

## 질화물 반도체의 특성 및 평가 기술



임기영

전북대학교 자연과학대학 과학기술학부, 반도체 물성 연구소

### 1. 서 론

GaN와 InN, AlN는 최근에 크게 주목을 받고 있는 III-V족 화합물 반도체이다. III-V족 질화물 반도체는 넓은 에너지 띠 간격, 높은 경도와 열전도, 열적 화학적 안정성등과 같은 특성을 가졌기 때문에 노랑색, 파란색, 자외선 영역의 발광 다이오드 검출기, 반도체 레이저와 고온 고전력 전자 소자 등의 광범위한 응용가능성으로 주목 받고 있다[1~3]. 질화물 반도체 박막의 특성 평가 기술로는 크게 구조적 특성 평가기술, 전기적 특성 평가기술, 광학적 특성 평가 기술로 나누어 지는데 구조적 특성 평가기술은 주사형 전자 현미경, 투과형 전자 현미경, DCXRD(double crystal X-ray diffraction)등을 이용해서 박막의 결정질과 표면 관찰 및 구조의 결함 등의 특성을 알아 볼 수 있다. 전기적 평가기술은 Hall 효과, DLTS, C-V등을 이용해서 박막의 전자, 정공농도 및 이동도, 불순물농도 및 에너지 준위와 운반자 산란 mechanism과 깊은 준위 불순물의 특성을 알아 볼 수 있다. 광학적 평가기술은 Photoluminescence, Raman spectroscopy, Photo current 등을 이용하여 박막의 band gap 에너지, 불순물 준

위, 박막의 성분비와 strain 등의 특성을 관찰 할 수 있다. 따라서 본 논문에서는 위에서 언급된 평가 방법기술 방법을 이용하여 소자에 영향을 줄 수 있는 질화물 반도체에 관련된 구조적, 전기적, 광학적 특성을 알아 보고자 한다.

### 2. 본 론

#### 2.1 구조적 특성 평가

GaN 박막 성장 후 박막 층의 결정질과 구조적인 결함 등은 DCXD, 투과형 전자 현미경, 주사형 전자 현미경,등을 이용하여 특성을 평가할 수 있다. 질화물 반도체의 구조적특성은 Juza와 Hahn등[4], 이 wurtzite GaN격자 상수가  $a=3.18\text{\AA}$   $c=5.16\text{\AA}$  이라고 발표한 이래 많은 연구자들에 의해 여러 가지 측정 장치들을 사용하여 연구되어져 왔다. 몇몇 연구자들은 GaN의 격자상수는 성장조건 불순물농도, 화학상론 등에 따라 달라진다고 보고 되고 있다 [5~6]. 또한 이들은 Zn와 Mg을 양으로 도핑하면 이들 II족 물질들이 질소 자리로 들어 가기 때문에 격자의 팽창을 가져 온다고 보고 하고 있다. 그림 2-1-1은 III-V족 질화물 반도체의 일반적인 Wurtzite

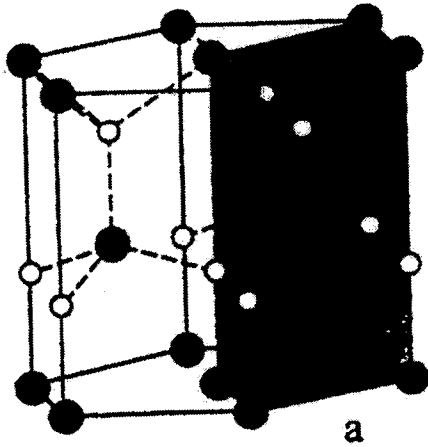


그림 2-1-1. Hexagonal Wurtzite 구조

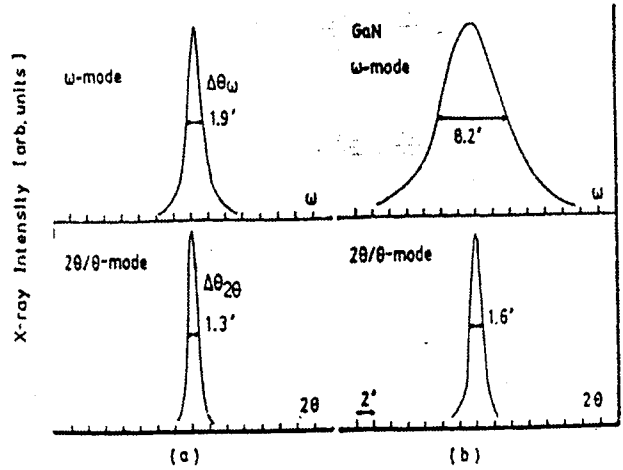


그림 2-1-2. GaN박막의 X-ray rocking 커브

구조를 나타내고 있다. III-V족 질화물계 반도체구조는 III-N 결합이 사면체를 이루고 있으며, 결정 구조는 육방 밀집 구조인 Wurtzite 구조가 안정상으로 알려져 있으며, zincblende 구조는 준안정상으로서 입방구조를 가지는 Si, GaAs, MgO 등의 (100)기판에서 성장이 가능하며, 두께가 증가하면 다시 안정상인 wurtzite 구조로 성장이 일어난다고 알려져 있다[7~9]. 그림 2-1-2는 DCXD를 이용한 GaN 박막의 반치폭을 나타낸다. 고 분해능 X선 회절은 반도체 박막층의 결정성 평가에 가장 널리 이용되어져 온 방법이다. 일반적으로 결정 평가에 이용되어지는 방법은 DAD(Double Axis Diffraction)이며 rocking curve 로 부터 측정된 피크 분리를 이용하여 박막층의 조성 및 응력 변화를 일 수 있게 된다. 또한 박막층의 결정성은 측정에서 나타난 반치폭을 이용하여 알 수 있다. 그림 2-1-2에서 나타난 것처럼 반치폭이 작을수록 결정질이 좋음을 알 수 있다.

그림 2-1-3은 전형적인 cross-sectional bright-field TEM 사진이다.

GaN와 Sapphire사이의 접착면을 포함한 전체적인 막의 두께를 보여주기 위해 저 배율에서 나타난 것인데 대부분의 defect들이 접합면 가까운 곳에서 지역적으로 여러 개가 겹쳐 있다. 이들 defect들의 대다수는 접합면에서 소멸하고 일부가 접합면에 수직하게 움직여나가 threading dislocation이 존재하게 된다. 이 threading dislocation의 대부분은 grain이 붕괴되는 단계에서 발생되어진 tilt grain boundary를 포함한다. Threading dislocation은 핵 생성 단계에서 발생된 막의 domain 구조에 의

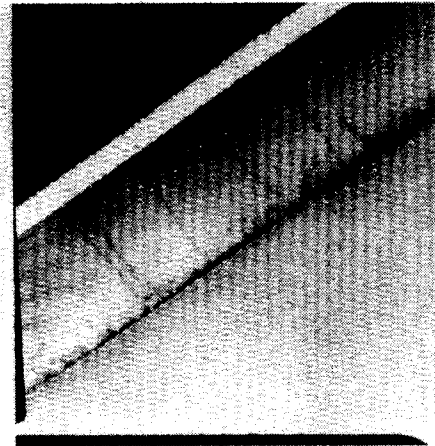


그림 2-1-3. 전형적인 cross-sectional bright-field TEM 사진

해 만들어진 것이며, 이들 영역은 서로 이웃하는 영역에서는 서로에 대하여 c-축 주위를 회전하는 순수한 tilt 특성을 가지는 것으로 알려져 있다[10]. 즉 기판 방향으로 비슷한 mechanism이 AlN buffer 층과 함께 사파이어 위에 성장한 GaN 박막에서도 나타난다고 보고되고 있다. 따라서 좀더 가까운 GaN 박막과 격자 상수가 잘 일치되는 기판 위에 GaN 박막을 성장할 경우 낮은 농도의 edge dislocation을 가지면서 결정성이 양호한 GaN 박막을 얻을 수 있다.

## 2-2. 물리·전기적 특성평가

Wurtzite구조의 III-V족 질화물계 반도체의 여러 가지 기본적인 물성 특성을 표 2-2-1에 나타내었다.

일반적으로 전기적 특성 평가는 Hall효과를 이용하여 비저항, 운반자 농도, 이동도 및 불순물 농도와 에너지 준위 등을 측정 평가 할 수 있다. 초기에는 GaN 박막 층에 도핑을 하지 않을 경우에는 약  $10^{19}/\text{cm}^3$  이상의 전자농도를 가지고 있었으나, 지속적인 성장기법의 발전과 GaN, AlN 완충층을 이용함으로써 상온에서  $4 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ 의 전자농도 및 전자이동도가  $900 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 에 이르는 박막을 성장시킬 수 있었다[11].

그림 2-2-1은 온도 변화에 따른 전자 농도와 이동도를 나타내고 있다. 70K에서는 전자농도는  $1.2 \times$

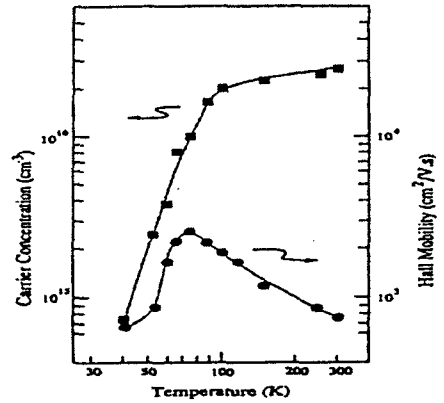


그림 2-2-1. Undoped -GaN 박막의 온도 변화에 따른 전자농도 및 이동도

표 2-2-1. GaN, AlN, InN Wurtzite 구조의 물리적 특성.

	AlN	GaN	InN
Bandgap Energy (eV)	6.20 5.11*	3.39 3.2*	1.89 2.2*
Lattice Constant (Å)	a=3.112 c=4.982 4.38*	a=3.189 c=5.185 4.52*	a=3.533 c=5.963 4.98*
Bond Energy (eV/bond)	2.88	2.20	1.93
Bond Length (Å)	1.89	1.94	2.15
Thermal Expansion Coefficient (10 <sup>-6</sup> /K)	a/a=4.2 c/c=5.3	a/a=5.59 c/c=3.17	a/a=2.7~3.7 c/c=3.4~5.7
Thermal Conductivity (W/m K)	280	130	80
Bulk Modulus(GPa)	199	176	122
Melting Point(K)	3487	2791	2146
Index of Refraction	2.15	2.33	2.9
Dielectric Constant(ε <sub>0</sub> )	8.5	9.5	20(estimated)
Electron Effective Mass(m <sub>0</sub> )		0.20	0.11
Phonon Modes(cm <sup>-1</sup> )	TO=667 E2=665 LO=910	A1=532 E1=560 E2=569 A1=710 E1=741	TO=478 LO=694
SAW velocity(m/s)	AlN/sapphire 6,170	GaN/sapphire 5,850	

\*섬아연광구조(Zincblende structure)

$10^{15}/\text{cm}^3$ 이고 전자 이동도는  $3000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 이다. Hall 이동도는 상온에서부터 온도가 낮아질수록 점점 증가함을 나타낸다. 70K에서 300K 사이에서는  $\mu = \mu_0 T^{-1}$ 에 따르며 주로 polar 포논 산란이 지배적이다. 그리고 70K 이하에는 불순물 산란이 지배적으로 나타남으로 인하여 Hall 이동도가 감소함을 나타내고 있다.

또한 운반자 농도는 100K이하에서 급격히 감소함을 보이고 100K에서 300K 사이에서는 점진적으로 감소함을 보여준다. 그림에서 나타나듯이 온도의 역함수에 따른 운반자 농도를 나타내는데 이는 2개의 다른 donor 준위가 있음을 고려 할 수 있다. 그리고 기온기가 선형적인 영역으로부터 donor 준위의 열적 활성화 에너지를 구할 수 있다. 이때 100K와 42 K에서 34 meV, 100K에서 300K에서는 5 meV의 열적 활성화 에너지를 각각 가지고 있다. GaN 박막의 n-형 불순물로는 주로 Si를 사용한다. Si를 도핑 할 경우에 n-형 전자농도는 선형적으로 증가함에 따라서 전자 이동도는 감소하게 된다.  $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$  정도의 높은 전자농도를 갖도록 Si를 첨가 할 경우 온도에 따른 전자농도의 변화가 관찰되지 않는 degenerated 도핑 특성을 나타내며, 최대  $10^{20}/\text{cm}^3$  정도까지 도핑을 할 수 있는 것으로 알려져 있다[12]. GaN p-형 불순물로는 Mg를 많이 사용한다. 그러나 높은 정공농도의 p-형 질화물 반도체의 박막층을 얻기는 쉽지 않다. 이는 다른 반도체 물질에 비해 III-V족 질화물 반도체의 이온결합 특성이 강하기 때문에 불순물 주입시 불순물의 에너지 준위가 높기 때문으로 알려져 있다[13]. 특히 p-형 불순물의 활성화는 200 meV 이상의 에너지를 필요로 하므로 활성화율이 낮고 전하 이동도 역시 매우 낮다. 따라서 p-형 도핑을 위한 물질로는 Mg, Zn, Cd 등의 물질들이 연구되었으며[14], 표 2-2-2에 여러 종류의 p-형 불순물들의 결합에너지를 나타내었다. p-형 불순물들은 박막 성장 중에 발생하는 수소와 complex를 형성하여 전기적 물성을 저해하며

표 2-2-2. p-형 불순물들의 결합에너지.

Substitutional Acceptors	Binding Energy
$\text{Li}_{\text{Ga}}$	750 meV
$\text{Be}_{\text{Ga}}$	700 meV
$\text{Cd}_{\text{Ga}}$	550 meV
$\text{Hg}_{\text{Ga}}$	410 meV
$\text{Zn}_{\text{Ga}}$	340 meV
$\text{Mg}_{\text{Ga}}$	250 meV

활성화를 방해하는 것으로 알려져 있으며[15], 수소를 탈착시켜 p-형 전하를 활성화하기 위해 LEEBI(Low energy electron beam irradiation)이나 질소 분위기 열처리를 이용한다[16]. Mg를 이용하여 도핑할 경우 상온에서  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 의 정공 농도를 가지며 이동도는  $3 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 이다[16]. AlN의 경우에는 금지대 폭이 매우 넓으므로 인하여 낮은 intrinsic 전하농도와 native defect 및 불순물이 깊은 준위를 형성함으로써 인하여  $10^{11} \sim 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  정도의 높은 비저항 값을 가지고 있다. 이로 인하여 아직까지 AlN박막의 n-형, p-형의 도핑 특성을 정확히 관찰하지 못하고 있다. AlGaIn 박막에서 Al의 몰분율이 증가할수록 전하농도는 낮아지는 것이 보고되고 있다[17]. InN의 경우에는 도핑을 하지 않았을 경우 native defect에 의해 n-형 특성을 가지고 있으며, 상온에서  $1 \sim 2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 의 전자농도와  $50 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 의 전자 이동도를 가지고 있는 것이 보고되었으나[18], 아직까지 도핑 특성에 대한 자세한 보고는 없다. 일반적으로 결정내에 결함들은 밴드갭 내에서 결합 준위를 형성하여 발광소자의 양자 효율을 저하시키는 비발광 중심(nonradiative center)으로서 작용하여 발광효율을 저하시키는 결과를 가져온다. 이들 불순물 준위는 저온에서 불순물 밴드 전도도를 일으키게 되고 이는 저온에서 이동도의 감소를 가져 오게 된다. 깊은 준위에 관련된 특성 평가를 알아 보기 위한 방법으로는 전류를 측정하는 thermal stimulated current(TSC), photo current(PC), photo induced current transient spectroscopy(PICT) 등이 있다. 그리고 전기 용량을 측정하는 deep level transient spectroscopy

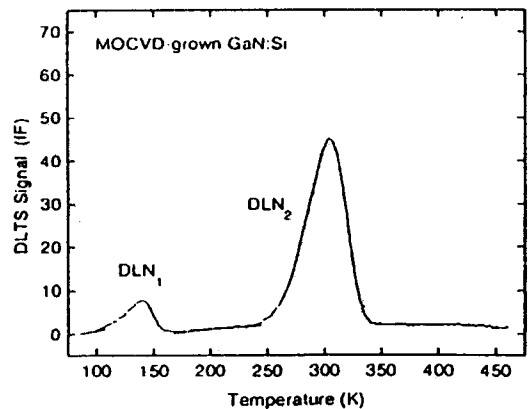


그림 2-2-2. Si : GaN 박막의 온도 변화에 따른 DLTS spectrum

(DLTS) 및 admittance spectroscopy (AS) 법등이 있으며 이러한 측정기구를 이용하여 GaN에 존재하는 defect에 관한 연구가 이루어 지고 있다.

그림 2-2-2은 MOCVD로 성장한 Si-GaN 에피의 DLTS 측정 결과 이다. 그림에서 보면 두개의 전자 락  $E_1$  (DLN<sub>1</sub>)과  $E_2$  (DLN<sub>2</sub>)에 의한 피크가 측정되었다[19]. 위 그림에 각 peak에 대한 활성화 에너지는 전도 락로부터  $E_1=0.15$  eV,  $E_2=0.46$  eV이다. 이들 에너지 준위에 대한 정확한 원인은 밝혀지고 있지 않다. 이들 관측된 에너지 준위는 native defect 또는 reactor 내에 존재하는 불순물에 의한 것이라고 예측하고 있으며, HVPE로 성장한 시료에도 비슷한 에너지 준위 값을 나타내고 있다[20].

### 2.3 광학적 특성

반도체 결정 중에 포함된 불순물 종류나 에너지 준위, 결정 중의 변형 등의 특성을 photoluminescence, 라만 빛띠(Raman spectroscopy) 등을 이용하여 평가할 수 있다. Wurtzite 구조를 갖는 nitride계의 락 간격은 그림 2-3-1에서 보는 것처럼 GaN은 3.4 eV, InN은 1.9 eV, AlN은 6.2 eV로서, InGaN과 AlGaIn 합금을 이용하면 1.9에서 6.2 eV까지의 가시광선과 자외선영역의 락 간격을 얻을 수 있다.

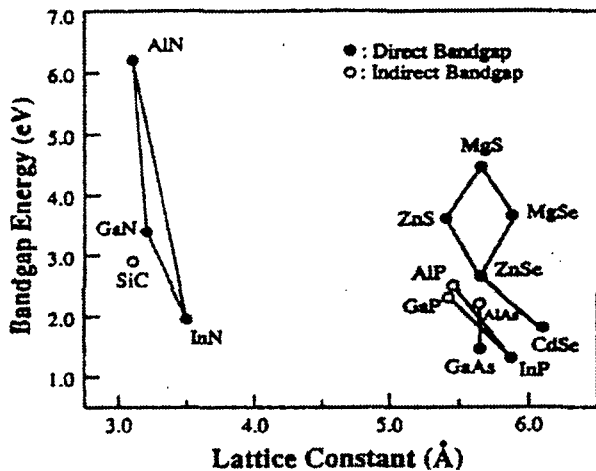


그림 2-3-1. 락갭 및 격자상수

GaN에서의 주요한 락내 광 전이는 Brillouin zone center에 위치한 최소 전도 락과 최대 가전자

밴드 사이의 직접 전이 이다.

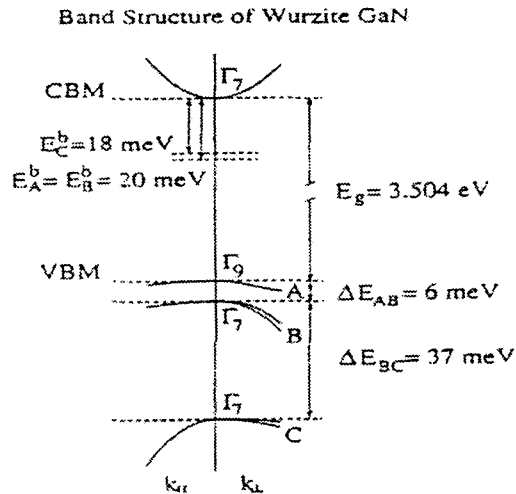


그림 2-3-2. GaN 락막의 에너지 락 구조

그림 2-3-2은 Brillouin zone center 근처에서의 wurtzite GaN의 락 구조를 나타내고 있다. 가전자 락는 crystal field와 spin-orbit coupling에 의해 세 개로 나뉘는데, 이에 대응하는 세 락 사이 전이(interband transition)을 에너지가 낮은 순서부터 각각 A, B, C라고 표기한다.

Reflectivity spectrum에서는 이 세 전이가 모두 나타나며, photoluminescence spectrum에서는 이중 가장 낮은 에너지에 위치한 A-전이와 관련된 excitonic 전이가 주로 나타난다. exciton이란 electron과 hole이 Coulomb 상호작용에 의해 결합하는 것으로서, 이에 따라 Coulomb 상호작용이 없는 경우보다 exciton 결합에너지 만큼 낮은 상태에 있게 되는데, 이러한 exciton이 불순물에 속박 되어 있는지의 여부에 따라서 free exciton, 혹은 bound exciton이라고 한다. 일반적으로 도핑양이 증가함에 따라서 free exciton에 비해 bound exciton이 강하게 나타나며, 저온에서 실온으로 온도를 올림에 따라 thermal energy가 exciton과 불순물의 결합에너지 보다 커지게 되어 free exciton이 상대적으로 강하게 나타난다.

GaN 락막과 sapphire 기판 사이의 격자 부정합과 열팽창계수 차이에 의해 GaN은 compressive strain을 받게 되는데 그 strain 정도에 의해 A, B, C 전이와 관련된 photoluminescence, reflectivity peak 에너지가 영향을 받게 된다. 그리고 도핑

정도 나 mobility 등도 photoluminescence peak 위치와 상관 관계를 보이는데, 이는 strain 이외에도 불순물, 결함과 관련된 potential fluctuation, 혹은 band-tail state가 photoluminescence 피크 위치에 영향을 주기 때문이라고 사료된다[21].

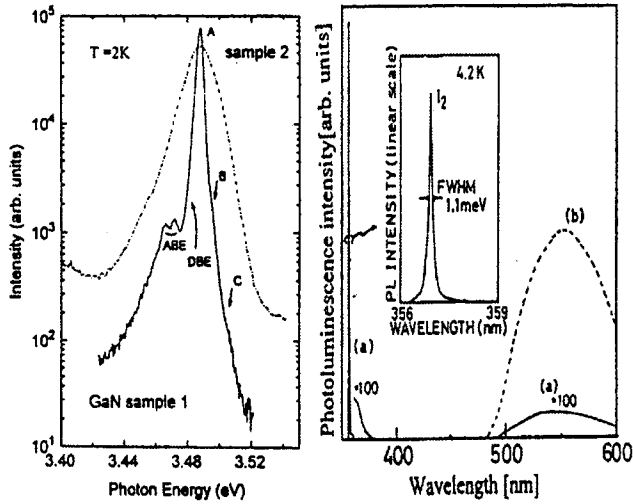


그림 2-3-3. GaN 박막층의 저온 PL 및 PR spectrum

GaN 박막의 photoluminescence spectrum은 그림 2-3-3에서 보는 것처럼 이러한 띠 사이 전이 이외에도 보통 깊은 준위 전이가 나타나는데 이중 가장 대표적인 것이 2.2 eV 근처의 yellow luminescence이며, 이외에도 2.8 eV 근처의 blue emission이 보이는 경우가 많다. 이러한 deep level들이 어떠한 점 결함 혹은 구조 결함과 관련이 있는지는 아직 더 연구 되어야 할 부분이다. 특히 p-형 GaN박막의 경우에는 저온에서 acceptor-bound exciton이외에 3.2 eV 근처의 donor-acceptor pair transition이 보이게 되며 실온에서는 도핑 정도와 compensation정도, 그리고 측정 excitation density에 따라서 3.4 eV에서 2.7 eV 사이의 peak이 보이게 된다. 그림 2-3-4는 InGaN/GaN quantum well을 사용한 LED EL spectrum을 보여준다. (0002) 방향의 x-ray 측정으로부터 In 조성을 구하는 것은 InGaN 층이 GaN에 대하여 얼마나 pseudo-morphic한지에 따라서 크게 영향을 받게 된다. 그림 2-3-4에서는 strain정도를 고려하지 않고 계산하였을 때의 In 조성과, 그 조성에 해당하는

밴드갭 파장을 보여준다. 이처럼 적은 In 조성으로도 장파장으로 이동하는 것이 quantum dot이나 quantum disk와 같은 국소화 상태(localized state)에 기인한다는 견해도 있으나, In 증가에 따른 relaxation을 고려한다면 실제 조성은 훨씬 커질 수 있으므로 이 자체만으로 quantum dot이나 quantum disk가 형성되었다고 결론지을 수는 없다. InGaN의 광학적 특성 중에 가장 특이한 것은 reflectivity, absorption signal과 photoluminescence peak의 에너지 차이가 크다는 것인데, 위에서 설명한 exciton localization에 기인한다는 견해와 piezo-electric effect에 의한 효과라는 견해가 있고, 이중 어떠한 효과가 더 주요 한가에 대하여는 활발한 논의가 진행 중이다. excitation density를 증가시키면 photoluminescence peak이 단파장으로 이동하는 데, piezo-electric effect의 경우에는 photo-carrier에 의한 piezo-electric field screening으로, localized exciton의 경우에는 band-filling으로 설명이 가능하다. 또 well width가 40 Å이 증가하면 보통 photoluminescence intensity가 급격히 감소하는 것은 piezo-electric field에 의해 electron과 hole이 well 안에서 떨어져 이들의 재 결합률이 줄어들기 때문이라고 이해 할 수 있다[22~24]. 이처럼 InGaN의 광학적 특성에 대하여는 정확히 알려져 있지 않은 것이 많고, 또한 성장 방식에 따라서 특성도 많이 바뀌게 됨으로 지속적인 연구가 필요하다고 할 수 있다.

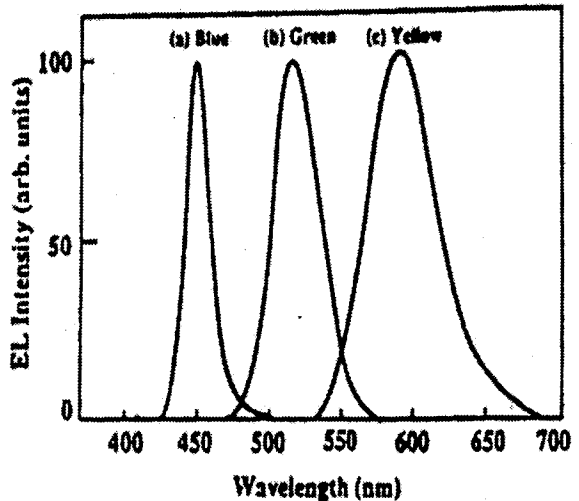


그림 2-3-4. InGaN/GaN QW을 사용한 EL spectrum

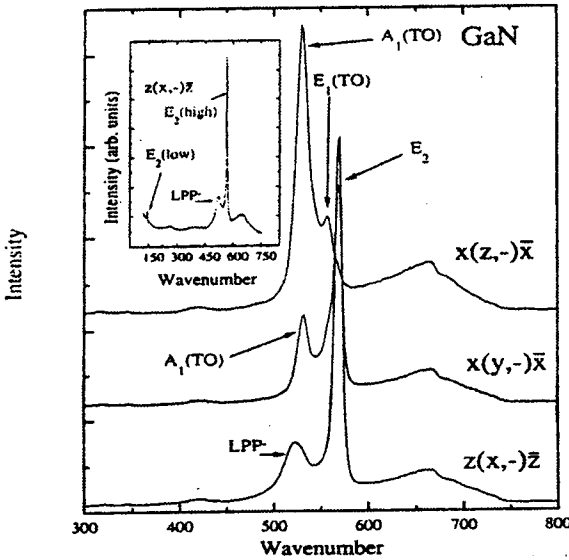


그림 2-3-5. Polarized Raman spectra of GaN

라만 분광법에 의해 반도체의 조성이나 결정 구조적 성질을 비롯하여 변형이나 전기적 성질, 불순물의 거동 등을 평가할 수 있는 방법이다. Manchon[25], 등은 Raman 분광법을 이용하여 높은 농도를 가진 n-GaN에서 4개의 phonon mode를 규명하였다.  $A_1$ (transverse mode, TO)와  $E_1$ (TO) mode 들이 533와 559  $cm^{-1}$ 에서 나타내고 있다. 반면  $E_2$  mode 들은 144와 569  $cm^{-1}$ 에서 관찰하였다. 이들 4개의 phonon mode들의 거동을 분석하여 박막의 변형과 불순물의 거동을 알 수가 있다. Bulk 결정체에서는  $E_2$  mode의 파수가 568  $cm^{-1}$  인 반면에 사파이어 위에 성장된 GaN의 박막의 경우에는 570.4  $cm^{-1}$ 의 높은 파수값을 보여주는데 이는 사파이어와 GaN박막과의 열적 계수 차이 때문에 나타나는 열적 stress에 의한 효과로 나타남을 알 수 있다[26].

### 3. 결 론

질화물 반도체에 관련된 기본적인 특성 및 평가기술을 알아보았다. III-족 질화물 반도체는 1990년도에 들어와서 활발히 연구되어 LED, LD에 관련된 소자는 급속도로 발전 되어왔다. 그럼에도 불구하고 III-족 질화물 반도체에 대한 기본적인 구조적, 화학적, 물리적인 특성에 대하여 정확한 해석이 이루어지지 않고 있다. 따라서 광소자 및 전자소자의 개발 및

기능을 향상하기 위해서는 질화물 반도체의 정확한 특성 및 평가 기술이 요구된다고 사료된다.

### 참 고 문 헌

- [1] J. P. Bergman, T. Lundstrom, B. Monemar, H. Amano, I. Akasaki, Appl. Phys. Lett. 69, 3456(1996)
- [2] F. Stengl, S. N. Mohammad, H. Morkoc, Appl. Phys. Lett. 80, 3031(1996).
- [3] S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, Jpn. J. Appl. Phys. 34(1995) L797.
- [4] R. Juza and H. Hahn, Zeitschr. Anorgan. Allgem. Chem. 239, 282(1938).
- [5] H. P. Maruska, L. J. Anderson, and D. A. Stevenson, J. Electrochem. Soc. 121, 1202(1974).
- [6] O. Lagerstedt and B. Monemar, Phys. Rev. B 19, 3064(1979).
- [7] M. E. Lin, G. Xue, G. L. Zhou, J.E. Green, and H. Morkoc, Appl. Phys. Lett. 63, 932(1993).
- [8] M. Muzuta, S. Itoh, H. H. Amano, and I. Akasaki, J. Crystal. Growth. 115, 628(1991).
- [9] S. Nakamura, Jpn. J. Appl. Phys., 30, L1703(1991).
- [10] R. C. Powell, N.-E. Lee, J. E. Greene, J. Appl. Phys., 73, 189(1993).
- [11] K. Maier, J. Schnedir, I. Akasaki, and H. H. Amano, Jpn. J. Appl., 32, L846(1993).
- [12] K. H. Kato, M. Sassa, S. Yamsaki, K. Manabe, M. Hashimoto, H. Amano, and I. Akasaki, J. Crystal Growth, 115, 639(1991).
- [13] S. Nakamura, M. Senoh, and T. Mukai, Jpn. Appl. Phys., 30, L1708(1991).
- [14] H. Strite, H. Morkoc J. Vac. Sci. Tech. B. 1.10, 1237(1992).
- [15] J. Vechten, J. Davide Zook, R. D. Horning, and B. Goldenberg, J. Appl. Phys., 31, 3663(1992).
- [16] H. H. Amano, M. Kito, K. Hiramatus, and I. Akasaki, Jpn. J. Appl. Phys. 28 L2112(1991).
- [17] S. Nakamura, Jpn. J. Appl. Phys.,

30,L1705(1991).

- [18] A. Wakahara, T. Tsuchiya, A. Yoshida, J. Crystal. Growth., 99 385(1990).
- [19] W. I. Lee, T. C. Hnang, J. D. Cuo, and M. S. Ferg, Appl. Phys. Lett. 67, 1721(1995).
- [20] P. Hacke, T. Detchenprohm, K. Hiramatsu, and N. sawaki. J. Appl. Phys., 76, 304(1994).
- [21] R. Dingle, P. P. Sell, S. E. Stokowski, M. Illegims. Phys. Rev. B4, 1211(1971).
- [22] M. Koike, S. Yamasaki, S. Nagai, S. Asami, H. Amano, and I. A kasaki., Appl. Phys. Lett., 18,1403(1996)
- [23] S. Keller, B. P. Keller, D. Kapolnek, A. C. Abere, H. Masiri, L. A. Colden, U. K. Mishra, and S. P. Denbars Appl. Phys. Lett. 68,3147 (1996).
- [24] F. Scholtz, V. Harle, F. S tenber, H. Bolay. A. Dormen, B. Kanfmann, V. Syganow, and, A. Hangleiter J. Crystal Growth. 170, 321 (1997).
- [25] D. D. Machon, A. S Braker, P. J. Dean, and Strom Zettern, R. B 8,1227 (1970) J. Crystal Growth, 115,639(1991).
- [26] P. Perin, C. Jauberthie-Cariiiion, J. P. Itie, and A. Polian, Phys. Rev. B 45, 83(1992).