

理學碩士 學位論文

Hydride vapor phase epitaxy 법을 이용하여
Si(111)기판 위에 성장한 SAG-GaN의 특성에 관한 연구

**Study on the properties of SAG-GaN grown on Si(111)
by hydride vapor phase epitaxy**

指導教授 李 三 寧

2007年 2月

韓國海洋大學校 大學院

應用科學科 半導體物理專攻

辛 大 鉉

本 論文을 辛大鉉의
理學碩士 學位論文으로 認准함.

委 員 長 安 亨 洙 印

委 員 金 泓 承 印

委 員 李 三 寧 印

2007年 2月

韓國海洋大學校 大學院

應用科學科 半導體物理專攻

목 차

Abstract

1. 서 론	1
1.1 연구배경 및 동향	1
1.2 연구 목적	7
2. 이 론	8
2.1 GaN 물질의 특성	8
2.1.1 물리적 특성	8
2.1.2 광학적 특성	11
2.2 GaN 성장에 이용되는 기판	16
2.2.1 사파이어(Al_2O_3)	16
2.2.2 SiC	17
2.2.3 Si	18
2.2.4 GaAs	18
2.3 에피택시(Epitaxy) 성장법	20
2.3.1 HVPE (Hydride vapor phase epitaxy)	20
2.3.2 MOCVD (Metal organic chemical vapor deposition) ...	21

2.3.3 MBE (Molecular beam epitaxy)	22
2.4 박막 성장 메커니즘	24
2.5 SAG와 ELO	26
3. 실험방법	29
3.1 MOCVD에 의한 AlGa _N , GaN, AlN 에피층 성장	30
3.2 포토리소그래피 (Photolithgraphy)	32
3.3 HVPE에 의한 GaN 성장	33
3.4 특성평가	39
3.4.1 PL (Photoluminescence)	39
3.4.2 SEM (Scanning electron microscopy)	40
3.4.3 XRD (X-ray diffractometry)	42
3.4.4 AFM (Atomic force microscopy)	44
4. 실험결과 및 고찰	46
4.1 AlGa _N , GaN, AlN 에피층의 특성 분석	46
4.1.1 SEM	46
4.1.2 PL	49
4.1.3 AFM	53
4.2 SAG-GaN 특성 분석	55

4.2.1 SEM	55
4.2.2 XRD	58
4.2.3 PL	59
4.3 성장시간 변화에 따른 성장특성 분석	62
5. 결 론	65
참 고 문 헌	68

**Study on the properties of SAG-GaN grown on Si(111)
by hydride vapor phase epitaxy**

Dae Hyun Shin

Major in Semiconductor Physics

Graduate School, Korea Maritime University

Supervised by Professor Sam Nyung Yi

Abstract

GaN is used in high-temperature/high-power devices, light emitting diodes (LEDs) and laser diodes (LDs) in the short wavelength region due to its unique properties. However, due to the lack of suitable low-cost substrates for homoepitaxy, the growth of GaN films is usually performed on sapphire or SiC substrates. However, the insulating properties and extreme hardness of sapphire substrates, the small available sizes and expense of SiC substrates make difficulties for device fabrication. On the other hand, silicon is regarded as a relatively promising substrate for GaN epitaxy because it offers the advantages of low cost, large area, high thermal conductivity and integration with well-established Si processing.

Unfortunately, cracking due to large thermal mismatch, melt-back etching and Si_xN_y layer formation at the beginning of growth means that GaN grown on Si substrates has a higher threading dislocation density than that on sapphire and SiC substrates. However, the selective area growth (SAG) technique and the epitaxial lateral overgrowth (ELO) technique have been reported to considerably reduce the dislocation density in GaN. Recently SAG by hydride vapor phase epitaxy (HVPE) and metal organic chemical vapor deposition (MOVPE) methods have been reviewed and various methods were applied to the growth of GaN on a silicon substrate. SAG is a very useful technique for the fabrication of micro-structures and semiconductor devices and also helps the understanding of growth mechanisms. Many research groups have performed SAG experiments using SiO_2 masks on sapphire or SiC substrates and have reported on the growth facet control and dislocation density.

The purpose of this study is to investigate the properties of SAG-GaN by hydride vapor phase epitaxy (HVPE). It has been performed on SiO_2 stripe-mask-patterned Si(111) substrates with various epi-layers. AlGaN, GaN and AlN epi-layer were used as buffer layers. The orientation of the SiO_2 mask pattern was opened along the Si $\langle -110 \rangle$ direction. The properties of the SAG-GaN samples were investigated by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), atomic force microscopy (AFM) and photoluminescence (PL). SEM images show

that hexagonal SAG-GaN grows vertically along the $\langle 0001 \rangle$ direction, longitudinally along the $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ direction with facets on the sidewall growing along $(1\bar{1}01)$ the direction. The PL spectra show band edge emission peaks.

1. 서 론

1.1 연구배경 및 동향

Aluminum nitride (AlN), gallium nitride (GaN), indium nitride (InN) 등의 III족 질화물 반도체들은 1.9 eV에서 6.2 eV의 조절 가능한 넓은 에너지 밴드갭 등의 고유의 뛰어난 물리, 화학적 특성을 가지고 있다. 따라서 이들을 이원, 삼원으로 조합함으로써 가시광선 영역에서 자외선 영역까지의 발광다이오드 (LED), 레이저다이오드 (LD), 자외선 검출기 (Detector) 및 백색광 소자 등과 같은 광소자와 열적, 전기적, 구조적 특성의 우수성을 이용한 고온, 고출력의 전자소자를 위한 재료로서의 이용 가능성으로 인하여 그 중요성이 최근 더욱 부각되고 있다[1-3]. Fig.1.1에 주요 Binary 질화물질의 밴드갭 에너지를 격자상수와의 함수로 나타내었다. 각 질화물질의 물성에 대해서는 Table 1.1에 요약하여 정리하였다[4,5].

질화물 반도체 중에서 GaN를 이용한 LED소자 개발에 대한 연구는 1970년대부터 시작되었으며, 20년이 지난 1990년대에 일본 니치아 (Nichia) 사에 의해 GaN를 이용한 고휘도 청색 LED가 개발되었다. 이는 이전의 청색소자 재료로 주로 이용되던 II-VI족 화합물 반도체의 단점으로 여겨지던 짧은 수명과 낮은 휘도를 극복함으로써 현재는 높은 결합 밀

도에도 불구하고 우수한 발광특성을 가진 GaN를 기반으로 한 소자개발에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 그러나 GaN에 기반한 소자의 제조에 가장 큰 문제중의 하나는 적절한 기판이 존재하지 않기 때문에 대부분 sapphire 또는 SiC 기판 등 이종 물질을 이용해 GaN를 성장하여 소자를 구현하고 있다. 때문에 성장된 물질에는 10^8cm^{-2} 의 상당히 큰 결함 밀도가 존재함으로 인해 소자의 성능과 수명, 그리고 수율에 있어서 부정적인 영향을 미치고 있다. 또한 현재 가장 많이 이용되고 있는 sapphire 기판은 낮은 열전도도 때문에 전력전자소자에 부적합하며 절연체이기 때문에 소자제작공정에 있어서도 어려움이 있다. SiC 기판의 경우도 가격이 비싸고 아직까지 기판을 넓게 제조할 수 없다는 단점이 있다. 그래서 최근 경제성과 대구경화가 가능하고 높은 표면 특성, 높은 전도도 및 공정 기술이 잘 발달되어 있는 Si 기판을 이용한 GaN 성장에 관한 연구가 보고되고 있으며 이는 다양한 응용분야를 가지고 있다[6,7]. (Fig.1.2) 그러나 sapphire와 SiC 기판과 비교할 때 Si 기판은 GaN와의 격자 부정합과 열팽창계수 차이가 크기 때문에 결함밀도가 낮은 고품질의 GaN 물질을 성장하는 것에 있어 많은 어려움이 있다[8]. 또한 Si기판을 사용하여 GaN를 성장시 많은 크랙 (crack) 이 발생하며 이때 발생하는 주요 크랙의 방향은 $[11-20]$, $[-12-10]$, $[-2110]$ 이고 각각 $(1-100)$, $(10-10)$, $(01-10)$ 의 절단면을 가지는 것으로 보고되고 있다. Fig.1.3에 Si과 GaN 사이의 관계를 나타내었다. 이러한 크랙들은 박막의 minority carrier

lifetime과 전도성을 낮춰 소자의 동작성능을 저해하는 주요 원인으로 작용한다[9,10]. 따라서 고품질의 GaN 결정 성장을 위해 ELO (Epitaxial lateral overgrowth) 법, Pendeo-Epitaxy 법등 많은 방법 등이 제안되었고 결함감소, 박막응력감소, 열전도 측면에서 만족할 만한 결과들이 보고되고 있다[11].

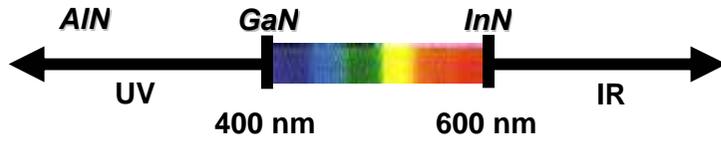
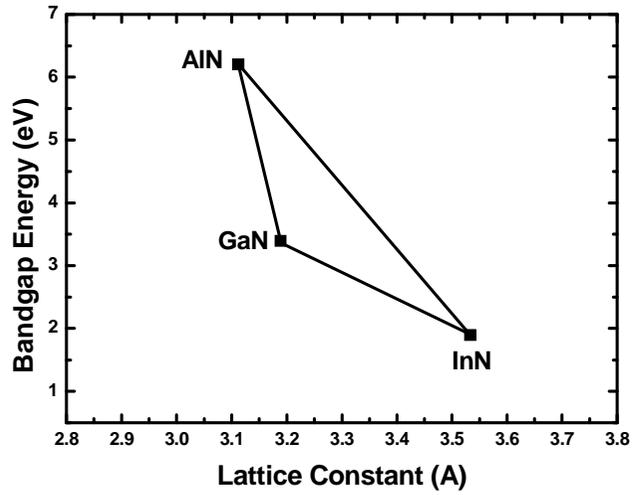


Fig.1.1 Binary 질화물질의 밴드갭 에너지 (Wurtzite 결정구조)

Table 1.1 주요 질화물 반도체의 물성

Properties	InN	GaN	AlN
Bandgap(eV) at RT	1.89	3.39	6.2
Band transition type	Direct	Direct	Direct
Crystal structure	wurtzite	wurtzite	wurtzite
Lattice parameters (Å)	a=3.5446 c=5.7034	a=3.189 c=5.185	a=3.112 c=4.982
Melting Point (°C)	1373	2518	3214
molecular weight	28.09	144.63	100.695
Density (g/cm ³)	2.32002	5.3176	4.138
Thermal expansion coefficient (10 ⁻⁶ /K)	$\Delta a/a \sim 4$ $\Delta c/c \sim 3$	$\Delta a/a = 5.59$ $\Delta c/c = 3.17$	$\Delta a/a = 4.15$ $\Delta c/c = 5.27$
Thermal conductivity (W/cmK)	0.8	1.3	2.0
Electron mobility, RT (cm ² V ⁻¹ s ⁻¹)	1400	8500	350
Hole mobility, RT (cm ² V ⁻¹ s ⁻¹)	600	400	100
Break-down field (10 ⁶ V/cm)	0.3	0.4	-
Saturated electron drift velocity (10 ⁷ cm/s)	1	2	-

1.2 연구 목적

본 연구에서는 Si(111) 기판 위에 격자 부정합 및 결정결함을 줄이기 위하여 AlGaN/GaN의 초격자 구조 위에 약 1 μ m의 AlGaN, GaN, AlN 에피층을 MOCVD로 각각 성장하여 완충층으로 이용하였다. 포토리소그래피 (photolithography) 공정을 통해 선형(stripe)의 마스크 패턴을 형성한 후 HVPE (hydride vapor phase epitaxy) 로 선택 영역 성장 (SAG: selective area growth) 방법을 통해 GaN를 성장하였다. 성장된 초기 SAG-GaN에 대하여는 PL (photoluminescence), SEM (scanning electron microscopy), XRD (X-ray diffractometry), AFM (atomic force microscopy) 등으로 특성을 측정, 분석하였다. 또한 성장시간을 달리하여 HVPE에 의해 성장되는 SAG-GaN의 성장특성을 살펴봄으로써 양질의 GaN 성장에 적절한 조건을 알아보고자 하였다.

2. 이 론

2.1 GaN 물질의 특성

2.1.1 물리적 특성

GaN는 일반적으로 세 가지의 결정구조를 갖고 있는 것으로 알려져 있다. 육방밀집구조인 wurtzite (hexagonal, P_63mc ; h-GaN) 구조가 일반적인 조건에서 역학적으로 가장 안정하다고 알려져 있다. Zincblende (cubic, $F-43m$; c-GaN) 구조는 준안정상으로서 입방구조를 가지는 Si, GaAs, MgO 등의 (100) 기판에서 성장이 가능하나 두께가 증가하면 다시 안정상인 wurtzite 구조로 성장이 일어난다. 이외에 wurtzite GaN에 수십 GPa 이상의 높은 외부 압력이 가해질 경우 rock salt (cubic, $Fm3M$) 구조로 전이가 일어난다고 보고되고 있다. 세 가지 결정 구조를 Fig. 2.1에 나타내었다.

wurtzite 구조와 zincblende 구조의 차이점은 Ga이 네 개의 N원자와 인접하고 있다는 점에서 유사하지만 c-축 방향으로의 적층구조가 다르다. $\langle 0001 \rangle$ 방향으로 적층순서가 ABABAB...인 것이 wurtzite 구조이고, $\langle 111 \rangle$ 방향으로 ABCABC...인 것이 zincblende 구조이다.

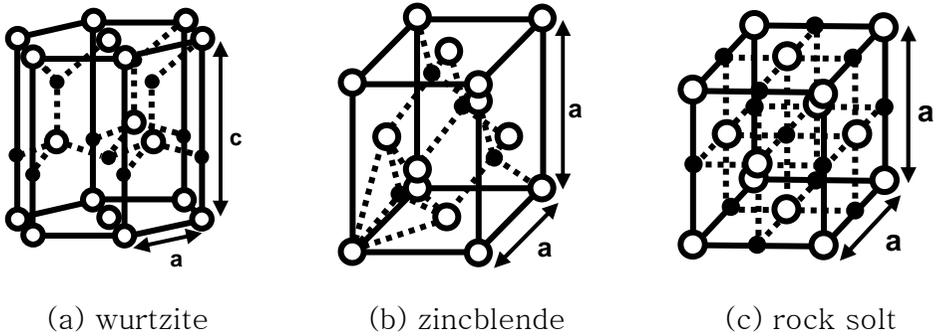


Fig.2.1 GaN의 세가지 결정구조 (○: Ga원자, ●: N원자)

wurtzite 구조를 가지는 GaN의 격자상수는 결정의 두께, 전자농도, 성장방법등의 성장과정에 따른 응력에 의해서 조금씩 차이는 있으나, 일반적으로 상온에서 $a = 3.1892 \text{ \AA}$, $c = 5.1850 \text{ \AA}$, Zincblende 구조를 갖는 GaN의 격자상수는 $a = 4.52 \sim 4.57 \text{ \AA}$ 라고 보고되고 있다. 두 가지 결정구조에 대한 GaN의 물리적인 특성을 Table. 2.1에 요약하여 나타내었다.

Table 2.1 GaN의 물리적 성질

	Wurtzite GaN	Zincblende GaN
Lattice constant (Å) (T = 300 K)	a = 3.189 c = 5.185	4.52 ~ 4.57
Coefficient of thermal expansion (10 ⁻⁶ /K)	$\Delta a/a = 5.59$ $\Delta c/c = 3.17$	
Bandgap energy (eV)	3.39 (RT) 3.50 (1.6K)	3.2 ~ 3.45 (RT)
Thermal conductivity (W/cm K)	1.3	
Index of refraction	n (1eV) : 2.33 n (3.4eV) : 2.67	n (1eV) : 2.33
Dielectric constant	$\epsilon_0 = 8.9 \sim 9.5$	9.7
Electron effective mass	0.20 m ₀	
Melting point (°C)	2518	

2.1.2 광학적 특성

90년대 후반 청색의 LED가 상용화 되면서 GaN는 청색 및 자외선 영역의 광소자의 재료로 최근 많은 주목을 받고 있을 뿐만 아니라 LD 제조를 위한 중요한 재료로 인식되고 있다. 하지만 이종성장으로 기판과 GaN 결정박막 사이의 격자상수 부정합, 열팽창 계수 부정합으로 인한 결함 및 성장과정 중의 불순물의 도핑으로 인하여 결정내 다양한 deep level을 발생시키기 때문에 GaN에서는 밴드갭 천이에 의한 발광뿐만 아니라 exciton에 의한 near-band edge 천이에 의한 발광 및 UV, Blue, Green, Red, Yellow 발광 밴드가 나타난다. 이런 deep level 등의 발광현상은 소자의 수명과 성능 저하의 주요 요인으로 작용한다[14]. 따라서 GaN에 기반한 광소자들에 대한 응용과 성능향상을 위한 광학적 특성 연구가 활발히 진행되고 있다. GaN의 광학적 특성 연구는 주로 흡수율, 반사율, 투과율, PR (photoreflectance), PL (photoluminescence), CL (cathodoluminescence), EL (electroluminescence), Raman, Time-resolved spectroscopy, photocapacitance, DLTS (deep level transient spectroscopy), PLE (photoluminescence excitation) 등을 통해서 이루어지고 있다[15].

직접 천이형의 광루미네선스에 기여하는 반도체 내에서의 주요 재결합의 종류와 발광메커니즘을 Fig.2.2에 나타내었다. GaN에서의 주요

한 밴드 내 광 천이는 전도대 밴드 (conduction band)와 가전자대 밴드 (valence band) 사이의 직접 천이다. Fig.2.3은 Brillouin zone center 근처에서의 wurtzite GaN의 밴드 구조와 대칭성을 나타내는 그림이다. 가전자대 밴드는 crystal field와 spin-orbit 결합에 의해 세 개로 분리되는데, 이에 대응하는 세 가지의 밴드 간 천이를 에너지가 낮은 순서부터 각각 A, B, C라고 표기하였다. Reflectivity 스펙트럼에서는 이 세 천이가 모두 나타나며, photoluminescence 스펙트럼에서는 이중 가장 낮은 에너지에 위치한 A-천이와 관련된 excitonic 천이가 주로 나타난다. 엑시톤 (exciton)이란 고체 결정 내부에서 전자와 정공이 쿨롱력으로 결합되어 여기 된 것으로 전기적으로 중성인 상태이다. 다시 말하면 에너지 갭이 존재하는 물질에 그 갭보다는 크지만 전자에 원자에서 떨어져 나갈 수 없을 정도의 에너지가 가해질 경우 에너지가 들뜬 상태인체 여기 된 전자가 완전히 자유롭지 못하고 자신이 남겨놓은 정공과 인력으로 상호 작용하여 전자-정공 쌍을 이룬 것을 말한다. 따라서 Coulomb interaction이 없는 경우보다 exciton 결합 에너지(binding energy) 만큼 낮은 상태에 있게 되는데, 이러한 exciton이 불순물에 속박되어 있는지의 여부에 따라서 free exciton, 혹은 bound exciton이라고 한다. 보통 doping이 증가함에 따라서 free exciton에 비해 bound exciton이 강하게 나타나며, 저온에서 실온으로 온도를 올림에 따라 열 에너지가 exciton과 불순물의 결합 에너지 보다 커지게 되어 free exciton이 상대적으로 강하게 나타난다.

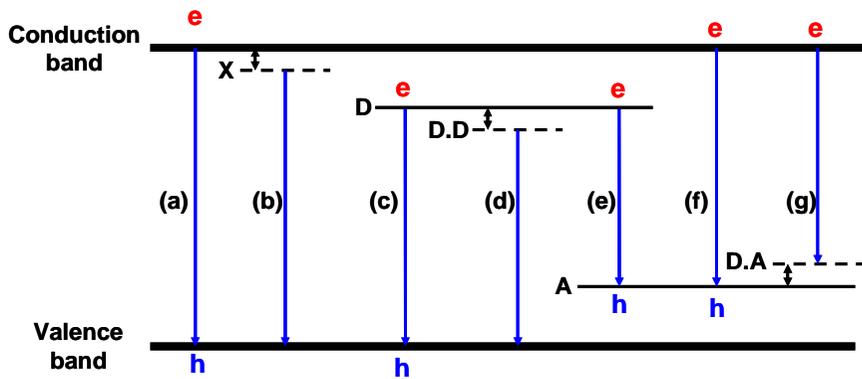


Fig.2.2 반도체에서 밴드간 발광 천이 종류 (a) band-to-band, (b) free exciton (c) donor-to-valence band (D^0, h) (d) donor bound exciton (D^0, X) (e) donor-acceptor pair (DAP) (f) band-to-acceptor (e, A^0) (g) conduction band-to-acceptor transitions

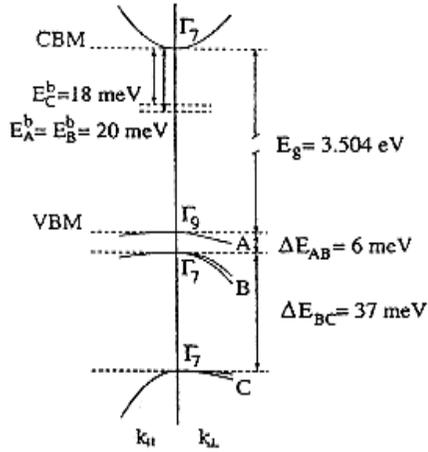


Fig.2.3 Wurtzite GaN의 밴드갭 구조

일반적으로 GaN의 상온에서의 밴드갭 에너지는 3.39 eV, 저온에서는 3.50 eV로 보고되고 있으나, 온도에 따른 밴드갭 에너지의 변화량은 결정 성장 방법과 시료의 두께에 따라 많은 편차를 보이기 때문에 정확히 보고 되고 있지 않다[16]. Monemar에 의해서 1.6 K에서 측정된 밴드갭 에너지는 $3.503 \pm 0.0005 \text{ eV}$ 로 온도에 따른 밴드갭 에너지의 변화는 식 (2.1)과 같으며,

$$E_g = 3.503 + (5.08 \times 10^{-4} T) / (T - 996) \text{ eV} \quad (2.1)$$

이를 Fig. 2.4에 나타내었다[17].

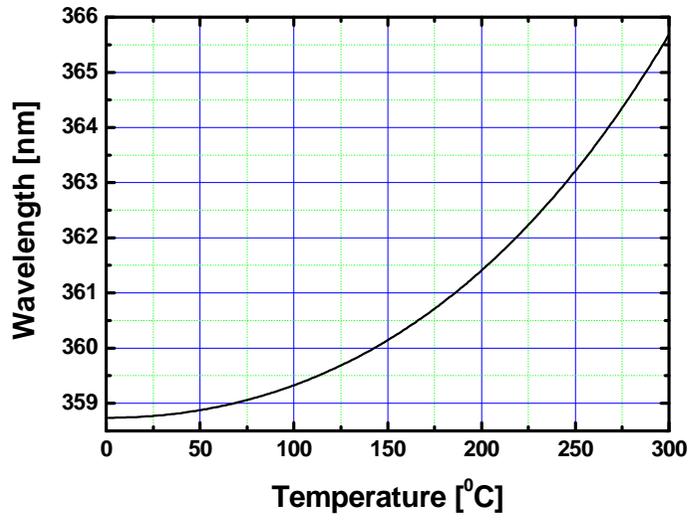


Fig.2.4 GaN의 온도에 따른 밴드갭 에너지

2.2 GaN 성장에 이용되는 기판

GaN 계열의 물질로 소자를 제작하는데 있어 가장 큰 문제점은 적절한 기판이 존재하지 않는다는 것이다. 고품질의 단결정 GaN 기판의 경우 크기가 매우 작을 뿐만 아니라 고가여서 GaN 결정성장에 이용하기에는 여전히 많은 어려움이 뒤따르고 있다. 때문에 일반적으로 GaN 결정성장은 사파이어(Al_2O_3)와 SiC를 이용한 이종성장법으로 이루어지고 있다. 이로 인해 GaN와 기판 사이의 격자상수나 열팽창계수 차이로 인한 격자 부정합이 존재하며 소자로의 이용에 많은 어려움이 있다. Table 2.2에 GaN 성장을 위해 사용되고 있는 여러 가지 기판 재료들의 특성을 비교하여 나타내었다[18].

2.2.1 사파이어 (Al_2O_3)

사파이어는 현재 전세계적으로 GaN을 비롯한 III족 질화물(AlN , InN ..)반도체 성장을 위해 주로 사용되고 있는 기판 재료이며, 유용성, 취급 용이성, 그리고 1000 °C 이상의 고온에서의 안전성 등의 장점을 가지고 있다. 사파이어는 실제로 rhombohedral 구조를 갖지만, basic rhombohedral cell보다 큰 hexagonal 단위 격자를 갖는 것으로 알려져 있다. 하지만 사파이어는 절연 물질이므로 제작된 소자의 back ohmic

contact를 별도로 만들어야 하기 때문에 소자 제조공정이 복잡해지고, 소자의 직렬 저항이 커져 소자의 성능이 저하될 수 있다는 문제점을 지니고 있다. 기판의 크기에서도 사파이어는 현재 직경 2인치를 한계로 가지므로 대량 수요가 예상되는 LED, LD 광소자 생산 시 생산성에 한계를 가져 대구경 양질의 기판개발이 필요한 시점이다. 사파이어와 GaN간의 격자상수 불일치 및 열팽창계수의 차이로 인하여 성장된 GaN 결정 박막의 결함은 피할 수가 없지만 사파이어 표면의 질화처리 (nitridation) 혹은 저온에서의 완충층 (low temperature buffer)을 도입함으로써 GaN 결정 박막의 품질을 크게 향상시킬 수 있다고 알려져 있다.

2.2.2 SiC

SiC(4H-, 6H- 모두)는 사파이어에 비해 많은 이점을 지니고 있다. 그 중의 하나는 격자 상수 차이가 불과 3.1%에 지나지 않는다는 것과 고온 특성과 화학적 안정성이 우수하고, 전기전도도 및 열전도도가 우수하기 때문에 소자 제작 시 backside면에 직접 전극을 형성시킬 수 있다. 그리고 GaN와 결정 면이 같아서 벽개면을 따라 쉽게 자를 수 있으며 Si와 C의 극성 조절을 통해 GaN 박막의 극성 또한 조절이 가능하다. 그러나 SiC 위에 완충층 없이 GaN를 직접 성장하기가 어렵고 가격이 고가라는 단점을 가지고 있다.

2.2.3 Si

Si 기판은 위에서 언급한 다른 여러 가지 기판에 비해 저렴한 가격으로 대면적, 양질의 기판을 쉽게 이용할 수 있고 GaN가 성장하는 고온에서도 안정하기 때문에 GaN 성장을 위한 기판으로서 최근에 많은 관심을 끌고 있다. 특히 Si를 이용한 전자소자와 GaN를 기반으로 한 광소자를 결합한 새로운 개념의 소자 개발의 가능성을 가지고 있어 이에 대한 연구가 진행되고 있다[19]. 그러나 Si와 GaN 사이의 격자상수 불일치와 열팽창계수의 큰 차이로 인해 성장된 GaN의 결정성이 사파이어나 SiC 기판에 성장된 GaN보다 결정의 질이 낮다. 하지만 AlN, AlGaIn를 완충층으로 이용하거나 SOI (Compliant silicon-on insulator), PS (porous Si) 및 pendeo-epitaxy, ELO 방법 등을 사용하여 Si이 지닌 다양한 장점을 이용하고자 많은 연구들이 진행 중이다[20-25].

2.2.4 GaAs

GaN 성장에 있어서 GaAs 기판의 장점은 같은 III-V족 계열로서 Ga 원자를 공유함으로써 인해 GaAs 표면을 GaN 형태로 변환시킬 수 있다는 점과 기판과 박막 사이의 벽개면(cleavage plane)이 평행하다는 점이다. 이 외에 기술적으로 확립된 공정 기술과 낮은 오믹 접촉 (ohmic

contact) 저항 등이 있다. 하지만 격자 상수와 열팽창계수 차이가 크고 열전도성이 좋지 않는 단점 또한 가지고 있다.

Table. 2.2 GaN 성장에 이용되는 주요기판의 특성

	α -Al ₂ O ₃	6H-SiC	Si	GaAs
Symmetry	Trigonal	Hexagonal	Cubic	Cubic
Lattice constant (Å)	a = 4.758	a = 3.081	a = 5.431	a = 5.6532
Plane with nearest match to (0001) GaN	(0001) Rotated 30°	(0001)	(111)	(111)
Effective lattice constant (Å)	a = 2.747	a = 3.081	a = 3.8403	a = 3.9975
Lattice mismatch (%)	16.09	3.51	-16.96	-20.22
Thermal expansion coefficient (10 ⁻⁶ /K)	a = 7.5 c = 8.5	a = 4.20 c = 4.68	a = 3.59	a = 6
Thermal expansion coefficient differences (%)	-25.5	33.1	55.7	-6.8

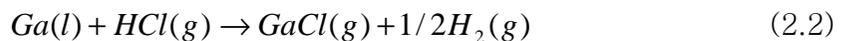
2.3 에피택시 (Epitaxy) 성장법

질화물 반도체의 주된 epitaxial 성장법으로는 ① 수소기상증착법 (HVPE: hydride vapor phase epitaxy), ② 유기금속기상성장법(MOCVD: metal organic chemical vapor deposition), ③ 분자선 결정 성장법(MBE: molecular beam epitaxy)이 있다.

2.3.1 HVPE (hydride vapor phase epitaxy)

일반적으로 HVPE 성장기술은 에피택시 성장에 쓰이는 MOCVD 법이나 MBE법에 비해 성장속도가 $\sim 100\mu\text{m/h}$ 정도로 매우 빠르기 때문에 주로 후막을 성장시키는데 주로 이용되고 있으며, 장치 제작 역시 비교적 간단하다.

GaN 결정성장은 GaCl, GaCl₃등의 III족 금속 염화물 가스를 소스로 이용하며 NH₃ 가스와 반응시켜 이루어지게 한다. 성장중의 HCl, GaCl, NH₃등의 가스 이동을 위한 캐리어 가스(Carrier gas)로는 주로 H₂와 N₂ 등이 사용된다. HVPE를 이용한 GaN의 성장은 다음과 같은 반응식으로 표현할 수 있다.





일반적인 GaN 성장온도인 1000°C~1200°C에서는 열역학적 계산에 의해 GaCl₃ 보다 GaCl이 안정한 상태로 존재함으로 식 (2.3)와 같은 반응으로 GaN가 생성되게 된다. 성장속도는 GaCl의 수송량, 즉 주입되는 HCl 가스량에 근사하게 비례한다.

그러나 성장과정 중의 Ga 금속의 표면적의 변화, 반응 후의 잔존 가스량 및 성장된 GaN 결정의 고온에서의 열분해 등은 고순도 GaN를 성장하는데 있어 저해 요인으로 작용한다. 따라서 고품질의 GaN 박막을 HVPE법으로 성장하기 위해서는 적절한 성장온도, V/III 비, 가스의 유속 등의 성장 변수의 최적화와 함께 가스 흐름을 고려한 반응기의 구조도 함께 고려해야 한다.

2.3.2 MOCVD (metal organic chemical vapor deposition)

MOCVD법은 III족 원료에 유기금속소스를 사용하는 기상 성장법으로, 고품질의 반도체 성장에 있어서 MBE법에 비해 성장속도나 장치의 대형화가 유리하고 생산성이 우수하여 대부분의 질화물 반도체 성장에 이용되고 있다.

MOCVD장치는 일반적으로 실린더 캐비닛, 가스 정제장치, MOCVD 본체, 제해장치로 구성되고 각 장치 사이에는 배관으로 결합되어 있다. 유기금속(MO) 원료는 액체 또는 고체로 되어 있고 stainless steel제 실린더에 봉입되어 있다. III족 원소의 Ga, In, Al의 일반적인 원료로는 Trimethylgallium (TMG; $(\text{CH}_3)_3\text{Ga}$), Triethylgallium (TEG; $(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{Ga}$), Trimethylindium (TMI; $(\text{CH}_3)_3\text{In}$), Trimethylaluminum (TMA; $(\text{CH}_3)_3\text{Al}$)이 주로 사용되고 있으며 V족 질소의 주된 원료로는 NH_3 가 사용된다. 성장온도는 일반적으로 $700\sim 1200^\circ\text{C}$ 정도이며, 캐리어 가스는 질소, 아르곤 등의 불활성 가스와 수소의 혼합가스를 사용한다.

2.3.3 MBE (molecular beam epitaxy)

MBE법은 초고진공 상태에서 분자선 형태로 소스를 공급하여 고품질의 화합물 반도체를 성장시키는 방법이다. 질화물 반도체를 성장시키는 경우 플라즈마 셀을 장착한 MBE가 주로 이용되며 III족 원료는 고체 금속, 질소원으로는 질소가스(N_2)를 사용한다. 그러나 질소분자는 분리에너지가 크고 안정되어 있기 때문에 일반적으로 MBE성장에는 전자 사이크로트론 공명(ECR: electron cyclotron resonance)에 의한 마이크로파 웨이브 플라즈마나 고주파 질소플라즈마에 의해서 활성질소를 발생시키고 기판표면에 공급한다[26-28]. 암모니아 가스, Dimethyl-hydrazine

(DMHy) 을 질소 소스로 사용할 수도 있는데 이때는 기판표면에 직접 공급하여 기판 표면에서 열분해가 일어나도록 함으로써 질소 이온의 발생으로 인한 표면손상을 방지해야 한다.

MBE법은 박막의 두께, 도핑, 조성의 변화 등을 정밀하게 조절할 수 있을 뿐만 아니라 1000℃ 이상에서 성장하는 HVPE법이나 MOCVD 법에 비하여 성장온도가 낮고 V족 원료에 질소를 사용하면 수소에 의한 p형 불순물의 불활성화가 없는 이점이 있다. 그러나 1 μ m/h 정도로 성장속도가 느리고 챔버내 고진공 상태를 필요로 하는 만큼 장비를 유지, 관리하는데 있어 어려운 점이 있다.

2.4 박막 성장 메커니즘

박막은 일반적으로 기판에 재료가 원자나 분자와 같은 입자 형태로 고착되어 형성되며, 다음과 같이 세 가지 다른 메커니즘으로 구분할 수 있다. 이는 성장하는 막에서의 원자들 사이의 상호작용의 강도 및 막과 기판의 원자간의 상호작용의 강도에 의해 정해진다. 일반적으로 에피택셜 박막 성장은 FV (Frank-van der Merwe), VW (Volmer-Weber), SK (Stranski-Kranstanov) 모드로 분류할 수 있다. $\gamma_{sv} \geq \gamma_{sc} + \gamma_{cv}$ 인 조건에서 complete wetting이 일어나며, 이럴 경우 박막은 층과 층에 의한 형태로 성장하는데, 이러한 형태의 성장을 FV 성장이라 한다. 여기서 γ_{cv} 는 cluster / vapor 계면의 에너지를, γ_{sv} 는 substrate / vapor 계면의 에너지를, γ_{sc} 는 substrate / cluster 계면의 에너지로 정의한다. 그러나 complete wetting도 아니고 complete non-wetting도 아닌 조건인 경우, 즉, $\gamma_{sv} - \gamma_{cv} < \gamma_{sc} < \gamma_{sv} + \gamma_{cv}$ 의 조건에서는 전형적인 nucleation and growth 형태로 박막이 성장한다. 이러한 형태의 성장을 VW 성장이라 한다. 마지막으로 FV 성장과 VW 성장의 중간 형태의 성장을 SK 성장이라 한다. 이 형태의 성장은 먼저 layer growth가 일어난 후 나중에 island growth가 일어난다. Fig.2.5에 각각의 박막성장 메커니즘을 그림으로 도식화하여 놓았다[29].

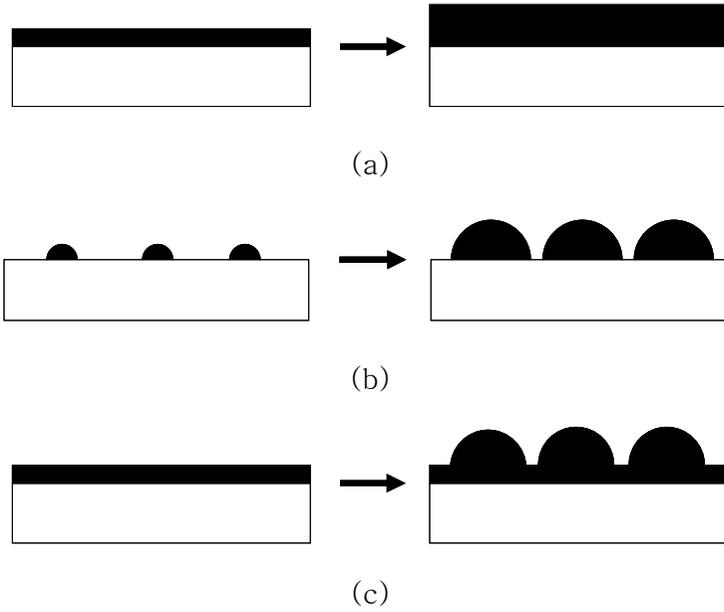


Fig.2.5 박막의 성장 모델 (a) Frank-van der Merwe (FV) 성장 (b) Volmer-Weber (VW) 성장 (c) Stranski-Krastanov (SK) 성장

2.5 SAG 와 ELO

고품질의 GaN 결정 성장에 있어서 완충층의 사용으로 인해 성장 기술이 매우 향상되었음에도 불구하고, 이중성장법으로 성장된 GaN 결정에는 결함 밀도가 10^8cm^{-2} 이상인 여전히 많은 결정 결함이 잔존하고 있다. 때문에 LED, LD 소자의 발광효율 증가와 MESFET (Metal Semiconductor Field Effect Transistor), MISFET (Metal Insulator Semiconductor Field Effect Transistor), HFET (Heterostructure Field Effect Transistor) 등 전자소자의 특성 향상을 위해서는 결정내 결함 밀도를 감소시키는 것이 중요하다. 이러한 결정 결함을 감소시키기 위한 방법 중의 하나로 선택 영역 성장 (SAG: selective area growth)을 통한 측면 성장(ELO: epitaxial lateral overgrowth)방식을 이용할 수 있다. 현재 발광소자 및 전자소자 구조가 ELO-GaN 기판을 이용하여 실제 성장되고 있다.

SAG법은 SiO_2 나 SiN 와 같은 유전체 박막에 선택성장용 마스크 (mask) 패턴을 만들고 그로 인해 형성된 개구부 (window region)를 통해 성장이 이루어지게 하는 방법이다. 이때 중요한 것은 마스크 상에서는 성장이 안되고 개구부를 통해서만 성장이 이루어지게 하는 것이다. 측면성장 부분 (wing region) 에서 TD 밀도는 대략 개구부에 비해 대략 10,000 배 정도 감소한다고 알려져 있다. 또한 적절한 성장조건에서는

횡방향으로의 성장속도가 2배 이상까지 빨라지는데 ELO 방법은 이와 같은 비등방적 성장과 선택 영역 성장을 통해 이루어진다. 개구부 하부에서 성장한 GaN가 seed 역할을 하며 측면 성장되면서 고밀도의 dislocation이 마스크에 의해 차단되어 결정 결함이 획기적으로 감소될 수 있다. 그러나 마스크 위에 성장한 GaN에서는 계면으로부터 응력이 증가하여 결과적으로 c축이 조금 기울어지고 GaN가 병합되는 영역에는 조금 기울어진 각으로 인하여 결함 밀도가 높다. 또한 성장이 끝난 후 개구부에는 TD (threading dislocation) 가 그대로 전파되므로 높은 전위 밀도를 가지므로 인해 결함이 없는 부분이 overgrowth 된 부분에 국한된다는 단점이 있다. 따라서 이를 보완하기 위해 SiO₂ 마스크를 대신해 W 마스크를 사용하여 응력 (stress) 을 현저하게 감소시켜 고품질의 선택 성장층을 얻을 수 있는 방법[30]과 이를 응용한 2단계 이상의 ELO 방법을 통하여 저결함 영역이 넓게 하는 방법[31]등이 보고되고 있다. 특히 2단계 이상의 ELO 방법은 TD가 전파되면서 90°로 꺾이게 하는 것으로 성장 속도가 빠른 HVPE에서 매우 효과적이다.

그 밖에 ELO 방법에서 변형된 기술로 Pendeo-Epitaxy (PE), Cantilever Epitaxy (CE), Lateral Epitaxy on Patterned Sapphire (LEPS) 등도 있다. 이 중에서 특히 maskless ELO라고도 불리는 Pendeo epitaxy 는 GaN column 패턴 이용하여 결정 성장하는 방법으로 ELO에 비해 수직방향에 대한 수평 방향의 성장 속도를 2배 이상까지 증가시킬 수 있는

3. 실험장치 및 방법

HVPE 법에 의한 SAG-GaN 성장은 Fig.3.1과 같이 MOCVD에 의한 완충층 성장, 포토리소그래피 (패턴형성 과정), GaN 성장 순서로 진행하였다.

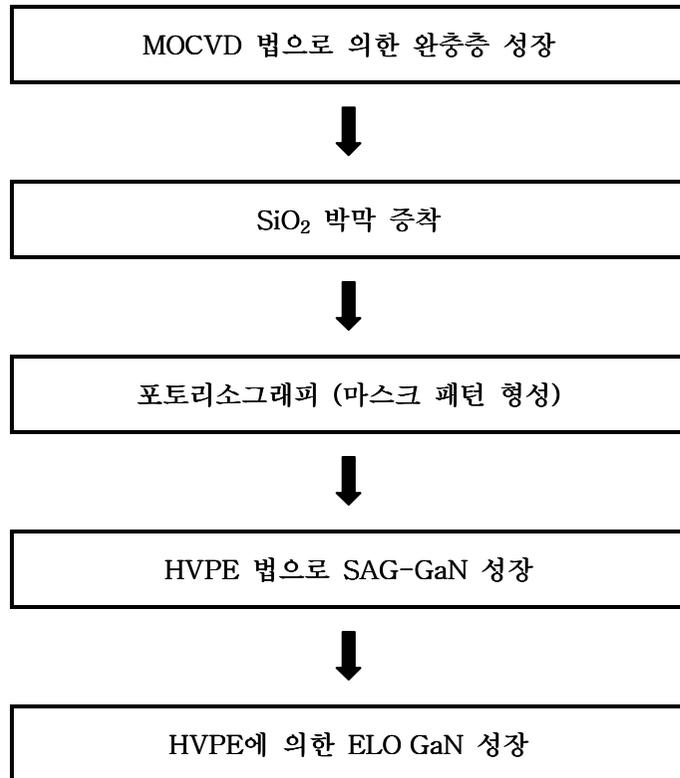
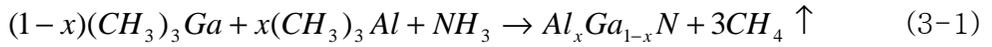


Fig.3.1 공정 흐름 표

3.1 MOCVD에 의한 AlGaN, GaN, AlN 에피층 성장

선택성장에 이용할 기판 위에 AlGaN, GaN, AlN 의 질화물 반도체의 에피층을 성장시키기 위해서 상압 MOCVD를 이용하였으며, 기판으로는 GaN(0001) 면의 에피택셜 성장에 유리한 삼방정계 (trigonal) 대칭 구조를 가지는 (111) 면의 2인치 Si 기판을 사용하였다.

각 에피층을 성장하기 전 먼저 Si(111) 기판 위에 AlN 층을 먼저 성장시킨 후 결정성장 시 두께 증가로 인해 발생하는 표면의 크랙을 방지하고 성장방향을 따라 전이되는 TD를 효과적으로 감소시키기 위하여 AlGaN/GaN 이종접합을 초격자 구조로 7회 반복하여 성장하여 MD-SLS (modulation doped-strain layer superlattice) 구조의 형태로 성장하였다. 성장에 쓰일 III족 소스로는 TMGa, TMAI 의 유기금속 화합물을 사용하였으며 RF (radiofrequency) 코일 방식으로 가열된 기판 표면까지 운반하는 수송기체 (carrier gas)로는 수소가스(H₂)를 이용하였다. V족 소스로는 암모니아 (NH₃) 가스를 사용하였으며 열분해로 발생한 질소(N₂)와 기판 표면에서 다음과 같은 반응을 거쳐 성장하게 된다.



AlGa_xN와 GaN는 1200℃, AlN는 1100℃에서 약 0.5 μm정도 두께의 에피층을 성장하였으며, 성장속도는 가스의 유량으로 조절하였다. 특히 AlGa_xN층의 경우 TMGa/TMAI의 비와 암모니아의 양을 변화시켜 Al_{0.2}Ga_{0.8}N 층을 성장하였다.

3.2 포토리소그래피 (Photolithography) - 마스크 패턴 형성

먼저 앞에서 준비한 2인치 크기의 웨이퍼 위에 SiO_2 타겟을 장착한 RF 스퍼터를 사용하여 마스크로 사용할 약 350 nm 두께의 막을 증착하였다. 이때의 공정조건을 Table 3.1에 나타내었다. 마스크 패턴 형성을 위한 포토리소그래피 공정을 위해 $1\text{cm}\times 1\text{cm}$ 크기로 알맞게 자른 다음, 아세톤 (Acetone)과 메탄올 (Methanol)에 각각 5분간 초음파 (ultrasonic) 처리를 한 후 초순수 (DI water)로 세척하여 질소가스로 불어서 건조시켰다. 그런 다음 양성 (positive) 감광제 (PR: photoresist)를 스핀 코팅하여 도포한 후 30분간 소프트 베이킹 (soft baking)을 하였고, 개구부와 SiO_2 마스크 패턴의 너비가 각각 $5\mu\text{m}$, $10\mu\text{m}$ 인 선형 (stripe) 패턴 마스크를 이용하여 접촉 (contact) 인쇄 방법으로 Si 기판의 $\langle -110 \rangle$ 방향으로 노광시킨 후 1분 정도 현상용액 (developer)에 담구어 노광된 부분의 감광막을 제거하였다. PR이 제거된 부분의 SiO_2 박막을 제거하기 위하여 초순수로 행군다음 10분간 하드 베이킹을 하였으며 BOE (buffered oxide etch (6:1, $\text{NH}_4\text{F}/\text{HF}$))용액에 5분간 에칭한 후 아세톤을 이용하여 남아있던 감광막을 모두 제거하였다. 이때의 기판방향과 패턴과의 관계도를 Fig. 3.2에 나타내었다.

Table 3.1 RF 스퍼터 공정조건

Target	SiO ₂
Base pressure	$< 5.0 \times 10^{-8} \text{Torr}$
Target-Substrate distance	7.5cm
RF power	200W
Sputtering pressure	5m Torr
Discharge gas	Ar (50 sccm)

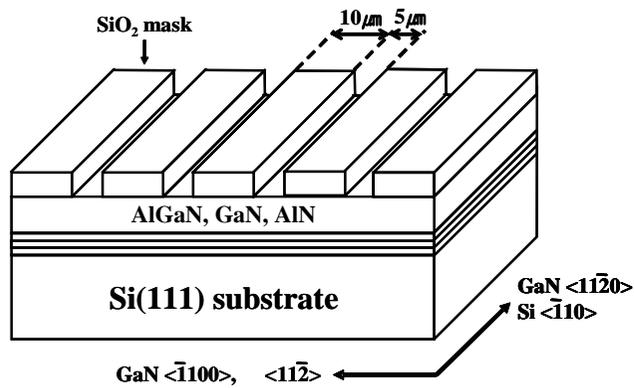


Fig.3.2 기판과 패턴 개략도

3.3 HVPE에 의한 GaN 성장

본 실험에서는 SAG-GaN를 성장하기 위하여 수평형 (horizontal)의 HVPE를 사용하였다. Fig.3.3에 HVPE의 개략도와 온도 분포를 나타내었다. HVPE는 전기로 (electrical furnace), 석영관 (quartz tube), 가스 조절장치 (MFC: mass flow controller)등으로 구분할 수 있다. 특히 본

실험에 사용한 전기로는 6개의 영역을 각각의 온도 조절장치 (temperature controller)로 각각 조절할 수 있으며, 1~3 영역은 소스 영역(source zone)과 4~6 영역은 성장 영역 (growth zone)으로 나누어 일정한 온도로 유지하게 조절하였다. 각 내부 반응관에는 Main관, back N₂ 관, HCl 관, NH₃관, Ga 보트, thermocouple관, HCl관 마지막에 끼워 사용하는 Ga 노즐 (nozzle), NH₃ 관 끝에 사용하는 NH₃ 튜브 (tube), wafer tray 그리고 성장 후 반응되지 않은 잔여물 세척을 위한 내관 (Inner tube) 등의 석영재질의 관을 사용하였다. 이들 각 관에 들어가는 반응 가스들은 모두 6개의 MFC (Mass Flow Controller)로 조절하였으며 자세한 내용은 Table 3.2에 나타내었다. 그리고 각 가스 배관은 내식성이 양호한 썬스(sus) 재질을 사용하여 밸브로 제어할 수 있도록 고안하였다. 가스배관도는 Fig.3.4에 나타냈다.

III, V족 소스로는 99.9999% (6N) 순도의 Ga 금속과 99.999% (5N) 순도의 NH₃기체를 GaN 성장을 위한 갈륨 (gallium)과 질소원 (nitrogen source)으로 각각 사용하였으며 GaCl를 형성하기 위해 99.999%(5N) 순도의 HCl가스를 사용하였다. HCl, GaCl, NH₃를 반응영역으로 이동시키기 위한 운반가스 (carrier gas)로 질소(N₂)를 사용하였다. 성장하는 동안 생성된 반응물이나 여분의 가스는 스크러버 (scrubber)를 통해 희석시킨 다음 배기구로 배출되도록 하였다. 스크러버는 먼저 반응물들을 가라앉히고 역류를 방지하기 위하여 공기roman 채워진 병을 거치게

한 후, 물이 담겨 있는 병을 거쳐 암모니아 가스를 걸러내고 마지막으로 중탄산나트륨이 녹아 있는 증류수에서 염산이 반응하여 걸러지게 되도록 3단계에 걸쳐 배기가스가 회색되도록 고안하였다.

먼저 결정성장 전에 반응관과 Ga metal 표면의 불순물을 제거하기 위해서 baking을 하였다. Baking은 N_2 만 흘리면서 실제 성장온도 보다 30 °C 정도 높여 1시간 정도 실시하였다. Baking을 한 후 전기로의 온도가 상온이 되도록 식혔다.

전기로가 상온이 되었을 때 준비한 세가지 종류의 시료를 wafer tray에 위치 시킨 후 신속히 반응관으로 옮겨 성장 준비를 하였다. 반응관 내부에는 상압 유지 및 가스의 역류를 막기 위하여 N_2 가스를 미리 충분히 주입하였다. 이 상태에서 전기로의 소스영역은 850°C, 성장영역은 950°C로 각각 설정하여 온도를 유지하도록 하였다. 반응관의 온도가 700°C에 도달하면 암모니아 분위기를 만들어주기 위하여 NH_3 가스를 700 sccm을 흘려주었다. 그리고 설정 온도에 도달하면 NH_3 가스를 500 sccm으로 줄이고 온도가 안정화 될 때까지 기다린 후 HCl 가스 10 sccm과 HCl- N_2 가스 150 sccm을 흘려주어 GaCl을 생성하도록 하였다. 그 후 기판이 있는 성장영역에서 GaCl과 500 sccm의 NH_3 를 함께 반응시켜 GaN가 합성되게 하였다. 성장 3분 경과 후 HCl 가스를 차단한 후 바로 성장영역의 온도를 1000°C로 세팅하였다. 1000°C로 온도가 안정화 되었을 때 다시 10분간 성장을 하였고, 성장 후 HCl가스를 잠그고 전기로의 전원을 차단

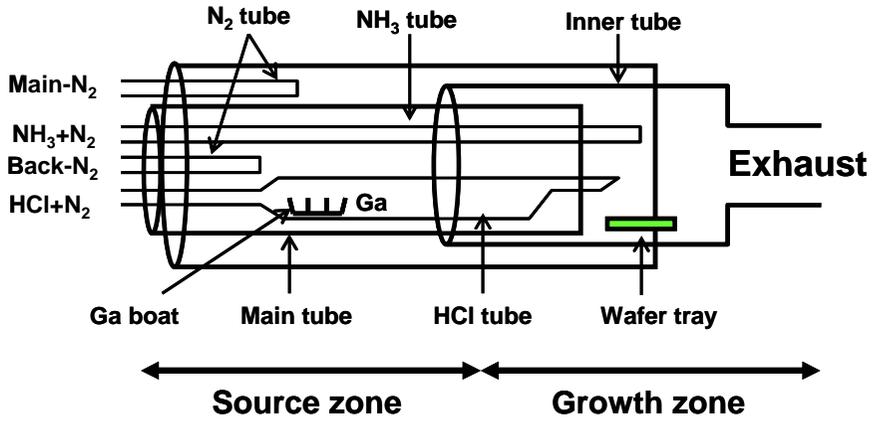
하였다. 성장을 멈춘 후 GaN가 재 분해되는 것을 방지하기 위하여 700 °C까지 NH₃를 충분히 흘려주면서 상온까지 냉각시켰다. 1000 °C 이상의 고온에서는 캐리어 가스의 흐름에 대류의 영향이 크기 때문에 반응관 내에서의 기체의 유동 역학의 조절을 위해서는 적절한 유량의 가스 조절이 중요하다. GaN 결정성장에 사용된 각 가스의 유량은 Table 3.3에 나타내었다.

Table 3.2 MFC의 종류와 최대유량

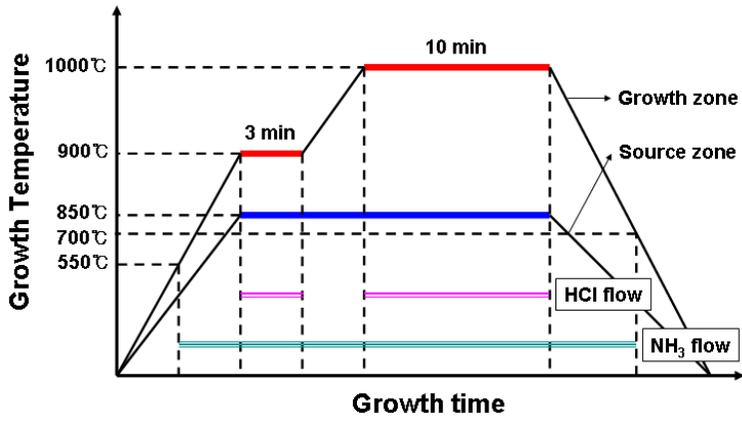
	모 델 명	최대유량
Main N ₂	ASM(AFC-260)	10 slm
Back N ₂	Millipore (AFC-280SAV)	2 slm
NH ₃ - N ₂	Millipore (AFC-280SAV)	2 slm
NH ₃	Millipore (AFC-280SAV)	1500 sccm
HCl - N ₂	Millipore (AFC-280SAV)	2 slm
HCl	Millipore (AFC-280SAV)	50 sccm

Table 3.3 HVPE 방법에 이용한 가스들의 유량

Flow rate (sccm)					
Main N ₂	Back N ₂	NH ₃	NH ₃ -N ₂	HCl	HCl-N ₂
550	500	500	150	10	150



(a)



(b)

Fig.3.3 HVPE 개략도 (a) 및 온도프로파일 (b)

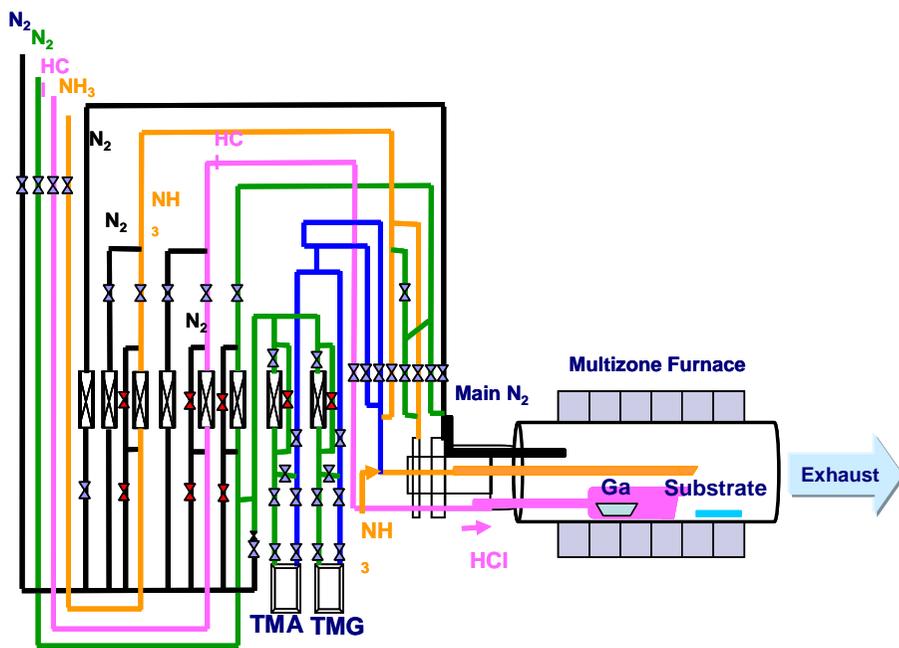


Fig.3.4 HVPE 가스 배관도

3.4 특성평가

3.4.1 PL (Photoluminescence)

PL 장치는 형광 (luminescence)의 원리를 이용한 측정방법으로 어떤 결정체에 빛이라는 외부에너지를 가해 줌으로써 입사되는 빛의 파장에 따른 세기를 측정한다. 즉, 측정하고자 하는 반도체의 밴드갭 에너지보다 큰 빛을 시료에 집광시키면 전자들이 conduction band로 여기 되었다가 여러 준위로 떨어지면서 광자들이 생성되는데 이때 발생하는 광자들을 파장에 따라서 세기를 측정하는 것이 PL 장치의 원리라 할 수 있다. 주로 반도체에서 결함과 도핑으로 인한 결정의 광학적 신호를 검출하는 방법으로 이용되며, 특히 광 대역 밴드 갭 반도체의 발광특성 분석에 강력한 방법으로 이용되고 있다.

Fig.3.5는 실험에 쓰인 PL 장치의 개략도이다. 기본적으로 PL 측정 장치는 전자의 여기를 위한 excitation light source, 시료로부터 발광된 빛을 집광하기 위한 condense lens, 집광된 빛을 파장대 별로 분석하기 위한 spectrometer, 빛의 신호증폭을 위한 Lock-in Amplifier, 그리고 저온에서의 측정을 위한 cryogenic system로 구성된다. 본 연구에서는 PL측정을 통하여 이용하여 성장된 각각의 시료의 광학적 특성 분석 평가에 이용하였다.

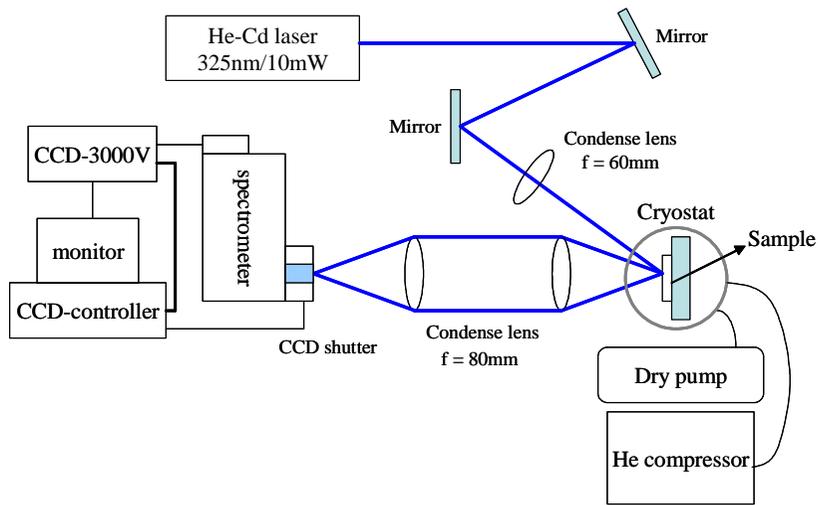


Fig. 3.5 PL 개념도

3.4.2 SEM (Scanning Electron Microscopy)

주사 전자 현미경(SEM: Scanning Electron Microscope)은 전자 빔(Electron beam)을 시편의 표면에 주사하여 시편과 상호작용에 의해 발생된 이차전자(Secondary Electron)를 검출하여 심도(depth of focus)가 큰 초점으로 고 해상도로 표면의 미세구조를 형상화하는 분석 장치이다. SEM은 광학현미경과 작동 원리가 매우 유사하지만 시편의 영상 외에 구조 및 성분에 대한 정보도 함께 얻을 수 있다. 기본 동작 원리는 전자총(Electron gun)에서 만들어진 전자 빔은 전기장에 의해 가속되고 세 개의 전자기 렌즈(Electro magnetic lens)에 의해 집속되어 파장이 일정한(monochromatic wave) 전자 빔으로 시편 표면에 도달한다. 시편 표면에

서 입사된 전자는 표면의 원자와 상호 반응을 일으켜, 입사 전자는 굴절되고 표면에서 발생된 다양한 signal 중에서 이차전자를 이용한다. 이차전자는 검출기(detector)에 의해 수집되며 scintillator에서 빛으로 변환되고 이 빛은 Photomultiplier에서 전기적 신호로 변환된다. 그리고 이 signal은 Preamplifier에서 증폭되어 CRT에서 발광한다. CRT에서의 electron beam scanning과 specimen에서의 Beam scanning은 synchronized되어 있기 때문에 specimen에서 scanning된 image가 CRT 상에 동일하게 표현이 된다 본 연구에서 SEM을 이용하여 성장된 각각의 시료의 표면 및 단면을 관찰함으로써 성장상태 및 표면 분석 평가에 이용하였다.

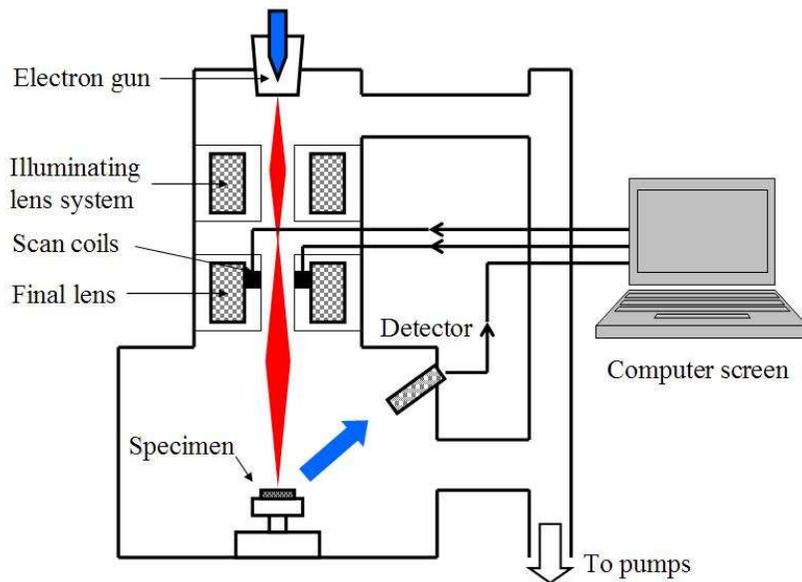


Fig. 3.6 SEM 개념도

3.4.3 XRD (X-ray diffractometry)

X-선 회절 분석법(XRD: X-ray diffractometry)이란 시료에 X-선을 조사시켜 표면에서 회절(diffraction)되는 현상을 이용하여 물질의 내부 미세 구조를 분석할 수 있는 장비이다. Fig.3.7에서와 같이 원자가 규칙적으로 배열되어 있는 결정체는 원자에 의한 산란 X선(Scattered X-Rays)의 간섭 결과로 특정방향으로 강하게 산란하게 되며, 이때 나타나는 모든 회절현상은 브래그 법칙(Bragg's law)을 만족한다. XRD 분석법은 비파괴(non-destructive) 분석 방법으로 측정 시료에 손상을 주지 않으며 측정 시간이 빠르고 다양한 종류나 형태를 가진 시료도 측정 가능하다. 또한 결정의 구조, 배향성, 방향성 및 미소결정의 크기, 결정내부의 변형 등에 대한 측정할 수 있으며 정량분석이 가능하다.

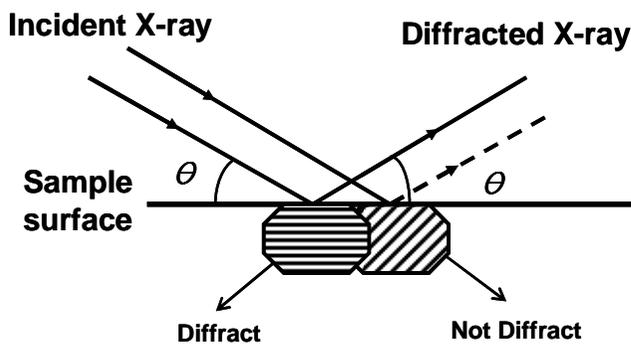


Fig.3.7 X-선의 회절

X선 회절 분석기(X-Ray Diffractometer)는 크게 나누어서 X선(X-Rays)을 발생 시키는 X선 발생장치 (X-Ray Generator, XG), 각도 2θ 를 측정하는 고니오미터(Goniometer), X선 강도(X-Rays Intensity)를 측정하는 계수기록장치(Electronic Circuit Panel, ECP), 이러한 것들을 제어하고 연산을 하는 제어연산장치(Control/Data Processing Unit, Computer) 의 4 부분으로 구성 되어있으며 일반적인 XRD 장치에 대한 개략도를 Fig.3.8에 나타내었다. 본 연구에서 XRD 측정을 통해 얻어진 회절패턴과 rocking curve를 이용하여 각 시료에 대하여 결정성과 구조적 특성 분석에 이용하였다.

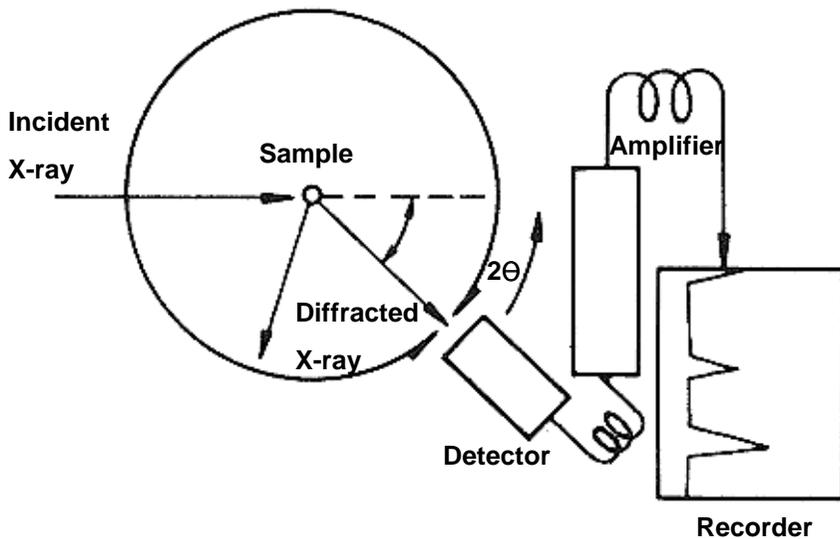


Fig.3.8 XRD 장치의 개략도

3.4.4 AFM (Atomic Force Microscopy)

원자 상호간의 작용력을 이용하는 원자 현미경(AFM: Atomic Force Microscopy)는 원자 지름의 수십 분의 1까지 측정할 수 있으며 전자투과와는 무관하기 때문에 대기 중에서 거의 모든 종류의 재료에 대한 표면구조 연구가 가능하다는 장점 때문에 현재 널리 이용되고 있다. AFM에서는 미세한 힘에 의해서도 아래위로 쉽게 휘어지도록 만들어진 캔틸레버 (Cantilever)를 사용하며 캔틸레버는 끝 부분에 매우 첨예한 팁을 가지고 있으며 이 끝이 표면과 상호작용을 일으킨다. 캔틸레버 팁과 표면원자들간 상호작용의 세기가 변화함에 따라 휘어짐 (deflection)이 발생하게 되며, 이러한 휘어짐의 정도가 측정되고 정량화를 위한 데이터 처리과정을 거쳐서 표면의 물리적 형상에 대한 이미지를 얻게 되는 것이다. AFM 개략적 모식도를 Fig.3.9에 나타내었다.

AFM에는 contact 와 non-contact의 두 가지 측정 모드가 있다. Contact mode에서는 척력을 사용하는데 그 힘의 크기는 1 ~ 10 nN 정도로 아주 미세하지만 캔틸레버가 아주 민감하므로 그 힘에 의해 휘어지게 된다. 캔틸레버가 휘는 것을 측정하기 위하여 레이저 광선을 캔틸레버에 비추고 캔틸레버 윗면에서 반사된 광선의 각도를 포토다이오드 (Photodiode)를 사용하여 측정한다. 측정하는 동안 바늘 끝의 움직임이 구동기에 피드백 되어 탐침 끝과 시료 사이의 간격을 조정하여 캔틸레버

가 일정하게 휘도록 유지시켜 준다. Non-contact mode 에서는 원자 사이의 인력을 사용하는데 그 힘의 크기는 0.1 ~ 0.01 nN 정도로 시료에 인가하는 힘이 contact mode 에 비해 훨씬 작아 손상되기 쉬운 부드러운 시료를 측정하는데 이용된다. 원자간 인력의 크기가 너무 작아 캔틸레버가 휘는 각도를 직접 잴 수가 없기 때문에 non-contact mode 에서는 캔틸레버를 고유진동수 부근에서 기계적으로 진동 시킨다. 시료표면에 다가 가면 원자간의 인력에 의해 고유진동수가 변하게 되어 진폭과 위상에 변화가 생기고 그 변화를 lock-in amp 로 측정한다. 원자간에 상호 작용하는 힘은 시료의 전기적 성질에 관계 없이 항상 존재하므로 도체나 부도체 모두를 높은 분해능으로 관찰 할 수 있다. 본 연구에서는 MOCVD로 성장한 AlGaIn, GaN, AlN의 각 에피층의 표면 상태 분석 평가에 이용하였다.

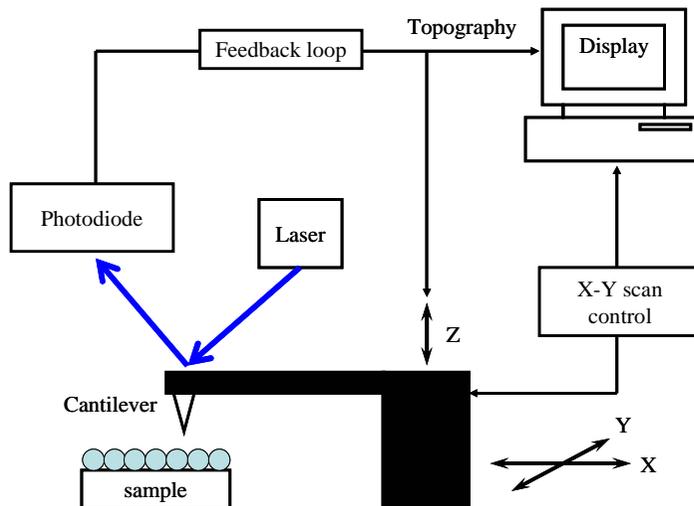


Fig.3.9 AFM 개념도

4. 실험결과 및 고찰

4.1 AlGaIn, GaN, AlN 에피층의 특성분석

선형으로 패턴화된 선택 영역에 대하여 GaN를 성장하기에 앞서 완충층으로 사용될 각각의 AlGaIn, GaN, AlN 에피층의 특성에 대하여 구조적, 광학적으로 살펴보았다.

4.1.1 SEM

Fig. 4.1과 Fig. 4.2는 MOCVD로 Si(111) 기판 위에 성장한 완충층의 단면을 SEM으로 관찰한 사진을 나타내었다. Fig. 4.1을 통해 Si(111) 기판 및 완충층 전체 볼 수 있으며, Fig. 4.2는 완충층 구조에 대하여 자세히 나타나 있다. 완충층은 AlN층, AlGaIn/GaN 초격자구조, AlGaIn, GaN, AlN 에피층 되어있음을 단면사진을 통해 알 수 있다. AlN층은 약 20nm 정도의 두께로 Si 기판 위에 성장되었고, AlGaIn/GaN 초격자 구조는 AlGaIn층이 약 30 nm, GaN층이 60 nm 이하로 하여 7회 반복하여 성되어 있음을 확인하였다. 그리고 에피 AlGaIn, GaN, AlN은 각각 0.5 μm 정도의 두께로 성장되어 있음을 볼 수 있었다.

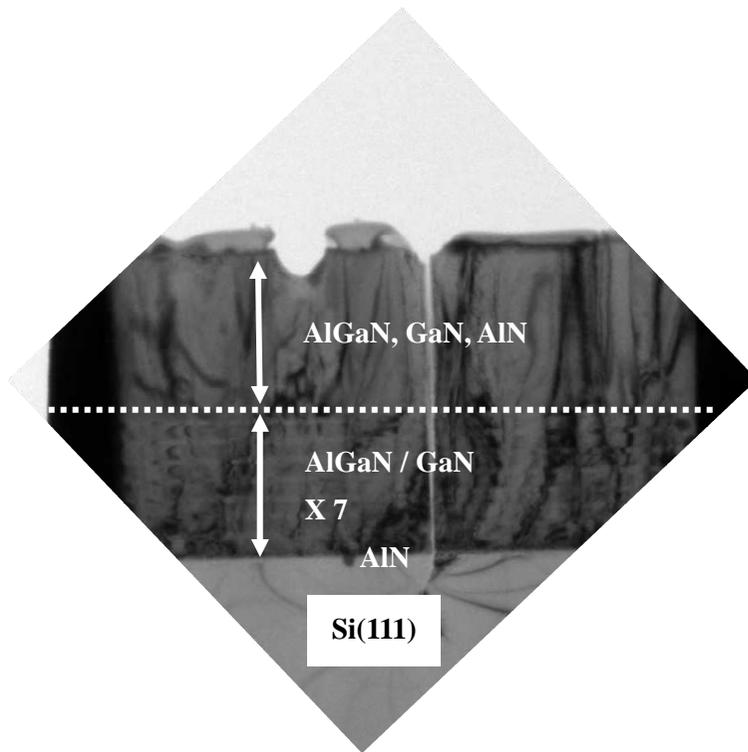


Fig.4.1 MOCVD로 성장한 완충층의 단면 SEM 사진

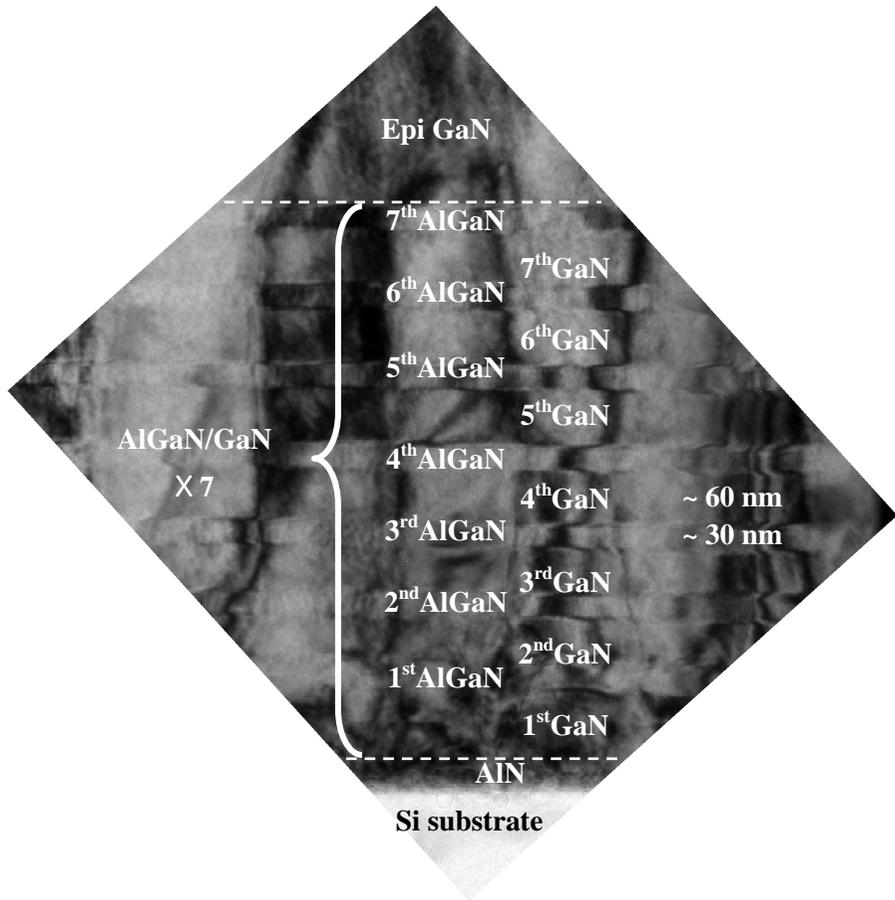
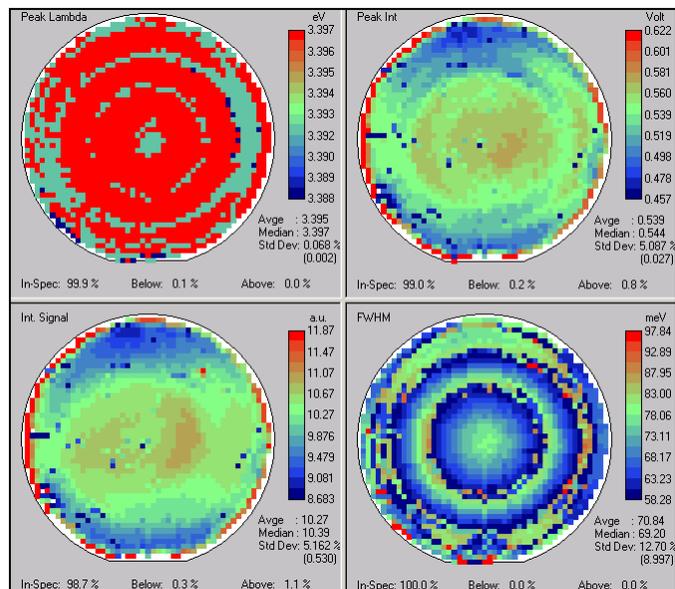


Fig.4.2 AlGaIn/GaN 초격자 구조

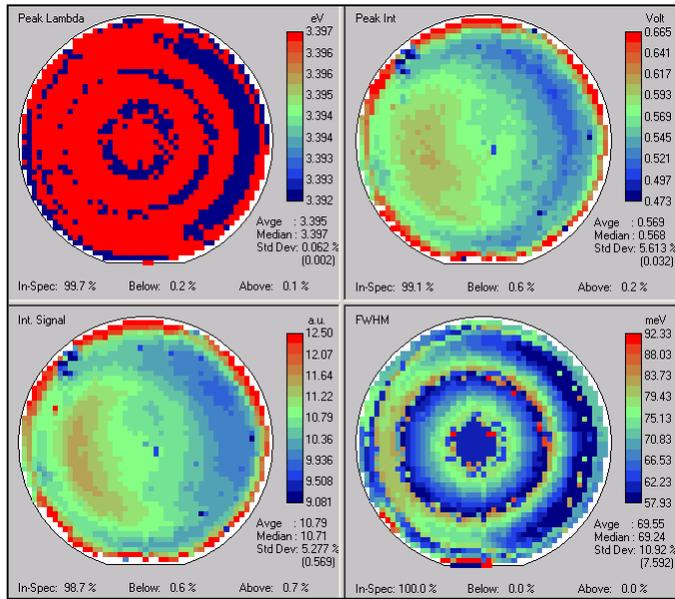
4.1.2 PL

Fig.4.3은 완충층이 성장된 2인치의 각 웨이퍼 전체에 대하여 주요 peak, peak intensity, FWHM을 알아보기 위하여 PL mapping한 것이고 (a)에는 AlGaN (b)에는 GaN (c)에는 AlN의 데이터를 나타내었다. PL mapping 결과 AlGaN의 경우 3.388 eV ~ 3.397 eV의 에너지를 가지는 peak들이 관찰되었고 3.397 eV peak가 웨이퍼 전체에서 강하게 관측되었으며 이 peak의 FWHM은 58.28 meV ~ 97.84 meV로 평균 70.84 meV로 나타났다. 발생한 peak의 강도는 0.457 volt ~ 0.622 volt로 평균 0.539 volt의 신호가 측정되었다. GaN의 경우도 3.392 eV ~ 3.397 eV의 에너지를 가지는 peak들이 관찰되었으며 3.397 eV peak와 함께 3.392 eV peak이 웨이퍼 전체에서 강하게 관측되었으며 이 peak의 FWHM은 57.93 meV ~ 92.33 meV로 평균 69.55 meV로 나타났다. 발생한 peak의 강도는 0.473 volt ~ 0.665 volt로 평균 0.569 volt로 측정되었다. AlN의 경우 3.371 eV ~ 3.405 eV의 에너지를 가지는 peak들이 전체적으로 다양하게 관찰되었으며 FWHM은 53.23 meV ~ 104.7 meV로 평균 78.96 meV로 앞의 두 시료보다 FWHM이 비교적 큰 것을 알 수 있다. 발생한 peak의 강도는 0.512 volt ~ 0.763 volt로 평균 0.637 volt의 신호가 측정되었다. 측정된 PL mapping 데이터를 종합적으로 살펴보았을 때 시료 성장에 이용한 MOCVD의 반응관 내의 공정조건상 웨이퍼 표면 위에서의

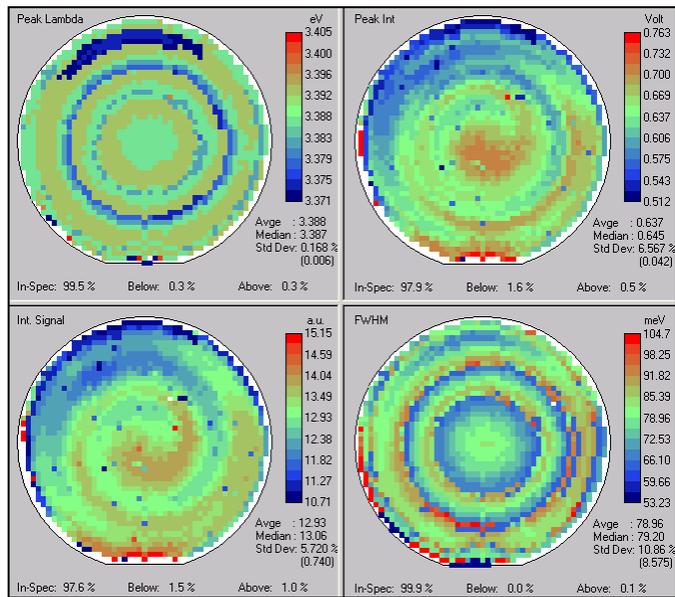
확산 반응이 균일하지 못한 원인으로 각 웨이퍼의 중앙과 가장자리와의 결과값에서 차이가 발생하였음을 확인할 수 있었다. 때문에 성장된 시료의 상태가 비교적 균일하다고 판단되는 시료 중앙 부분에 대하여 300K에서 He-Cd laser를 이용하여 측정을 하였다. Fig.4.4에 실험결과 얻어진 PL 스펙트럼을 나타내었다. AlGaIn은 주요 peak이 3.3970 eV에서 관측되었으며 이때의 FWHM은 82.4 meV였고, GaN은 3.4935eV에서 FWHM이 65meV인 peak 그리고 AlN에서는 3.4243 eV에서 80 meV의 peak이 관측되었다. 관측된 peak는 막의 두께와 측정 시 외부온도의 영향으로 비교적 FWHM이 큰 peak가 관측되었다.



(a)



(b)



(c)

Fig.4.3 PL mapping 데이터 (a) AlGaIn, (b) GaN, (c) AlN

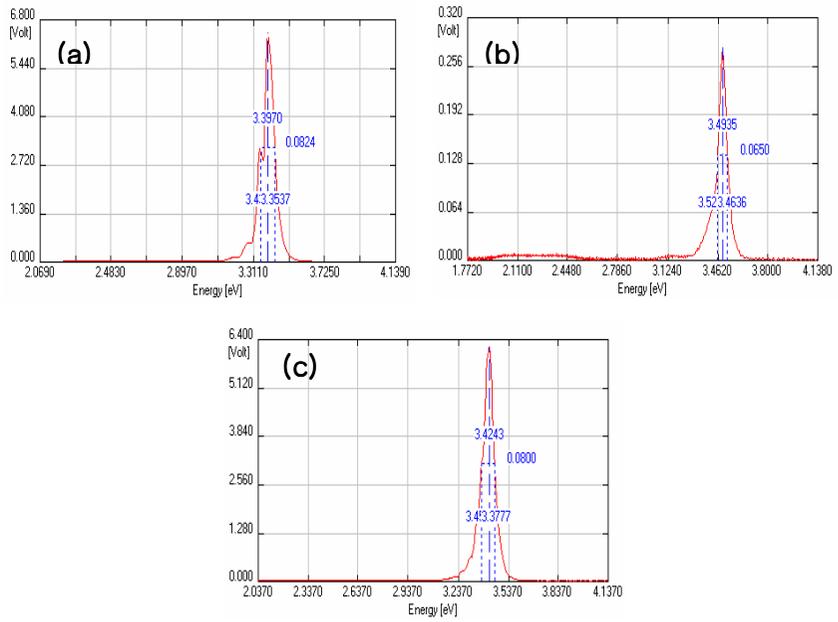


Fig.4.4 PL 스펙트럼 (300 K) (a) AlGaN (b) GaN (c) AlN

4.1.3 AFM

성장된 각 에피층의 표면상태를 살펴보기 위하여 AFM측정을 하였고 Fig.4.5에 측정된 시료 표면의 2차원과 3차원 이미지를 나타내었다. 측정 조건은 Front (45도 tilt)에서 $5 \times 5 \mu\text{m}$ (Scan Rate 1.0Hz, Servo 0.04, Noise level 0.41 \AA)의 Scan Size로 측정하였으며 웨이퍼의 중앙(C), 반지름의 중간 부분 (R/2), 가장자리 부분 (E)으로 나누어 표면거칠기 (RMS roughness)를 측정하였으며 측정값을 Table.4.1에 정리해놓았다. 표면거칠기 값이 에피 GaN의 경우 중앙이 0.27 nm 이고 평균 0.33 nm 로 가장 작았으며 AlN 경우 AlGaIn, GaN에 비하여 상당히 큰 값을 나타내었다.

앞에서 논의한 PL, AFM 측정값을 종합해 볼 때 2인치 웨이퍼 위에 성장된 완충층의 표면상태가 부분적으로 불균일함을 알 수 있었기 때문에 이후 진행한 선택 영역 성장 실험에 대해서는 만족스러운 결과를 얻기 위하여 비교적 상태가 균일한 시료의 일부분을 약 $1\text{cm} \times 1\text{cm}$ 크기로 잘라서 실험을 진행하도록 하였다.

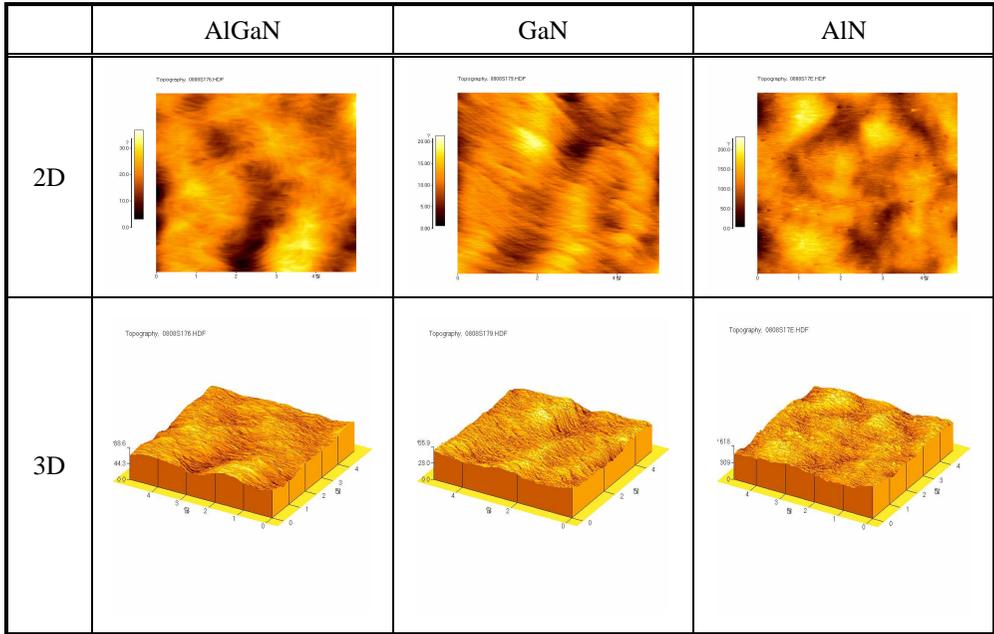


Fig.4.5 AFM 측정에 의한 시료의 표면이미지

Table 4.1 시료의 부분별 표면거칠기

	AlGaN	GaN	AlN
중앙부분 (C)	0.49 nm	0.27 nm	3.1 nm
반지름의 중간 부분 (R/2)	0.33 nm	0.33 m	9.8 nm
가장자리 부분 (E)	0.64 nm	0.39 nm	2.2 nm
평균	0.487 nm	0.330 nm	5.033 nm

4.2 SAG-GaN 특성 분석

4.2.1 SEM

AlGaIn, GaN, AlN의 에피 층이 성장된 시료를 포토리소그래피 공정을 통해 SiO₂ 선형 마스크 패턴을 형성한 후 선택 영역 실험을 진행하였다. HVPE를 이용하여 결정 성장으로 얻어진 각 시료들의 SAG-GaN의 단면과 전면 SEM 사진을 Fig.4.6과 Fig.4.7에 나타내었다. Fig.4.6에서 SAG-GaN이 <11-20> 방향으로 성장된 것을 확인 할 수 있으며 Fig.4.7에서 성장된 세 시료 모두에서 SAG-GaN의 윗면이 (0001)면이고 경사면이 (1-101)면인 사다리꼴 형태로 성장되고 있는 것을 볼 수 있다[33]. 그러나 각 시료마다 성장방향인 c-축과 측면 방향의 성장률이 달라 성장된 SAG-GaN의 단면 사진에는 약간의 차이가 있음을 관찰할 수 있다. AlGaIn 에피층을 완충층으로 한 시료는 다른 시료와 비교해 봤을 때 c-축으로의 성장이 잘 되지 않았고, AlN 에피층을 완충층으로 한 시료는 c-축 성장률은 가장 컸으나 이에 비해 측면성장률은 낮았다. GaN 에피층을 완충층으로 한 시료는 앞의 두 시료의 중간 정도의 성장률을 가지며 비교적 c-축 및 측면으로 균등하게 성장하고 있음을 확인할 수 있었다 Fig.4.8에 GaN의 (0001)면과 (1-101)면을 도식화하여 나타내었는데 그림에서와 같이 (0001)면은 Ga원자들이 표면에 드러나 있는데 비해 (1-

101)면은 이중결합을 가지는 N원자가 표면에 드러나 있기 때문에 각 면 방향에 따라 성장률에 있어 차이가 발생한다. 또한 성장된 GaN과 에피층 간의 계면에너지의 영향도 고려할 수 있다. 선택 성장을 이용하여 결정 박막 성장을 위한 측면성장을 고려할 때 측면성장 비율은 중요한 요소중의 하나로 인식되므로 Fig.4.9에 왼쪽 그림과 같이 측면성장 길이를 w , c -축으로 성장된 시료의 높이를 h 를 구하여 실제 측면성장 비율을 구해보았다. 계산 결과 AlGa_N, GaN, AlN 에피층 위에 성장된 SAG-GaN의 측면성장 비율은 각각 3.14, 2.29, 1.32이었다. AlGa_N와 GaN를 완충층으로 한 시료가 AlN에 비해 높았으며, GaN 에피층을 완충층으로 사용한 시료의 c 축 성장률이 AlGa_N에 비해 1.7배 정도 높음을 또한 알 수 있었다.

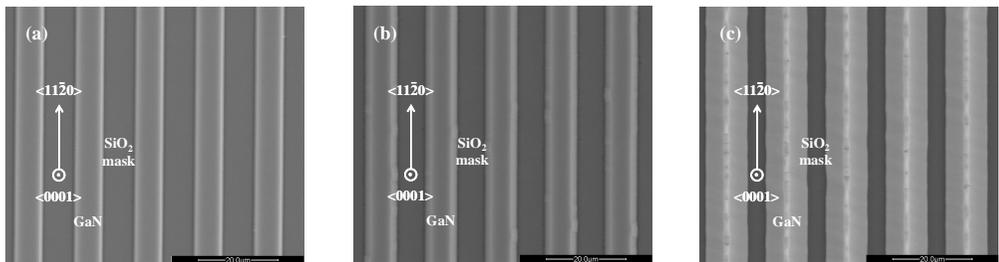


Fig.4.6 각 에피층 위에 성장된 SAG-GaN의 표면 SEM 사진

(a) AlGa_N (b) GaN (c) AlN

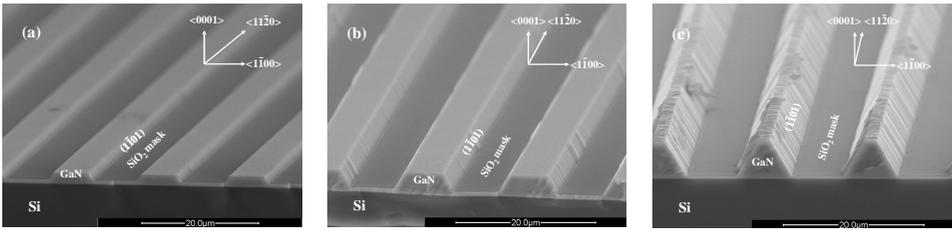


Fig.4.7 각 에피층 위에 성장된 SAG-GaN의 단면 SEM 사진

(a) AlGaN (b) GaN (c) AlN

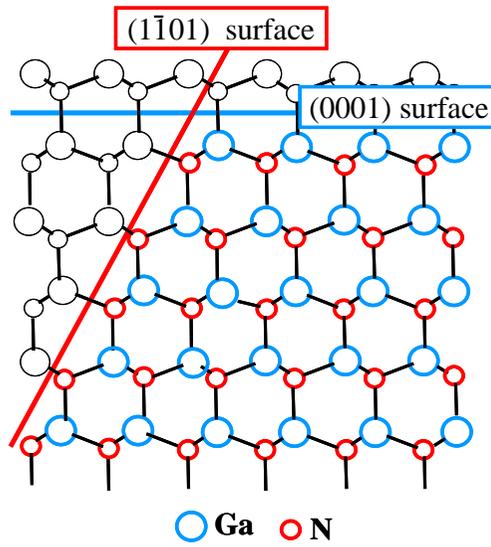


Fig.4.8 면방향에 따른 GaN의 극성

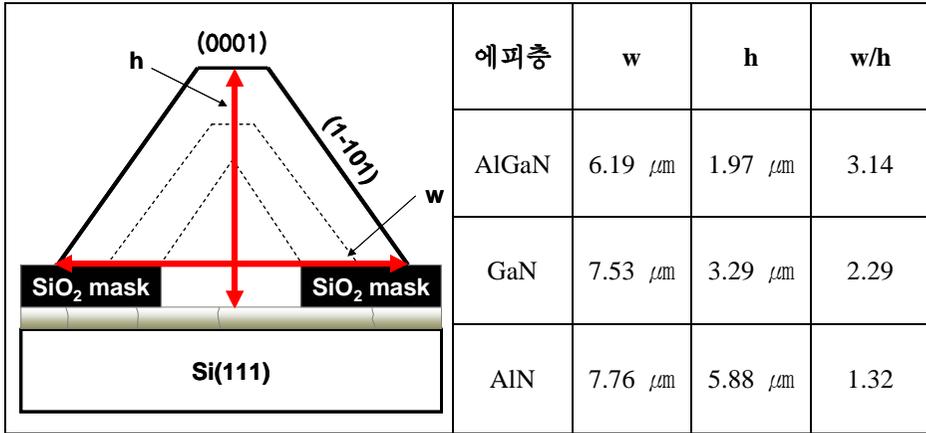


Fig.4.9 성장된 SAG-GaN의 측면성장 비율

4.2.2 XRD

세 종류의 SAG-GaN의 XRD 측정결과 모든 시료에서 h-GaN이 <0001>방향으로 성장하고 있음을 알 수 있었다. Fig.4.10에 AlGaN, GaN, AlN 에피층을 완충층으로 한 기판 위에 성장된 SAG-GaN의 (0002) 면에서 X-ray rocking curves를 나타내었다. 각각의 FWHM 값은 1209.6arcsec, 732.6arcsec, 1166.4arcsec였으며, 일반적으로 Si 기판을 사용하여 성장한 GaN의 FWHM이 630 ~ 1200 arcsec 정도인 것으로 보고 되고 있는 것[20]과 비교할 때 완전한 박막은 아니지만 마스크를 이용으로 인하여 TD 차단이 효과적으로 이루어지고 있음을 알 수 있으며, 특히 GaN를 에피층으로 하여 성장한 SAG-GaN의 경우 나머지 두 시료

들에 비해 상대적으로 결정결함이 많이 감소되었다고 생각할 수 있다.

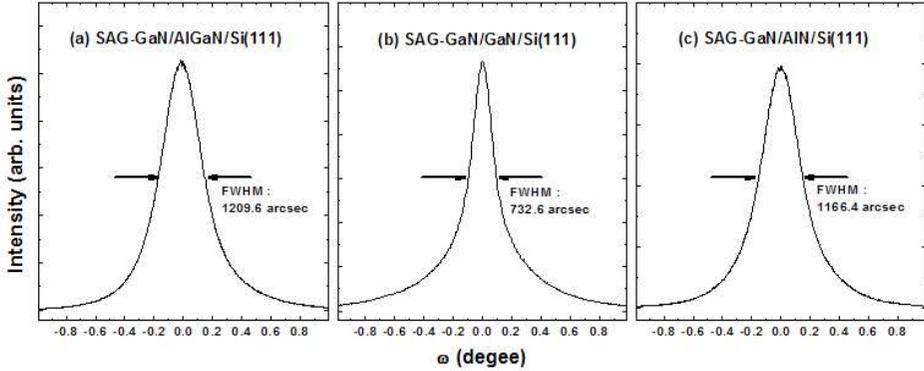


Fig.4.10 (a) AlGaN (b) GaN (c) AlN 에피층 위에 성장된 SAG-GaN의 (0002)면에서 X-ray rocking curves

4.2.3 PL

시료의 광학적 특성을 조사 분석하기 위하여 10K에서 PL측정을 하였다. Fig.4.11에 각각의 PL 스펙트럼을 나타내었다. neutral donor bound excitons (D^0X , DBE) 이 3.443 eV (A_1), 3.458 eV (A_2), 3.465 eV (A_3)에서 각각 관측되었는데, 이는 A. Ohtani에 의해 보고된 GaN/AlN/Si(111)에서 측정된 3.46 eV 과 비교해 볼 수 있다[34]. Donor는 일반적으로 native defect인 질소 빈자리(V_N)가 shallow donor로 작용하는 것으로 생각된다[35,36]. DBE에 의한 에너지 전이는 도너의 종류, 성장방법 그리고 시료의 두께에 영향을 받는다[37,38]. A_1 지점의

low-energy 부근에서 additional tail이 관측되는 것으로 보아 AlGaN 에 피층에 성장된 SAG-GaN 내에 불순물 level이 형성되었음을 수 있다. 3 가지 DBE peak 중에서 A_2 의 FWHM이 21.75 meV로 가장 작음을 알 수 있으며, 이것은 위에서 언급한 XRD에 의한 결과 값과 비교하여 생각할 수 있다. 하지만, GaN 에피층 위에 성장한 SAG-GaN의 경우 yellow luminescence가 2.2 eV 부근에서 관측된다. 이 값은 Freitas에 의해 보고된 GaN/AlN/SiC 기판에 성장된 SAG-GaN 시료에서 관측된 yellow emission band peak와 유사하다[39]. 이는 주로 높은 결함 밀도로 인하여 밴드처럼 형성되어 나타난다. 따라서 본 실험에서 나타난 yellow band emission은 마스크 패턴과 개구부에서 성장되는 GaN 사이의 경계면에 의해 발생되었다고 판단된다. 3.254 eV (B_1), 3.271 eV (B_2), 3.243 eV (B_3) 에서 donor-acceptor pair (DAP)로 인한 peak들과 함께 그래프에 C, D로 각각 명명한 longitudinal optical (LO) phonon replicas들이 관찰되었다. 하지만 이에 대하여 정확한 원인은 알 수 없으나 이전의 문헌에 의하면 질소자리에 치환된 탄소나 실리콘에 의한 영향 또는 자연 발생한 결함(native defect)에 의한 것이라 보고되고 있다[40,41].

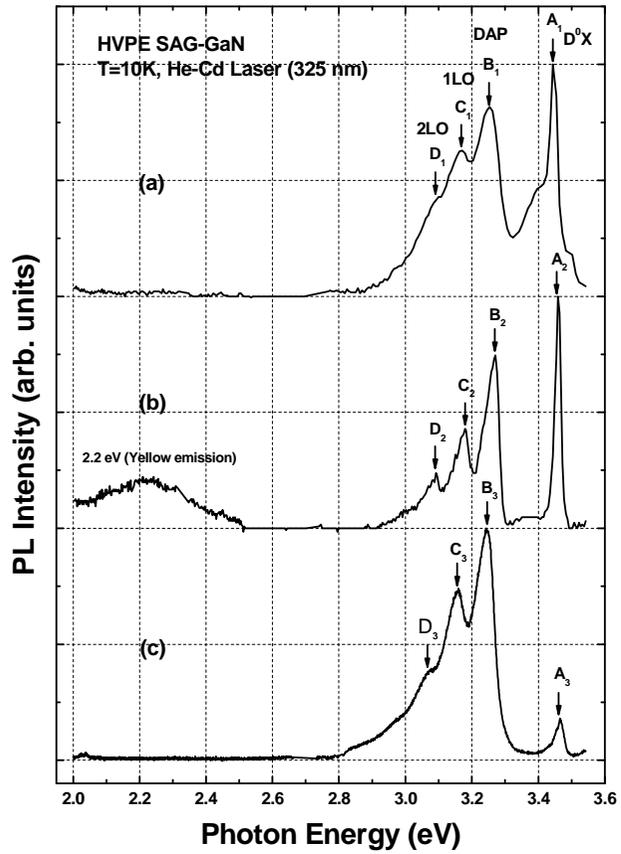


Fig.4.11 각 에피층 위에 성장된 SAG-GaN의 저온(10K) PL 스펙트럼
 (a) AlGaN (b) GaN (c) AlN

4.3 성장시간 변화에 따른 성장특성 분석

선행실험의 선택성장 결과 GaN를 완충층으로 사용한 기판이 GaN 성장에 적절한 것으로 판단되었으며, 완충층이 GaN인 시료에 대하여 성장시간을 10분, 20분, 40분으로 달리하여가며 초기 성장모습을 각각 살펴보았다.

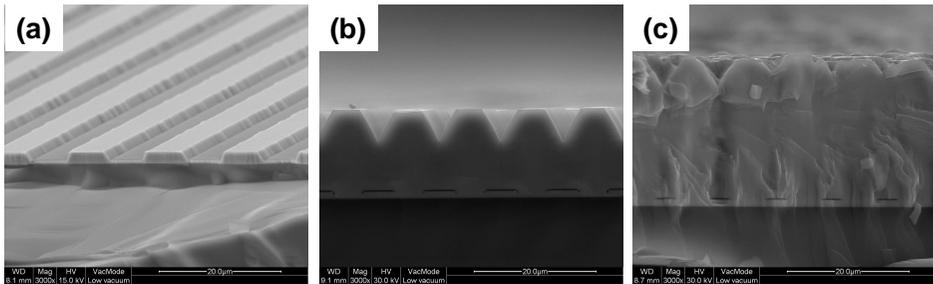


Fig.4.12 성장시간에 따른 $\langle 11-20 \rangle$ 방향으로 성장된 SAG-GaN의 단면 SEM사진(a) 10분 (b) 20분 (c) 40분

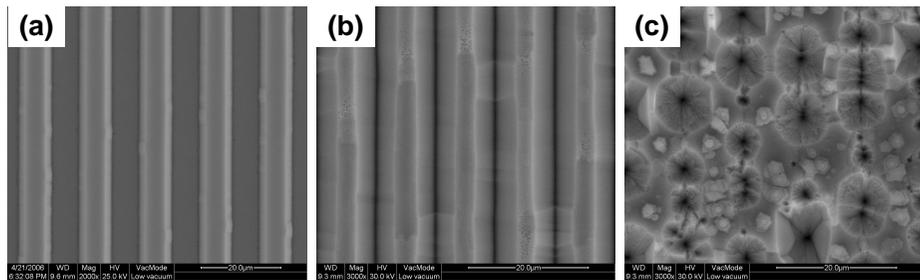


Fig.4.13 성장시간에 따른 $\langle 11-20 \rangle$ 방향으로 성장된 SAG-GaN의 표면 SEM사진(a) 10분 (b) 20분 (c) 40분

Fig.4.12와 Fig.4.13에 HVPE로 각각 10분, 20분, 40분 동안 성장시킨 시료 단면과 표면의 SEM 사진을 나타내었다. 성장시간에 따른 두께는 각각 $1.89\mu\text{m}$, $14.59\mu\text{m}$, $24.32\mu\text{m}$ 였으며, Fig.4.12 (b), (c)와 Fig.4.13 (b), (c)에서 볼 수 있듯이 마스크로 이용한 SiO_2 패턴 위로 GaN가 병합되어 성장하고 있음을 관찰할 수 있었다.

Fig.4.14는 Fig.4.12과 Fig.4.13을 바탕으로 HVPE법으로 선택 성장되는 GaN의 상태를 각 단계별로 도식화하여 보았다. 그림에서 볼 수 있듯이 SiO_2 마스크 위에 빈 공간 (void)이 생긴 것을 확인할 수 있으며, 이는 HVPE로 성장 시 초기 빠른 성장률에 의한 것으로 생각된다. 또한 이런 결과는 일반적으로 SiO_2 이외의 물질을 마스크로 이용했을 때 보고된 결과와 유사하며, 특히 텅스텐 (W) 마스크를 이용하여 실험한 Yasutoshi Kawaguchi[42]과 Hiroki Sone[43]의 연구결과와 비교할 수 있다. 하지만 텅스텐 마스크를 사용할 때만 빈 공간이 생긴다는 그의 연구와 달리 본 연구에서는 SiO_2 마스크를 사용했음에도 빈 공간을 확인할 수 있었다. 이것은 SAG-GaN 성장이 직접적으로 이루어지는 에피층과의 계면에너지 차이와 마스크로 사용했던 선형 패턴의 선포의 차이로 인한 것으로 생각된다. 표면에서는 GaN 성장시 일반적으로 관측되는 인한 hexagonal V pit 또한 나타나는 것을 볼 수가 있었으며[44,45] seed 역할을 하는 hexagonal GaN가 섬 형태로 불균일하게 형성되어 자라나고

있음을 관찰할 수 있었고, 이 섬들은 성장이 진행되면서 서서히 측면성장 되고 이런 작용이 반복되어 나타남으로써 2차원 형태의 결정으로 성장할 수 있음을 확인할 수 있었다. 섬 형태의 2차원적인 hexagonal GaN의 생성원인은 결정성장 후 냉각하는 과정에서 기인한 것으로 원자간 결합이 줄어들어 성장 면 위에서 확산과정이 감소하였기 때문으로 생각된다[46].

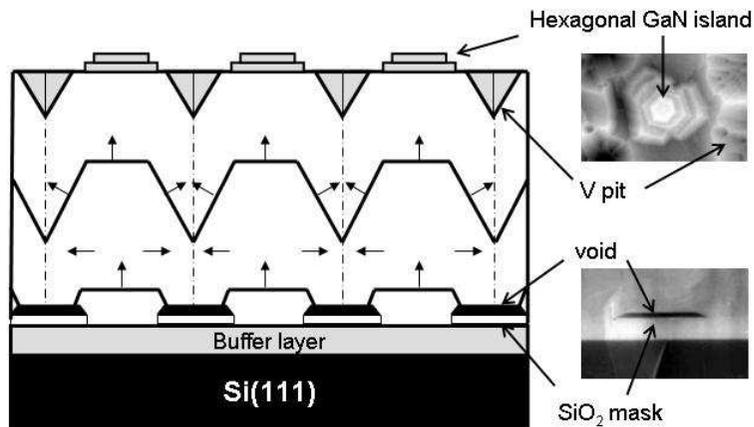


Fig.4.14 HVPE로 성장된 SAG-GaN의 성장 형태 개념도

5. 결 론

본 연구에서는 Si(111) 기판 위에 고품질의 GaN 결정 성장을 위한 적절한 조건을 알아보고자 패터화된 에피층 AlGaN, GaN, AlN을 갖는 완충층 위에 성장시킨 SAG-GaN의 특성에 대하여 연구하였다.

- (1) Si(111) 기판 위에 GaN를 성장시킬 경우 일반적으로 격자 부정합 및 열팽창 계수 차이로 인한 결정결함으로 많은 크랙이 발생하게 된다. 이러한 영향을 최소화하기 위해 MOCVD를 이용하여 AlGaN/GaN의 초격자 구조와 약 0.5 μm 의 AlGaN, GaN, AlN 에피층을 성장하여 완충층으로 사용하였고, 기판으로부터의 TD를 효과적으로 차단하기 위해 포토리소그래피 공정을 통해 선형의 마스크 패턴을 형성하여 HVPE로 SAG-GaN를 성장시켰다.
- (2) 성장된 SAG-GaN에 대하여 SEM, XRD, PL, AFM등으로 특성을 분석하였다. SEM 사진을 통해 세 종류 시료에서 모두 GaN가 <11-20> 방향을 따라 성장된 것과 (1-101)의 경사면을 가지는 사다리꼴 형태로 성장함을 확인할 수 있었다. 또한 에피층의 종류에 따라 (0001)면과 (1-101)면에서 성장률이 다를 수 있었으며, 이때 각각의 측면성장비율은 AlGaN이 3.14, GaN이 2.29, AlN가 1.32 순이었으나

실제 성장률은 AlN가 가장 높았다. XRD측정 결과 에피층이 AlGaN 일때 1209.6 arcsec, GaN일 때 732.6 arcsec, AlN일 때 1166.4 arcsec로서 GaN가 가장 작은 값을 보였다. 한편 저온 (10K) PL 측정 결과 GaN 에피층을 완충층으로 사용한 시료의 D⁰X peak는 AlGaN 혹은 AlN 에피층을 완충층으로 사용한 시료의 peak 보다 PL intensity가 컸으나 강한 yellow band emission이 관측됨으로써 다른 두 시료들에 비해 상대적으로 높은 결정성을 갖지는 않음을 볼 수 있었다.

(3) 이 중 대표적으로 GaN 에피층을 사용한 시료에 대하여 성장시간을 달리하여 초기 성장모습을 살펴보았다. GaN 에피층을 완충층으로 한 시료에 대하여 성장시간을 10분, 20분, 40분으로 변화시키며 실험하였다. 그 결과 성장 시간이 길어질수록 마스크 패턴 위로 GaN가 병합되어 성장하는 것을 관찰할 수 있었고, 이는 성장 중 표면에 불균일하게 분포한 hexagonal 형태의 성장핵이 seed 역할을 함으로써 서로 병합하여 측면 성장되고 있음을 알 수 있었다.

(4) HVPE를 이용하여 Si 기판 위에 GaN를 성장하는 것은 경제적으로 많은 이용가치가 존재함에도 불구하고 격자부정합, 열팽창계수 차이 및 melt-back etching 등으로 발생하는 결함으로 인해 많은 어려움이 있

다. 그러나 본 연구에서 제안하는 초격자 구조의 완충층과 선택 영역 성장 방법을 통해, 각각의 에피층에 따라 다소의 특성 차이가 존재하지만 GaN를 효과적으로 성장할 수 있음을 확인하였고 이를 GaN 후막 성장용 기판으로 이용함으로써 광전자집적회로(opto-electronic integrated circuits)와 같은 응용소자로도 활용할 수 있을 것으로 생각된다.

참 고 문 헌

- [1] S. T. Kim, D. C. Moon, C. J. Lee, J. E. Kim and H. Y. Park, J. Korean Phys. Soc. **34**, 163 (1999).
- [2] Y. Honda, Y. Kuroiwa, M. Yamaguchi and N. Sawaki, Appl. Phys. Lett. **80**, 222 (2002).
- [3] N. K. Kwon, Y. H. Jeong, E. H. Shin, J. W. Yang, K. Y. Lim, J. I. Roh and K. S. Nahm, J. Korean Phys. Soc. **41**, 880 (2002).
- [4] H. Morkoc, S. Strite, G. B. Gao, M. E. Lin, B. Sverdlov and M. Burns, J. Appl. Phys. **76**, 1363 (1994).
- [5] P. Kung, X. Zhang, D. Walker, A. Saxier, J. Piotrowski, A. Rogalski and M. Razeghi, Appl. Phys. Lett. **67**, 3792 (1995).
- [6] J. W. Yang, A. Lunev, G. Smin, A. Chitnis, M. Shatalov, M. A. Khan, J. E. Von Nostrand and R. Gaska, Appl. Phys. Lett. **76**, 273 (2000).
- [7] Y. H. Song, J. H. Kim, H. J. Jang, S. R. Joon, J. W. Yang, K. Y. Lim and G. M. Yang, J. Korean Phys. Soc. **38**, 242 (2001).
- [8] T. Takeuchi, H. Amano, K. Hiramatsu, N. Sawaki and I. Akasaki, J. Cryst. Growth **115**, 634 (1991).
- [9] S. Zamir, B. Meyler, and J. Salzman, Appl. Phys. Lett. **78**, 288 (2001).
- [10] E. V. Etzkorn and D. R. Clarke, J. Appl. Phys. **89**, 1025 (2001).

- [11] R. F. Davis, T. Gehrke, K. J. Linthicum, E. Preble, P. Rajagopal, C. Ronning, C. Zorman and M. Mehregany, *J. Crystal Growth*, **231**, 335 (2001).
- [12] W. Weeks and R. Borges, “Silicon substrates provide a disruptive technology for GaN”, *Compound Semiconductor* (November 2001).
- [13] A. Krost and A. Dadgar, *Materials Science and Engineering*, **B93**, 77 (2002).
- [14] C. H. Lee, G. C. Chi, C. F. Lin, M. S. Feng, and J. D. Guo, *Appl. Phys. Lett.* **68**, 3440 (1996).
- [15] 이철, “GaN의 광학적 특성에 관한 연구”, 한국과학기술원 박사학위 논문 (1999).
- [16] S. Porowski, *J. Crystal Growth* **189**, 153 (1998).
- [17] B. Monemar, *Phys. Rev.* **B10**, 676 (1974).
- [18] L. Liu, J. H. Edgar, *Mater. Sci. Eng.* **R37**, 61 (2002).
- [19] M. A. Sanchez-Garcia, F. B. Naranjo, J. L. Pau, A. Jimenez, E. Calleja, E. Munoz, *J. Appl. Phys.* **87**, 1569 (2000).
- [20] Y. Kawaguchi, Y. Honda, M. Yamaguchi, N. Sawaki, K. Hiramatsu, *Phys. Stat. Sol. (a)* **176**, 533 (1999).
- [21] S. Tanaka, Y. Kawaguchi, N. Sawaki, M. Hibino, K. Hiramatsu, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2701 (2000).
- [22] T. Miyazaki, T. Fujimaki, S. Adachi, K. Ohtsuka, *J. Appl. Phys.* **89**, 8316 (2001)

- [23] M. Kim, Y. Bang, N. Park, C. Choi, T. Seong, S. Park, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2858 (2001).
- [24] M. Seon, T. Prokofyeva, M Holtz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1842 (2000).
- [25] C. Jeon and S. Kim, *Mater. Sci. Eng.* **B57**, 110 (1999).
- [26] T. Lei, M. Fanciulli, R. J. Molnar, T. D. Moustakas, R. J. Graham, and J. D. Scanlon, *Appl. Phys. Lett.* **59**, 944 (1991).
- [27] S. Strite, J. Ruan, Z. Li, N. Manning, A. Salavador, H. Chen, D. J. Smith, W. J. Choyke, and H. Morkoc, *J. Vac. Sci. Technol.*, **B9**, 1924(1991).
- [28] M. J. Paisley, Z. Sitar, J. B. Posthill, and R. F. Davis, *J. Vac. Sci. Technol.*, **A7**, 701 (1989).
- [29] Milton Ohring, "The Materials Science of Thin Films", Ch.5, p195 (Academic press, INC., 1992).
- [30] Y. Kawaguchi, S. Nambu, H. Sone, M. Yamaguchi, H. Miyake, K. Hiramatsu, N. Sawaki, Y. Iyechika and T. Maeda, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* 4S1, G.4.1 (1999).
- [31] C. H. Ko, Y. K. Su, S. J. Chang, T. Y. Tsai, T. M. Kuan, W. H. Lan, J. C. Lin, W. J. Lin, Y. T. Cherng and James B. Webb, *Mater. Chem. Phys.* **82**, 55 (2003).
- [32] R. F. Davis, S. Einfeldt, E. A. Preble, A. M. Roskowski, Z. J. Reitmeier and P. Q. Miraglia, *Acta Materialia*, **51**, 5961 (2003).

- [33] Kazumasa Hiramatsu, *J. Phys.: Condens. Matter* **13**, 6961 (2001).
- [34] A. Ohtani, K. S. Stevens, and R. Beresford, *Appl. Phys. Lett.* **65**, 61 (1994).
- [35] D. W. Jenkins and J. D. Dow, *Phys. Rev B* **39**, 3317 (1989).
- [36] D. W. Jenkins, J. D. Dow, and M. H. Tsai, *J. Appl. Phys.* **72**, 4130 (1992).
- [37] W. G. Perry, T. Zheleva, M. D. Bremser, R. F. Davis, W. Shan, and J. J. Song, *J. Electron. Mater.* **26**, 224 (1997).
- [38] I. Akasaki and H. Amano, *Properties of Group III Nitrides* (INSPEC, London, 1994), chap. 7.2.
- [39] J. A. Freitas, Jr., O. H. Nam, R. F. Davis, G. V. Sagarin and S. K. Obyden, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 2990 (1998).
- [40] S. Fischer, C. Wetzel, E. E. Haller and B. K. Meyer, *Appl. Phys. Lett.* **67**, 1298 (1995).
- [41] O. Lagerstedt and B. Monemar, *J. Appl. Phys.* **45**, 2266 (1974).
- [42] Y. Kawaguchi, S. Nambu, H. Sone, T. Shibata, H. Matsushima, M. Yamaguchi, H. Miyake, K. Hiramatsu and N. Sawaki, *J. J. Appl. Phys.* **37**, L845 (1998).
- [43] H. Sone, S. Nambu, Y. Kawaguchi, M. Yamaguchi, H. Miyake, K. Hiramatsu, Y. Iyechika, T. Maeda and N. Sawaki, *J. J. Appl. Phys.* **38**, L356 (1999).
- [44] Pei-Yen Lin, YewChung Sermon Wu, *Mater. Chem. Phys.* **80**, 397 (2003).

- [45] Z. Z. Chen, R. Zhang, J. M. Zhu, Z. X. Qin, B. Shen, S. L. Gu, F. Wang, Y. D. Zheng, G. Y. Zhang, Z. F. Li and L. F. Kuech, *Chin. Phys. Lett.* **19**, 375 (2002).
- [46] M. H. Xie, S. M. Seutter, W. K. Zhu, L. X. Zheng, Huasheng Wu, and S. Y. Tong, *Phys. Rev. Lett.* **82**, 2749 (1999).