

<연구논문>

저압 MOCVD법에 의한 (100)-GaAs 기판 위의 $Ga_xIn_{1-x}P$ 성장과 특성

전성란 · 손성진 · 조금재 · 박순규 · 김영기

전북대학교 자연과학대학 물리학과
(1994년 2월 3일 접수)

Low Pressure MOCVD Growth and Characterization of $Ga_xIn_{1-x}P$ Grown on (100) GaAs Substrates

Seong-Ran Jeon, Sung-Jin Son, Geum-Jae Jo, Soon-Kyu Park and Young-Ki Kim

Department of Physics, Chonbuk National University, Jeonju 560-756, Korea
(Received February 3, 1994)

요 약 - $x \cong 0.51$ 인 $Ga_xIn_{1-x}P$ 에피층을 저압 MOCVD 성장법으로 TEGa(triethylgallium), TMIIn(trimethylindium) 등의 MO(metalorganic) 원료와 PH_3 (phosphine)를 사용하여 GaAs(100) 기판 위에 성장하였다. 성장조건에 의한 표면 morphology, 결정결함, 성분비, PL spectra, 운반자 농도와 이동도 및 DLTS spectra와 같은 성장층의 특성을 관찰하였다. 650°C의 성장온도와 V/III 비, 즉 TEGa와 TMIIn 두 원료의 유량에 대한 PH_3 의 유량비가 160~220일 때 가장 좋은 성장표면을 나타내었다. 성장물은 PH_3 의 유량변화에 아무런 영향을 받지 않음을 알 수 있었다. $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ 에피층과 기판의 격자상수 차에 의한 격자 부정합 $\Delta a_{\perp}/a_0$ 은 약 $(3.7 \sim 8.9) \times 10^{-4}$ 이었으며 실온과 5 K에서 에피층의 PL 피크 에너지는 각각 1.85 eV와 1.9 eV였다. 성장층의 운반자 농도와 이동도는 V/III 비에 따라 달라지는데 그 비가 120에서 220으로 증가함에 따라 농도는 $1.8 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 에서 $8.2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 로 증가하였고 이동도는 1010 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$ 에서 366 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$ 로 감소하였다.

Abstract - Epitaxial layers of $Ga_xIn_{1-x}P$ with $x \cong 0.51$ were grown on the GaAs substrates oriented 2° off (100) toward $\langle 110 \rangle$ by low pressure MOCVD growth technique using triethylgallium (TEGa), trimethylindium (TMIIn) and phosphine (PH_3). Surface morphology, crystal defects, composition, photoluminescence spectra, carrier concentration and DLTS spectra of the grown layers were investigated. Good quality epilayers with featureless surface were obtained at growth temperature of 650°C and V/III ratio, i.e., PH_3 flow rate divided by the sum of TEGa and TMIIn flow rates, of 160 to 220. The growth rate turned out to have no dependence on phosphine flow rate. The lattice mismatches $\Delta a_{\perp}/a_0$ between grown $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ epilayer and GaAs substrate were $(3.7 \sim 8.9) \times 10^{-4}$ and the PL peak energies of the epitaxial layer at room temperature and 5 K were 1.85 eV and 1.9 eV, respectively. With increasing V/III ratio i.e., phosphine flow rate, from 120 to 220, the carrier density and mobility of undoped epitaxial layers increased from 1.8×10^{16} to $8.2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ and decreased from 1010 to 366 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$, respectively.

1. 서 론

GaAs에 격자 정합된 $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ 는 그의 에너지 밴드갭이 상온에서 1.9 eV로써 발광 파장이 약 650 nm인 적색 LED 및 레이저 다이오드의 활성층 재료로써

매우 중요한 소재가 되었다[1-2]. 특히, $Ga_xIn_{1-x}P$ /GaAs 물질계는 계면에 있어서의 valence-band의 큰 불연속성[3], 계면에 있어서의 운반자의 낮은 재결합 속도[4], 에너지 띠틈간격이 거의 비슷한 $Al_{0.37}Ga_{0.63}As$ 와 비교할 때 산화(oxidation)가 잘 되지 않는다는 점[5],

그리고 DX center 등과 같은 deep-level이 적으며 높은 농도의 도우핑이 가능하다는 점[6] 등의 다양한 장점들을 갖고 있다. 이와 같은 장점들은 HBT(heterojunction bipolar transistor)[7]나 HFET(heterostructure field-effect-transistor)[8]의 제조에 매우 유리한 특성이다. 또한 $Ga_xIn_{1-x}P$ 는 x 가 0.51일 때 저온에서 2.18 eV의 높은 직접 천이 띠간격을 갖고 있으며 GaAs와 격자 정합을 이룰뿐 아니라, $x=0.51(1+0.92y)$ 로 주어지는 $GaAs_{1-y}P_y$ 와도 격자 정합을 이룰 수 있다 [9]. 그래서 GaAs, $GaAs_{0.7}P_{0.3}$ 및 $GaAs_{0.61}P_{0.39}$ 등은 $Ga_xIn_{1-x}P$ 에피층을 성장하기 위한 기판으로 널리 이용되고 있다[9]. Epitaxy 성장방법 중에서 MOCVD법은 에피층의 성분비와 두께의 정확한 조정이 가능하고 양산성이 좋아 생산비의 경제성이 유리하기 때문에 epitaxy 성장기술로써 중요한 지위를 확보하게 되었다[10]. MOCVD법은 반응이 비가역적이므로, 다층 구조 성장층간의 계면 성분에 있어 매우 급준한 전이(abrupt transition)가 가능하며 또한 결정성장이 LPE 방법에 비하여 비교적 낮은 온도에서 이루어지기 때문에 dopant 등의 interdiffusion 효과를 최소화할

수 있다[11].

본 실험에서는 연구실에서 직접 제작한 MOCVD 장치를 이용하여 저압 MOCVD법에 의해 적절한 성장조건을 찾아 $Ga_xIn_{1-x}P$ 를 GaAs 기판에 성장시켰으며 이들 에피층의 두께와 표면 morphology를 SEM을 사용하여 측정하였다. X-선 이중결정 회절과 PL 측정으로 격자 부정합 정도, 성분비 x 값, 에너지 띠간격 등을 조사하고 에피층의 Hall 효과와 DLTS 측정을 통하여 전기적 특성을 조사하였으며 특히 MO 원료인 금속 alkyl의 유량에 의한 성분비 변화, 성장온도와 MO 원료대 PH_3 와의 비, 즉 V/III 비가 성장층 특성에 미치는 영향을 알아보았다.

2. 실험

2.1. MOCVD 성장 장치

그림 1은 본 실험실에서 직접 제작한 MOCVD 장치의 개요도로써 성장압력을 저압(1 torr 이하)에서부터 대기압까지 조정할 수 있게 하였으며 gas manifold는 일정량의 반응 기체를 혼합시킨 다음 반응 cha-

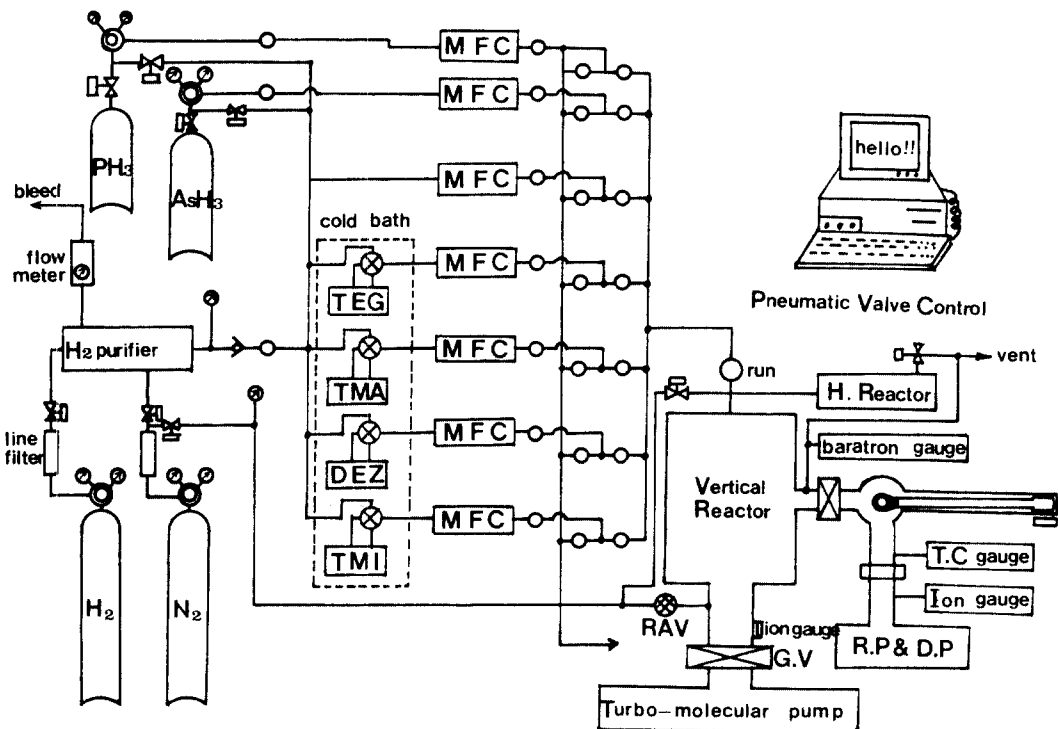


그림 1. MOCVD 장치의 전체 개요도.

mber에 유입하도록 구성하였다. 또한 시료를 성장실에 넣고 꺼낼 때, 성장실이 대기에 노출되지 않게 하기 위하여 진공 load lock system을 설치하였다. 이를 기능별로 분류하면 반응 기체공급 system, 성장실과 반응 기체 배기처리 system으로 구분할 수 있다. 반응원료 기체의 공급 system은 배관내 벽으로부터 방출되는 오염을 최소화하고 또한 반응기체의 압력저하등을 고려하며 배관의 길이는 되도록 짧게 하는 원칙하에서 설계하였다. 여기에 사용된 valve는 자동제어를 위하여 모두 압축공기작동식(Nupro: SS-4BK-V 51-1C, SS-8BK-TWIC)를 사용하였고 도관은 전해연마된 SS-316L관을, 또 모든 연결부분은 가스의 누출을 방지하기 위하여 가장 신뢰성이 있는 VCR로 하였다. 또 TEGa나 TMAI의 수소 공급 및 배기를 위한 valve는 본 목적에 적합하고 또 편리하도록 개조하였다. AsH₃, PH₃ 용기와 이의 압력 조정기 사이에는 고순도 수소 도입관을 연결하여 AsH₃, PH₃ 용기와 이의 압력 조절기를 연결할 때에 그들 간에 있게 마련인 공기를 먼저 배기한 다음, 수소를 충분히 흘려주어 제거함으로써 산소에 의한 오염을 제거토록 하였다. 수소 정화장치의 수소 확산관은 Johnson Mathey의 파라디움관(3 mm)을 구입하여 제작했는데 유량은 배압이 5 kg/cm²일 때 10 lit/min이다. 가열온도는 파라디움관의 수명을 생각하여 온도조절기를 사용하여 300°C로 안정시켰으며 관의 오염물을 제거하는데 각별한 신경을 썼다. 본 장치에서 사용하는 MO 원료는 저온에서 온도를 일정하게 유지해야 하므로 소형냉동기로서 일단 저온으로 한 다음 가열선의 전력을 조정하여 임의 온도에서 안정시키는 방법을 썼다. 냉동기의 동력은 1/4 HP인 바 최저 -28°C 까지 온도를 하강시킬 수 있으며 PID형 온도조절기로서 가열선의 전력을 조정함으로써 50°C 에서부터 -25°C 영역까지 임의로 설정토록 하였다. 또 열전도 매체로는 액체보다는 열용량이 적은 공기로 하였고 온도분포의 균일성을 유지하기 위하여 소형 fan을 써서 공기를 강제대류시키는 방법을 썼다. 성장시 성장장치 내부의 잔류 불순물에 의한 오염을 최대한 억제하기 위하여 loading chamber의 일부를 제외하고는 부품의 결합 부위에는 금속 gasket를 사용하였으며 feedthrough나 valve 등 부품을 UHV용으로 하여 전체를 초고진공 system으로 하였다. 성장실 내부를 수시로 들여다 볼 수 있도록 UHV viewport를 설치하였으며 viewport

및 시료 출입구에는 AsH₃, PH₃ 분해로 인하여 생성되는 As, P의 부착을 억제키 위하여 shutter를 설치하였다. 성장실의 크기는 16 cmφ×16.5 cm로 하였으며, 재료는 SUS-304이고 성장실 상부는 온도 상승을 억제키 위하여 수냉식으로 하였다. 성장실의 배기는 turbo pump(Leybold, PT 360, 배기 속도 345 lit/sec)를 썼으며 loading실에는 유확산 펌프에 액체 질소 trap을 부착시킴으로써 pump 유의 확산을 제어하였다. 진공계로 loading실에는 varian 843, 성장실에는 Perkin-Elmer DGCIH nude gauge를 썼다. Loading실의 최고 진공도는 액체 질소 trap을 작동시켰을 때 2×10^{-7} torr까지였고, 성장실은 1×10^{-6} torr까지는 12분, 5×10^{-7} torr까지는 약 45분 걸리고 150°C로 일주야 baking함으로써 1.3×10^{-8} torr까지 도달할 수 있었다. 시료의 load lock도 cesium-cobalt 자석을 활용하여 제작하였다. 성장실의 압력은 capacitance manometer(MKS Baratron gauge, 측정압력; 0~100 torr)를 설치하여 측정하였다. 성장 과정에 있어서 반응기체의 배기장치로서 사용한 진공 펌프로는 배기 속도 600 lit/min인 회전 펌프이다. 완충 탱크는 각기 용량이 5 lit인 것과 3 lit인 두 개를 설치하였으며 이들 사이에는 내경 42 mm, 길이 62 cm인 석영관을 연결하고 이를 850°C로 가열하여 배기가스를 통과시킴으로써 반응 기체를 열분해 시키도록 하였다. 열분해로 인하여 생성된 고형 분말은 회전 펌프 바로 앞의 3 lit 용기내의 filter에서 trap되게 하여 펌프에 유입되는 것을 방지하였다. Filter 재료는 ceramic wool로 했으며 conductance를 되도록 크게 함과 더불어 filter의 기능을 제대로 발휘할 수 있도록 설계하였다. 이와 같이 해서 배출된 반응 기체 중에는 미처 열분해가 되지 않은 AsH₃, PH₃이 있을 수 있음으로 이를 화학적으로 처리하기 위하여 Mathisol에 흡수시켜 충전시킨 scrubber를 거치도록 하였다.

2.2. Ga_xIn_{1-x}P/GaAs의 성장

성장에 사용된 기판으로는 <110> 방향으로 2° off된 (100)면을 갖는 Si이 doping된 n형 및 Cr-doping된 반절연성 GaAs를 사용하였다. 성장압력은 70 torr, 수소의 유량을 2000 sccm으로 일정하게 하고 성장온도는 610~690°C, V/III 비는 120~220 범위에서 변화시켜 가면서 30분 또는 1시간 동안 성장하였다. 실험에 앞서 기판 표면의 유기물을 제거하기 위하여,

표 1. Ga_{0.51}In_{0.49}P의 성장조건

성장온도	610~690℃
성장압력	70 torr
성장시간	30분~1시간
TEGa의 온도 및 증기압	12℃, 2.7 torr
TEGa의 flow rate	0.032 sccm
TMIIn의 온도 및 증기압	17℃, 1.36 torr
TMIIn의 flow rate	0.031 sccm
PH ₃ 의 flow rate	7.5~13.5 sccm
V/III 비의 변화	120~220
H ₂ 의 total flow rate	2 lit/min

트리클로로에칠렌, 아세톤과 증류수 순으로 각각 3분씩 초음파 세척 후, N₂ 가스를 사용하여 건조시켰다. 기판 세척 후, H₂SO₄:H₂O₂:H₂O=8:1:1의 에칭 용액을 사용하여 70℃의 온도에서 약 3분간 chemical etching을 하였다. 세척된 기판을 시료장착실에 넣고 1×10⁻³ torr까지 진공 배기시킨 후, gate valve를 열고 susceptor를 성장실의 heater 위에 올려 놓는다. 기판을 성장온도까지 가열시키는 동안 H₂를 흘려주고, 기판온도가 400℃에 도달할 때부터 PH₃를 흘려준다. 설정한 온도에서 5분간 열평형을 유지시킨 뒤 TEGa와 TMIIn를 흘려주면서 GaInP의 에피층을 성장하였다. Ga_{0.51}In_{0.49}P를 성장하기 위한 성장조건을 표 1에서 보여주고 있다.

반응 가스로써 성장에 사용한 PH₃는 수소로 희석시킨 20% PH₃(solkatronics제품)이었고 TEGa와 TMIIn은 Morton제품을 사용하였다. In 원료로써 TMIIn을 사용한 이유는 TEIn에 비하여 증기압이 10배 정도 높아 실온에서 다루기가 편리하고 polymer 형성반응이 둔한 것으로 알려져 있기 때문이었다[12]. 또한 본 실험에서는 Ga 원료로써 처음에는 TMGa를 썼으나, 그의 증기압이 높아 미세한 유량 조정에 어려움이 많았기 때문에 그 보다 증기압이 훨씬 낮은 TEGa로 교체하여 성장하였다. 성장물은 TMIIn, TEGa 및 PH₃의 유량과 성장온도를 변화시켜 가면서 박막을 성장하여 비교하였다.

2.3. 특성 측정장치 및 방법

성장된 GaInP의 표면 morphology 및 두께를 알아보기 위하여 광학 현미경과 SEM(scanning electron microscope; JEOL, JSM-35C)을 사용하였으며 Ga_xIn_{1-x}P의 x 성분을 결정하기 위하여 X-선 이중결정 회절장치

(double crystal x-ray diffraction; DCXD)를 사용하였다. 사용한 X-선은 CuKα₁의 GaAs wafer에 의한 (004) 회절선이었으며 slit 1, 2의 크기는 1 mmφ이다. 측정조건은 step size를 1 sec로 하고 step당 count 시간은 0.3 sec로 하여 측정하였다. Ga 성분비 x와 에너지 띠틈간격을 알아보기 위하여 PL(photoluminescence)를 측정하였다. 광원은 power density가 70 mW/cm²인 Ar 레이저(λ_p=5145 Å)를 이용하였고 SPEX계 spectrometer(f=1.26 m)를 사용하였다. 전기적 특성은 van der Pauw 방법을 이용한 Hall 효과 측정을 하므로써 운반자 농도와 이동도를 알아보았다. Hall 효과 측정을 위한 ohmic contact은 3 mm×3 mm 크기의 시료에 In 전극을 증착하였고, 450℃의 N₂ 분위기에서 3분간 annealing하였다. Ga_xIn_{1-x}P의 깊은 준위 띠틈 특성을 알아보기 위하여 DLTS(deep level transient spectroscopy) 측정을 하였는데, 기판쪽에는 Au-Ge를 증착하여 ohmic 전극을 만들었고 성장층에는 Au를 증착하여 Schottky 접합을 만들었다. 측정장치는 전기 Bio-Rad Co.의 DLTS system이었다. 측정에 있어서는 시료에 따라 주파수는 10 ms, 역전압은 -1~-5 volt 범위에서 선택하였다. 또한 한번의 온도 scanning으로 동시에 2개씩 rate window를 선택하고 3번 측정하여 6개의 DLTS 신호를 얻어낼 수 있도록 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

본 실험에서는 성장온도를 610~690℃로 변화시켜 가면서, Ga_xIn_{1-x}P를 성장한 결과 650℃의 온도에서 가장 좋은 surface morphology를 얻을 수 있었다. 그림 2는 성장온도가 610, 625, 650와 690℃의 성장온도에서 성장된 Ga_{0.51}In_{0.49}P 층의 표면 SEM 사진이다. 성장온도가 610℃일 때, 성장표면은 매우 거칠었고 625℃에서 650℃로 올라갈 때 아주 깨끗한 표면을 얻었으며 성장온도가 680℃ 이상이 되면 hillock과 큰 oval-defect가 나타났다. 그림 3은 성장온도 650℃에서 TMIIn의 유량은 고정된 채로 TEGa만의 유량을 달리하여 성장시킨 시료의 표면 사진이다. 여기에서 표시된 Ga의 성분비 x는 DCXD에 의해 측정된 것으로서 그림 3(a)는 격자 부정합이 Δa_⊥/a₀≈3.1×10⁻³이었는데 표면에는 cross hatching을 나타내고 있다. 여기서 Δa_⊥=a_{epi}-a₀, a₀는 GaAs 기판의 격자상수이

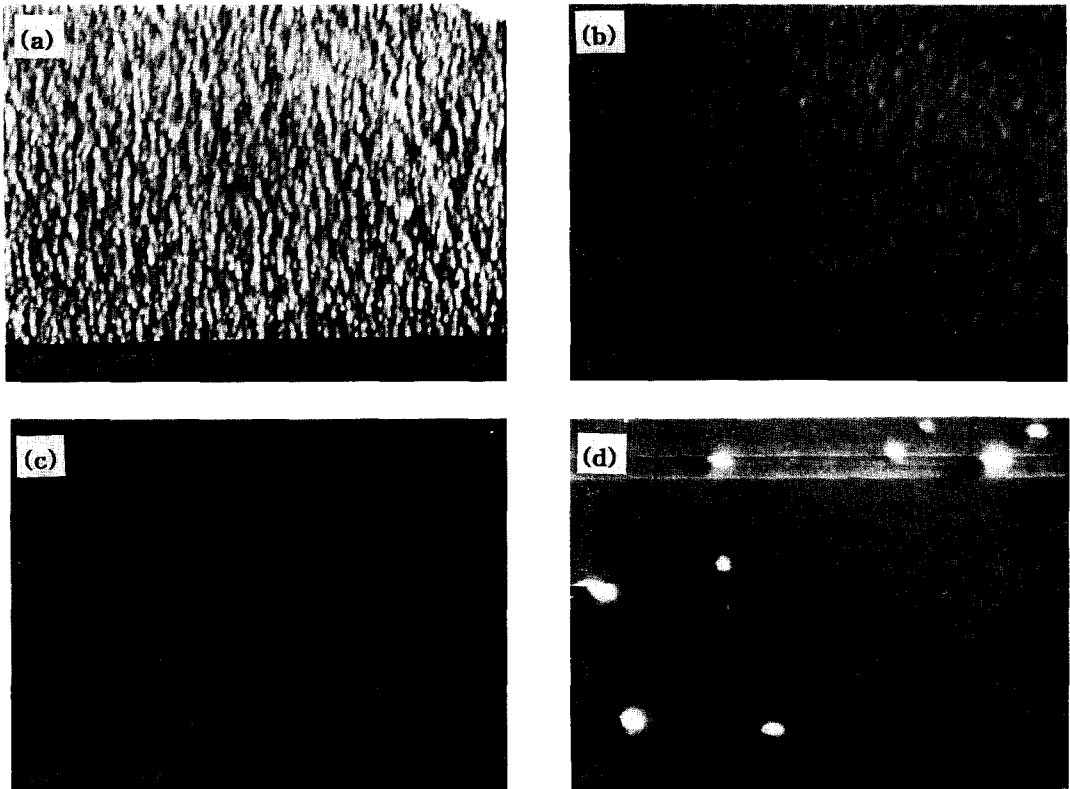


그림 2. 성장온도에 따른 Ga_xIn_{1-x}P surface morphology (x=0.51). (a) 610°C 일 때, (b) 625°C 일 때, (c) 650°C 일 때, (d) 690°C 일 때.

고 a_{phi} 는 성장층의 격자상수이다. 그림 3(c)는 격자 부정합이 약 -1.3×10^{-3} 로써 Ga의 성분비 x 가 0.53일 때의 표면을 보여주고 있다. 그림 3(b)는 GaAs 기판과 격자 정합이 잘 이루어진 경우로써 $\Delta a_{\perp}/a_0$ 는 약 4.4×10^{-4} 이고, x 는 0.51인데 아주 좋은 표면을 보여주고 있다. 일반적으로 성장온도가 증가함에 따라 높은 V/III 비가 표면결함 형성을 억제하기 위하여 필요하다. 이것은 낮은 성장온도에서는 PH₃의 열분해 효율이 낮기 때문이다[13]. 따라서 650°C에서 성장할 때는 610°C에서 보다 많은 PH₃의 유량이 필요하다. 그림 4는 온도를 610°C에서 690°C 범위에서 30분 동안 성장시킨 시료의 성장온도에 따른 성장두께의 변화를 나타낸 것이다. 그림 5는 V/III 비에 따른 성장층 두께의 변화를 조사한 것으로 TMIIn와 TEGa를 고정한 채 PH₃만을 9~13 sccm 범위내에서 변화시킴으로써 V/III 비를 120~216까지 변화시킨 경우이다. 여기에서 볼 때 PH₃의 유량은 성장층 두께에는 별다른 영

향을 미치지 않음을 알 수 있다. 그림 6은 성장온도에 따른 전자 이동도와 운반자 농도의 관계를 보여주고 있다. 성장온도가 610°C에서 690°C인 범위에서는 전자 이동도는 500 cm²/V·sec 정도로서 측정 오차 범위에서 대체로 변화가 없었다. 이때 운반자 농도 역시 5×10^{16} cm⁻³ 정도로서 대체로 일정하다고 볼 수 있다. TEGa의 유량을 변화시킴으로써 Ga의 성분비 x 를 0.48~0.52의 범위로 했을 때, 성장층의 전자 이동도와 운반자 농도 변화를 그림 7에서 보여주고 있다. 여기에서 TEGa의 유량이 증가함에 따라, 즉 x 가 증가함에 따라 이동도는 2200 cm²/V·sec에서 최소 170 cm²/V·sec까지 감소하고, 운반자 농도는 4×10^{16} cm⁻³에서 1.0×10^{17} cm⁻³으로 증가하고 있음을 보여주고 있다. 그림 8에서는 PH₃의 유량에 대한 전자 이동도와 운반자 농도의 관계를 나타낸 것이다. PH₃의 유량이 증가할 때 이동도는 계속 증가하나 PH₃가 10 sccm 근처에서 감소하였고 운반자 농도는 증가하는 경향을

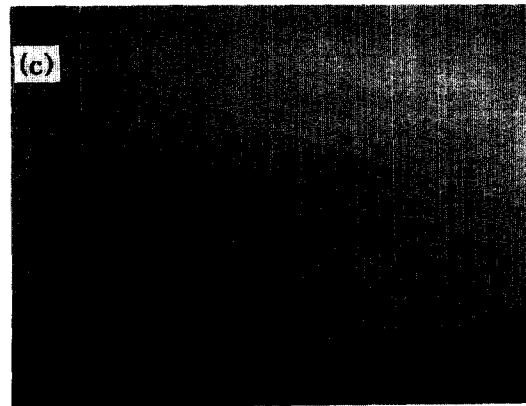
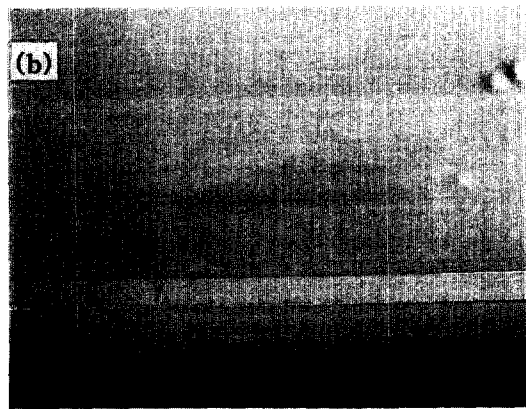
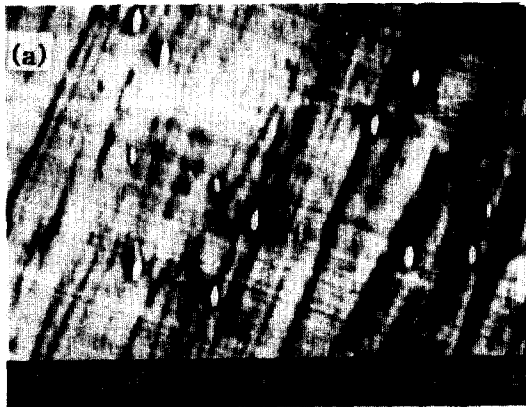


그림 3. 성분비 x 에 따른 Ga_xIn_{1-x}P의 표면 사진(성장온도 650°C). (a) $x=0.474$ 일 때, (b) $x=0.51$ 일 때, (c) $x=0.53$ 일 때.

나타냈다. 이것은 PH₃가 증가함에 따라 5족 원소인 P가 n -형 불순물로 작용하여 운반자 농도도 증가한 결과라고 생각된다. PH₃의 유량 변화는 표면결합 형성 뿐만 아니라 이동도 및 운반자 농도에도 영향을 미

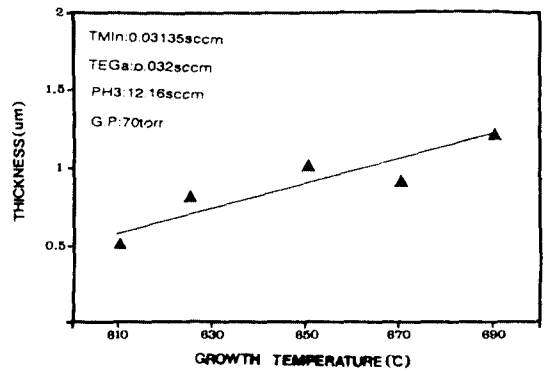


그림 4. 성장온도에 따른 성장층의 두께 변화.

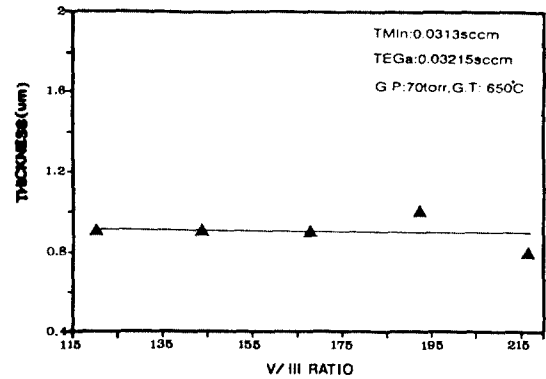


그림 5. V/III 비에 따른 성장층의 두께 변화.

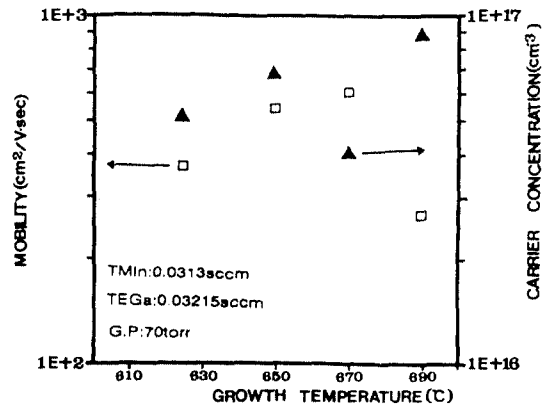


그림 6. 성장온도에 따른 성장층의 전자 이동도와 운반자 농도와 관계.

치나, 두께 변화에는 영향을 미치지 않음을 알 수 있다. 성장한 Ga_{0.51}In_{0.49}P 성장층내의 깊은 준위의 트랩(trap)을 조사하기 위하여 DLTS 측정을 하였으나 아무런

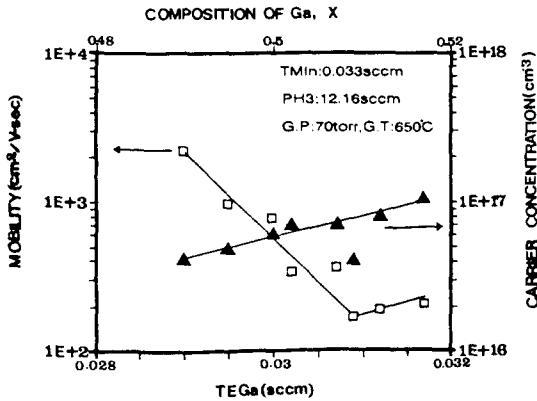


그림 7. TEGa 유량 변화에 따른 전자 이동도와 운반자 농도.

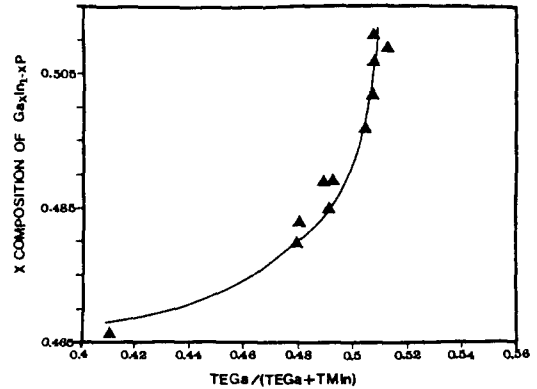


그림 9. 성장용 MO 원료 중의 TEGa 유량비, 즉 [TEGa] / ([TEGa] + [TMIn])와 성장층의 Ga 성분비 x 와의 관계.

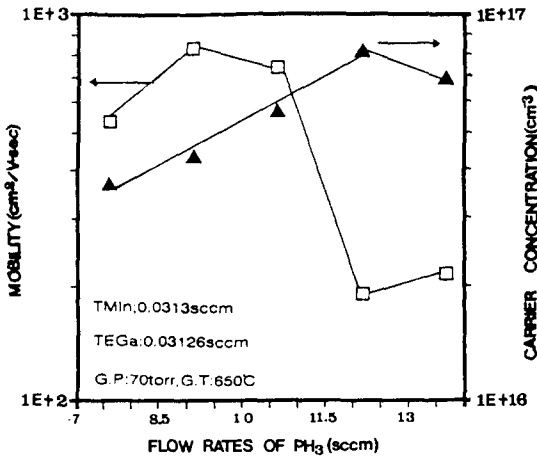


그림 8. PH₃의 유량에 대한 전자 이동도와 운반자 농도.

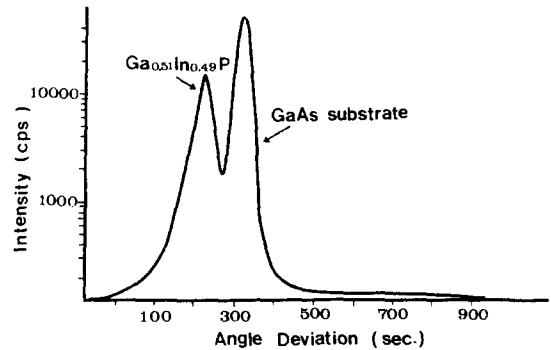


그림 10. Ga_{0.51}In_{0.49}P 층의 rocking curve.

signal도 나타나지 않은 것으로 미루어 보아 Ga_{0.51}In_{0.49}P 성장층에는 깊은 준위의 덩어리 존재하지 않음을 알 수 있었다. TMIn와 PH₃의 유량을 일정하게 유지한 채 TEGa 유량만을 변화시킴으로써 성장층 중의 Ga의 변화를 조사한 것이 그림 9인데 여기에서 횡축은 TEGa 대 TMIn의 비를 TEGa/(TEGa+TMIn)으로 나타냈고 종축은 Ga_xIn_{1-x}P의 x 측정치를 나타냈다. 그림 10은 $x=0.51$ 로 (100) GaAs와 아주 좋은 격자 정합을 이루었을 때 DCXD에 의한 요동곡선(rocking curve)의 한 예이다. 성장층인 Ga_{0.51}In_{0.49}P의 요동 곡선에 의한 peak의 반치폭은 48 sec이고, splitting는 100 sec 정도였으며 기관과의 격자 부정합은 3.7×10^{-4} 로 된다. V/III 비가 143~216로 변화할 때 V/III

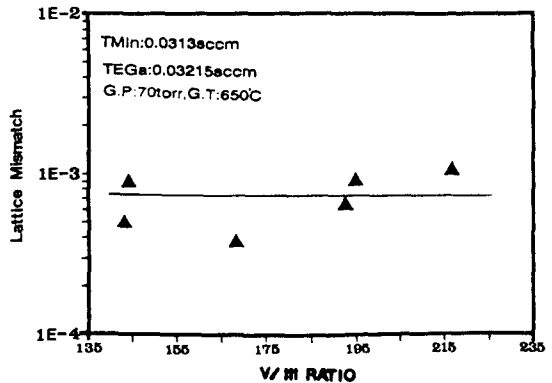


그림 11. V/III 비에 따른 격자 부정합.

비에 따른 격자 부정합의 관계를 그림 11에서 보여 주고 있다. V/III 비의 변화에도 불구하고 격자 부정합은 $(3.7 \sim 8.9) \times 10^{-4}$ 오차 범위에서 거의 일정하다고

표 2. DCXD 측정치와 PL 측정치 비교

시료명	TEGa(sccm)	$ \Delta a/a (\%)$	X_{DCXD}	$E_g(eV)$	$\lambda_{PL}(\text{\AA})$	$E_{PL}(eV)$	X_{PL}
M931011-2	0.029	0.27	0.481	1.86	6828	1.816	0.454
M930823-1	0.031	0.027	0.512	1.897	6692	1.853	0.481
M931008-9	0.032	0.057	0.524	1.915	6660	1.860	0.486

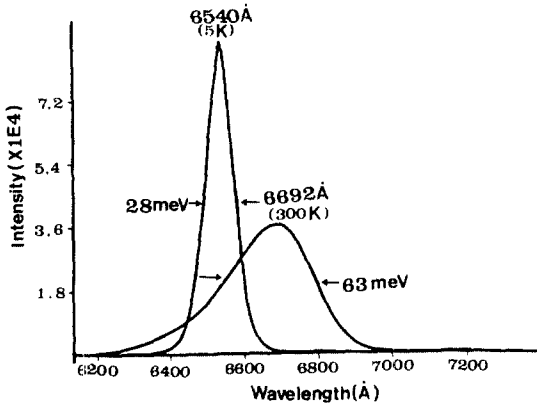


그림 12. 300 K와 5 K에서의 $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ 의 PL peak.

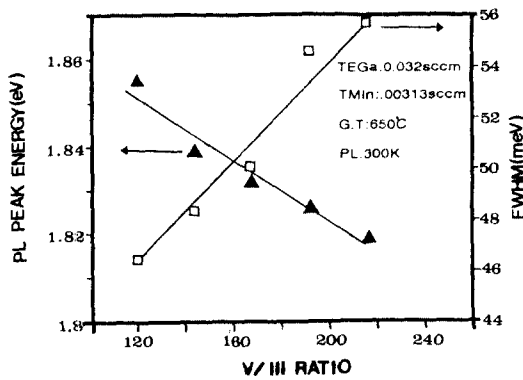


그림 13. V/III 비에 대한 PL peak 에너지와 PWHM.

볼 수 있었다. 표 2는 TEGa의 유량에 따른 x-선 요동곡선 측정값과 실온에서의 PL 파장 및 에너지 등을 나타낸 것이다.

그림 12는 300 K와 5 K에서의 PL 피크의 한 예이다. 그림 13은 TEGa와 TMIn의 유량을 각각 0.032 sccm과 0.031 sccm으로 고정한채 V/III 비를 120에서 216까지 변화시켜 가면서 실온에서 측정한 시료의 PL 피크 에너지와 FWHM의 관계를 나타낸 것이다. V/III 비가 120에서 216까지 증가함에 따라 PL 피크 에너지는 1.855 eV에서 1.82 eV으로 낮아졌으며 PL 피크의

FWHM은 46 meV에서 55 meV까지 증가하였다. 이와 같은 결과는 GaAs 기판 위에 격자 정합된 $Ga_xIn_{1-x}P$ 는 비록 x 가 같다 할지라도 V/III 비에 따라 Ga와 In의 원자 배열 상태가 달라지는데서 오는 것이라고 한 Gomio 등[14-15]의 결과와 부합된다.

4. 결 론

성장실의 압력이 70 torr인 저압 MOCVD 방법에 의하여 GaAs(100) 기판 위에 $Ga_xIn_{1-x}P$ 를 성장하였다. 성장온도가 650°C, TEGa의 유량이 0.032 sccm, TMIn의 유량이 0.031 sccm이고 PH_3 의 유량이 10.64~12.16 sccm일 때 즉 V/III 비가 170~192일 때 성분비 x 가 0.51인 $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ 에피층을 얻었고, 이때 가장 좋은 표면 morphology를 보였으며, $Ga_xIn_{1-x}P$ 의 성장률은 1.8 $\mu m/h$ 이었다. PH_3 의 유량은 표면상태, 운반자 농도와 이동도 및 PL peak 에너지의 크기에 변화를 주며 두께 변화에는 아무런 영향을 미치지 않음을 알 수 있었다. TMIn과 TEGa의 유량을 각각 0.031 sccm 및 0.032 sccm으로 하여 650°C에서 성장시킨 시료의 기판과의 lattice mismatch는 $\Delta a_1/a_0 = (3.7 \sim 8.9) \times 10^{-4}$ 임을 X-선 이중결정 회절법에 의해 확인했다. V/III 비가 증가함에 따라 PL peak 에너지는 1.86 eV에서 1.81 eV로 감소하였으며, TMIn과 TEGa의 유량을 각각 0.031 sccm 및 0.032 sccm으로 하여 성장시킨 시료의 실온과 5 K에서의 PL peak 에너지는 각각 1.853 eV와 1.9 eV이었다. V/III 비가 120에서 220으로 증가함에 따라 전자 농도는 $1.8 \times 10^{16} cm^{-3}$ 에서 $8.2 \times 10^{16} cm^{-3}$ 로 증가하고 이동도는 $1010 cm^2/V \cdot sec$ 에서 $366 cm^2/V \cdot sec$ 로 감소하였다. DLTS 측정 결과에 의하면 성장된 $Ga_{0.51}In_{0.49}P$ 층에는 깊은 준위의 트랩이 존재하지 않음을 알 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 전북대학교 부설 "반도체물성연구소"의

지원에 의한 것으로써 연구내용 중 DLTS 측정을 도와주신 신용규씨와 PL 측정을 도와주신 전형일씨에게 감사드립니다.

참고문헌

1. D. S. Cao, A. W. Kimball, G. S. Chen, K. L. Fry and G. B. Stringfellow, *J. Appl. Phys.* **66**(11), 5384 (1989).
2. M. Moser, C. Geng, E. Lach, I. Queisser, F. Scholz, H. Schweizen and A. D rner, *J. Cryst. Growth* **124**, 333 (1992).
3. M. Horingichi and H. Osanai, *Electron. Lett.* **12**, 310 (1976).
4. D. N. Payne and W. A. Gambling, *Electron. Lett.* **11**, 177 (1975).
5. G. A. Antypas and R. L. Moon, *J. Electrochem. Soc.* **120**, 1574 (1973).
6. R. L. Moon, G. A. Antypas and L. W. James, *J. Electron. Mater.* **3**, 635 (1974).
7. G. A. Antypas and J. Edgecumbe, *J. Cryst. Growth* **34**, 132 (1976).
8. N. Akajima, T. Kusunoki, K. Akita and T. Kotuni, *J. Electrochem. Soc.* **125**, 123 (1978).
9. G. B. Stringfellow, P. F. Lindquist and R. A. Burmeister, *J. Mater. Sci.* **1**, 437 (1972).
10. H. M. Manasevit, *Appl. Phys. Lett.* **12**, 156 (1968).
11. David K. Ferry, Gallium Arsenide Technology, Howard W. Sams & Co., p. 132 (1985).
12. C. C. Hsu, R. M. Cohen and G. B. Stringfellow, *J. Cryst. Growth* **62**, 648 (1983).
13. C. C. Hsu, J. S. Yuan, R. M. Cohen and G. B. Stringfellow, *J. Appl. Phys.* **59**, 395 (1986).
14. A. Gomio, K. Kobayashi, S. Kawata, I. Hino and T. Suzuk, *J. Cryst. Growth* **77**, 367 (1986).
15. A. Gomio, T. Suzuk, K. Kobayashi, S. Kawata and I. Hino, *Appl. Phys. Lett.* **50**(11), 673 (1987).