

고주파 반응성 스퍼터링에 의한 p형 ZnSe/GaAs 박막성장 및 특성연구

유평렬, 정태수, 신영진*

순천대학교 물리학과, 순천, 540-742

*전북대학교 물리학과, 전주, 560-756

(1998년 11월 10일 접수)

Growth of p-type ZnSe/GaAs epilayers by RF reactive sputtering and Its characteristics

P.Y. Yu, T.S. Jeong and Y.J. Shin*

Department of Physics, Suncheon National University, Suncheon 540-742, Korea

*Department of Physics, Cheonbuk National University, Cheonju 560-756, Korea

(Received November 10, 1998)

요 약 고주파 반응성 스퍼터링에 의하여 ZnSe/GaAs 박막을 성장하였다. 박막성장을 위한 본 시스템에서의 최적조건을 찾기 위하여 Ar 압력, sputter 입력전력, 기판온도, 기판과 target 간격의 변화 등을 시도하였다. 성장된 결정의 표면과 격면을 전자현미경으로 관찰했을 때 표면이 균일하게 성장되었으며 기판과 박막의 계면이 평활함을 알 수 있었다. DCRC 측정에 의해 격자 부정합에 의한 변형과 부정합률을 구했다. Photoluminescence 측정으로부터 질소를 주입하지 않고 성장한 ZnSe/GaAs 시료는 bound exciton I_2 세기가 I_1 보다 우세하게 나타났고 bound exciton I_1 은 깊은 받개준위인 I_1^d 를 나타냄을 확인할 수 있었다. 성장 중에 질소를 주입한 ZnSe/GaAs 시료에서는 I_1 봉우리가 I_2 봉우리보다 세기가 매우 컸으며 반폭치값도 작게 나타났다. 이때 bound exciton I_1 의 근원은 질소의 doping으로 인하여 방출되는 봉우리며 p형 ZnSe/GaAs 박막으로 성장되었음을 확인하였다.

Abstract The ZnSe/GaAs epilayers were grown by RF reactive sputtering. In order to obtain the optimum condition of the growth, we have studied the dependence of Ar pressure, input power of sputter, temperature of substrate, and the distance between substrate and target. Through the observation of the grown epilayer via electronic microscope, we confirmed that the layer's surface was uniform and the boundary of the substrate and the layer was well defined. The deformation of lattice distortion and the distortion ratio were obtained by DCRC measurements. From measurements of photoluminescence, in the ZnSe/GaAs sample without injection of N_2 gas, we found that the intensity of bound exciton I_2 is stronger than that of I_1 and the bound exciton I_1 represents the deep acceptor level, I_1^d . On the other hand, in the ZnSe/GaAs sample with injection of N_2 gas, the peak of I_1 was much higher than that of the I_2 and the half width appeared to be narrow. We concluded that the p-type of ZnSe/GaAs epilayer was grown successfully, because of stronger peak of the bound exciton I_1 due to the N_2 doping.

1. 서 론

II-VI족 화합물 반도체에 대한 연구 중 주요한 최근 관심사의 하나는 반도체 소자의 기판으로 사용할 수 있는 넓은 밴드갭의 p-type 물질을 제작하는 것이다. 그 중에서도 특히 실온에서 ~2.7 eV의 에너지 밴드갭을 갖는 ZnSe는 효율적인 청색 발광 다이오드 제작을 위해 촉망되는 물질이며[1-6]가전제품 및 전도대 offset 등에 관한 이론적 연구[7]도 병행되고 있으나 device 적용에

충분히 신뢰될 수 있는 p-type ZnSe의 제작에는 아직 충분한 진전이 이루어지지 않고 있어 청색 발광소자의 안정된 기판의 제작에 중점적인 연구의 필요성이 아쉬운 실정이다. 반도체 소자 중 green-blue 스펙트럼 영역에서 작동하는 LED, LD와 같은 발광장치의 제작에 p-type ZnSe 물질의 재연성 있는 제작이 절실히 요구되는 실정이다. 그러나 ZnSe는 이온결합(60~70%)이 크고 원자간 결합력이 약하지만 용융점은 매우 높아 일반적으로 고온 고압에서 결정이 성장되므로 성장된 결정

내에 많은 고유결함이 형성되어 전기 광학적 성질이 변하기 때문에 물성제어가 쉽지 않은 단점을 가지고 있다. 그 이유는 결정 내부에 Zn 또는 Se 빈자리와 같은 고유결함에 의해서 전기적으로 상반되는 결함끼리 짝지어진 self-activated(SA) 결함이 에너지 간격 내에 깊은 준위를 형성하기 때문이다. 따라서 SA 결함은 가전자의 제거를 어렵게 하고 전도대에 기여하는 운반자의 발생이 저하되어 성장된 결정의 비저항이 크며 P형 결정을 얻기가 힘들다. 따라서 이와 같은 결함을 억제하기 위하여 MBE[8, 9], MOCVD[10], ALE[11], RF-sputtering[12] 등과 같이 낮은 온도에서 성장할 수 있는 방법이 연구되고 있다. 이 중 RF-sputtering 성장 방법의 장점은 주어진 입력전압에서 성장속도가 안정되고 박막의 응착력이 좋으며 reactive sputter로 산화물, 질화물 박막의 형성이 가능하므로 p형의 박막을 제작할 수 있다. 그러나 성장속도가 낮고 Ar 기체압력, 전력, 기판온도, 기판거리 등에 민감한 영향을 받게 되는 단점이 있어 이러한 요인들을 조절하여 박막성장의 최적조건을 찾는 것이 중요하다. 최근 국내에서 RF sputtering으로 제작한 undoped ZnS 박막의 연구[13]가 발표된 바 있으며, RF sputtering으로 여러 가지 다른 박막 제작 연구에도 많은 진전을 보이고 있다[14-16].

본 연구에서는 RF sputtering 방법으로 n형 ZnSe/GaAs 박막의 최적성장조건을 찾고 여기에 N₂를 주입하는 고주파 반응성 스퍼터링 방법으로 p형의 ZnSe/GaAs 박막을 성장코자 하였으며, 그 물성을 연구하였다.

2. 실험 방법

RF sputtering 방법으로 반절연성 GaAs 위에 ZnSe 박막을 성장하기 위하여 음극(target)을 진공용기의 바닥에 놓고 그 아래에 영구자석을 설치하여 자기장을 형성함으로써 Ar⁺ 기체와의 충돌을 촉진하여 박막성장률을 높이도록 하였다. 사용된 불활성 기체는 Ar(6N) 가스였으며 doping을 위하여 N₂(6N) 가스를 사용하였다. 이때 target으로 직경 4", 두께 1/4"인 ZnSe (Plasmaterials, 5N) disk를 사용하였고 기판 holder는 target 위에 설치하여 target과 기판 사이의 거리를 조절할 수 있도록 하였다. 그리고 온도조절기(SR-6000S)를 연결하여 기판의 온도를 일정하게 유지할 수 있도록 하였으며 back ground 진공도는 10⁻⁶ torr로 하였다.

도우핑이 되지 않은 (100)면의 GaAs 기판을 10×10 mm²의 크기로 잘라 trichloroethylene에 담구었다가 acetone, methanol, 2-propanol의 순으로 각각 초음파

세척기 속에서 세척하여 유기물질을 제거한 후 H₂SO₄: H₂O₂:H₂O를 5:1:1로 희석해서 만든 에칭용액 속에서 2분간 화학적인 에칭을 하였고 다시 증류수(18.2 MΩ)로 세척하여 건조시킨 후 박막성장을 위한 기판으로 사용하였다. 그리고 기판 표면의 산화물을 제거하기 위하여 GaAs 기판을 진공 속에서 580°C로 20분 동안 물리적 에칭을 시도한 후 sputtering 방법으로 ZnSe/GaAs 박막을 성장하였다.

3. 결과 및 논의

3.1. 박막성장 조건

박막성장의 최적조건을 찾기 위해 Ar 압력과 sputter 입력전력, 기판온도, 기판과 타겟의 간격 등을 변화시켰으며, 광발광(photoluminescence, PL)을 측정하여 exciton 발광의 봉우리와 결함에 의한 self activated 발광 봉우리의 세기를 비교함으로써 결정성이 좋은 n형 ZnSe/GaAs 박막의 최적성장 조건을 먼저 확인하고 그 조건에서 질소 가스를 주입하여 p형 ZnSe/GaAs 박막을 성장하였다. 먼저 Ar 압력을 1 mtorr로 한 경우가 다른 경우에 비해서 I₂ 봉우리가 상대적으로 크고 SA 봉우리는 비교적 작게 측정되어 Ar 압력을 1 mtorr로 하였으며, 고정된 Ar 압력에서 sputter 입력 power를 변화시켰을 때 240 W에서 270 W에 걸쳐 SA 봉우리 세기는 거의 비슷했으나 I₂ 봉우리의 세기가 264 W에서 약간 더 우세하여 sputter 입력전력을 264 W로 하였다.

또한 기판의 온도를 정하기 위해서 Ar 압력을 1 mtorr로 입력전력은 264 W로 하고 기판의 온도를 320°C에서 410°C까지 변화시켜 보았다. 350°C와 380°C 사이에서 I₂ 봉우리는 비슷한 세기를 나타냈으나 380°C에서 SA 봉우리가 상대적으로 약한 세기를 보여 기판의 온도를 380°C로 정하였다. 다음에는 기판과 타겟 사이의 거리를 2 cm에서 7 cm까지 변화시키며 박막성장률을 측정하였다. 이때 3 cm인 경우의 박막성장률이 분당 0.35 μm로 가장 향상되어 기판과 타겟 사이의 거리를 3 cm로 고정하였다. 그리고 p형의 박막을 성장하고자 N₂ 기체를 주입하였는데 이때 N₂ 기체의 양을 Ar 기체 양의 10 %에서 40 %까지 SCCM 비율로 증가 주입한 결과 20 % 정도를 flow한 경우가 bound exciton I₂의 봉우리가 가장 우세하게 나타남을 관측할 수 있었다. 이와 같이 박막성장의 최적조건을 찾아서 그 결과를 Table 1에 나타내었다. 성장된 박막 중에서 가장 우수한 것을 선택하여 표면과 격면의 morphology를 SEM를 이용해

Table 1
Growth conditions for ZnSe/GaAs epilayer

Condition	Working pressure (mtorr)	Ar flow rate (SCCM)	N ₂ flow rate (SCCM)	Input power (W)	Substrate Temp. (°C)	Distance (cm)	Sputtered rate (μm/min)
Value	1	30	6	264	380	3	0.35

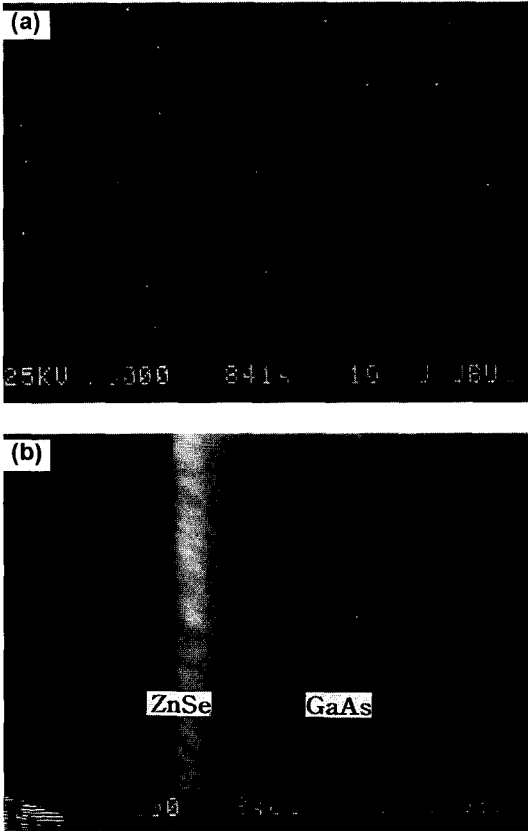


Fig. 1. (a) Surface morphology and (b) Cleaved cross-section of a ZnSe epilayer on a GaAs substrate.

여 측정하고 그 결과를 Fig. 1에 보였다. Fig. 1(a)에서 보면 표면은 균일하게 성장되었으며 Fig. 1(b)에서 보면 기판과 박막의 계면이 평활함을 알 수 있고 박막의 두께는 1.4 μm이다.

3.2. 박막의 구조적 특성

성장된 ZnSe 박막의 구조적 특성을 알아보기 위하여 DCRC(double crystal x-ray rocking curve)를 측정하였다. Asai[17] 등에 의하면 이종박막(heteroepitaxial) 성장은 박막과 기판 사이의 격자 부정합과 열팽창계수의 차이로 인하여 변형된다고 하였는데 Fig. 2에서와 같이 격자

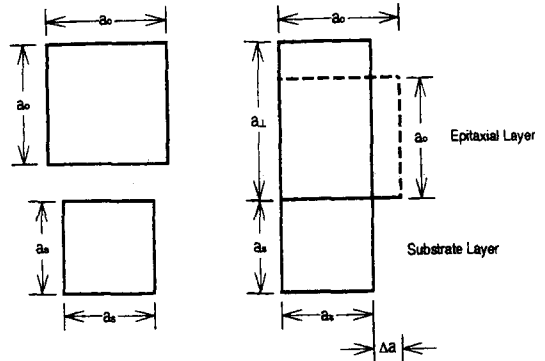


Fig. 2. Schematic representation of unrestrained and tetragonally deformed lattices.

상수가 a₀인 기판 위에 격자상수가 a₀인 물질을 성장할 때 a₀ > a_s이면 두 물질의 격자상수 차이에 의해 쌍축압축변형(biaxial compressive stress)을 받게 된다. 따라서 기판은 인장변형(tensile stress)을 받게 되고 성장된 박막은 압축변형(compressive stress)을 받게된다. 성장된 박막의 방향이 <100>인 경우에 박막의 a₁[18]는

$$\left[\frac{\Delta a}{a_0} \right]_{\perp} = \frac{a_{\perp} - a_0}{a_0} = \frac{-\Delta\theta}{\tan\theta_B} \tag{1}$$

로 주어진다. θ_B는 기판의 Bragg각이며 a₁는 박막의 <100> 방향 격자 상수이다. 그리고 Δθ는 DCRC 곡선에서 구해지는 각분리 값이다. 따라서 기판 GaAs와 박막 ZnSe가 완전한 격자 정합을 가지면 a₁[19]는

$$a_{\perp} = a_{GaAs} + (a_{ZnSe} - a_{GaAs})(C_{11} + 2C_{12})/C_{11} \tag{2}$$

이고 변형(strain) e[20, 21]는

$$e = \left(\frac{C_{11}}{2C_{12}} \right) \left(\frac{a_{\perp} - a_0}{a_0} \right) \tag{3}$$

으로 주어진다. 여기에서 a₀는 bulk 일 때의 ZnSe 격자 상수이다. 성장된 ZnSe 박막은 Fig. 3에서와 같이 DCRC 반폭치값이 340 arcsec를 나타내었고 결정성이 비교적 좋은 단결정임을 알 수 있다. 또한 ZnSe 박막의 계면에 수직인 방향의 격자상수는 식(1)에 의하여 a₁ =

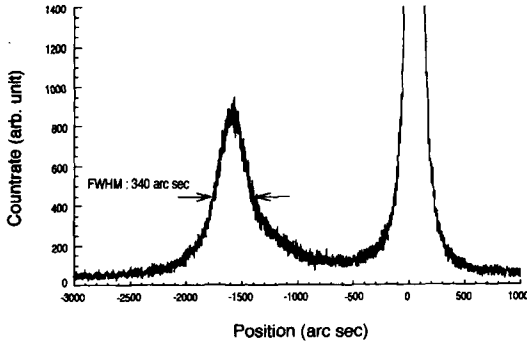


Fig. 3. Double crystal X-ray rocking curve of ZnSe epilayer.

5.6865 Å 임으로 쌍축압축변형력의 영향을 받아 bulk ZnSe 격자상수 $a_0 = 5.669$ Å 보다 약간 크게 나타남을 보여주고 있다. 그리고 ZnSe 박막의 격자상수 a_{ZnSe} 는 GaAs bulk 격자상수가 $a_{GaAs} = 5.653$ Å이므로 식(2)에 $C_{11} = 8.1 \times 10^{10}$ N/m²과 $C_{12} = 4.88 \times 10^{10}$ N/m²를 대입하여 구하면 a_{ZnSe} 는 5.668 Å이었으며 격자 부정합에 의한 변형 e 값은 식 (3)에 의하여 2.35×10^{-3} 이었다. 이때 ZnSe 박막과 GaAs 기판 사이의 격자 부정합은 0.27 %를 나타냄으로써 기판으로 사용한 GaAs의 <100> 방향과 거의 일치하는 근소한 오차 내에서 성장되었음을 확인하였다.

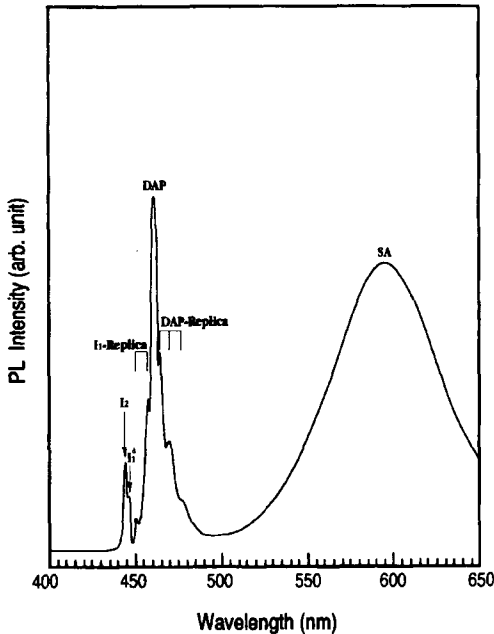


Fig. 4. Photoluminescence spectrum of undoped ZnSe/GaAs epilayer.

3.3. 광발광 특성

Fig. 4는 질소를 넣지 않았을 때 성장한 ZnSe/GaAs 박막의 10 K에서의 광발광 스펙트럼이다. 단파장대에 보이는 반폭치가 작고 세기가 강한 443.5 nm(2.7956 eV) 봉우리는 중성주개에 있는 bound exciton으로부터 방출된 I₂ 봉우리로 여겨진다[22, 23]. I₂ 발광은 free exciton이 중성주개에 구속될 때 구속된 exciton이 붕괴되며 이때 생긴 전자가 가전자대에 있는 호울과 재결합하면서 방출하는 봉우리이다. Yao[24]는 MBE 방법으로 성장된 시료의 광발광을 4.2 K에서 측정하여 bound exciton I₂ 발광을 2.796 eV에서 관측하였으며 Wright 등[25]은 MOVPE 방법으로 성장된 시료의 광발광을 10 K에서 측정하여 2.797 eV에서 관측할 수 있었다. 한편 본 연구에서 비교적 간단한 고주파 반응성 스퍼터링 방법으로 성장한 ZnSe 박막에서 I₂가 2.796 eV로 나타남으로써 MBE와 MOVPE 방법으로 성장된 시료들과 유사한 좋은 결정성을 갖는 박막이 제작되었던 것으로 고찰된다.

Shirakawa 등[26]은 free exciton에 관한 온도 의존성을 Varshni 공식을 사용하여

$$E(T) = 2.804 - 8.59 \times 10^{-4} \left(\frac{T^2}{T - 405} \right) \quad (4)$$

라고 하였다. 광발광 측정 결과 10 K에서의 free exciton energy는 $E_{FX} = 2.8038$ eV 이므로 bound exciton의 결합에너지 E_{BX}^b 는

$$E_{BX}^b = E_{FX} - hv(I_2 \text{ or } I_1) \quad (5)$$

에서 I₂에 대한 결합에너지는 7.8 meV 임을 알 수 있다.

또한 주개의 이온화에너지(E_D) 값은 $E_{BX}^b \approx 0.2E_D$ [27]로 나타낼 수 있고 E_D 값은 39 meV 이다. 이 값은 ZnSe 내에 주개 불순물들의 각 이온화에너지 값[22, 28]이 약 27 meV 내외인 것과 비교할 때 더 큰 값으로 나타났다. 445.2 nm(2.7849 eV)에 보이는 세기가 미약한 봉우리는 중성받개에 있는 bound exciton에 기인한 I₁ 봉우리인데, 이 봉우리는 Zn-Vacancy에 기인하는 깊은받개준위인 I₁^v를 의미하고 Dean 등[29]과 Matsumoto 등[30]이 각각 2.78293 eV와 2.7828 eV로 나타낸 결과와 거의 일치한다. 이와 같이 I₁ 봉우리 세기가 I₂에 비해 작아서 질소 기체를 넣지 않고 성장한 ZnSe/GaAs 시료는 n-형으로 성장된 것으로 분석된다. 그리고 450.5 nm(2.7522 eV)와 455.5 nm(2.7220 eV)의 봉우리는 I₁ 봉우리 에너지와 각각 32.7 meV와 62.9 meV 차이가 있는데 ZnSe LO-phonon 값이 31 meV 이

므로 I_1 복제(replica)들로 고찰된다. 459.5 nm(2.6983 eV) 봉우리는 모체시료에 함유된 불순물에 기인하는 Al_{Zn} 주개와 Li_{Zn} 받개 사이의 재결합발광[22, 23]인 DAP (donor-acceptor pair) 발광이며 464 nm에서 476 nm 사이의 봉우리들은 DAP 복제들로 고찰된다. 또한 장파장대의 595 nm(2.0838 eV) 봉우리는 $(V_{Se} - V_{Zn}) - V_{Zn}$ 등과 같은 복합주개의 SA결합에 기인한 발광으로 고찰된다.

Fig. 5는 질소 기체를 주입하면서 성장한 ZnSe/GaAs 박막의 10 K에서의 광발광 스펙트럼이다. 단파장대의 443.4 nm(2.7962 eV) 봉우리는 중성주개에 있는 bound exciton으로부터 방출된 I_2 봉우리이다. 444.3 nm(2.7906 eV) 봉우리는 중성받개에 있는 bound exciton에 기인한 I_1 봉우리로 얇은받개준위인 I_1^s 를 나타낸다. I_1^s 봉우리는 Matsumara 등[31]이 보고한 2.790 eV와 거의 일치하고 있다. 식 (5)에 의하여 I_1^s 에 대한 E_{BX}^b 는 13.2 meV이고 받개의 이온화에너지(E_A) 값은 $E_{BX}^b = 0.1E_A$ [27] 이므로 E_A 값은 132 meV이다. 따라서 받개의 질소에 대한 이온화에너지값은 110~115 meV[32]와 120 meV[33]에 비교하여 보면 본 실험에서는 약간 큰 이온화에너지 값을 갖는 것으로 나타났다. 이와 같은 결과는 질소 기체를 doping 하므로써 질소가 셀레늄을 대체한 것으로 보이며 I_1^s 는 I_1^N 인 것으로 고찰된다. 그러므로 얇은받개준위 I_1^s 의 근원은 질소의 doping으로 인하여 방출되는 봉우리로 고찰되는데 반폭치값이 매우 작고 세기가 강하게 나타나고 있는 것으로 보아 p형

ZnSe/GaAs 박막으로 성장되었음을 알 수 있다. 또한 HPM(Hot Probe Method) 방법으로 측정된 결과와도 일치함을 보였다. 449 nm와 454 nm에 있는 봉우리는 I_1 복제로 bound exciton I_1 과는 각각 LO-phonon 만큼의 차이를 가지고 있다. 460 nm(2.6953 eV) 봉우리는 DAP 봉우리며 465 nm에서 475.5 nm에 있는 봉우리들은 DAP 복제에 의한 발광 봉우리이다. 장파장대에 나타나는 넓고 약한 세기의 발광 스펙트럼은 SA 결합에 의한 것으로 고찰된다. 이와 같이 질소 기체를 주입하면서 성장한 PL 스펙트럼인 Fig. 5는 Fig. 4와 비교할 때 bound exciton I_1 이 I_2 보다 봉우리 세기가 현저하게 크며 반폭치도 매우 작았고 상대적으로 DAP나 SA 봉우리는 작게 나타나 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

고주파 반응성 스퍼터링에 의해 ZnSe/GaAs 박막을 성장하였다. 이때 최적성장조건은 표 1과 같았으며 DCRC 반폭치값은 340 arcsec로 나타났다. 질소 기체를 주입하지 않았을 경우 ZnSe/GaAs 박막은 bound exciton I_2 가 I_1 보다 크게 관측되었으며 좋은 결정성을 나타내었다. 질소 기체를 주입하면서 성장한 ZnSe/GaAs 박막은 질소 기체를 넣지 않았을 때와는 달리 bound exciton I_1 의 봉우리가 I_2 봉우리 보다 크고 반폭치 값도 매우 작았으며 봉우리 위치는 444.3 nm(2.7906 eV)로 얇은 받개준위인 I_1^s 를 나타내었다. 그런데 I_1^s 의 bound exciton 결합에너지가 13.2 meV이고 받개의 이온화에너지 E_A 가 132 meV인 것으로 보아 I_1^s 의 기원은 질소 기체를 주입함으로써 질소가 셀레늄을 대체하여 나타난 것으로 I_1^s 는 I_1^N 으로 표현될 수 있다. 성장된 결정의 표면과 격면을 전자현미경으로 관찰했을 때 표면이 균일하게 성장되었으며 기판과 박막의 계면이 평활함을 알 수 있었고, DCRC 측정에 의해 격자 부정합에 의한 변형 ϵ 값은 2.35×10^{-3} 이었으며 격자 부정합은 0.27%를 나타냄으로써 기판으로 사용한 GaAs의 <100> 방향과 일치하는 근소한 오차 내에서 박막이 성장되었음을 알 수 있다. 광발광에서 질소 doping에 기인하는 bound exciton I_1 의 강한 봉우리가 나타남으로써 p형 ZnSe/GaAs 박막이 양호하게 성장되었음을 확인하였다.

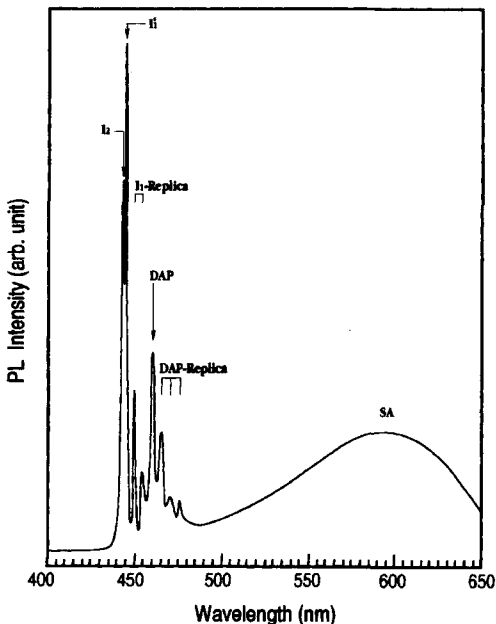


Fig. 5. Photoluminescence Spectrum of nitrogen-doped ZnSe/GaAs epilayer.

감사의 글

이 논문은 "1997년 한국학술진흥재단의 공모과제 연

구비(과제번호: 1997-002-D00133)에 의하여 연구" 되었으며 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] T. Yasuda, I. Mitsuishi and H. Kukimoto, Appl. Phys. Lett. 52 (1988) 57.
- [2] A. Yoshikawa, S. Muto, S. Yamaga and H. Kasai, J. Crystal. Growth 86 (1988) 279.
- [3] K. Akimoto, T. Miyajima and Y. Mori, Jpn. J. Appl. Phys. 28 (1989) L528.
- [4] M. Migita, A. Taike, M. Shiiki and H. Yamamoto, J. Crystal. Growth 101 (1990) 835.
- [5] P. Baume, J. Gutowski, D. Wiesmann, R. Heitz and A. Hoffmann, Appl. Phys. Lett. 67 (1995) 1914.
- [6] M. Behringer, P. Baume, J. Gutowski and D. Hommel, Phys. Rev.B, 57 (1998) 12869.
- [7] T. Taguchi and T. Yoo, J. Appl. Phys. 56 (1984) 3002.
- [8] T. Yao, Y. Makita and S. Maekawa, Jpn. J. Appl. Phys. 20 (1981) L741.
- [9] J. Reichow, J. Griesche, N. Hoffman, C. Muggelberg, H. Rossmann, L. Wilde, F. Henneberger and K. Jacobs, J. Crystal Growth 131 (1993) 277.
- [10] W. Stutius, Appl. Phys. Lett. 33 (1978) 656.
- [11] S. Fujita, H. Mimoto and T. Noguchi, J. Appl. Phys. 50 (1979) 1079.
- [12] K. Wasa and S. Hayakawa, Jpn. J. Appl. Phys. 12 (1973) 408.
- [13] J.S. Yong, K.K. Koo, S. Lee, S.Y. Kim and S.G. Oh, Sae Mulli 34(6) (1994) 690.
- [14] J. Kim, B. Han, S. Kim, H. Park and K. Kim, Ungyong Mulli 8(6) (1995) 601.
- [15] B. Han, S. Kim, J. Jo, S. Chang, J. Choi and J. Lee, Ungyong Mulli 9(1) (1996) 33.
- [16] S.H. Jang, D. Jung and Y. Roh, Ungyong Mulli 11(4) (1998) 419.
- [17] H. Asai and K. Oe, J. Appl. Phys. 54 (1983) 2052.
- [18] V. Swaminathan and A.T. Macrander, Materials Aspects of GaAs and InP Based Structures (Prentice Hall, 1991) pp. 185-186.
- [19] J. Hornstra and W.J. Bartels, J. Crystal Growth 44 (1990) 944.
- [20] H. Asai and K. Oe, J. Appl. Phys. 54 (1983) 2052.
- [21] H. Tatsuoka, H. Kuwabara, Y. Nakanishi and H. Fujiyasu, J. Appl. Phys. 67 (1990) 6860.
- [22] J.L. Merz, H. Kukimoto, K. Nassau and J.W. Shiever, Phy. Rev. B 6 (1972) 545.
- [23] J.L. Merz, K. Nassau and J.W. Shiever, Phy. Rev. B 8 (1973) 1444.
- [24] T. Yao, J. Crystal Growth, 72 (1985) 31.
- [25] P.J. Wright, B. Cockyne, P.J. Parbrowk, A.C. Joner, P.O. Brien and J. Crystal Growth 104 (1990) 601.
- [26] Y. Shirakawa and H. Kukimoto, J. Appl. Phys. 51 (1980) 2014.
- [27] R.E. Halsted and M. Aven, Phys. Rev. Lett. 14 (1965) 64.
- [28] T. Yao, Molecular Beam Epitaxy of Zn-Chalco-genides, Researches of the Electrotechnical Laboratory, No. 854, April (1985).
- [29] P.J. Dean, W. Stutius, G.F. Neumark, B.J. Fitzpatrick and R.N. Bhargava, Phys. Rev. B 27 (1983) 2419.
- [30] T. Matsumoto, S. Yoshida and T. Ichida, Jpn. J. Appl. Phys. 25 (1986) L413.
- [31] N. Matsumara, M. Tsubokura, N. Nakamura, K. Miyagawa, Y. Miyanagi and J. Saraie, Jpn. J. Appl. Phys. 29 (1990) L221.
- [32] W. Stutius, J. Crystal Growth 59 (1982) 1.
- [33] M. Migita, A. Taike, M. Shiiki and H. Yamamoto, J. Crytal Growth 101 (1990) 835.