

# 화합물 반도체 재료의 결정성장과 특성평가

민 석 기

한국과학기술연구원 반도체재료연구실

## Crystal Growth and Characterization of Compound Semiconductor Materials

Suk-Ki Min

Semiconductor Materials Laboratory,  
Korea Institute of Science and Technology

### Abstract

We have investigated bulk and hetero-epitaxial growth of GaAs single crystal. Various growth techniques such as HB, HZM and VGF for high quality bulk GaAs were successfully developed by applying the specially designed DM(direct monitoring) furnace. Al GaAs / GaAs superlattice structure and  $In_{(x)}Ga_{(1-x)}As/GaAs$  epilayers were also grown by MOCVD and VPE, respectively. The characterization of GaAs single crystals and epilayers was made by X-ray diffraction, Hall effect, PL, chemical etching and angle lapping technique.

### 서 론

GaAs는 가장 대표적인 화합물 반도체 재료 중의 하나로서 빠른 전자 이동도와 직접 천이형 밴드구조 등의 특성을 갖고 있으므로 광전 소자의 소재로 적합할 뿐만 아니라 다른 화합물 반도체들과 heterostructure를 이루어 HEMT(high electron mobility transistor), HBT(hetero junction bipolar transistor)와 같은 신기능 소자의 소재로 폭 넓게 응용 되고 있어 세계적으로 활발한 연구가 수행되고 있다. 그중 GaAs 결정 성장기술은 크게 bulk와 에피 성장기술

그리고 특성 평가 기술등으로 나누어 지는데 단결정 기관의 특성이 에피층이나 소자의 특성에 직접적으로 영향을 미치게 되므로 <sup>1)</sup> 양질의 GaAs 단결정을 얻기 위한 노력이 계속되어 왔다. Bulk성장 기술에 있어 대표적인 것에는 HB(horizontal Bridgman)법과 LEC(liquid encapsulated Czochralski)법이 <sup>2,3)</sup> 있으며 이 중 HB법은 결정의 stoichiometry 조절이 용이하고 저결함의 GaAs 단결정을 얻는 반면 직경 3인치 이상의 단결정 성장이 어렵다. 한편 LEC법은 3인치 이상의 대직경 GaAs 단결정을 얻을 수 있으나 결정 성장시 계면에서의 큰 온도 구배에 의한 열응력과 stoichiometry를 조절하기 위해 GaAs용융액을  $B_2O_3$ 로 둘러줄 때 야기되는 응력으로 인하여 많은 전위 결함이 발생한다. 따라서 균질성, 반절연성, 저결함의 특성을 갖추면서 직경 2-3인치 정도의 GaAs 웨이퍼를 얻기 위한 대안으로서 VGF(vertical gradient freeze)법에 의한 GaAs 단결정 성장기술에 대한 연구가 최근 활발하게 진행되어 왔으며 <sup>4,5)</sup> 첨가된 불순물들의 고른 분포를 갖는 고균질, 저결함의 GaAs 웨이퍼 제조를 위한 HZM(horizontal zone melt)법에 의한 결정 성장기술 또한 결정의 수율을 높이는 유력한 성장 기술로써 관심을 모으고 있다 <sup>6)</sup>

한편 기관위에 소자를 제작하기 위한 에피 성장기

술에는 LPE(liquid phase epitaxy) VPE(vapor phase epitaxy), MOCVD(metal organic chemical vapor deposition) 및 MBE(molecular beam epitaxy) 등이 있으며, 각각의 장단점을 가지고 있다. 특히 MOCVD법은 원료 정제 기술 및 reactor design 등 장비의 발전에 의해 초격자(superlattice), 양자 우물(quantum well) 등의 성장이 가능하게 되었고, 수원 자층까지 두께를 조절할 수 있게 되어 MBE법에 필적할 만한 수준으로까지 발전하였다 7). 그리고 VPE법은 복잡한 구조의 반응관과 정밀한 가스의 유량조절이 따라야 하는 어려움이 있으나 In/Ga alloy source를 사용함으로써 해결할 수 있게 되어 III-V, II-VI족의 2원계 및 다원계 화합물 반도체 제조에 응용되고 있다 8).

본 연구에서는 한국과학기술연구원 반도체재료연구실에서 수행하고 있는 HB, HZM, VGF법 등에 의한 GaAs의 bulk결정 성장 및 MOCVD, VPE법등에 의한 에피 성장과 그의 특성평가에 대해 개략적으로 기술하고자 한다.

**GaAs bulk 결정 성장**

**HB법에 의한 단결정 성장 및 특성**

HB법은 낮은 온도구배 하에서 결정 성장을 하기 때문에  $10^4 \text{cm}^{-2}$  이하의 전위 밀도를 갖는 저결함의 단결정 성장이 가능하여 현재까지 연구용 및 산업용 GaAs 웨이퍼 제조에 가장 널리 사용되고 있다. 본 연구실에서는 결정성장시 성장로내의 온도안정성과 균일성이 유지되며 고-액상의 계면을 직접 육안으로 관찰할 수 있도록 고안된 DM(direct monitoring) furnace를 이용하여 수평 Bridgman 성장장치를 제작하였다 9). 총 5 zone의 온도영역으로 구성된 성장로는 GaAs의 합성과 결정성장이 이루어지는  $1238^\circ\text{C}$  이상의 고온부위와 각 zone의 온도제어는 총 5개의 PID형 온도조절기를 사용하였다. 합성된 GaAs melt와 seed를 접촉시켜 고-액상계면이 형성되면 성장로를 이동시켜 약  $10^\circ\text{C}/\text{cm}$  정도의 온도 구배를 유지하면서 성장하였다. HB 성장로를 사용하여 (111)B 방향으로 성장시킨 In-doped GaAs 단결정은 Fig. 1에서 보는바와 같이 성장된 잉고트의 tail부분까지 완전한 단결정임을 볼 수 있다. 이와같이 성장된

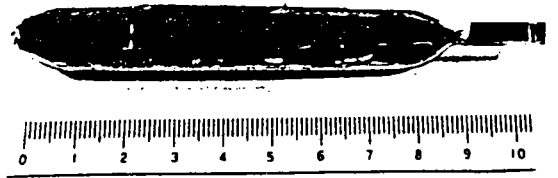


Fig 1. Photograph of GaAs:In single crystal grown by HB technique.

GaAs:In 내에서의 indium 농도분포는 DCX(double crystal X-ray)회절 pattern으로부터 결정하였으며<sup>10)</sup>

Fig. 2에 고화율 g 값에 따라 나타냈다. 실선은

$$C_s/C_0^0 = k(1-g)^{k-1} \dots\dots(1)$$

normal freezing 식으로부터 분포계수  $k=0.1$  일때의 indium 농도  $C_s$  값을 계산한 이론치로서 GaAs내에서 indium의 분포계수가 0.1값에 해당되는 것을 보여 준다. 이때  $C_0^0$ 는 melt내에서 초기 indium 농도이다. Fig. 3은 (100) GaAs:In 면에 나타난 EPD(etch pit density)를 고화율 g 값에 따라 나타낸 것으로 tail쪽으로 갈수록 전위밀도가 감소하는 경향을 볼 수 있다. 특히 g 값이 약 0.55(이때의 indium농도 약  $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ )일때 전위밀도는  $10^3 \text{cm}^{-2}$  이하로 급격하게 감소하는 것을 볼 수 있는데 이는 GaAs내의 indium원

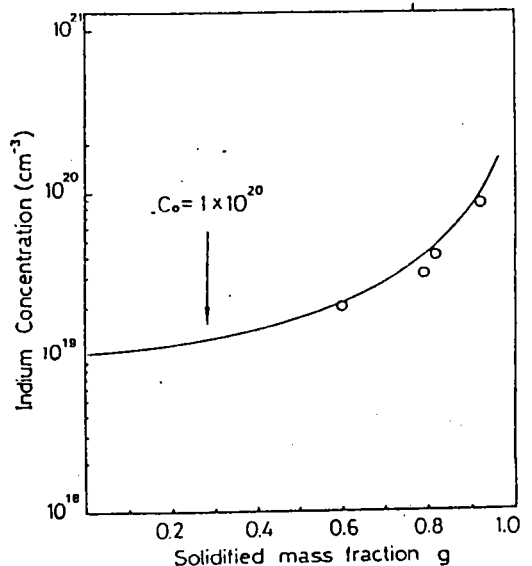


Fig 2. Distribution of indium concentration in the In-doped HB GaAs measured by DCXD(double crystal X-ray diffractometry).

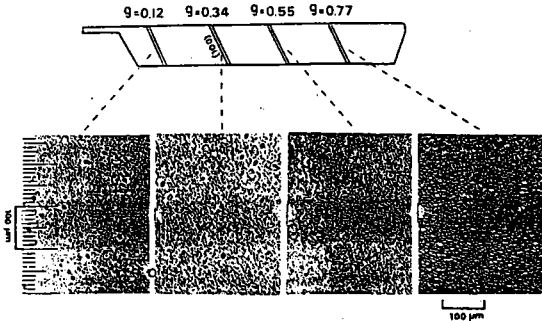


Fig 3. Distribution of EPD in In-doped HB GaAs along the different solidified fraction.

자에 의한 impurity hardening 효과이다. 한편 상온에서 van der Pauw 방법으로 구한 전기적 특성은 Table 1에 나타난 바와 같으며 이는 undoped GaAs와 비슷한 양상이다.

**HZM법에 의한 단결정 성장 및 특성**

HZM법은 국소적으로 위치한 molten zone을 이동시켜 결정을 성장하므로 불순물의 유입을 최소화시킬 수 있을 뿐 아니라 균일한 농도 분포를 유지하도록 하여 결정의 수율을 높일 수 있는 성장기술이다.

본 연구실에서 DM(direct monitoring) furnace를 이용하여 제작한 HZM 장치에서 CCD카메라를 설치하여 성장계면의 관찰을 원활하게 할 뿐만 아니라 원격조정을 가능케 하였다<sup>11)</sup>. 전기로의 5온도영역 중 3온도영역은 Fig. 4와 같이 실제 결정성장이 이루어지는 고온부로서 보조히타를 장착하여 "spike-zone"을 형성하는 영역을 포함하고 나머지 2온도영역은 As의 온도를 제어하여 반응관 내부를 1기압으로 유지시킬 수 있도록 하였고 온도제어는 ± 0.1°C의 정밀도를 갖는 Eurotherm Co. 의 FICS-11

Table 1. Electrical properties of GaAs:In by HB technique.

Wafer no.	Resistivity (Ω - cm)	Mobility (cm <sup>2</sup> / V.sec)	Carrier concentration (cm <sup>-3</sup> )
5	2.1×10 <sup>-2</sup>	3500	8.2×10 <sup>16</sup>
15	2.4×10 <sup>-2</sup>	3700	7.1×10 <sup>16</sup>
25	2.1×10 <sup>-2</sup>	3300	8.8×10 <sup>16</sup>
35	2.4×10 <sup>-2</sup>	3200	8.2×10 <sup>16</sup>

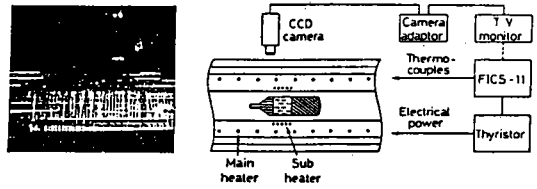


Fig 4. Schematic diagram of DMF with CCD camera.

(furnace integrated control system) model을 사용하였다. Fig. 5는 HZM법과 conventional 2T-HB법의 온도 profile을 비교한 것으로 HZM법은 "spike-zone"에 놓여 있는 부분만이 melt 상태를 유지하여 이 온도 profile을 이동시켜 결정 성장이 이루어 지게된다. 이때 melt zone의 길이는 약 2-5cm 정도로써 "spike-zone의 최대 온도를 변화 시켜줌에 따라 조절할 수 있다. Fig. 6은 DCX 회절 pattern으로 부터 구한 고화율 q 값에 따른 indium농도 분포를 나타낸 것으로 실선으로 표시된 이론치와 잘 일치하고 있다. 여기서 점선으로 표시된 normal freezing법에 의한 분포((1)식 참조)와 비교해 보면 HZM법으로 성장된 결정의 indium농도 분포는 normal freezing의 경우와 달리

$$C_s/C_l = 1 - (1-k) \exp(-kx/l) \dots (2)$$

의 관계식을 따른다<sup>12)</sup>. 여기서 C<sub>s</sub>와 C<sub>l</sub>는 각각 solid와 melt내에서의 indium 농도이고 x와 l은 melt가 고화된 길이와 melt zone길이를 각각 나타낸다.

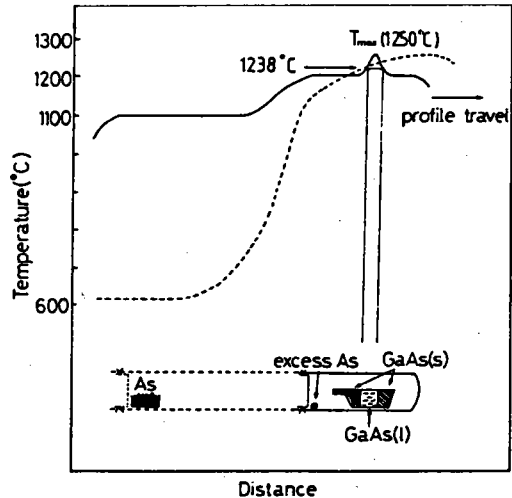


Fig. 5 Typical temperature profile for HZM technique and conventional 2T - HB technique

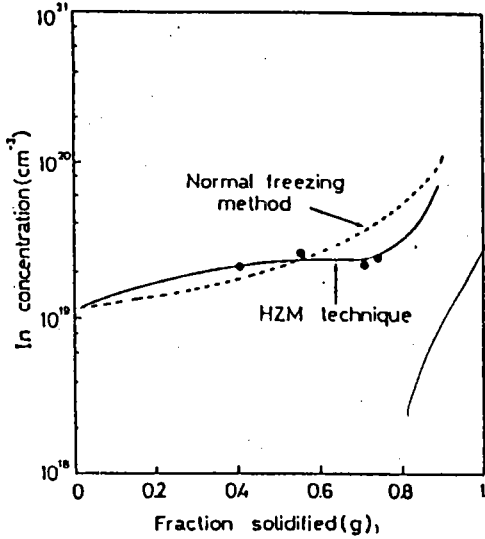


Fig. 6. Distribution of indium concentration in the GaAs:In single crystal measured by DCXD(double crystal X-ray diffractometry).

C=1×10cm, melt zone 폭 l=4cm, x=0-11.5cm의 결정성장 조건을 고려하여 계산된 값이 실선으로 표시되어 있으며 고화율이 약 80% 범위내에서 균일한 indium 농도분포를 나타내고 있다. Fig. 7은 고화율  $g$  값에 따른 전위밀도분포를 나타낸 것으로  $g < 0.35$  영역에서 EPD값이  $9,500\text{cm}^{-2}$ 이며  $g > 0.35$  영역에서는  $10^3\text{cm}^{-2}$  이하로 감소하는 경향을 보이고 있다. 이때 고화율  $g = 0.35$ 는 indium 농도  $2.1 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 에 대응되는 값으로 impurity hardening 효과

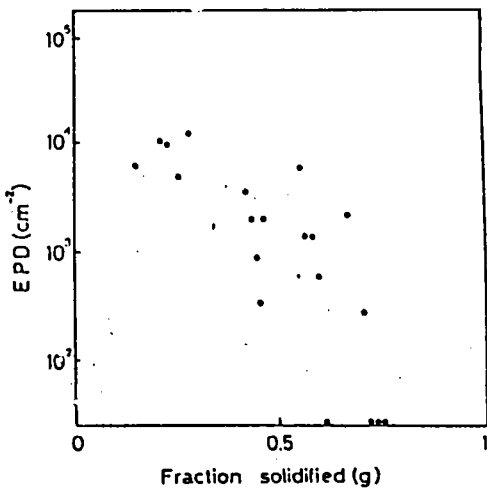


Fig. 7. Distribution of EPD of GaAs:In along the growth direction

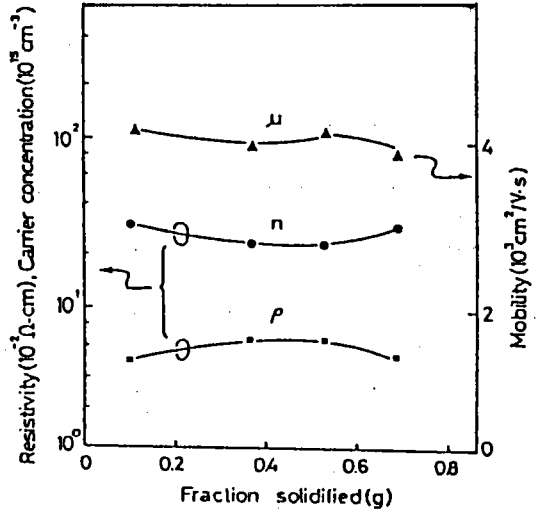


Fig. 8. Electrical properties along the growth direction grown by HZM technique.

가 나타나는 임계농도가 약  $2 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 임을 알 수 있다. HZM법으로 성장한 GaAs:In 단결정의 전기적 특성은 Fig. 8에 나타난 바와같이 고화율에 따른 ingot의 약 80% 내에서 전기적 특성의 편차는 각각 11%, 4%, 13%로써 매우 균일한 분포를 보이고 있다. 그리고 GaAs:In내에 존재하는 깊은 준위는 EL2( $E_c - 0.8\text{eV}$ )와 EL6( $E_c - 0.35\text{eV}$ )로써 Fig. 9에 나타난 것과 같이 그들의 농도는 각각  $1.0 - 1.4 \times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 과  $1.2 - 1.7 \times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 의 분포를 보이고 있

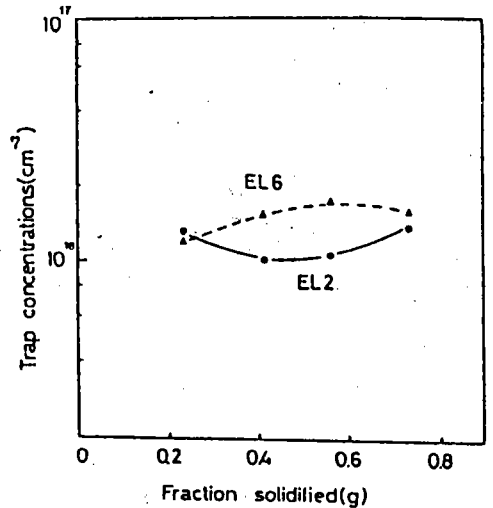


Fig. 9. Variation of deep level concentration along the growth direction.

다. 고화율에 따른 전기적 특성의 균질성은 결정의 수율을 높이는데 필수적이며 normal freezing법에 의한 것 보다 크게 향상 된 것이다.

VGF법에 의한 단결정성장 및 특성

VGF법은 반응관과 성장로를 고정시킨 상태에서 온도 profile을 서서히 변화시켜 결정을 성장하는 방법으로 저결함, 원형의 단결정을 얻을 수 있다는 점에서 각광을 받고 있다.

본 연구실에서는 Fig. 10의 VGF 결정성장 장치를 설계 제작하여 직경 1인치의 undoped GaAs와 GaAs:In, Zn 단결정을 각각 성장하였다. 이 장치의 특징은 고온부위에 온도 응답 속도가 빠른 DM furnace를 사용함으로써 VGF법에 의한 결정성장이 용이하다는 점과 온도제어를 FICS-11을 사용하여 자동화한 점이다. 성장된 undoped GaAs 단결정의 전위 밀도분포는 Fig. 11과 같이 고화율  $g$  값에 따라 ingot의 seed 부분부터 tail 부분까지 전위 밀도가  $1,000\text{cm}^{-2}$  미만에서  $8,000\text{cm}^{-2}$ 의 분포를 보이고 있는데 이는 다른 결정 성장법에 의한 전위밀도 보다 작은 값으로 결정성장시 전위 형성을 유발시키는 열용

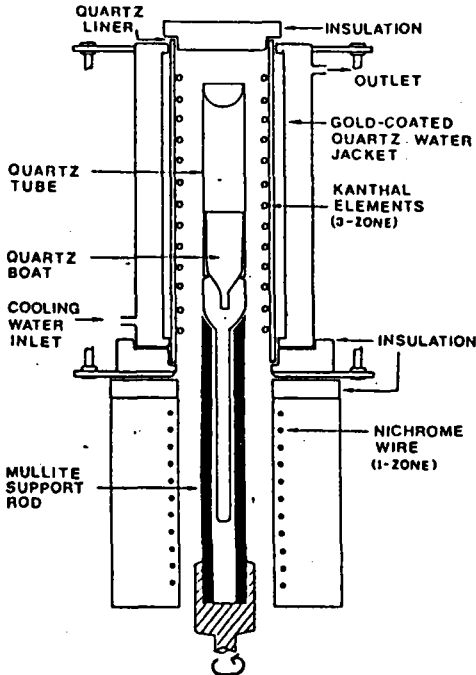


Fig 10. Schematic diagram of the VGF grower.

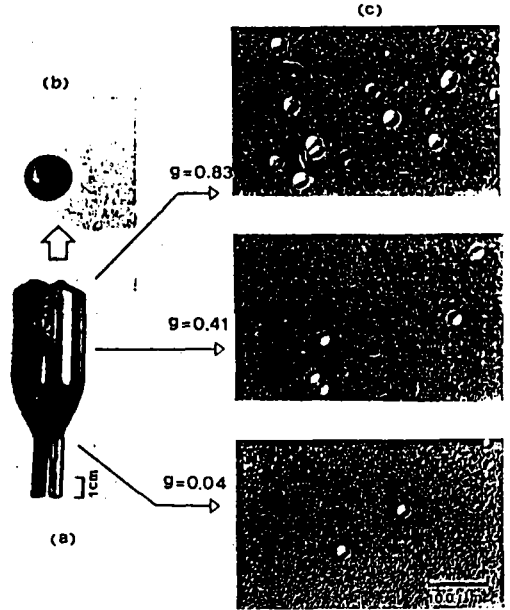


Fig 11. Distribution of EPD in undoped VGF GaAs along the different solidified fraction.

력을 작게 받은 때문인 것으로 생각된다. undoped GaAs 단결정의 전기적 성질은 Table. 2와 같다. 한편 Fig. 12는 (100) GaAs:In, Zn 웨이퍼( $g=0.53$ )를  $\text{KOH}+\text{NaOH}$ 용액으로 에칭하여 나타난 전위 밀도 분포 양상으로서, 웨이퍼의 가장자리는  $10^5\text{cm}^{-2}$ 의 비교적 높은 전위밀도 분포를 보이고 있는 반면 웨이퍼의 중심으로 갈수록  $10^3\text{cm}^{-2}$ 이하로 감소하는 경향이 있음을 볼 수 있다. GaAs내에서 전위밀도 감소에 미치

Table 2. Electrical properties of undoped GaAs grown by VGF technique.

Solidified fraction	Resistivity ( $\Omega - \text{cm}$ )	Mobility ( $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$ )	Carrier conc. ( $\text{cm}^{-3}$ )
0.04	$3.4 \times 10^{-2}$	3680	$5.0 \times 10^{16}$
0.08	$3.2 \times 10^{-2}$	3910	$5.0 \times 10^{16}$
0.20	$3.5 \times 10^{-2}$	3570	$5.0 \times 10^{16}$
0.41	$3.6 \times 10^{-2}$	3190	$5.5 \times 10^{16}$
0.56	$1.1 \times 10^{-2}$	3790	$1.4 \times 10^{17}$
0.76	$4.2 \times 10^{-3}$	3220	$4.6 \times 10^{17}$
0.83	$2.2 \times 10^{-3}$	2940	$9.5 \times 10^{17}$

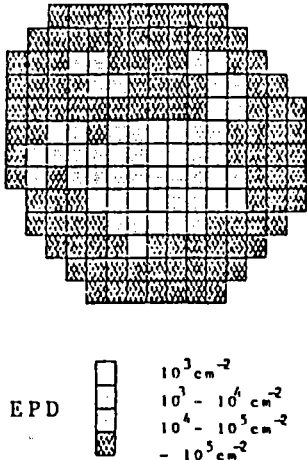


Fig 12. Radial distribution of etch pits density(EPD) in (100) GaAs:In, Zn wafer.

는 indium의 효과는 indium과 zinc를 co-doping 한 VGF GaAs:In, Zn 단결정의 경우에는 그 효과가 훨씬 감소되어 나타남을 알 수 있는데 이는 전기적으로 활성적인 불순물(Si, Se, Zn 등)들이 전위밀도에 상당한 영향을 주는 것으로써 고려되어 질 수 있다<sup>13)</sup>. GaAs:In,Zn의 전기적 특성을 Table. 3에 요약하였다. 성장된 ingot은 전체의 약 55% 내에서 비교적 고른 p형의 전기적 특성을 갖고 있다.

**GaAs 에피 결정성장**

**MOCVD에 의한 에피 성장 및 특성**

MOCVD법이란 유기금속화합물 또는 유기금속화합물과 수소화합물을 원료로 하고 가열된 기관위에

Table 3. Electrical properties of GaAs:In, Zn grown by VGF technique.

Solidified fraction	Resistivity (Ω - cm)	Mobility (cm <sup>2</sup> /V.sec)	Carrier conc. (cm <sup>-3</sup> )
0.14	3.5×10 <sup>-2</sup>	213	8.2×10 <sup>17</sup>
0.29	4.3×10 <sup>-2</sup>	175	8.3×10 <sup>17</sup>
0.42	3.5×10 <sup>-2</sup>	207	8.6×10 <sup>17</sup>
0.54	4.4×10 <sup>-2</sup>	158	8.9×10 <sup>17</sup>

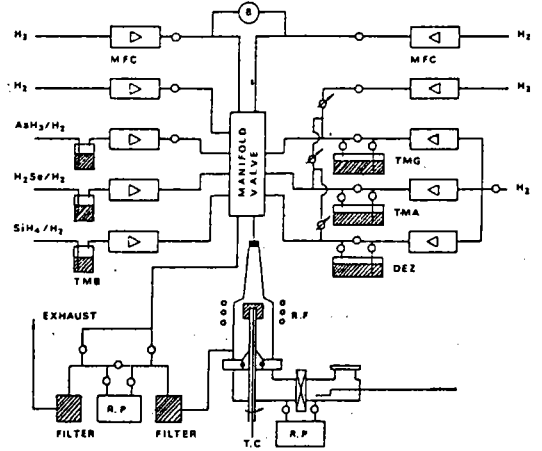


Fig 13. Schematic diagram of MOCVD system.

서 화학반응을 일으켜 결정을 성장하는 방법으로서 다른 에피 성장법에 비해 방법이 간단하고 대량생산이 가능한 장점이 있다. 현재는 III-V, II-VI족 등의 초격자(superlattice) 양자우물(quantum well), heterostructure 등의 성장에 이용되고 있다<sup>7)</sup>. 본 연구에서는 MOCVD에 의한 GaAs/AlGaAs계 초격자 및 기본 HEMT(high electron mobility transistor) 구조의 성장과 특성에 대해 기술하고자 한다<sup>14)</sup>. 대기압 MOCVD 성장장치의 개략도는 Fig. 13과 같으며 사용원료는 TMG(trimethylgallium:(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>Ga), TMA(trimethylaluminum:(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>Al), AsH<sub>3</sub> 등이고 성장온도는 700-750°C, 성장압력은 1기압이다. 고품질의 초격자를 성장하려면 성장층의 경계면이 급준하고 두께가 균일해야 하는데 이를 위해 반응관의 dead space를 줄이도록 반응관을 고안하였고 manifold valve를 사용하여 run/vent switching mode로 에피층을 성장하였다. Fig. 14와 15에 저각 연마(shallow angle lapping)한 GaAs/AlGaAs 초격자 및 3개의 양자우물(isolated quantum well:IQW)을 가지는 IQW의 단면 사진을 각각 나타내었다. 저각 연마법은 각층의 두께가 얇아질수록 정확한 두께 측정이 어려워지나 대략적인 직접 평가법으로서는 매우 유용한 방법이다. 저각 연마로 초격자의 단면을 직접 보는 방법 외에 DCXD(double crystal X-ray diffraction)법을 이용하면 각층의 두께 및 두께의 균일성, AlGaAs층의 조성 및 조성 균일성 등을 알 수

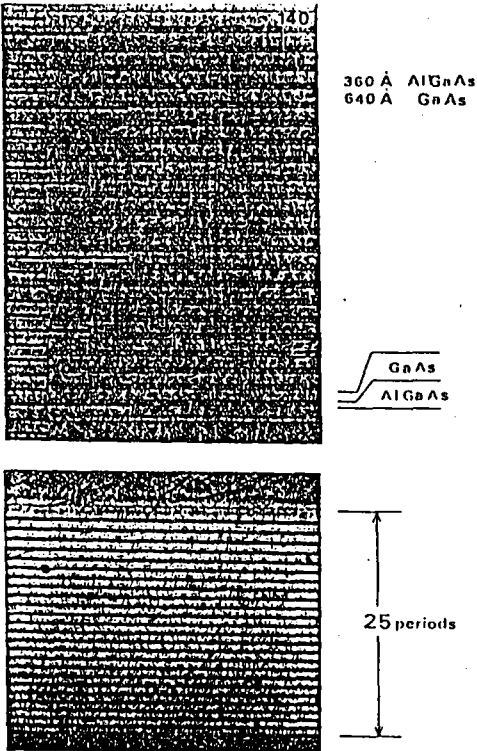


Fig 14. Shallow angle lapped pictures of GaAs/AlGaAs superlattice.

있다<sup>15)</sup>. Fig. 16은 32주기 GaAs/AlGaAs 초격자의 X-ray rocking curve인데 초격자를 구성하는 AlGaAs 층과 똑같은 조성을 갖는 AlGaAs(조성 0.59) capping층을 1 $\mu$ m정도 성장한 것이다. 0,  $\pm 1$ ,  $\pm 2$  satellite reflection 및 substrate peak 외에 capping 층의 peak가 관측된다. 이 peak들의 위치 및 간격으로부터 각층의 조성, 두께등을 구할 수 있다. 초격자의 DCXD 측정은 성장한 초격자의 설계에 있어 매우

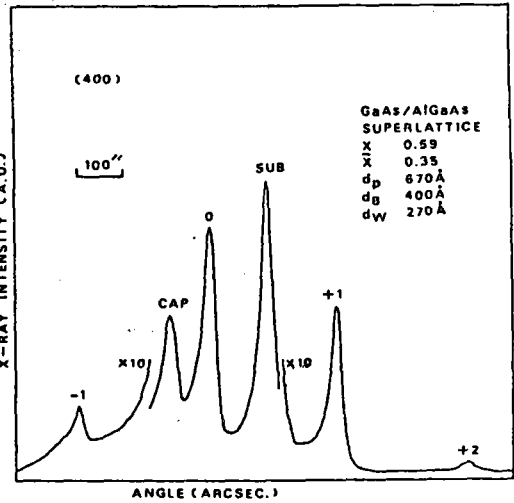


Fig 16. X-ray rocking curve of GaAs/AlGaAs superlattice with 32 periods.

중요한 도구임을 알 수 있다. IQW의 경우 양자우물의 두께를 정확히 측정하는 방법으로는 P-L (photoluminescence) 측정법이 많이 이용되고 있는데<sup>14)</sup> Fig. 17은 PL peak의 FWHM(full width at half maximum)을 양자우물 두께에 따라 나타낸 것으로 다른 연구들의 결과와 함께 나타낸 것이다<sup>16)</sup>. 그림

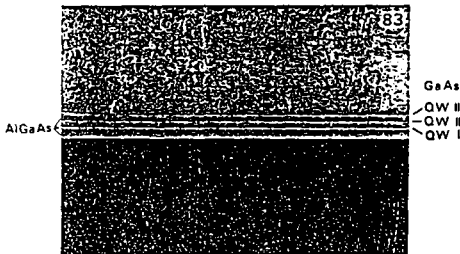


Fig 15. Shallow angle lapped picture of the structure with 3 IQWs.

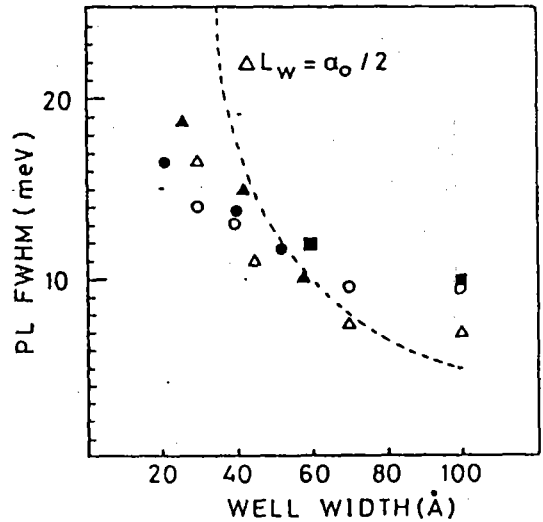


Fig 17. Relation between PL FWHM and well width.

Closed symbols are the present work and open circles are depicted for comparison<sup>16)</sup>.

에서 점선은 GaAs와 AlGaAs의 계면에 1 monolayer의 fluctuation(=2.83Å)이 존재할 경우 예측되는 이론치이다<sup>17)</sup>. 본 실험결과를 이론치와 비교해 볼 때 계면에 1 monolayer 정도의 fluctuation이 존재할 것으로 생각되며, 계면 급준성이 가장 중요한 HEMT의 성장이 가능한 것을 알 수 있다. Fig. 18에 본 연

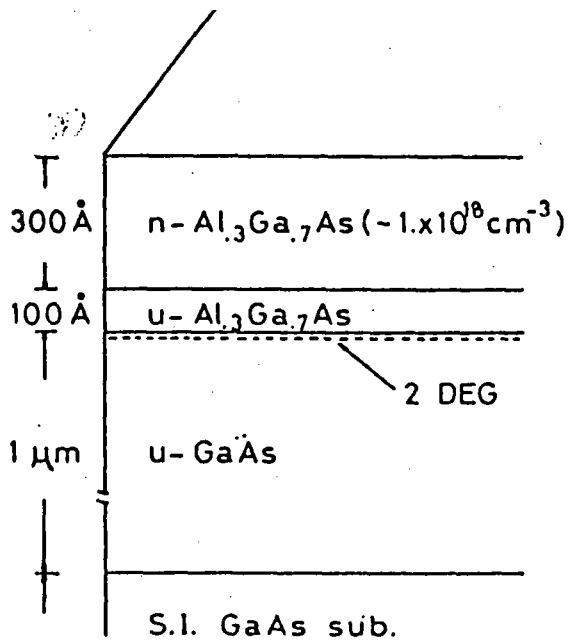


Fig 18. Schematic cross section of HEMT.

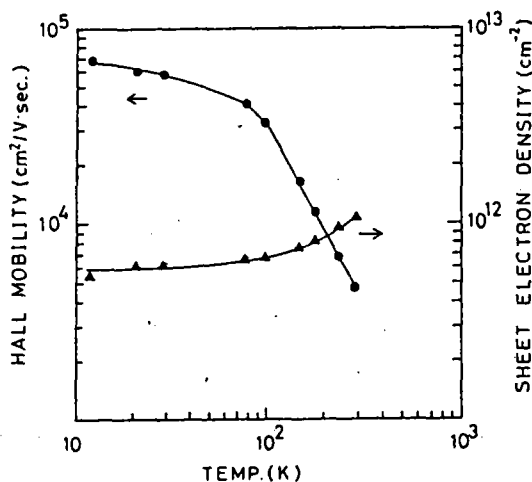


Fig 19. Temperature dependence of Hall mobility and sheet electron density.

구에서 성장한 HEMT의 개략적인 단면 구조를 나타내었고 Fig. 19에 온도에 따른 Hall 측정 결과를 나타내었는데 저온으로 갈수록 전자 이동도의 증가 현상을 볼 수 있는데 이는 ion화 impurity 산란이 배제된 2차원 전자(2-dimensional electron gas:2DEG)층의 고유 현상이다<sup>18)</sup>. Fig. 20 HEMT 구조 에피층의 magnetoresistance 측정(4.2k) 결과이다. S-dH (Shubnikov-de Hass) 진동과 quantum Hall plateau를 잘 관찰할 수 있으므로 HEMT 구조의 에피층이 잘 성장되었음을 알 수 있다<sup>19)</sup>.

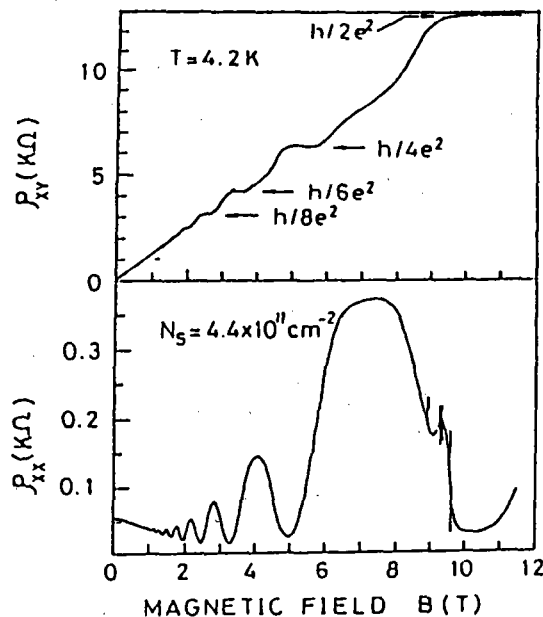


Fig 20. Longitudinal magnetoresistance(xy) and transverse magnetoresistance(xx) of HEMT structure measured at 4.2 K.

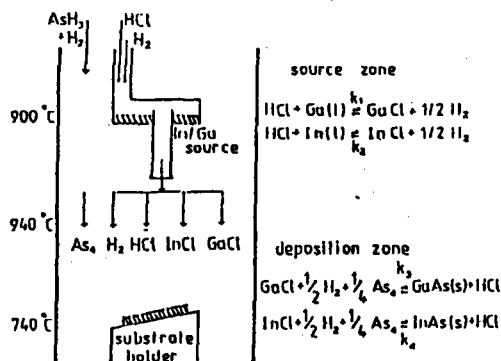


Fig 21. Schematic diagram of reactor and reaction equations for the growth of In(x)Ga(1-x)As from the In/Ga alloy source.



VPE에 의한 에피 성장 및 특성

VPE법은 반응 물질을 수화물(hydride)이나 염화물(chloride)의 기상 형태로 기관 표면위에 도달시켜 화학반응을 통하여 에피 결정을 성장시키는 방법으로 본 연구에서는 hydride (HCL-Ga-In-AsH<sub>3</sub>, -H<sub>2</sub>) 계 VPE방법<sup>20)</sup> 으로 In(x)Ga(1-x)As (x<0.03) 에피층을 성장하여 In 조성비에 따른 lattice mismatch 양과 밴드 갭 변화 및 전위밀도의 영향을 기술하고자 한다.

In(x)Ga(1-x)As 성장은 Fig. 21에 나타난바와 같은 성장 장치 및 반응을 통하여 행하여 지며 성장시 In/Ga alloy source H<sub>2</sub> 분위기로 900°C에서 pre-baking 과정을 거쳤으며 mixing 영역과 실제 deposition

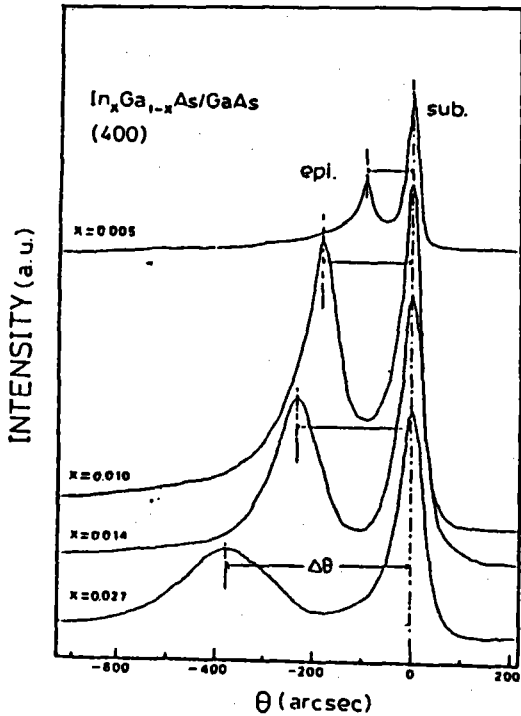


Fig 22. Rocking curves of the(400) reflection from In(x)Ga(1-x)As/GaAs for various InAs compositions(x).

Table 4. Calculated values for  $(\Delta a^*/a)_x$ ,  $(\Delta a^*/a)_s$ ,  $(\Delta a/a)_r$ , and x from the x-ray rocking curves for In(x)Ga(1-x)As/GaAs.

Sample	$(\Delta a^*/a)_x$	$(\Delta a^*/a)_s$	$(\Delta a/a)_r$	x	FWHM(arcsec)
R151	$7.24 \times 10^{-4}$	coherent	$4.24 \times 10^{-4}$	0.005	39
R163	$1.36 \times 10^{-3}$	$1.10 \times 10^{-4}$	$7.68 \times 10^{-4}$	0.011	88
R176	$1.71 \times 10^{-3}$	$2.43 \times 10^{-4}$	$1.01 \times 10^{-3}$	0.014	96
R184	$2.56 \times 10^{-3}$	$1.25 \times 10^{-3}$	$1.94 \times 10^{-3}$	0.027	250

crystal X-ray diffraction) rocking curve로 부터 구한 결과<sup>21)</sup> Table. 4 와 같다.  $x < 0.01$ 인 경우는 coherent하게 성장하지만  $x > 0.01$  이상에서는 incoherent하게 성장되어 에피층 표면에 cross-hatch pattern이 나타났다. Fig. 23은 X-선 회절 실험에서 구한 In 조성비 x 값과 PL 실험에서의 밴드 갭 변화를 비교하여 볼 때  $x < 0.02$  범위내에서  $\Delta E_g(\text{eV}) = 1.68x$ 의 관계가 있음을 알 수 있다. In 농도에 따른 전위 밀도는 Fig. 24에 도시한 바와 같이 In 농도가 약  $7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$  일때 최소값을 가지며 이는  $x = 0.003$ 에 해당 된다.

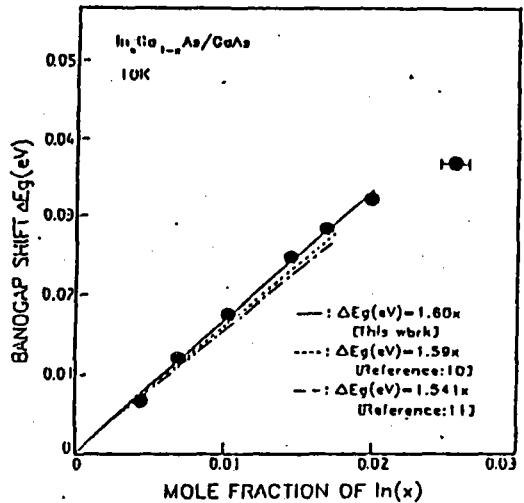


Fig 23. Band gap shift versus InAs composition(x) in In(x)Ga(1-x)As/GaAs.

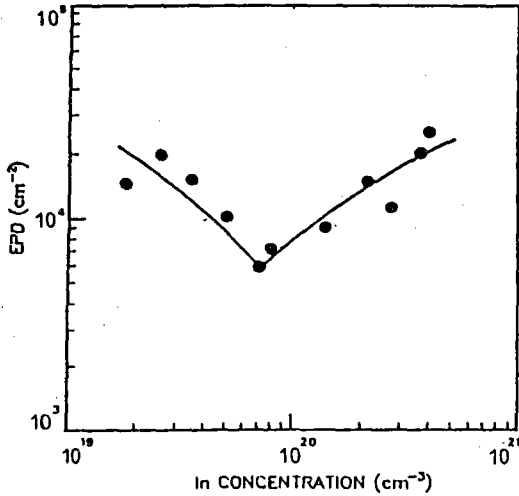


Fig. 24. Etch pit density versus In concentration in In(x)Ga(1-x)As/GaAs

### 종합적 결론

DM furnace를 이용한 GaAs 단결정 성장은 고-액상 계면을 육안 또는 CCD카메라로 관찰 할 수 있도록 되어 있어 성장계면의 불안정으로 인한 결정성에 미치는 악영향을 미연에 방지할 수 있을 뿐만 아니라 재현성 있는 결정성장이 가능함을 보여 주며 특히 HZM법으로 성장한 GaAs:In 단결정에서는 ingot 전반에 걸쳐 균일한 분포의 전기적 특성을 얻을 수 있었으며, DM furnace의 빠른 열응답성과 방사 방향으로의 온도구배 대칭성이 VGF법에 매우 유효함을 확인하였다. 성장시 고-액상 계면의 형태를 위로 불룩하게 유지하고, 성장후 적절한 냉각 속도 조절로 GaAs ingot에 결정결함을 야기시키는 원인을 최소한으로 줄임으로써 양질의 원형 GaAs 웨이퍼를 얻을 수 있었다. GaAs/AlGaAs계의 다층 초격자 및 양자우물 구조를 MOCVD 법으로 성장시켜 경사 연마법, DCXD, PL, 저온 magnetoresistance, Hall 측정을 통해 계면의 급준성이 매우 좋으며 HEMT구조의 에피층 성장시 2DEG의 생성을 확인하여, 초격자 구조의 소자 제작이 가능함을 보였다. In/Ga alloy source를 사용한 hydride VPE법으로 성장한 In(x)Ga(1-x)As/GaAs 에피층에서 In 조성비에 따른 전위밀도 감소 효과를 확인 함으로써 에피 성장시의

lattice match를 위한 buffer층으로 활용할 수 있음을 알 수 있었다.

### 참고 문헌

1. M.Hirayama, M.Togashi, N.Kato, M.Suzuki, Y.Matuoka and Y.Kaawsaki, IEEE Trans. Electron Devices ED-33, 104(1986).
2. J.B.Mullin, B.W.Straughan, W.S.Brickell, J.phys.Chem.Sol, **26**, 782(1965).
3. Von Neida, A.R and J.W.Nielsen, Solid State Technology **17**, 90(1974).
4. W.A.Gault, Us patent No. 4,404,172, sept.13(1983).
5. C.R.Abernathy, A.P.Kinsella, A.S.Jordan, R.Carusio, S.J.Pearton, H.Temkin and H.Wade. J.Crystal Growth, **85**, 106(1987).
6. S.Mizuniwa, M.Kashiwa, T.Kurihara and S.Okubo, Hitachi Cable Rev. No.7,51(1988).
7. H.Abe, T.Nakanishi and S.Shibata, J.Crystal Growth, **93**, 929(1988).
8. M.L.Coronado, E.T.Abril, and M.Agnilar, Jpn.J.Appl.Phys, **25**, L899(1986).
9. S.C.Park, C.W.Han, Y.J.Park, K.B.Shim and S.-K.Min, Ungyong mulli 2,136(1989).
10. H.S.Kim, S.-K. Min and C.Lee, J.Crystal Growth, **92**, 77(1988).
11. Y.J.Park, C.W.Han, K.B.Shim, S.C.Park, C.B.Kim and S.-K.Min, J.Crystal Growth, **104**, 610(1990).
12. W.G.Pfann. Trans. AIME **184**, 747(1952).
13. T.Aoyama, J.Lagowski, D.G.Lin, K.Y.Ko and O.Ueda, in:Proc. 12th Intern. Symp. on GaSs and Related Compounds, Karuizawa, 1985, Inst. Phys. Conf.Ser.79, Rd.MFijimoto(Inst. Phy., London-Bristol, 1986), 19.
14. Y.Kim, K.S.Um, M.S.Kim and S.K.Min, Sae mulli(New Phys.)29,323(1989).
15. A.Segmuller, P.Krishna and L.Esaki, J.Appl.Cryst., **10**, 11(1977).
16. H.Kawai, K.Kaneko and N.Watanabe, J.Appl.

- .Phys.*, **56**, 463(1984).
17. H.Sasaki, M.Tanaka and J.Yoshino, *Jpn.Appl.Phys.*, **29**, L417(1985).
18. M.O.Watanabe, J.Yoshida, N.Nakanishi, M.Kawano and K.Kamei, *Inst. Phys.Ser.No.79*, 559(1985).
19. K.V.Klitzing, G.Dorda and M.Pepper, *Phys.Rev.Lett.*, **38**, 552(1981).
20. P.Kordos, P.Schumbera, M.Heyen and P.Baik, "GaAs and related Compounds" *Inst.Phys.Conf.Ser. No.63*, 131(1981).
21. S.N.G. Chu, A.T.Macrander, K.E.Strege and W.D.Johnston, *J.Appl.Phys.*, **57**, 249(1985).