

일 반적으로 화합물 반도체에 전류를 주입하면 빛을 방출하는 광소자에는 LED(Light Emitting Diode)처럼 빛을 전방향으로 방출하는 소자와 일정한 방향으로 방출되는 LD(Laser Diode)가 있다. 최근 급격히 보급된 대형 옥외 전광판의 등장으로 청색 발광다이오드(LED)기술은 우리에게 더욱 친숙하게 다가오고 있다. 디스플레이 외에 적, 녹, 청색의 고휘도 LED의 새로운 응용시장으로 부각되고 있는 곳은 교통신호기 분야다. 신호등에 사용할 목적으로 개발된 것이 중심파장 500nm인 청록색 GaN LED이다. 그 외에도 그림 1에 나열된 것처럼 GaN은 넓은 광소자로서의 응용성을 갖는다. 또한 화합물반도체가 없다면 지금과 같은 CDMA 이동통신과 ADSL 광통신에 의한 인터넷의 보급과 같은 발전은 결코 이뤄지

색 LED를 개발하기까지 약 20여년의 연구로 이루어진 첨단 반도체기술이다.

현재 청색LED 세계시장은 일본의 니치아, 마쓰시타, 미국의 크리리서치 등이 주도하고 있으며 도시바, 산요, 히타치 등이 양산 또는 개발완료를 목표로 연구 개발에 박차를 가하고 있다. 한편 최근 국내에서도 화합물반도체 시장규모가 크게 증가하는 데 힘입어 화합물반도체 산업을 확충하려는 새로운 국면에 들어서고 있다. LG 전자를 비롯 삼성, 현대 등 대기업을 중심으로 연구가 활발하며, 광주과학기술원, 한국광전자, 표준과학원, KIST 등의 연구소와 전북대, 경북대, 동국대, 성균관대, 대전산업대 등 대학을 중심으로 기초연구가 활발히 이루어지고 있다.

LED 기술은 양질의 GaN 결정을 격자 상수가 다른 사파이어(Al_2O_3) 기판 위에 성장시키는 것이 과제이다. 사파이어 기판을 사용함으로써 발

특집 ─ 단결정 연구 소개

GaN 단결정의 성장과 그 특성 연구

박상언*, 조재룡**, 조응찬***, 정세영***

지 못했을 것이다. 화합물 반도체 중에서는 GaAs, InP, GaN, SiGe, SiC 등이 현재 가장 많은 비중을 차지하며 전세계적으로 연구개발 되고 있다. SiC와 SiGe은 간접 천이 밴드구조인 반면, GaAs와 GaN은 직접 천이 밴드구조여서 적색, 청색, 녹색의 빛을 내는 발광소자로 대부분이 적용되고 있다. 지난 1992년부터 본격적으로 개발되기 시작한 GaN은 직접 천이 밴드갭을 가지고 있어 녹색, 청색, 자외선의 단파장 광소자를 제조하는데 적합하다. GaN 반도체는 또 고온·고출력·고내압은 물론 고속동작이 요구되는 자동차나 산업용, 내환경 소자로 개발되고 있다. GaN 반도체를 이용한 LED 연구는 70년 전후에 시작, 93년말 일본의 니치아 화학이 휘도 1칸델라(cd)인 고휘도 청

생하는 결함 및 문제점은 GaN 기판을 이용하면 해결될 수 있다. 궁극적으로 양질의 GaN 기판을 경제적인 가격에서 확보될 수 있는 기술을 개발하는 것이다. 전세계적으로 많은 연구가 진행되고 있으나 아직 만족스러운 결과를 얻기 못하고 있다. 청색 광소자 기술은 앞에서 언급한 바와 같이 무한 잠재력이 있는 기초기술로서 그 중요성이 크다. 특히 미래 전자산업과 광 전자 산업이 융합해 만들어 낼 수 있는 분야가 계속 나타나 그 규모도 더욱 확장될 것이다. 현재 청색 LED는 대단한 고 부가가치 제품으로 칩 면적당 원가기준으로 우리에게 익숙한 DRAM의 가격과 비교하면 더욱 실감할 수 있을 것이다. 문제는 우리의 기술수준 및 개발 능력이다. 현재 니치아사가 모든 면에서 특허권과 합

* 부산대학교 물리학과, (주) 컴티스 부설연구소

** 기초과학지원연구소

*** 부산대학교 물리학과

GaN 단결정의 성장과 그 특성 연구

단파장 LD : 광기록기기용 광원
전자 소자(계어 및 통신기기) : 고주파 방송 및 위성통신
청/녹색 LD : Laser TV, Laser Projection Display Color Printer, Color 복사기
청/녹색 LED : 옥내외 전광판, 교통신호등

그림 1. GaN 화합물반도체의 응용범위

게 독주를 하고 있지만 아직 레이저 부분에서와 같이 신기술 개발의 여지가 상당부분 남아 있다.

최근에 고품질의 질화물 반도체를 이용하여 광소자 및 전자소자로 응용하기 위해서 새로운 결정성장 방법들이 많이 개발되었다. 사파이어 기판과의 격자 부정합의 문제는 많은 결정결함을 발생시켜 소자의 성능이 저하되는데, 이러한 문제를 해결하기 위해서 ELOG (Epitaxial Lateral Over Growth) 및 MDSLS (modulation doped-strain layer superlattice) 구조, 그리고 Pendo-epitaxy 공정이 제시되고 있다. 현재 III-V 질화물을 성장시키기 위해서 주로 사용되는 방법은 금속 유기 화학 기상 증착법(MOCVD : Metal Organic Chemical Vapor Deposition)과 분자선 에피택시(MBE : Molecular Beam Epitaxy), HVPE (Hydride Vapor Phase Epitaxy) 등이 있다. 일반적으로 질화물을 성장시키는데는 1000 °C 이상의 고온이 요구되므로 기판의 선택에 있어서 신중을 기해야 한다. 그렇기 때문에 고온에서 안정한 사파이어가 선택되어지고 있다. 사파이어를 기판으로 사용하는 이유는 사파이어가 GaN이 갖는 hexagonal symmetry와 비슷한 trigonal symmetry를 갖고 있고, 다루기 쉬울 뿐 아니라 결정성장 전 cleaning이 쉽기 때문이다. 또한 사파이어는 고온(~1000°C)에서도 안정하므로 CVD(Cheical Vapor Deposition) 방법으로 GaN를 성장시키는데 적합하다는 것이다. 하지만, 사파이어 기판을 사용하는 경우 사파이어와 GaN 간의 격자상수 및 열팽창계수 차이가 매우 크기 때문에 양질의 GaN을 성장시키기 어렵다는 문제점이 대두되었다. 사파이어 기판을 이용한 GaN 결정 성장에는 AlN 완충층(buffer layer), ZnO 완충층 혹은 GaN 완충층을

사용하여 GaN 박막의 결정성을 향상시키는 보고가 나오고 있다^[1-3]. 많은 연구자들에 의해 사파이어 외에 SiC, LiGaO₂, LiAlO₂의 기판 위에 GaN을 성장시키려는 시도가 있었다. 그러나, 광소자의 성능을 저하시키는 격자 부정합과 열팽창 계수의 차이로 인해 stresses와 dislocation이 여전히 심각한 문제점으로 남아있다^[4,5]. GaN을 이용한 각종 전자소자의 실용화에 있어서 어려운 점 중의 하나는 homoepitaxy를 위한 GaN 단결정 기판이 제공되지 않는다는 것이다. GaN은 융점이 2400 °C 이상으로 높고, 질소의 평형 증기압이 1100°C 에서 100 bar 정도이고, 1700 °C 에서 20 kbar 정도로 매우 높기 때문에 일반적인 방법으로는 bulk 형태의 결정을 성장하기가 어렵다^[6]. Bulk GaN 단결정을 성장하기 위해서 고온, 고압 용액 성장법^[7], quasi-bulk 기판 제조를 위한 HVPE법^[8], 및 GaN 분말을 승화시키거나 Ga 와 NH₃를 직접 반응시켜 bulk 결정을 성장하기 위한 방법^[9, 10] 등이 시도되었지만 아직까지 기판으로 활용되지는 못하고 있다.

GaN의 형태(polymorphology)는 wurtzite-type GaN (hexagonal, P6₃mc ; h-GaN)과 zinc-blend-type GaN(cubic, F-43m; c-GaN)로 나눌 수 있다. 단결정과 박막으로 육성된 GaN의 구조는 주로 wurtzite-type이다. 더구나, h-GaN의 단일상은 MBE와 MOVPE에 의해 다양한 기판 위에서 에피 성장되어왔다. Ga(l)-GaN(s)-N₂ 계에서, GaN 공유결합의 고에너지(9.32eV/GaN 원자쌍)로 인해 GaN은 녹는 점이 매우 높다. 더구나 N₂ 분자의 높은 해리 에너지 때문에 GaN은 Ga 와 N₂로 분해된다. 그러므로 극도로 높은 온도와 질소 압력이 GaN 를 녹이는데 필요하다. 지금까지 GaN의 녹는점이 실험적으로 결정되지는 않았지만, 예상된 GaN 녹는점과 압력은 각각 2800 K, 45 kbar 이었다^[11]. 실험적으로 결정된 GaN 계에 대한 p-T phase diagram은 그림 2에 제시되었다^[6]. 이들 diagram으로 부터 액체상태의 Ga에 대한 질소의 용해도는 고온에서 매우 작다. 이러한 이유로 보통 micro 크기의 GaN 결정이 얻어진다. 기체화된 질소를 사용할 경우 1800 K 근처의 온도에서 10-20 kbar 정도의 고압을 요구하며, 이러한 조건하에서 액체 Ga 속에서 질소의 용해도가 증가되어 GaN 결정의 형태를 유지하면서 더 크게 자라게 된다. 폴란드의

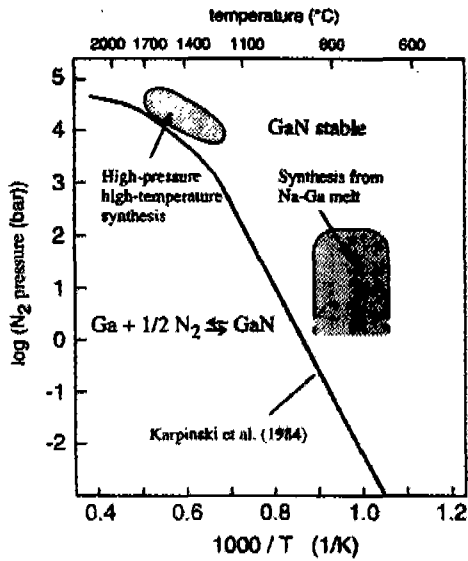


그림 2. Karpinski 등에 의해 보고된 GaN에 대한 N₂ 평형압력상도.

High Pressure Research Center(HPRC)에서 제작된 고압가스 장치는 200시간 이상 동안 온도와 압력을 제어하면서 GaN을 성장하도록 되어있다^[12]. 그러나 이 방법에 의해 고압과 고온에서의 GaN 단결정의 육성은 비경제성과 위험성을 내재하고 있다. 이를 보완하는 방법으로 몇몇 연구자들에 의해 flux 법을 사용하는 방법이 제시되기도 하였다^[13].

Flux 법으로 GaN 단결정이 성장되는 원리는 다음과 같다. N₂ 기체는 M-Ga 용융물질의 Ga 와 100 bar 압력과 850 °C 아래에서 반응하여 GaN 단결정을 생성한다. 여기서 M(알칼리족 원소)은 N₂와 Ga 사이 또는 Ga와의 반응을 증가시키는 촉매작용을 한다. M은 낮은 일함수 또는 이온화에너지를 가지고 있기에 전자를 쉽게 떼낼수 있는 특성을 갖는다. M-Ga 물질 표면에 흡수된 N₂ 분자는 M으로부터 쉽게 전자들을 받을 수 있다. N₂ 분자가 갖는 열적 진동에너지에 따라 액체 상태의 M-Ga 표면에서 GaN 결정이 생성되는 것이다. Ga의 원자는 M-Ga 경계면 근처에서 분해된 N 원자와 결합을 하거나 M 원자와 함께 (Ga₂N₃)(M₂)를 형성하기도 한다. 본 연구실에서는 flux 방법을 적용하여 알칼리계 원소 MN₃ (Sigma, 99.99% purity) 와 Ga(Aldrich, 99.9999% purity) 을 사용하였다. 모든 청광과정은 O₂와 H₂O 함유량이

1 ppm 이하인 N₂ 분위기의 Glove box(M.O. Tech 사 제작) 내에서 행해졌다. 그리고 스테인레스 용기에 (316L, 14 mm inner diameter, 19 mm out diameter, 90 mm length) 시료를 넣었다. 그리고 스테인레스 용기 두경으로 주입구를 막고, 주위로 Ar-특수용접으로 봉입하였다. 봉해진 튜브를 가열하기 앞서 고온에서의 산화를 막기 위해 내경, 외경이 각각 40 mm, 50 mm 인 석영관을 전기로 내부에 연결하여 소량의 N₂를 일정하게 흘려보냈다. 봉해진 튜브는 전기로내의 석영관안에 수직으로 매달아 놓고 24시간동안, 온도 영역은 700 °C ~ 800 °C영역에서 실험이 이루어졌다. 또한 일정 시간동안 전기로 내부의 온도 구배가 일정하도록 바닥과 상층부사이의 온도차를 10°C 이내로 유지하였다. 24 시간 동안 전기로 내의 봉해진 튜브를 가열한 후 전기로의 전원을 차단함으로써 상온까지 자동 냉각되도록 하였다. 봉해진 튜브가 상온까지 냉각된 후 튜브 절단기를 사용하여 튜브 바닥의 일정 높이에서 절단한 후 튜브 내부의 물질을 확인하였다. 튜브내의 GaN 결정들을 포함하고 있는 알카리 금속은 2-propanol 과 ethanol 의 반응에 의해 제거되어졌다. 반응을 하고 난후 GaN 단결정 조각 또는 덩어리 등은 공기중에서 건조하였다. 거대 단결정을 얻기 위해 다양한

$$r_M = \frac{M}{M+Ga}$$

몰비(mole ratio)로 위의 실험을 반복하였다. M-Ga 용융물질과 N₂ 기체 상의 경계에서 일부 GaN 단결정이 몰 비율에 따라 다양한 모양으로 성장해 있었다. 몰 비율과 온도와 압력의 조건이 맞지않는 실험의 경우 남아 있는 M-Ga 화합물은 공기중 수분과 반응하여 분해되었다. 이러한 결과물들은 선 회절실험에 의해 이미 Ga₃₃M₂₂의 구조와 동일하다고 보고되어져 있다^[14]. Pelton과 Iarose의 phase diagram 자료에 의하면, Ga₃₃M₂₂의 녹는점은 556 °C 알려져 있다^[15]. 반응 용기 내의 화합물의 morphology로부터 판단해보면, M-Ga 물질과 N₂ 기체 사이의 경계는 800 °C에서 아래로 오목한 모양을 지니고 있으며 스테인레스 용기의 벽면과 잘 반응을 함을 알 수 있다. 검은색의 GaN 층은 M-Ga 용융물질과 N₂ 기체사이의 경계에서 침전된 결

GaN 단결정의 성장과 그 특성 연구

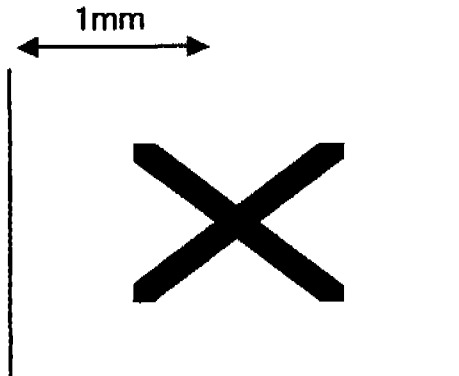


그림 3. 750 °C 영역에서 Na flux 방법으로 육성된 3 mm 크기 투명한 bulk GaN 단결정

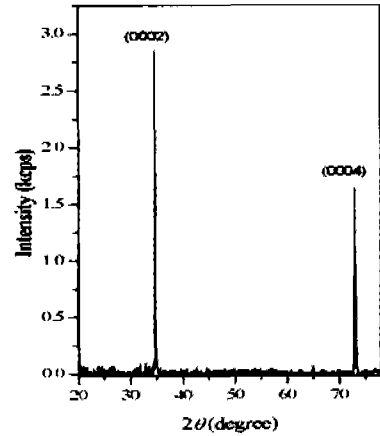
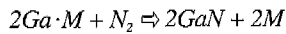


그림 4. 육성된 결정의 평평한 면(0002)에 수직한 방향에서 얻은 X-선 회절 상

과이다. GaN 핵형성은



와 같은 과정을 통하여 이루어진다고 알려져으나¹⁶⁾, 아직 확인된 바는 아니다. Hexagonal 평면 형태를 가진 결정은

$$r_M = \frac{M}{M+Ga}$$

의 몰비에서 성장되었다. Bulk GaN 단결정은 스테인레스 용기 안쪽 벽 주위로 두께는 200µm ~ 300µm 이고, 평면 길이는 가장 긴 방향으로 3 ~ 4mm 크기

로 성장된 채 붙어 있었다. 튜브 안의 GaN 생성물질은 그림 3에서 제시하였듯이 편광현미경의 반사 측정에 의해서 morphology를 확인하였다. 또한 SEM(Scanning Electron Microscope)을 이용하여 표면 및 성분분석 실험을 하였다. SEM 분석 결과 육성된 단결정은 hexagonal 형태를 지닌 GaN 임을 확인하였다. 그림 4는 bulk GaN 단결정의 hexagonal 형태를 지닌 면에 수직한 방향에 대한 X-선 회절 결과이다. 성장된 단결정은 전형적인 wurtzite 구조를 갖고 있으며, (0002), (0004) 회절 피크가 나타났으며 다른 회절 피크는 검출되지 않았다. 이 둘 피크는 2θ는 34.32, 72.76였으며, 이는 wurtzite-GaN의 격자상수로부터 계산된 이론 값과 일치하는 것이다. SEM 결

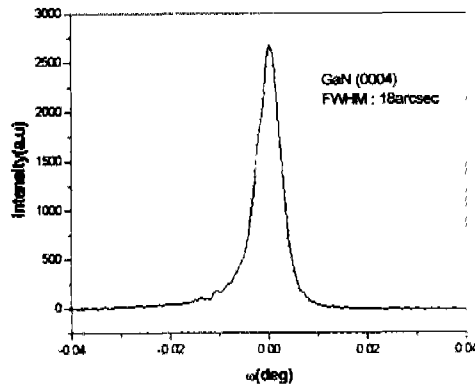


그림 5. 육성된 bulk GaN 단결정의 (0004)에 대한 X-선 rocking 곡선

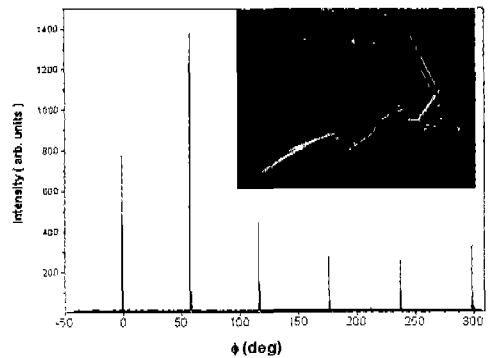


그림 6. 결정의(1011)에 대한 φ-결과 및 SEM으로 측정된 표면분석(그림안)

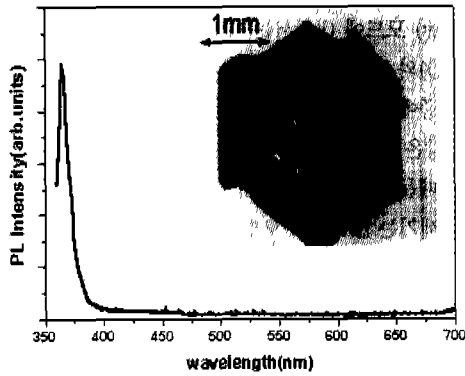


그림 7. 육상된 단결정에 대한 상온에서 측정된 광발광(PL)스펙트럼과 결정의 광학현미경 사진(그림안)

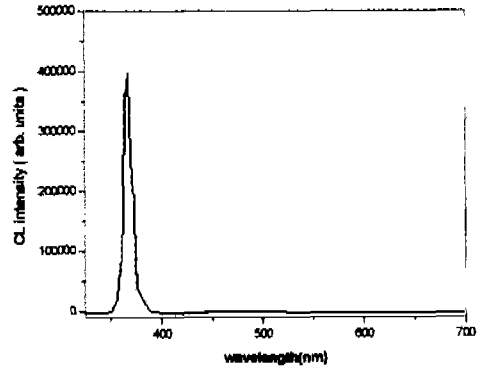


그림 8. 상온에서 측정된 음극발광(CL)스펙트럼 결과

과와 X-선 회절 결과로부터 GaN 단결정은 성장 축인 $\langle 0002 \rangle$ 의 c 축으로 매우 잘 발달되었음을 확인할 수가 있었다. 그림 5에 나타낸 것과 같이 $\langle 0004 \rangle$ 에 대하여 Rocking curve를 측정하였으며, 반치폭(FWHM)의 값이 18 arcsec로 나타났다. 성장된 결정은 최적의 조건에서 육성되지 않았지만, 일반적인 GaN 단결정 육성 방법에 의한 것과 비교해 볼 때^[12], flux 방법에 의해 저온 및 저압에서 고품질의 GaN 단결정이 육성되었다고 주장할 수 있다. 또한 GaN 단결정의 구조적 대칭은 결정의 c 축으로 나란하게 ϕ -회전축을 회전하여 $(10\bar{1}1)$ 에 대한 ϕ -scan을 얻으므로써 결정되었다. ϕ -scan 피크는 그림 6에 제시한 것 같이 60° 간격으로 증가하면서 일정하게 관측되었다. 이러한 결과는 wurtzite 결정에서 나타나는 6-회전축의 구조 대칭을 가짐을 알 수 있다. 밴드 갭 에너지에 대한 측정은 주로 photoluminescence 실험으로 결정 되어진다. 일반적으로 GaN의 경우 photoluminescence (PL) 스펙트럼은 중성 도우너(donor)에 속박된 여기자(exciton)의 소멸에 의하여 3.47 eV에서 발광 세기가 매우 큰 피크가 관찰된다. 그리고 박막의 형태로 육성된 거의 모든 결정에서는 2.2 eV 부근에서 얇은 도우너(donor) 준위에서 깊은 억셉터(acceptor) 준위로의 전이 또는 깊은 도우너 준위에서 얇은 억셉터 준위로의 전이에 의한 황색 발광이 관찰된다고 보고되어져 있다^[17, 18]. 아직도 황색 발광의 원인에 대해서 구체적으로 밝혀지지 않았지만, 이러한 발광은 GaN 광소자의 수명과 광도를 저하시키는 원인이 되고 있다. Flux 법으로 성장시

킨 bulk GaN 단결정에 대한 PL을 측정하였다. 여기 광은 Nd-YAG 레이저였으며 파장은 355 nm를 사용하였다. 그림 7은 여기광 밀도를 55 mW/cm^2 로 하여 상온 온도에서 측정된 스펙트럼을 나타낸 것으로서 3.4 eV 근처에서 강한 강도의 발광이 나타났으며, 황색발광이 전혀 나타나지 않았다. 이러한 결과는 순수한 GaN의 광특성을 보여주는 것이며, 박막에 의해 성장된 GaN에서 나타나는 깊은 준위와 관련된 전이가 없다는 것이다. 밴드간의 천이에 있어서 또 다른 실험결과로 CL(cathodoluminescence) 스펙트럼을 그림 8에 제시하였다. 제시된 스펙트럼은 Oxford사에서 제작한 monoCL2 CL 분석기가 부착된 FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope, JSM-6330F)내에서 얻어졌다. 시료의 음극발광은 15 keV의 전자에너지로 수 nA씩 조절하면서 얻어졌다. Bulk GaN $\langle 0002 \rangle$ 면에 대하여 밴드간의 천이 파장은 365.5 nm로 관측되었다. 이전에 H. Yamane 등에 의해 보고된 CL 측정에서는 yellow 파장 부근에서 폭이 넓은 피크가 존재하였다^[13]. 그러나 본 연구실에서 성장시킨 bulk GaN 단결정에서는 밴드-밴드의 천이 발광만 나타난 것이다. 발광 세기의 반치폭(FWHM)의 값은 60 meV로 나타났다. 현재 스테인레스 용기내부에서 육성된 GaN 단결정의 시료 중에는 일부 결함의 영역이 존재하는 결정도 있다. 이들 결정에 대하여 PL, CL 특성은 깊은 준위와 관련된 현상을 보이기도 한다. 이에 대한 광특성 연구는 불순물의 농도 및 스테인레스 용기의 성

GaN 단결정의 성장과 그 특성 연구

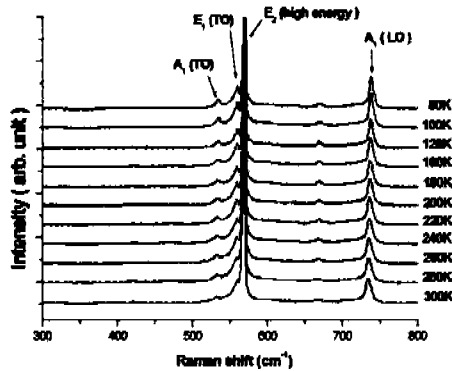


그림 9. GaN 단결정에서 Raman 진동수의 온도 의존성

분변화와 관련하여 연구 중에 있다.

Hexagonal-GaN는 하나의 단위구조 안에 4개의 원자를 지니고 있으며 공간군 $P6_3mc(C_{6v})$ 를 가진다. 군론에 의하면, GaN의 Raman 활성 모드(mode)는 $A_1(z)$, $E_1(x)$, $E_1(y)$, $E_2(\text{high energy})$, $E_2(\text{low energy})$ 가 있다. 특히 $A_1(z)$, $E_1(x)$, $E_1(y)$ 와 같이 z, x, y로 방향을 지정한 모드가 있는데 이것은 여기된 포논(phonon)이 이들의 방향으로 분극을 가진다는 것을 의미한다. 이러한 모드를 polar phonon 모드라고 한다. 그리고 산란광의 분극방향이 polar phonon의 방향과 나란하면 종파광학포논모드(LO)라고 하고, 수직하면 횡파광학포논모드(TO)라고 한다. Micro-Raman 스펙트럼은 여기광의 발진선의 선폴이 좁은 Ar 이온 레이저의 514 nm의 파장을 사용하여 charge-coupled detector가 부착된 Jobin-Yvon T64000 로부터 얻어졌다. 석영 window가 부착된 Oxford Microstat 장비로 상온에서 80 K까지 실험시료를 냉각시켜서 Raman 활성 모드의 온도의존성을 실험하였다. I. Gorczyca 등의 이론적인 해석에 의하면^[9], h-GaN의 경우 입사광의 입사방향과 산란광의 산란방향이 결정의 c-축에 나란한(후방산란, $Z(\dots)\bar{Z}$) 실험에서 허용된 활성 모드들은 E_2 , $A_1(LO)$ 이다. 그리고 스펙트럼의 피크의 모양과 관측된 활성 모드의 종류로부터 결정의 품질과 진동상태를 판단할 수 있다. 상온에서 얻은 Raman 모드의 값은 다음과 같으며, $A_1(TO)$: 533 cm^{-1} , $E_1(TO)$: 559 cm^{-1} , $E_2(\text{high})$: 568 cm^{-1} , $A_1(LO)$: 734 cm^{-1} , 온도에 따른 스펙트

럼은 그림 9에 제시하였다. $E_2(\text{low})$: 144 cm^{-1} $E_2(\text{low})$ 모드에 대해서는 그림 9에 제시하지 않았다. $A_1(TO)$ 와 $E_1(TO)$ 모드의 작은 피크가 나타나는 것은 실험 중에 시료를 장착함에 있어서 완전한 후방산란이 되지않은 경우 또는 결정형태가 약간 경사면을 가지고 있기 때문에 생긴 것이라고 추측된다. 더구나 이들 모드의 세기는 $E_2(\text{high})$ 모드에 비해 2% 정도에 지나지 않는다. 670 cm^{-1} 부근에서의 작은 피크는 다른 방법으로 육성된 bulk GaN 에서도 나타나는 현상으로 $q \neq 0$ 성분의 기여에 의한 것으로 보고되어지고 있다^[20].

본 연구에서 시도한 단결정 성장방법은 다른 방법에 비해 월등히 낮은 압력과 온도 조건에서 성장이 되기 때문에 단결정 육성 비용이 매우 낮아 경제성이 탁월한 방법으로 알려졌다. 현재 육성된 단결정은 최대 $4\text{mm} \times 4\text{mm} \times 200\mu\text{m}$ 이어서 크기가 작다는 것이 결점으로 지적되었으나 이를 극복하기 위하여 연구팀은 대형 Si 기판 위에 소형 단결정들을 식각하여 가공하는 방법으로 대량 생산화를 추진하는 방법을 제시하여 특허 출원한 바 있으며 더 근본적으로 6~7mm 이상의 크기를 갖는 단결정의 개발을 위해 새로운 결정성장장치의 고안과 성장조건을 확보하기 위해 계속 노력하고 있다.

참고 문헌

- [1] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, Appl. Phys. Lett. 48, 353 (1986).
- [2] T. Shibata, H. Sone, K. Yahashi, M. Yamaguchi, K. Hiramatsu, N. Sawaki and N. Itoh, J. Crystal Growth 189/190, 67 (1998).
- [3] S. Nakamura, T. Mikai and M. Senoh, J. Appl. Phys. 71, 5543 (1992).
- [4] S.D. Lester, F.A. Ponce, M.G. Craford and D.A. Steigerwald, Appl. Phys. Lett. 66, 1249 (1995).
- [5] M. Koike, S. Yamasaki, S. Nagai, N. Koide, S. Asami, H. Amamo and I. Akasaki, Appl. Phys. Lett. 68, 1403 (1996).
- [6] J. Karpinski, J. Jun and S. Porowski, J. Crystal Growth 66, 1 (1984).
- [7] S. Porowski, J. Crystal Growth 166, 583 (1996).
- [8] R. J. Molnar, W. Gotz, L. T. Romano and N. M. Johnson, J. Crystal Growth 178, 147 (1997).
- [9] 박기연, 이명희, 김선태, 응용물리 12(6) 1 (1999).
- [10] 노정현, 박용주, 김은규, 심광보, 한국결정성장학회지 11, 43 (2001).
- [11] Van Vechten, J. A., Phys. Rev. B 7 1479 (1973).
- [12] S. Porowski and I. Grzegory, J. Crystal Growth 178, 174 (1997).
- [13] H. Yamane, M. Shimada, T. Sekiguchi and F. J. DiSalvo, J. Crystal Growth 186, 8 (1998).
- [14] R. G. Ling and C. Belin, Acta. Cryst. B38 1101(1982).

[15] A. D. Pelton and S. Larose, "binary Alloy Diagrams" edited by T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian and L. Kacprzak (ASM International First Printing, 1990) p.1827

[16] M. Yano, M. Okamoto, Y. K. Yap, M. Yoshimura, Y. Mori and T. Sasaki, Jpn. J. Appl. Phys. 38, L1121 (1999).

[17] U. Kaufmann, M. Kunzer, H. Obloh, M. Majer, Ch. Manz, A. Ramakrishnan and B. Santic, Phys. Rev. B59, 5561 (1999).

[18] M. A. Reshchikov, G. C. Yi and, B. W. Wessels, Phys. Rev. B59, 13176 (1999).

[19] I. Gorczyca, N. E. Christensen, E. L. Peltzer y Blanca and C. O. Rodriguez, Phys. Rev. B51, 11936 (1995).

[20] F. Demangeot, J. Frandon, M. A. Renucci, C. Meny, O. Briot and R. L. Aulombard, J. Appl. Phys. 82, 1305 (1997).

약 령

박상언

근 무 처 : 부산대학교 물리학과, (주) 컴텍스 부설연구소
 최종학력 : 부산대학교 물리학과 대학원 (석사)
 주요경력 : (주)컴텍스 신소재연구소, 주임연구원
 e-mail : supark@hyowon.cc.pusan.ac.kr

정세영

근 무 처 : 부산대학교 물리학과
 최종학력 : 독일 Koeln 대학 (박사)
 주요경력 : 한국 전자 통신 연구소, 선임연구원
 부산대학교 물리학과, 부교수
 e-mail : syjeong@hyowon.pusan.ac.kr

조채룡

근 무 처 : 한국기초과학지원
 최종학력 : 부산대학교 물리학과 (박사)
 주요경력 : 미국 일리노이 주립대 재료공학부, Beckman 연구소,
 post doc 미국 미네소타 주립대 재료공학부, Micro Technology Lab,
 post doc 한국전자통신연구원, 연구원,
 한국기초과학지원연구원, 선임연구원
 e-mail : crcho@comp.ksfi.re.kr

조용찬

근 무 처 : 부산대학교 물리학과 유전체 물성 연구소
 최종학력 : 부산대학교 물리학과 (박사)
 주요경력 : 유전체단결정층형 성장, 유전체 물성 연구소
 e-mail : ycjo@hyowon.pusan.ac.kr