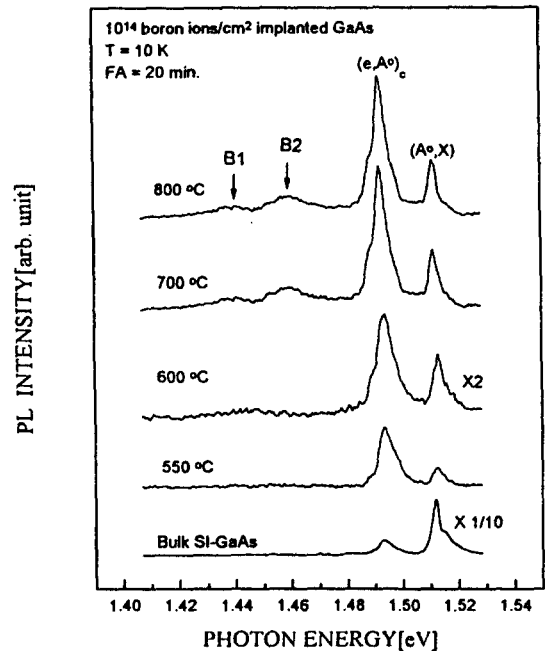


그림 3. 10^{14} ions/cm²으로 이온주입된 시료의 PL 스펙트라.

Fig. 3. PL spectra of ion implanted sample with 10^{14} ions/cm² dose.

온도 700 °C 이상에서 열처리한 시료에서는 약 1.459 eV(B1) 및 1.438 eV(B2) 위치에서 두 개의 넓은 피크가 나타난다. 이 피크의 원인으로서는 기존의 보고된 문헌의 결과와 비교해 볼 때, 1.46 eV에서 측정된 B1 피크의 경우 1.493 eV에서 측정된 $(e, A^0)_c$ 피크와 GaAs의 LO 포논에너지 (~36 meV)¹⁰⁾의 차이를 가지는 것으로 보아 $(e, A^0)_c$ 발광의 제 1포논(LO) 복제로 생각할 수 있으나, 온도 700 °C 이하의 열처리된 시료에서도 이와 유사한 $(e, A^0)_c$ 피크의 발광세기를 가지고 있음에도 불구하고 포논복제 피크가 관측되지 않는 것으로 보아 포논복제 피크로 보기는 어렵다. 또한 boron의 경우 Ga자리에 치환되어 주변의 불순물들과 결합하여 쌍을 이루고 있다는 보고가 되고 있고,¹¹⁻¹³⁾ Si 혹은 Be 등을 동시에 주입하여 주입된 두 물질간의 결합에 의한 발광피크 그리고 Si를 단독으로 주입하였을 때 잔류 불순물인 탄소와 결합한 발광피크 등이 $(e, A^0)_c$ 발광보다 낮은 에너지에서 측정되고 있음이 보고되었다.^{14,15)} 따라서 B1 피크 및 B2 피크는 열처리 혹은 이온 주입에 의해 발생되어진 결정결함이나 Ga자리에 치환된 boron (B_{Ga})과 치환형 잔류 불순물간의 복합체(complex)에 의한 것으로 생각되어지며, 이 두 피크는 한 종류의 복합체가 아닌 잔류불순물 혹은 결정결함과 연관된 복합체에 의한 피크로 생각된다.¹¹⁻¹⁵⁾

그림 4는 이온 주입된 boron의 양이 10^{15} ions/cm²인 시료를 열처리한 후 발광특성을 조사한 결과이다. 이 시료에서는 이온 주입된 양이 10^{14} ions/cm² 이하인 시료에서와는 달리 온도 600 °C 이하의 열처리에서는 발광피크가 거의 측정되지 않았으며, 온도 600 °C의 열처리에서 엑시톤 관련 피크는 나타나지 않았다. 온도 600 °C 이상의 열처리에서도 불순물에 관련된 $(e, A^0)_c$ 피크의 세기만 조금씩 증가하였고, 결정성이 크게 회복되지는 않았다. 온도 700 °C로 열처리 하였을 때 조금씩 증가를 보이는 B1 피크 및 B2 피크는 온도 800 °C로 열처리 하였을 때 다른 피크의 세기에 비해 상당히 강한 세기를 가지며 증가하였다.

800 °C의 열처리에서 강하게 증가한 B1 및 B2 피크는 boron 이온이 주입된 양이 10^{14} ions/cm²인 시료에 비하여 상당히 뚜렷한 피크의 증가를 보인다. 이 결과로 보아 이 피크는 이온 주입된 boron에 의해 나타난 것으로 생각되며, boron이 10^{15}

ions/cm²의 조사량으로 주입된 시료는 주입된 양의 증가로 인하여 결정성의 교란이 매우 심하게 되고, 이러한 결정결함 농도의 증가는 B1 및 B2 피크와 같은 복합체형태를 지니는 피크의 증가로 나타난 것으로 생각된다. 또한 10^{15} ions/cm²의 조사량으로 boron 이온이 주입된 시료는 열처리를 통하여서도 교란된 결정성이 거의 회복되어지지 않음을 알 수 있었다.

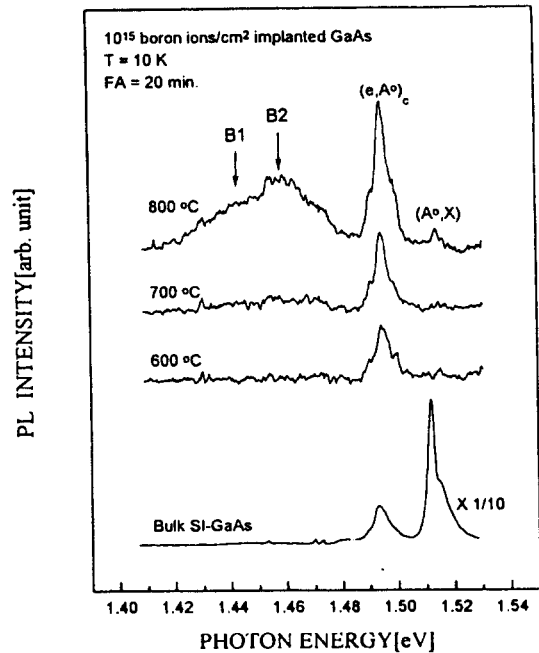
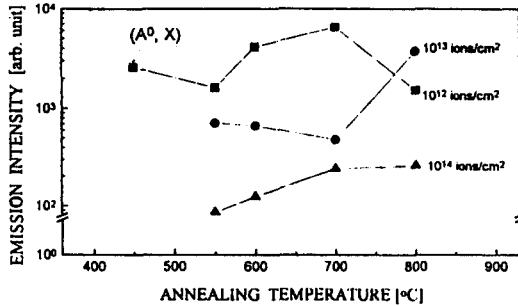


그림 4. 10^{15} ions/cm²으로 이온 주입된 시료의 PL 스펙트라.

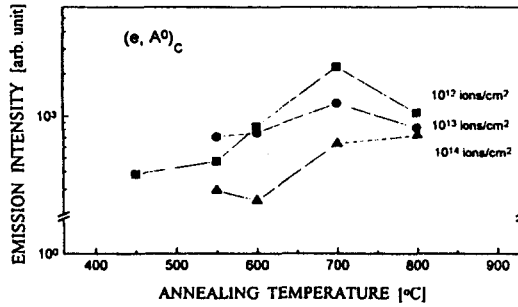
Fig. 4. PL spectra of ion implanted sample with 10^{15} ions/cm² dose.

그림 5는 boron이 $10^{12} \sim 10^{14}$ ions/cm²의 주입양을 가지는 GaAs 시료를 열처리하여 얻은 발광특성의 결과에서 각 피크들의 발광세기를 비교하여 나타난 것이다. 이 결과에는 엑시톤관련 피크와 불순물과의 재결합에 관련된 피크세기의 변화로 보아 이온 주입된 양이 $10^{12} \sim 10^{14}$ ions/cm²의 시료에서는 대부분 약 700 °C의 온도에서 열처리하므로써 결정성이 회복되고 있음을 보여주고 있다. 하지만 온도 800 °C의 열처리에서는 열적충격에 의해 시료의 결정성이

저하되고 있음을 보인다. 그림에서 열처리를 통하여서도 시료의 결정성 회복을 보이지 못한 10^{15} ions/cm²의 이온 주입량을 지나는 시료의 결과는 나타나지 않았다.



(a)



(b)

그림 5. 열처리된 각 시료에서의 (a) (A°, X) 피크와 (b) $(e, A^{\circ})_c$ 피크 세기.

Fig. 5. Emission intensities of (a) (A°, X) and (b) $(e, A^{\circ})_c$ peak from the annealed samples.

4. 결 론

Boron 이온이 주입된 GaAs 시료의 발광특성을 이온이 주입된 양과 열처리 온도의 변화에 따라 조사하였다. 이온 주입된 양이 $10^{12} \sim 10^{14}$ ions/cm²인 시료들은 열처리 온도의 증가에 따라 서서히 결정성의 회복을 보였으며, 온도 700 °C의 열처리에서 전반적으로 결정성이 많이 향상된 것으로 나타났다. 하지만 온도 800 °C의 열처리에서는 시료에 대한 열적충격에 의하여 오히려 결정성이 나빠지는 특성을 보였다. 이온 주입량이 10^{14} ions/cm²인 시료에서는 온도 700 °C 이상의 열처리에서 주입된 boron과

결정결함 혹은 잔류불순물 등과의 복합체 피크로 생각되는 B1(1.438 eV) 및 B2(1.459 eV) 피크를 관찰할 수 있었고, 이들 두 피크는 이온주입된 양이 10^{15} ions/cm²로 증가한 시료의 열처리에서 상대적으로 더 큰 피크세기로 나타났다. 또한, 10^{15} ions/cm²로 이온 주입된 시료에서는 열처리 온도의 증가에 대해서도 결정성에 대해서는 큰 변화를 보이지 않았고, 엑시톤 관련피크가 온도 800 °C까지의 열처리에서도 거의 관측되지 않는 것으로 보아 이온 주입에 의한 격자손상이 열처리에 의해서도 완전히 회복되지 않았음을 알 수 있었다.

참 고 문 헌

1. G. M. Martin, P. Secordel and C. Venger, *J. Appl. Phys.* **53**, 8706 (1982).
2. R. K. Nadella, J. Vellanki and M. V. Rao, *J. Appl. Phys.* **72**, 2172 (1992).
3. D. K. Sadana, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B7*, 375 (1985).
4. L. He and W. A. Anderson, *J. Electronic Materials* **22**, 323 (1993).
5. J. R. Morante, J. Samitier, A. Perez and H. Altelarra, *J. Appl. Phys.* **60**, 1661 (1986).
6. J. Samitier and J. R. Morante, *Appl. Phys. Lett.* **48**, 1138 (1986).
7. A. Bosacchi, S. Franchi, C. Ghezzi, E. Gombia, M. Guzzi, J. L. Staehli, P. Allegri and V. Avanzini, *J. Crystal Growth* **81**, 181 (1987).
8. V. Swaminathan, M. D. Sturge and J. L. Zilko, *J. Appl. Phys.* **52**, 6306 (1981).
9. N. H. Haegel, A. Winnacker, K. Leo, W. W. Ruhle and S. Gisdakis, *J. Appl. Phys.* **62**, 2946 (1987).
10. P. W. Yu, D. C. Look and W. Ford, *J. Appl. Phys.* **62**, 2980 (1987).
11. F. Thompson, R. C. Newman, *J. Phys. C5*, 1999 (1972).
12. W. P. Spitzer and W. J. Allred, *J. Appl. Phys.* **39**, 4999 (1968).
13. P. C. Leung, J. Fredrickson and W. G. Spitzer, *J. Appl. Phys.* **45**, 1009 (1974).
14. D. J. Ashen, P. J. Dean, D. T. J. Hurle, J. B. Mullin and A. M. White, *J. Phys. Chem. Solids* **36**, 1041 (1975).
15. 조훈영, 이호섭, 김은규, 민석기, *응용물리* **4**, 357 (1991).