

MBE 성장온도에 따른 GaAs 및 AlGaAs의 전기광학적 특성

이승웅*, 조훈영, 김은규, 민석기, 박정호*

한국과학기술연구원 반도체재료연구실, 서울, 136-791

*고려대학교 전자공학과, 서울, 136-701

Growth and characterization of GaAs and AlGaAs with MBE growth temperature

Seung Woong Lee*, Hoon Young Cho, Eun Kyu Kim, Suk-Ki Min and Jung Ho Park*

Semiconductor Materials Laboratory, Korea Institute of Science and Technology, Seoul
136-791, Korea

*Department of Electronics Engineering, Korea University, Seoul 136-791, Korea

요 약 분자선에피택시(molecular beam epitaxy)법을 이용하여 GaAs 및 AlGaAs layer를 undoped 반절연 (100) GaAs 기판 위에 성장하였고, 최적의 성장온도와 성장된 시료에 대한 전기적 및 광학적 특성을 조사하였다. Undoped GaAs층의 성장에 있어서는 측정결과로부터 As/Ga의 유속비가 약 20, 성장온도가 570°C일때 12K에서의 photoluminescence 반폭치(FWHM)가 1.14meV인 결정성이 좋은 시료가 얻어졌으며, p형으로서 carrier 농도가 $1.5 \times 10^{14} \text{cm}^{-3}$ 미만이고, Hall 이동도가 300K에서 $579 \text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 인 양질의 에피층이 얻어졌다. 또한 이들 시료에서는 ODLTS, DLTS 측정으로부터 2개의 hole형 깊은준위만이 관측되었다. Undoped AlGaAs층의 성장에 있어서는 As/(Ga+Al)의 유속비가 20이고, 600°C의 성장온도에서 표면 morphology와 결정성이 좋은 시료를 성장할 수 있었으며, 0.17~0.85eV에서 8개의 깊은 준위가 관측되었다. Si이 도핑된 AlGaAs층의 경우, PL 스펙트럼으로부터 Si의 도핑효과를 관측할 수 있었으며, Hall 측정으로부터 300K에서 $1.5 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 일 때 Hall 이동도가 $2547 \text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 인 시료를 얻을 수 있었다.

Abstract GaAs and AlGaAs epi-layers were grown on semi-insulating (100) GaAs substrate by molecular beam epitaxy (MBE) and their electrical and optical properties have been investigated by several measurements. In undoped GaAs, the p-type GaAs layers with the good surface morphology were obtained under the growth conditions of the substrate temperatures ranging from 570 to 585°C and the As₄/Ga ratios from 17 to 22. In the samples with the growth rates of the ranges of 0.9~1.1 μm/h, the impurity concentrations were in the ranges of 1.5×10^{14} ~ $5.6 \times 10^{14} \text{cm}^{-3}$ with the Hall mobilities of 590~410 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$. In the Si-doped GaAs, the n-type GaAs layers with low electron trap,

only two hole deep levels were observed with uniform doping profiles ($< 1\%$). AlGaAs layers with good surface morphology and crystallinity were grown under an optimum condition of the substrate temperature, 600°C . 8 deep level defects were observed between $0.17\sim 0.85\text{eV}$ in undoped AlGaAs layers.

1. 서 론

MBE 성장방법은 단위자층 정도로 정확하게 에피층의 두께를 제어할 수 있고, 균일한 도핑 특성을 얻을 수 있고, 조성비와 불순물 농도의 제어가 용이한 점 등 앞으로의 고속소자, 마이크로웨이브 및 광소자 등의 응용에 있어서 적절한 에피택셜 성장기술이라 할 수 있다. 또한 in-situ 관측 장비를 이용하여 결정성장중에 성장층의 결정성이나 표면상태 등을 관찰할 수 있으며 이를 이용하여 결정성장을 제어할 수 있다. 이러한 고순도 에피층성장은 성장 그 자체뿐만 아니라 각 source의 outgassing 및 시료의 세심한 준비로 가능하다.

고순도의 undoped로 성장된 시료는 일반적으로 carbon 불순물로 인해 p형의 전도특성을 나타낸다고 알려져 있으며[1], $1\text{M}\Omega/\square$ 이상의 고저항특성을 나타낸다. Si 불순물은 (100)기판에 성장되었을 경우 n형의 전도특성을 나타내며 As/Ga비를 증가시키면 Si이 Ga site에 더 많이 들어가게 되어 carrier 농도가 높아지게 된다고 알려져 있다[2]. 이점을 감안하여 Si이 도핑된 GaAs 에피층성장의 경우에는 As/Ga비를 20으로 고정하였다.

본 논문에서는 이중접합구조나 여러가지 소자의 응용에 있어서 고순도 및 양질의 에피결정의 성장층을 얻으며, 성장 조건을 수립하는데 있다. 이러한 양질의 결정 성장층은 상대적으로 질이 낮은 반절연 기판과 active층과의 분리를 위해 양질 및 고저항의 buffer층으로서 또는 이중접합소자의 고효율 활성층으로 이용될 수 있다. 이를 위해 성장된 undoped 및 Si-doped GaAs, AlGaAs layer를 capacitance-

voltage(CV), Hall 측정법, deep level transient spectroscopy(DLTS), optical DLTS, photo-induced current transient spectroscopy(PICTS), photoluminescence(PL) 등을 이용하여 전기적, 광학적 특성분석을 하였다.

2. 실험방법

2.1. MBE 성장

본 연구에서 사용된 장비는 VG V80H system으로 3개의 chamber로 구성되어 있으며, in-situ 관측장비로는 residual gas analyzer(RGA)와 가속전압이 30keV 인 reflection high electron energy diffraction(RHEED)를 장비하고 있다. Effusion cell은 직경이 3.4cm 인 원추형 pBN crucible을 사용했고 cell의 입구는 기판표면으로 부터 약 12.5cm 떨어진 위치에 있으며, 빔은 기판표면의 법선방향에서 약 24° 의 각도로 입사한다. Ga-cell은 Ga spitting 현상을 줄이기 위하여 cell 입구의 온도가 높은 hotlip 형태를 사용하였다.

본 실험에서 사용된 기판은 LEC법으로 성장된 undoped 반절연 $\{100\} \pm 0.5^\circ$ GaAs 웨이퍼이며, 크기는 가로 세로 $1.5\sim 2.0\text{cm}$ 의 시료를 사용하였다. TCE, acetone, methanol을 사용하여 세척한 후, $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (5:1:1)로 상온에서 약 1분간 에칭[3], 오염을 줄이기 위하여 대기에 노출시키지 않고 DI water 내에서 얇은 산화막을 형성시키고 인듐을 이용하여 미리 가열된 Mo 기판에 시료를 붙인 후 시료출입실, 준비 및 분석실을 거쳐 성장실로 들어가게

된다.

성장순서로는 먼저 cryo-shroud 내로 액체 질소를 채워 성장에 불필요한 기체류를 포획하며, 이를 RGA로 확인한 후 Ga 및 As-cell 등의 온도를 조절하여 유속을 보정하며 As의 경우 유속이 안정되기까지 약 1시간을 기다린다. 그 후 As 유속 속에서 시료의 온도를 높여서 (580~600℃) 산화막을 제거하며[4], RHEED로 이를 확인할 수 있다[5-7]. 이때 기판은 거의 원자적으로 청결한 상태가 되며 에피택셜 성장의 준비가 된다.

성장조건은 As-stabilized 표면구조를 유지하기 위하여[8] 성장온도는 570~590℃, As/Ga 비는 17~22, 성장률은 0.7~1.2 $\mu\text{m/hr}$ 로 하였다. 또한 에피층의 두께 및 도핑 농도의 균일도를 높이기 위하여 36~42rpm 정도로 기판을 회전시켰다[9].

실제 성장에 사용되는 온도의 범위는 Ga-cell의 경우 950~1020℃, As-cell이 270~290℃이며, 이때의 As/Ga의 유속비가 15~21 정도이다. MBE에서 GaAs층의 성장률은 Ga의 유속에 매우 민감하며, 기판의 온도에도 의존한다. 성장을 시작하기 이전에 As 유속의 안정화를 위하여 As-cell을 성장조건에 맞추어 놓고 약 1시간을 기다린다.

2.2. 특성분석장치

성장된 시료들의 깊은준위들의 특성을 DLTS (deep level transient spectroscopy)와 ODLTS (optical DLTS) 그리고 PICTS (photo-induced current transient spectroscopy) 방법을 이용하여 연구하였다. ODLTS와 PICTS 측정은 전기적 펄스 대신에 발광 다이오드(LED, 630이나 940nm)로 부터 광펄스를 사용하였으며 이들 장치의 제어 및 신호분석은 컴퓨터를 이용하여 자동화하였다. 또한 성장된 에피층의 doping profile과 전자 운송기구를 조사하기 위하여 CV 및 온도 의존성 Hall 측정을 하였다. 성장

된 시료에서의 광학적 특성과 결정성을 확인하기 위하여 PL을 사용하였다. PL 측정을 위한 여기광원으로는 514.5nm의 Ar 이온 레이저를 이용하였고, 시료로부터 나오는 PL 신호는 촛점거리가 0.75m인 monochromater로 분광하였다. 분광된 신호는 다시 PM tube(RCA C31034)로 감지하여 PC(photon counting)를 이용하여 컴퓨터로 입력하였다.

3. 실험결과

3.1. GaAs 성장 및 특성분석

Fig.1은 각각 다른 조건으로 성장된 두시료를 in-situ로 RHEED를 이용하여 시료표면의 결정성을 관찰한 것이다. RHEED의 경우 역격자의 간격에 비해서 Ewald구의 반경의 크기는 50~100배 정도로 크기 때문에 표면 morphology를 보다 자세히 관찰할 수가 있으며, 입사각도($1\sim 2^\circ$)가 작아서 전자선이 시료의 표면으로부터 수 원자층 밖에 침입하지 못하기 때문에 표면의 재구성에 대단히 민감하다[5,6]. Fig. 1의 As-stabilized (2×4) RHEED pattern으로부터, 성장전의 spot형태의 pattern이 성장이 시작되면서 streak 형태로 변하여 표면이 smooth해짐을 알 수 있으며, 20~30시간의 장시간의 성장후에도 계속 결정성을 유지하고 있는 것을 관찰할 수가 있다[5-7].

성장된 시료의 광학적 특성을 살펴보기 위하여 PL을 이용하여 관찰하였다. Undoped GaAs의 경우 성장전 시료표면의 산화막이 제거되는 온도를 기준으로 기판 온도를 560~606℃로 변화시켰다. 또한 시료 성장에 있어서 가장 중요한 변수중의 하나인 As/Ga의 유속비는 약 20일때 surface morphology가 가장 좋았다. Fig. 2(a)는 As/Ga 비가 20이며 585℃의 기판온도로 성장한 것으로 12K에서 반폭치가 1.55meV이며 exciton peak이 3개로 분리되며

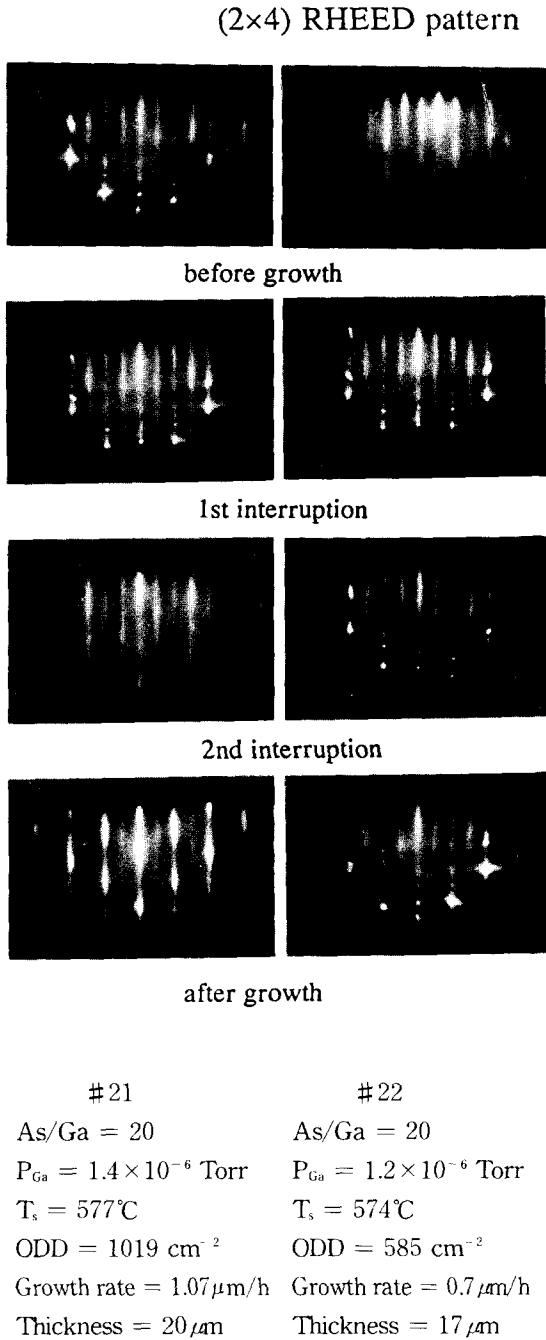


Fig. 1. (2×4) As stabilized [110] RHEED pattern.

defect와 관련된 peak이 관측된 반면, Fig. 2 (b)는 As/Ga 비가 20이며 570°C 의 기판온도로 성장한 것으로 반폭치가 1.14meV 이며, exciton이 free exciton(X), neutral donor(D° , X)와 ionized donor(D^+ , X) bound exciton과 neutral acceptor bound exciton(A° , X)[9]의 4개로 분리되어 있는 것으로 보아 좋은 결정성을 가지고 있는 것으로 판단된다. 또한 1.48eV 근처의 defect center peak이 상당히 줄어든 것도 알 수 있다. PL 측정결과 $570\sim 585^\circ\text{C}$ 의 기판온도에서 성장된 시료의 특성이 좋았으며,

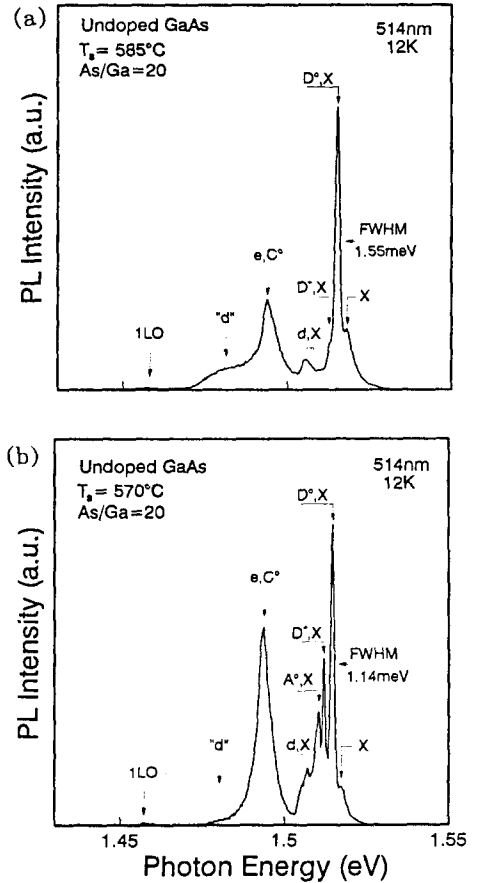


Fig. 2. PL spectra of undoped GaAs layer. (a) $T_s: 585^\circ\text{C}$, As/Ga: 20 and (b) $T_s: 570^\circ\text{C}$, As/Ga: 20.

특히 570°C의 기판온도가 가장 적절한 것을 알 수 있다.

한편 Si이 도핑된 시료의 경우, 585°C에서 성장된 시료가 가장 좋은 광학적 특성을 나타내었으며, 이것의 PL spectra를 Fig. 3에 나타내었다. 이 spectra에서 보이는 1.514eV의 exciton(D°, X) peak와 1.489eV의 (Si°, C°) peak는 Si-doped MBE GaAs 시료에서 전형적으로 나타나는 신호들이다[12]. 즉, 1.514 eV의 peak는 Si donor와 free exciton과의 구속에 의한 (D°, X)발광대이고, 1.489eV의 peak는 Si donor와 C acceptor 간의 DA pair (Si°, C°) 발광대이다. 또한 1.458 eV에 위치한 peak는 (e, C°) peak의 제 1 포논 replica이고, 1.511eV에 위치한 peak는 defect center(d, X) peak 이다.

Hall effect를 이용하여 전기적인 특성을 측정하여 Hilsun등이 이론적으로 계산한 값[11]과 비교해 보았다. Fig. 4에서 570~585°C의 기판온도에서 성장된 시료는 □, 그외의 기판온도에서 성장된 시료는 △로 표기하였다. Fig. 4

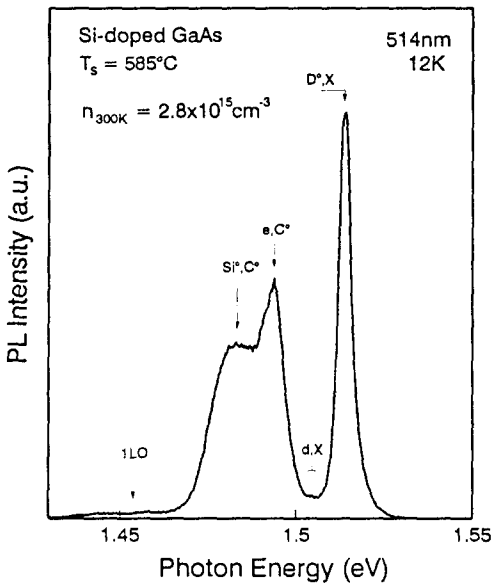
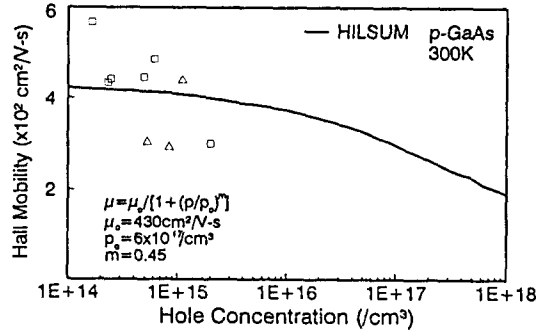
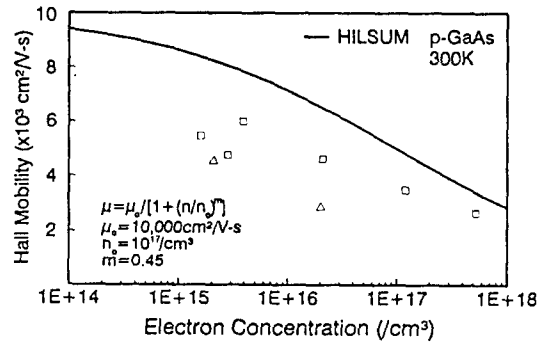


Fig. 3. PL spectra of Si-doped GaAs layer.



(a)



(b)

Fig. 4. Concentration dependence of the Hall mobility in GaAs at 300K. (a) undoped p type and (b) Si-doped n type.

(a)는 undoped p-type 시료로 이론곡선에 비하여 같은 불순물 농도에서 Hall 이동도 특성이 큰 것을 알 수가 있다. 한편 570~585°C에서 성장된 시료가 일반적으로 좋은 전기적 특성을 가진다는 것을 알 수 있다. 반면에, Si이 doping된 n-type 시료에서는 Fig. 4(b)에서 보여진 바와 같이 이론치보다는 전기적 특성이 떨어짐을 알 수 있다. 이것은 Si source나 Si cell에서 완전한 outgassing이 아직 안되었거나 순도의 문제일 수가 있으나 계속된 연구가 필요하다.

Fig. 5는 CV법을 이용하여 Si이 도핑된 시료의 Si-cell의 온도에 따른 depth와 carrier 농도

와의 관계를 알아 보았다. Carrier 농도가 $7 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 인 경우 깊이에 따른 오차범위가 1% 미만으로 carrier profile이 균일하다는 것을 알 수 있다. 그러나 낮은 Si 농도에서는 균일도가 다소 떨어지는 결과를 얻을 수 있었으며, 이것은 unintentional 불순물(C)이나 acceptor형 깊은준위 defect등이 포함되어 있음을 의미하며, 또 한가지 원인으로서 액체질소의 균일한 공급이 또 하나의 원인으로 작용할 수가 있다. Si-cell의 온도와 carrier 농도와의 관계에서 기울기를 계산하여 Si-cell의 온도와 도핑농도와의 관계식을 아래와 같이 구할 수 있었다.

$$\text{Dose}(300\text{K}) = 1.3 \times 10^{40} \exp[-7.26 \times 10^4/T] \text{ cm}^{-3} \quad (1)$$

Si이 도핑된 시료를 DLTS 및 ODLTS를 이용하여 MBE 방법으로 성장한 GaAs 내의 깊은준위 defect들을 조사한 것을 Fig. 6에 나타내었다. 측정시 rate window는 18.48s^{-1} 로 고정하였으며, ODLTS 측정시 pulse 광원으로는 940nm의 LED를 사용하였다. 측정된 시료로는 Si이 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 정도 도핑되었으며, 성장시 As/Ga 비는 20이며 성장시 기판온도는 570°C 이다. Fig. 6에서 보는 바와같이 electron형 깊은준위 defect는 DLTS로 관찰되지 않았다. 이것은 측정된 시료내에 electron형 깊은 준위 defect가 거의 없거나, 매우 미소한 양만이 존재하고 있음을 나타낸다. 그러나 minority 깊은준위 defect(n-type에서 hole deep level)들은 ODLTS 방법으로 관찰할 수가 있었는데, 주로 가전자대 위로 각각 0.59eV와 0.25 eV의 위치에서 $1.2 \times 10^{-14} \text{cm}^{-2}$ 와 $3 \times 10^{-16} \text{cm}^{-2}$ 의 광학적 포획단면적을 가지고 있음을 관찰할 수 있었다. 특히 이 0.59 eV 위치에 존재하는 hole 깊은준위는 Fe와 관계된 깊은준위 defect로서 알려져 있으며[13-15], 상대적으로 높은 밀도를 나타내고 있다. 실제 이 깊은준위 defect는 Si carrier의 보상원으로서 n-type GaAs 반도체

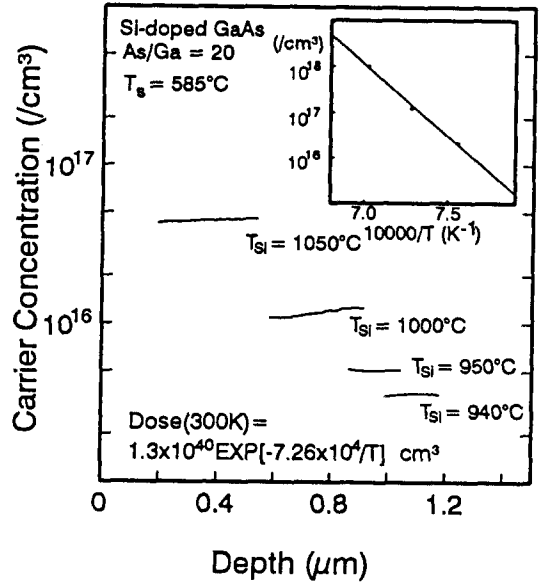


Fig. 5. Carrier profile with Si-cell temperature.

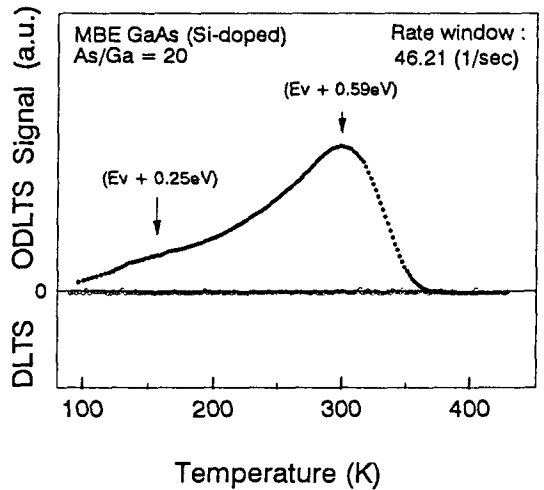


Fig. 6. DLTS and ODLTS spectra of si-doped GaAs lagyer.

에서 치명적인 결함상태로 생각되며, 이 결함 상태의 근원과 이것을 감소시키는 것이 우선 수행되어야 할 것이다.

3.2. Al_xGa_{1-x}As의 성장 및 특성분석

Fig. 7은 As/(Al+Ga)의 유속비가 20, 성장 온도가 600°C의 조건으로 성장한 시료의 PL 스펙트럼으로 12K에서 반폭치가 13.1meV이다. 1.8561eV는 carbon acceptor이며, 1.8947eV의 peak는 defect exciton이다. 1.915eV의 donor bound exciton peak의 에너지(hν_x)로부터 다음과 같은 식에 의해서 Al의 조성이 약 32.4% 정도라는 것을 알 수 있었다[16].

$$h\nu_x = 1.512 + 1.245x \text{ [eV]} \quad (2)$$

AlGaAs 층의 luminescent 특성은 기판의 온도와 성장층의 As flux 등에 크게 의존한다. As-stabilized한 성장조건에 필요한 최소한의 As pressure와 높은 성장온도로 최적의 결과가 나타난다[17-19]. Fig. 8은 최적의 성장온도를 결정하기 위하여 같은 조건에서 기판온도만을 변화시켜 성장시킨 시료의 exciton peak의 PL 에너지의 변화를 관찰한 것으로 기판온도의 증가에 따라 GaAs층에서는 Ga이 방출되어 에피층의 두께만 얇아지지만, AlGaAs층에서는 두께 뿐만 아니라 Ga의 방출로 인해 상대적으로 Al의 조성이 높아지는 것을 알 수 있다[20]. 또한 600°C에서 성장한 시료의 PL 강도가 가장 좋으며, 반폭치도 우수하며, 표면 형상도 좋은 것으로 보아 AlGaAs층의 성장에 있어서 가장 적합한 성장온도로 보여진다[17-18]. 성장된 undoped AlGaAs의 깊은준위 결함상태를 알아보기 위해 photoinduced current transient spectroscopy (PICTS) 측정을 하였다. Undoped AlGaAs와 같은 고저항의 시료의 깊은준위 결함상태는 DLTS와 ODLTS 등으로는 불가능하며 높은 증폭도를 가진 고속의 PICTS가 적합

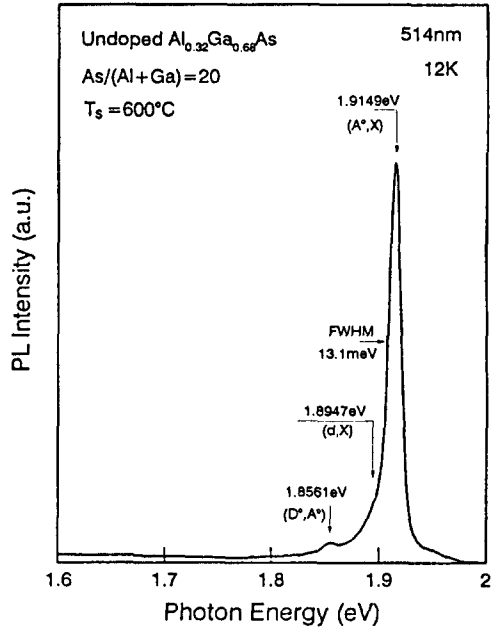


Fig. 7. PL spectra of AlGaAs layer.

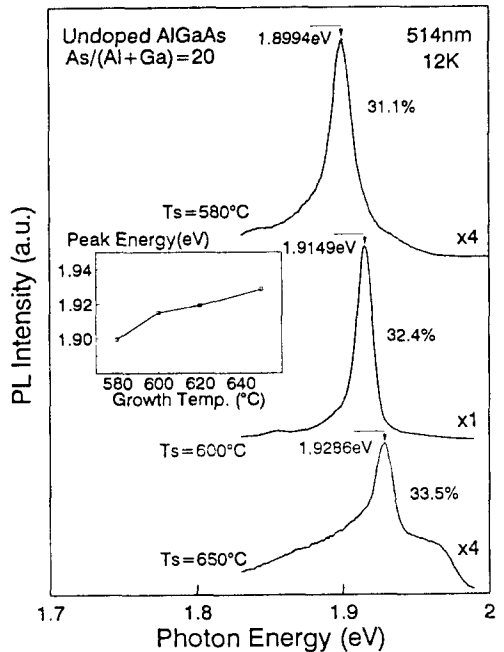


Fig. 8. PL energy shift with different growth temperature.

하다. PICTS 측정시 rate window는 18.48 s^{-1} 로 고정하였으며, ODLTS 측정시와 같이 pulse 광원으로는 940nm의 LED를 사용하였다. Fig. 9는 undoped AlGaAs 시료의 깊은준위 결함상태를 보여주는 PICTS 신호로서 점선으로 나타낸 것이 650°C에서 성장된 시료의 신호이며 실선으로 나타낸 것이 600°C에서 성장된 시료의 신호이다. 이 신호에서 A1(0.17 eV)과 A2(0.19 eV) 깊은준위들은 MBE 성장시 나타나는 주된 깊은준위 결함상태로 알려져 있으며, 특히 200K 근처에서 나타나는 A4(0.42 eV)준위는 Cu와 관련된 깊은준위로서 높은 성장온도에서 크게 나타났다. Table 1에 이들 8개의 결함상태들에 관한 활성화 에너지와 광포획 단면적을 나타내었으며, 계산이 어렵거나 알려져 있지 않은 결함상태는 “-”로 표시하였다. 이 측정결과로부터도 650°C에서 성장된 시료보다 600°C에서 성장된 시료에서 깊은준위 defect 밀도도 상대적으로 낮다는 것을 알 수 있다. 이것은 높은 온도에서 성장시 깊은준위 결함상태로 작용할 수 있는 불순물(Cu 또는 Fe 등)들이 기판과 chamber 내에서 확산되어

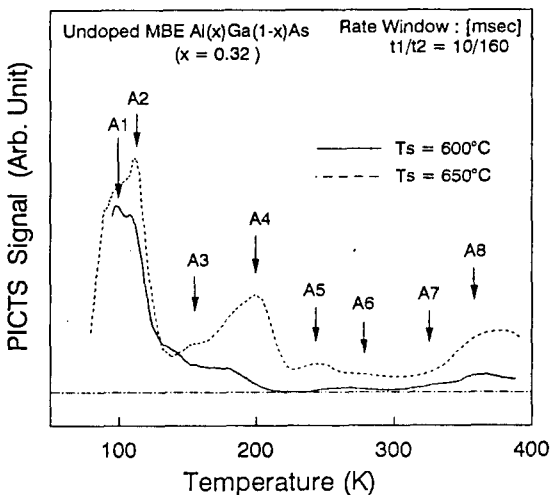


Fig. 9. PICTS spectra of undoped AlGaAs layer.

Table 1

Deep levels in undoped AlGaAs

	Energy	Optical capture cross section (cm^2)	Remark
A1	0.17eV	-	MBE defect
A2	0.19eV	-	MBE defect
A3	0.22eV	-	MBE defect
A4	0.42eV	-	Cu
A5	0.52eV	-	-
A6	0.64eV	3.1×10^{-18}	-
A7	0.79eV	-	-
A8	0.85eV	2.2×10^{-18}	Cr

들어간 것으로 생각되어진다. 위 결과들을 종합해보면, 성장온도의 증가가 undoped AlGaAs 성장시 결정성 회복에 영향을 주지만, 한편으로 성장온도 증가시 깊은준위 불순물들이 시료의 전기광학적 물성에 나쁜 영향을 줄 수 있으므로 As/(Ga+Al) 비가 20일 때 600°C 성장온도가 가장 이상적인 성장온도라고 생각된다.

이러한 결과를 이용하여 AlGaAs층에 Si를 도핑하였는데, 그때 성장온도를 600°C로 고정하였으며 As/(Ga+Al) 유속비를 20으로 고정하였다. Si이 도핑된 시료의 도핑 농도에 따른 PL spectra를 Fig. 10에 나타내었다. Al의 조성이 direct bandgap인 범위에서, 도핑농도가 낮을 경우 가전자대 근처의 PL 스펙트럼에는 donor-bound exciton (D^0 , X)이 주로 관측된다. 이 외에도 bound exciton peak보다 71 meV 에너지가 낮은 위치에서 C 억셉터와 관련된 (D^0 , A^0)와 (e , A^0) 신호로 나타나며, 도핑농도가 증가함에 따라 D-A pair 간의 거리가 saturation되므로 이 신호의 위치가 약간씩 높은 에너지로 변화하며, 최종적으로는 (e , A^0) 신호로 변화함을 알 수 있다[18]. 다음으로 (D^0 , A^0) 보다 58meV 에너지가 낮은 위치에서 나타나는 신호는 Si 도핑의 증가에 따라 나

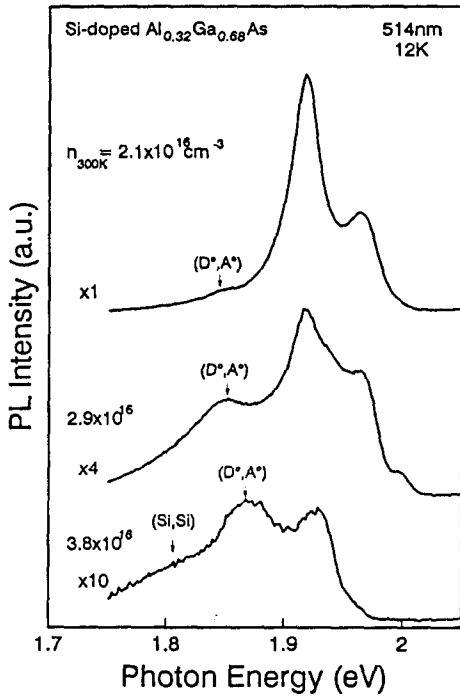


Fig. 10. PL spectra of Si-doped AlGaAs layer.

타나는 As 위치에 Si_{As} 엑셉터와 관련된 Si-Si DA 재결합에 의한 것으로 생각된다[19]. Fig. 11은 Al의 조성비가 32%일 때 Si이 도핑된 시료를 Hall 측정으로 전기적 특성을 관측한 것으로 이론적인 계산치에 비해 전자 이동도가 월등히 높은 것으로 보아 전기적인 특성이 우수함을 알 수 있다.

4. 결 론

MBE를 이용한 GaAs와 AlGaAs 성장조건중 최적의 기판온도 조건을 얻었으며, 이를 이용하여 성장된 시료의 물성이 연구되었다. 570°C에서 성장된 GaAs층의 경우, 표면 morphology가 좋으며, 낮은 표면 defect 밀도를 가지는 시료를 얻을 수 있었다. Undoped 경우, Hall 측정의 결과로부터 엑셉터 농도가 $1.5 \times 10^{14} \text{cm}^{-3}$ 미

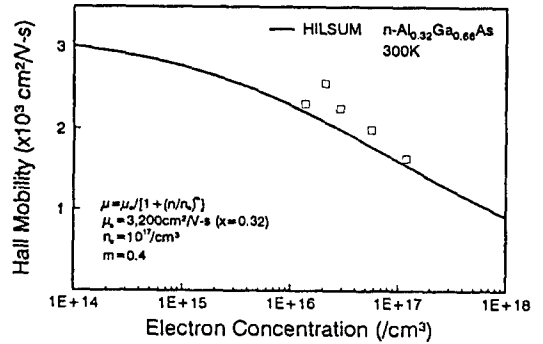


Fig. 11. Concentration dependence of the Hall mobility in Si-doped $Al_{0.32}Ga_{0.68}As$ at 300K.

만이고, Hall 이동도가 300K에서 $579 \text{cm}^2/\text{V-s}$ 인 시료를 재현성 있게 성장시킬 수 있었고, PL 측정 결과로부터 결정성이 좋고, 12K에서 반폭치가 1.14meV인 시료를 얻을 수 있었다. Si이 도핑된 시료의 경우 단지 2개의 hole 깊은 준위 defect가 관측되었다. AlGaAs층의 성장에 있어서는 최적의 성장온도인 600°C의 성장 온도에서 표면 morphology와 결정성이 좋은 시료를 성장할 수 있었으며, 0.17~0.85eV에서 8개의 깊은 준위가 관측되었다. Si-doped AlGaAs층의 경우, Hall 측정으로부터 300K에서 $1.5 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 일때 Hall 이동도가 $2547 \text{cm}^2/\text{V-s}$ 인 시료를 얻을 수 있었다.

참 고 문 헌

[1] C. Weisbuch, R. Dingle, A.C. Gossard and W. Wiegmann, in Gallium Arsenide and Related Compounds 1980, Inst. Phys. Conf. Ser. 56 (1981) 711.
 [2] M. Helblum, E.E. Mendez and L. Osterling, J. Appl. Phys. 54 (1983) 12.
 [3] W.T. Tsang, F.K. Reinhart and J.A. Ditzenberger, Appl. Phys. Lett. 36 (1980) 118.

- [4] A.Y. Cho and J.R. Arthur, Progress in Solid State Chemistry, Vol. 10, eds. G. Somorjai and J. McCaldin (Pergammon, New York, 1975) p. 157.
- [5] A.Y. Cho, J. Vac. Sci. Technol. 8 (1971) 531.
- [6] A.Y. Cho, J. Appl. Phys. 41 (1970) 2780.
- [7] A.Y. Cho, J. Appl. Phys. 42 (1971) 2074.
- [8] A.Y. Cho, in The Technology and Physics of Molecular Beam Epitaxy, ed. E.H.C. Parker (Plenum, New York, 1985) p. 3.
- [9] R.F.C. Farrow, Fifth Molecular Beam Epitaxy Workshop, Atlanta (October, 1983).
- [10] D.J. Ashen, P.J. Dean, D.T.J. Hurle, J.M. Mullin, A.M. White and P.D. Greene, J. Phys. Chem Solids 36 (1975) 1041.
- [11] C. Hilsum, Electron Lett. 10 (1974) 259.
- [12] F. Briones and D.M. Collins, J. Electron. Mat. 11 (1982) 847.
- [13] P.K. Bhattacharya, H.J. Buhlmann, M. Ilegems and J.L. Staehli, J. Appl. Phys. (1982) 6391.
- [14] R.A. Stall, C.E.C. Wood, P.D. Kirchner and L.F. Eastman, Electron. Lett. 16 (1980) 171.
- [15] A. Mittonneau, G.M. Martin and A. Mircea, Electron. Lett. 13 (1977) 666.
- [16] R. Dingle, R.A. Rogan and J.R. Arthur, in Gallium Arsenide and Related Compounds 1976, Inst. Phys. Conf. Ser. 33a (1977) 210.
- [17] G.W. Wicks, W.I. Wang, C.E.C. Wood, L. F. Eastman and L. Rathbun, J. Appl. Phys. 52 (1981) 5792.
- [18] V. Swaminathan and W.T. Tsang, Appl. Phys. Lett. 38 (1981) 347.
- [19] J.M. Ballingal and D.M. Collins, J. Appl. Phys. 54 (1983) 341.
- [20] R. Fisher, J. Klem, T. Drummond, R.E. Thorne, W. Kopp, H. Morkoc and A.Y. Cho, J. Appl. Phys. 54 (1983) 2508.