



저작자표시-동일조건변경허락 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



동일조건변경허락. 귀하가 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공했을 경우에는, 이 저작물과 동일한 이용허락조건하에서만 배포할 수 있습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

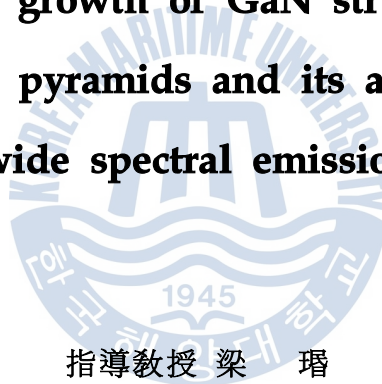
이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

理學碩士 學位論文

넓은 발광 스펙트럼의 응용을 위한 GaN 피라미드
꼭짓점 위에서의 선택적 결정 성장

**Selective area growth of GaN structures on the
apex of GaN pyramids and its application for
wide spectral emission**



指導教授 梁 璿

2015年 2月

韓國海洋大學校 大學院

應用科學科

柳 然 琇

본 논문을 유연수의 이학석사 학위논문으로 인준함.

위원장 안 형 수 (인)

위 원 양 민 (인)

위 원 김 홍 승 (인)



2015년 2월

한국해양대학교 대학원

목 차

Abstract

| | |
|---------------------------------------|----|
| 1. 서론 | 1 |
| 2. 이론 | 3 |
| 2.1 GaN의 물성 | 3 |
| 2.1.1 물리적 특성 | 3 |
| 2.1.2 전기·화학적 특성 | 4 |
| 2.1.3 광학적 특성 | 5 |
| 2.2 저결함 GaN 에피 성장 방법 | 11 |
| 2.2.1 ELOG 성장 기술 | 11 |
| 2.2.2 Pendeo-epitaxy 성장 기술 | 11 |
| 2.2.3 SAG 성장 기술 | 12 |
| 2.2.4 GaN homoepitaxy 성장 기술 | 12 |
| 2.2.5 LEPS 성장 기술 | 13 |
| 2.3 백색 LED의 원리 | 18 |

| | |
|---|-----------|
| 2.4 백색 LED의 제조기술 | 19 |
| 2.4.1 RGB LED를 이용하는 기술 | 19 |
| 2.4.2 청색 LED와 YAG 형광체 이용 | 20 |
| 2.4.3 청색 LED와 적색, 녹색 형광체 이용 기술 | 20 |
| 3. 실험 방법 | 25 |
| 3.1 GaN 피라미드의 선택성장 | 27 |
| 3.2 다양한 결정면을 갖는 InGaN/GaN 구조의 선택 성장 | 29 |
| 4. 분석 및 고찰 | 30 |
| 4.1 SEM 측정 결과 | 30 |
| 4.1.1 3차원 GaN 구조 형태의 성장 시간 의존성 | 30 |
| 4.1.2 3차원 GaN 구조 형태의 성장 온도 의존성 | 30 |
| 4.1.3 선택 성장을 위한 노출된 표면 영역 의존성 | 32 |
| 4.2 GaN 피라미드 상부 영역에서의 원자 농도 및 확산 과정 | 36 |
| 4.3 CL 측정 결과 | 40 |
| 5. 결론 | 42 |
| 참 고 문 헌 | 43 |

Selective area growth of GaN structures on the apex of GaN pyramids and its application for wide spectral emission

Yeon Su Yu

Major in Semiconductor Physics

Graduate School, Korea Maritime and Ocean University

Supervised by Professor Min Yang



Abstract

We report on the growth and characterization of three-dimensional randomly shaped InGaN/GaN structures selectively grown on the apex of GaN pyramids for the purpose of enlarging the emission spectral range. We found that the variation of shape and size of the three-dimensional GaN structures depends on the growth temperature and surface area for the selective growth under circumstance of an intentional turbulence of gas stream. The selectively grown GaN structures grown at 1020 °C

have irregular shapes, while the samples grown at 1100 °C have rather uniform hexagon pyramidal shapes. Irregular-shaped GaN structures were also obtained on the apex of GaN pyramids when the SiO₂ mask was removed to 1/10 of the total height of the underlying GaN pyramid. When only 1/5 of the SiO₂ mask was removed, however, the selectively grown GaN structures had similar hexagon pyramidal shapes resembling the underlying GaN pyramids. The CL (cathodoluminescence) spectra of the InGaN layers grown on the randomly shaped GaN structures showed a wide emission spectral range from 388 to 433 nm due to the non-uniform thickness and spatially inhomogeneous indium composition of the InGaN layers. This new selective growth method might have a great potential for the application of non-phosphor white LEDs with more optimized growth conditions for the InGaN layers with high indium composition and optimum process of electrodes for electrical injection.

KEY WORDS: GaN, GaN pyramid, InGaN, 백색 LED, SAG

I. 서론

백색 LED는 높은 발광효율, 장수명, 낮은 에너지소비, 소형 그리고 수은 등의 오염원이 없는 여러 장점들 때문에 최근 많은 관심을 가지고 있다 [1]. 백색 LED 제작을 위해서 보통 형광체를 기반으로 하는 방법이 사용되어 왔으나 최근에는 형광체를 사용하지 않는 백색 LED 제작을 위한 방법들이 제안되고 있다[2-7]. 형광체를 기반으로 하는 백색 LED 제작 방법은 복잡한 공정과 높은 가격 그리고 수명 등에 있어서 문제점들을 가지고 있다. 형광체 기반 백색 LED의 단점을 극복하기 위해, 최근에 형광체를 사용하지 않고 넓은 스펙트럼을 얻기 위해서 여러 가지 결정면 위에 InGaN 다중 양자우물구조를 성장하는 방법이 제안되었다[8-9]. 방향이 다른 결정면 위에 InGaN 층을 성장하는 경우, In의 조성비와 결정 성장 속도에 차이를 보이게 된다. 지금까지 연구결과는 주로 (0001), (11-22) 그리고 (11-20) 결정면들 위에 InGaN 다중 양자우물 구조를 성장하여 넓은 스펙트럼을 얻는 방법들이 사용되었다[10-14]. 그러나 이들 방법에 의하면 사파이어 기판과 GaN 박막층간의 큰 격자상수 차이로 인하여 높은 밀도의 관통 전위를 가지는 면 위에 다중 양자 우물 구조가 형성이 되기 때문에 내부양자효율이 낮을 수밖에 없고 이에 따라서 LED의 광 출력을 증가시키기에는 한계가 있다. 또한, 이들 방법에 의하면 사용하는 결정면이 주로 세 가지로서 스펙트럼 폭에 한계가 있어서 완벽한 백색을 얻는 것이 불가능하다[15]. 비록 종래의 다양한 결정면을 이용하는 방법이 스펙트럼 영역을 넓힐 수 있는 가능성을 보이기는 했지만 보다 다양한 결정면들과 모양들을 이용하는 방법이 필요하다. 또한, 그러한 결정면들의 정확한 위치와 밀도를 제어하는 것은 스펙트럼을 넓히는 것은 물론 정확한 색 좌표의 구현을 위해서도 필수적이다. 추가적으로 백색 LED의 성능을 향상시키기 위하여 매우 작은 영역에서만 선택성장하여 내부 전계 및 관통 전위 밀도의 감소시키는 방법들이 필수적이다[16]. 본 연구에서는 비정상적인 선택 영역 성장 방법으로 보다 다양한 결정방향과 크기를 가지는 불규칙

한 형태의 InGaN/GaN 구조를 GaN 피라미드 꼭짓점 위에만 선택적으로 성장할 수 있는 기술을 제안하였다. 이 방법에 의하면 복잡한 건식 공정 프로세스 없이도 기본적으로 성장되는 육방정계 GaN 피라미드의 수와 높이의 설계를 통하여 삼차원의 InGaN/GaN 구조를 제어할 수 있는 장점이 있다. 또한 다양한 결정방향과 다양한 크기를 가지는 GaN 구조 위에 InGaN 양자우물구조를 성장하여 보다 넓은 스펙트럼을 얻을 수 있는 한편, 선택적 결정 성장이 GaN 피라미드 꼭짓점 위에서만 이루어지기 때문에 관통 전위의 밀도도 크게 낮출 수 있어서 양질의 결정을 얻을 수 있는 장점이 있다.



II. 이론

2.1 GaN의 물성

2.1.1 물리적 특성

III-V족 질화물계 반도체는 III-N 결합이 사면체를 이루고 있으며, 결정 구조는 공간군으로는 $P6_3mc(186)$, 점군으로는 $6mm$ 으로 표현되는 육방밀집구조인 wurtzite 구조가 안정상으로 알려져 있다. 이외에 수십 GPa 이상의 고압에서 rocksalt 구조로 전이가 일어난다고 보고되고 있으며, zincblende 구조도 보고되고 있다. Wurtzite 구조의 단위세포는 a 와 c 의 두 개의 격자 상수를 갖고 있으며, 두 개의 육방밀집구조(Hexagonal Close Packed : HCP) 격자가 서로 관통을 해서 구성한다. 각각의 한 원자는 c 축을 따라 c 축의 $5/8$ 의 높이 ($5c/8$)에 위치하고 있다.

Zincblende 구조는 4개의 III족 원소와 4개의 질소 원자를 포함한 입방 단위세포를 가지고 있으며, zincblende 구조의 단위세포가 포함하는 원자의 위치는 본질적으로 다이아몬드 결정구조와 동일하다. 각각의 구조는 면심입방(Face Centered Cubic : FCC) 격자가 서로 관통하여 구성되어 있으며, 각각의 원자는 체대각선(body diagonal)을 따라 $1/4$ 의 위치에 놓여 있다. 또한 이 구조에서 각각의 원자는 정사면체(tetrahedron)의 네 모서리에 있는 4개의 최인접원자에 둘러싸여 정사면체의 중심에 위치하고 있다. Wurtzite 구조와 zincblend 구조에 있어서 각각의 III족 원자는 4개의 질소 원자에 결합하고 있다. 이들 두 구조는 구조적으로 비슷한데 근본적인 차이점은 각각의 원자로 구성되어 있는 2차원 육각 판을 쌓아 올리는 적층 방법(layer stacking sequence)이 다르다는 것이다.

그림 2.1.1은 wurtzite 구조를 나타낸다. Wurtzite 구조에서 c/a 의 격자상수 비는 이상적으로 1.633이다. 박막의 에피택셜 성장은 화학적 요소와

구조적 요소에 의해 동일한 Bravais 격자 구조로 적층되는 것이므로 격자 상수 차이에 의해 박막과 기판의 격자 부정합은 피할 수 없어 격자 부정합 전위는 성장과 동시에 발생한다.

사파이어 기판인 경우 P-3c(167)공간군에 속하며 사파이어 기판에 GaN 박막을 성장시킬 경우 30° 가량 어긋나 있는 상태이기 때문에 격자 부정합은 [11-20]GaN/[1-100]sapphire의 경우 16 %가 된다. 그림 2.1.2는 GaN와 사파이어 기판의 계면에서의 결합상태를 나타낸 모식도를 나타내었다 [17-19].

2.1.2 전기·화학적 특성

Wurtzite 구조를 가지는 III-V족 질화물계 반도체는 6.2 eV(AIN)에서 0.7 eV(InN)에 이르는 직접천이형 금지대폭을 가지고 있어 가시광선 영역에서 자외선 영역까지의 파장영역을 가지고 있다. 금지대 폭이 넓으므로 방사광에 대한 내성이 강하며 열적, 화학적, 기계적 내성이 매우 우수하다. III-V족 질화물계 반도체의 열전도도는 AIN가 280, GaN가 130, InN가 80W/mK 정도로 Si 기판의 150 W/mK과 유사한 비교적 큰 열전도도를 가지고 있어 소자 작동 시에 생성열의 해소를 원활하게 할 수 있으므로 고온에서 동작되는 소자나 고출력 소자로의 활용가능성도 매우 크다. 이상과 같은 III-V족 질화물계 반도체의 여러 가지 특성을 표 2에 나타내었다.

고온, 고출력 소자로 넓은 금지대 폭을 가진 물질이 선호되는 이유는, 반도체 물질은 온도가 증가할수록 진성(intrinsic)전하 농도를 가지게 되나 금지대 폭이 클수록 보다 고온에서 진성으로 전이하기 때문이다. 또한 넓은 금지대 폭 반도체는 일반적으로 높은 파괴전압을 가지고 있어 고출력 소자로의 응용도 가능해진다. 그리고 최대 전자속도가 매우 커서 빠른 동작을 요구하는 전자소자로의 응용가능성도 지닌다. 이러한 특성들은 SiC에 비해 크게 장점이 없으나, III-V족 질화물계 반도체가 지니는 가장 큰

장점은 AlN, GaN, InN의 고용체를 이용하여 서로 다른 밴드 갭을 가지는 박막을 적층하는 이종구조, 양자우물 구조의 구현이 가능하다는 것이다 [20-21].

2.1.3 광학적 특성

Wurtzite 구조를 가지는 nitride계의 밴드 갭은 GaN는 3.4 eV, InN는 0.7 eV, AlN는 6.2 eV로서, InGaN과 AlGaIn 혼합물을 이용하면 가시광선과 자외선 영역의 밴드 갭을 얻을 수 있다. 다른 넓은 밴드 갭 물질로는 ZnSe와 같은 II-IV계가 있는데, 이는 결합력이 약하고 광소자로 사용할 경우 소자의 수명을 늘리기가 어려운 단점이 있다. nitride계의 기판으로는 SiC와 sapphire를 사용하는데, SiC 기판은 GaN와 격자 부정합이 작고 열전도도가 큰 장점이 있지만, 가격 경쟁력이 높은 사파이어 기판이 많이 사용된다. 사파이어 기판 위에 GaN를 성장하면 격자상수 차가 커서 GaN의 구조적 결함 밀도가 일반적으로 높게 성장되는데, 다른 반도체의 경우 구조적 결함 밀도가 증가하면 방사 효율(emission efficiency)이 낮아지고 소자로서의 수명이 단축되는 것과는 달리, nitride계의 경우에는 구조적 결함 밀도가 높아도 방사 효율이 좋고 비교적 수명이 길다고 알려져 있다. 이처럼 nitride계의 넓은 파장 대에 걸친 높은 광 효율을 갖기 때문에 LD/LED 등의 광소자로 이용하기에 적합하고, 이에 따라서 nitride계의 광학적 특성에 많은 관심이 집중되었다.

GaN에서의 주요한 밴드 내의 광 전이는 Brillouin 영역 중앙에 위치한 최소 전도 밴드와 최대 가전자 밴드 사이의 직접 전이이다. 그림 2.1.3은 Brillouin 영역 중앙 근처에서의 wurtzite GaN의 밴드 구조와 대칭을 보여준다. 가전자 밴드는 결정 전기장(crystal field)과 스핀 궤도 결합(spin-orbit coupling)에 의해 세 개로 나뉘는데, 이에 대응하는 세 상호 밴드 전이(interband transition)를 에너지가 낮은 순서부터 각각 A, B, C라고 표기한다. 반사 스펙트럼(reflectivity spectrum)에서는 이 세 전이가 모두

나타나며, 광 루미네센스 스펙트럼(photoluminescence spectrum)에서는 이중 가장 낮은 에너지에 위치한 A전이와 관련된 여기자 전이(excitonic transition)가 주로 나타난다. 여기자(exciton)란 전자(electron)와 정공(hole)이 쿨롱 상호작용(coulomb interaction)에 의해 결합하는 것으로서, 이에 따라 쿨롱 상호작용이 없는 경우보다 여기자 결합 에너지(binding energy)만큼 낮은 상태에 있게 되는데, 이러한 여기자가 불순물(impurity)에 속박되어 있는지의 여부에 따라서 자유 여기자(free exciton), 혹은 속박된 여기자(bound exciton)이라고 한다. 보통, 도핑이 증가함에 따라서 자유 여기자에 비해 속박된 여기자가 강하게 나타나며, 저온에서 실온으로 온도를 올림에 따라 열에너지가 여기자와 불순물의 결합 에너지보다 커지게 되어 자유 여기자가 상대적으로 강하게 나타난다. GaN와 사파이어 기판 사이의 격자 부정합과 열팽창 계수 차이에 의해 GaN는 압축 변형(compressive strain)을 받게 되는데 그 변형정도에 의해 A, B, C전이와 관련된 광루미네선스/반사 피크(reflectivity peak) 에너지가 영향을 받게 된다. 또한 도핑 정도나 이동도 등도 광루미네선스 피크 위치와 상관관계를 보이는데, 이는 변형 이외에도 불순물/결합과 관련된 잠재적 변동(potential fluctuation), 혹은 밴드 꼬리 상태(band-tail state)가 광루미네선스 피크 위치에 영향을 주기 때문이라고 생각된다[22-23].

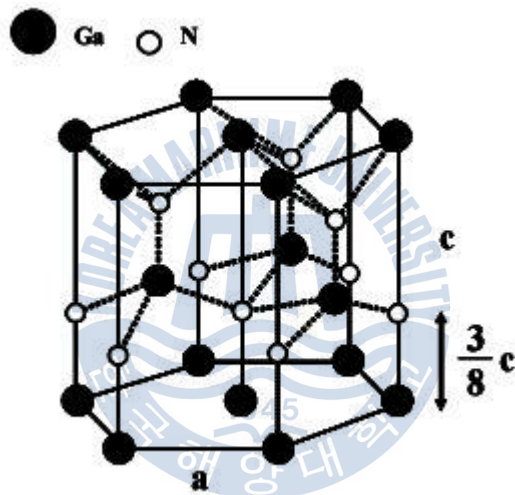


그림 2.1.1 Wurtzite 결정 구조

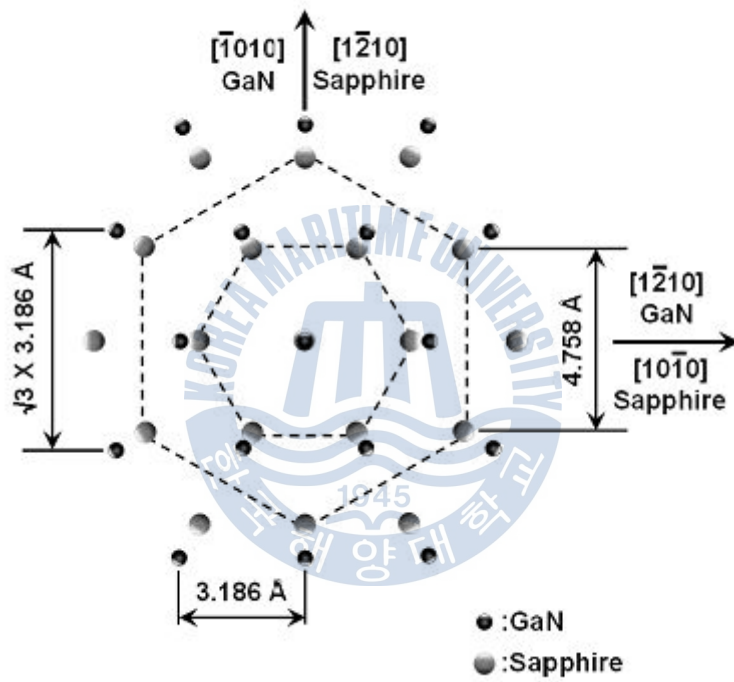


그림 2.1.2 (0001)GaN 박막(●)과 (0001)사파이어 기판(○)사이의 결정 방향과 성장 관계.

Band Structure of Wurtzite GaN

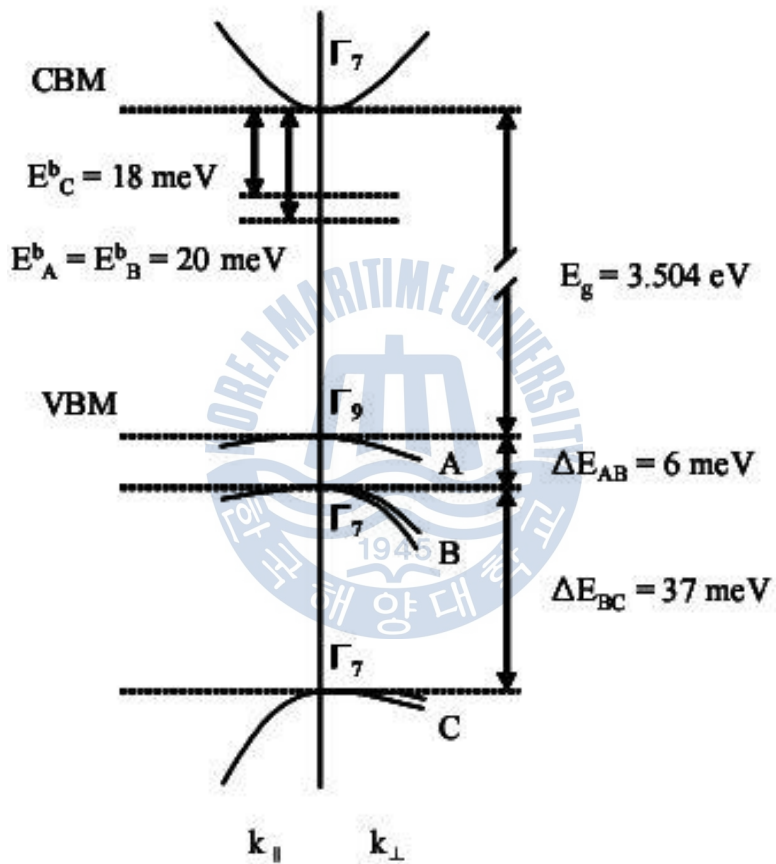


그림 2.1.3 Wurtzite GaN의 밴드 구조.

표 2. Properties of AlN, GaN and InN 복합 반도체의 특성.

| | AlN | GaN | InN |
|--|--|--|--|
| Bandgap Energy [eV] | 6.20 | 3.39 | 0.7 |
| Lattice Constant [Å] | a = 3.112 c = 4.982 | a = 3.189 c = 5.185 | a = 3.533 ~ 3.548 c = 5.963 ~ 5.760 |
| Bond Energy [eV/bond] | 2.88 | 2.20 | 1.93 |
| Bond Length [Å] | 1.89 | 1.94 | 2.15 |
| Thermal Expansion Coefficient [10⁻⁶/K] | $\Delta a/a = 4.2$ $\Delta c/c = 5.3$ | $\Delta a/a = 5.59$ $\Delta c/c = 3.17$ | $\Delta a/a = 2.7 \sim 3.7$ $\Delta c/c = 3.4 \sim 5.7$ |
| 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_0] | 8.5 | 9.5 | 20 (estimated) |
| Electron Effective Mass [m_0] | | 0.20 | 0.11 |
| Phonon Modes [cm⁻¹] | 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 | |

2.2 저결함 GaN 에피 성장 방법

최근에 고품질의 질화물 반도체를 이용하여 광소자 및 전기소자로 응용하기 위해서 새로운 방법들이 많이 개발되어지고 있다. 격자 부정합 구조의 기관문제는 성장중에 많은 결정결함을 발생시키며 이에 따라 소자의 성능이 저하된다. 이러한 문제를 해결하기 위해서 제시된 방법이 ELOG(Epitaxial Lateral Overgrowth) 성장 기술, Pendeo-epitaxy 성장 기술, SAG(Selective Area Growth) 성장 기술, GaN homoepitaxy 성장 기술 그리고 최근에 LEPS(Lateral Epitaxy on a Patterned Substrate) 성장기술이 제시되고 있다[24-30].

2.2.1 ELOG 성장 기술

ELOG 기술은 화합물 반도체 결정 성장에서 즐겨 사용되는 SAG 성장 기술을 변용한 기술로써 그림 2.2.1에 보이는 것처럼 이미 성장된 약 1~2 μm 의 GaN 위에 부분적으로 얇은 SiO_2 , SiN_4 등을 패터닝(patterning)하여 초기성장 단계에서 발생하는 전위의 수직 전피를 막는 방법이다. 패터닝 후 반응로에서 다시 성장하게 창(window) 부분에서 성장되는 결정이 SiO_2 마스크 위로 수평 성장이 일어나며, 이때 전위는 수직으로 진행되므로 마스크 위에서는 고품질 결정이 얻어지게 된다. 이러한 방법을 사용하면 기관으로 사용되는 사파이어와의 격자상수와 열팽창계수 차이로 인하여 발생하는 선단층(Threading Dislocation : TD) 들이 결정의 성장방향을 따라 진행하게 되는데 이때 마스크 층(masking layer)으로 TD의 전이를 차단하게 된다. 하지만 ELOG 결정성장 방법의 경우에도 전위 밀도가 높은 영역이 상대적으로 크게 분포하고 횡 방향 성장하면서 결정이 미소하게 휘는 현상이 발견되는 등 해결해야 할 몇 가지 문제점들이 존재한다.

2.2.2 Pendeo-epitaxy 성장 기술

Pendeo-epitaxy 성장 기술은 ELOG 결정성장 기술과 달리 GaN 씨앗 (seed) 단결정에서 먼저 수평방향으로 재성장이 이루어지면서 수직방향으로 전이되는 방법이다. 따라서 수직방향으로의 선결함 발생을 억제하게 되므로 결정 결함이 감소된 GaN 단결정을 얻게 된다. 먼저 GaN 씨앗 단결정을 성장한 후 Si₃N₄를 패터닝하여 GaN를 식각한다. 식각된 GaN 단면을 씨앗으로 하여 먼저 수평방향으로 재성장을 하는 방법이다. 그림 2.2.2는 Pendeo-epitaxy 방법의 도식을 보여주는 것으로 ELOG에 비해 보다 넓은 저 결함 지역에서 LD를 위치시켜 특성을 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다.

2.2.3 SAG 성장 기술

SAG 성장 기술은 화합물 반도체 결정 성장에서 즐겨 사용되던 기술로서 앞에서 언급한 ELOG 성장 기술과 유사하다. 하지만 다른 점은 패터닝 모양에 차이를 두고 있을 뿐 성장과정은 거의 비슷하다. 그림 2.2.3에 보이는 것처럼 먼저 undoped GaN 박막을 성장시킨 후 양질의 SiO₂, Si₃N₄ 등을 마스크 층으로 부분적으로 패터닝 한 후, 다시 GaN 박막을 재성장시키는 방법이다. 이 역시 초기성장 단계에서 발생하는 전위의 수직 전피를 막는 방법이다.

2.2.4 GaN homoepitaxy 성장 기술

최근에 결정 결함의 감소와 더불어 사파이어 기판의 사용으로 인한 열의 발생으로 LD 소자 수명의 단축을 방지하기 위하여 HVPE 성장기술을 이용하여 성장된 GaN 단결정 기판 연구가 활발히 진행 중에 있다. HVPE 성장기술은 기존의 MOCVD 법이나 MBE 법에 의해 결정성장 속도가 수십 $\mu\text{m/hr}$ 로 매우 빠르기 때문에 GaN 박막을 수십 μm 단위로 두껍게 성장시

킬 수 있다. HVPE 성장 기술을 이용하여 성장된 GaN 단결정 박막을 기판으로 사용하면 결정 결함이 감소되어 고품위의 결정성을 갖는 GaN 단결정 박막을 얻을 수 있다. 이러한 GaN 단결정 기판을 이용하여 LED를 제조할 경우 다이오드의 두 전극이 상부(top) 와 하부(bottom)에 위치하는 소자를 제조할 수 있다. GaN 단결정 기판으로 소자를 제조할 경우 사파이어 기판의 사용으로 인한 열의 발생문제를 해결할 뿐만 아니라, 소자의 패키징(packaging)에도 유리하다. 또한 벽개면(facet) 형성을 위해 벽개도 가능하여 공정을 간단하고 수율도 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다. HVPE 법을 이용한 동종 접합 성장 기술은 사파이어 기판과의 열부정합에 의한 균열 발생을 억제해야 하는 기술적 난점을 가지고 있다. 그리고 수백 μm 정도의 두께로 성장된 후 막은 표면이 거치므로 랩핑(lapping) 및 폴리싱(polishing) 공정을 거쳐야 하는데, 이때 균열 발생을 막고 기판 표면에 손상을 최소화해야 하는 어려움이 있다.

2.2.5 LEPS 성장 기술

LEPS 성장 기술은 일본의 Tadatomo 연구 그룹에서 개발한 기술로 ELOG 성장 기술과 유사한 결정 결함을 줄이는 기술로 제시되고 있다. 그림 2.2.4에서처럼 일반적인 사파이어 기판에 일정한 간격을 가지고 있는 줄무늬 모양으로 패터닝 한 다음 드라이 에칭(dry etching) 기술로 사파이어 표면을 에칭하여 요철을 만든다. 이렇게 만들어진 사파이어 기판위에 GaN를 성장시키면 결정 결함이 상쇄되거나 구부러져 최종 GaN 표면에서는 줄어든 결정결함을 가지게 되는 것이다. 패터닝 위치와 에칭공정의 삼입을 제외하고는 근본적으로 ELOG 성장 기술과 유사하다.

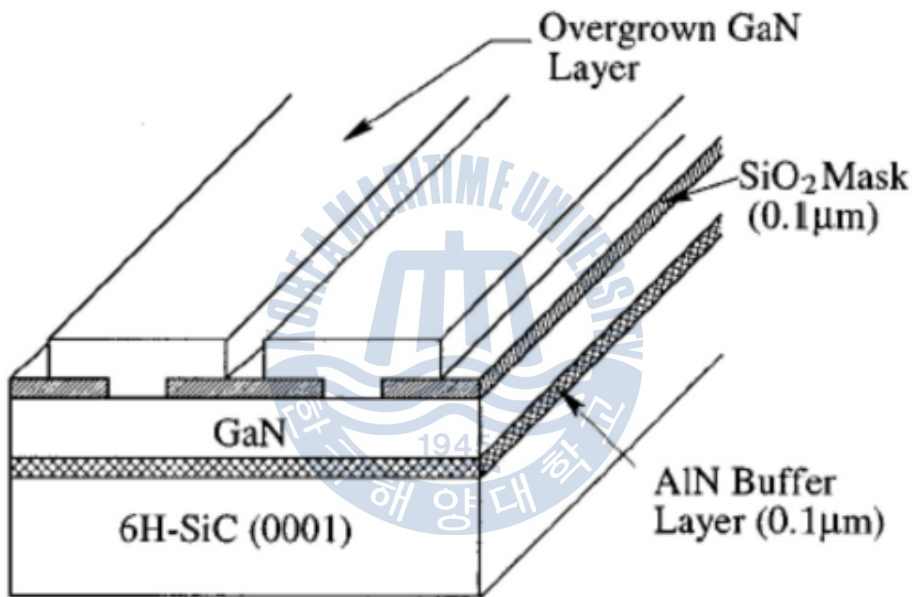


그림 2.2.1 GaN ELOG 성장 개략도

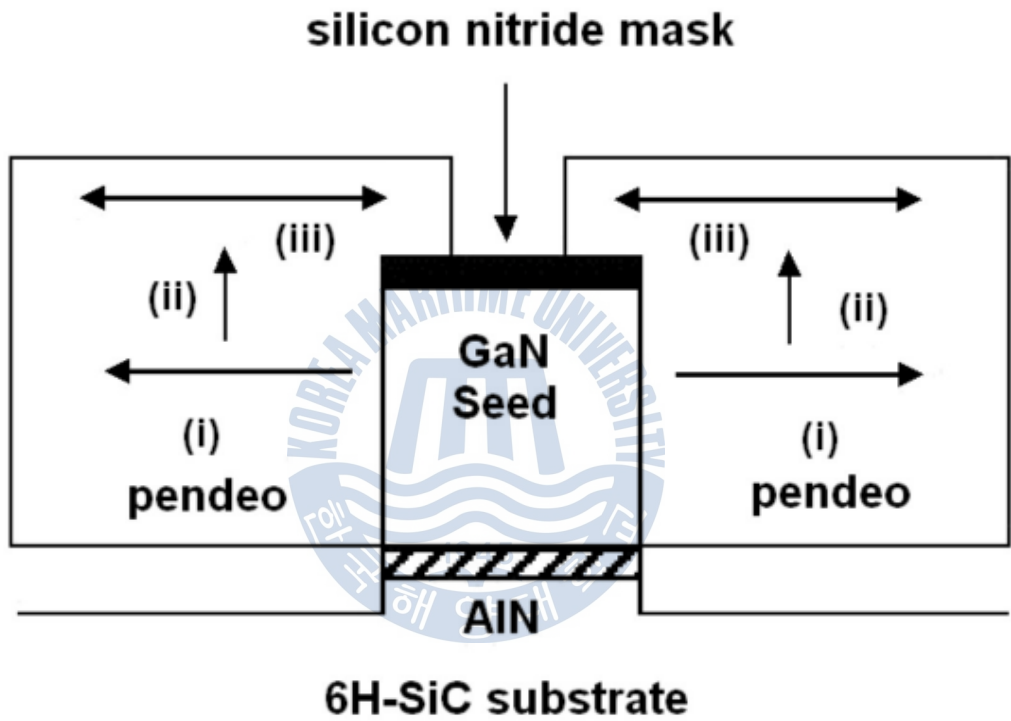


그림 2.2.2 GaN PENDEO 성장 개략도

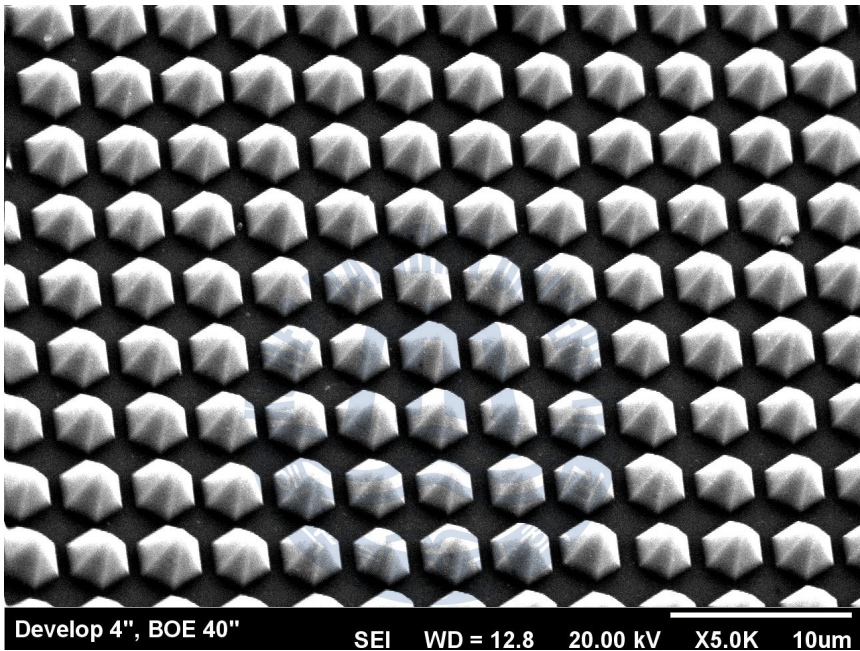


그림 2.2.3 SAG 성장의 표면 SEM 이미지

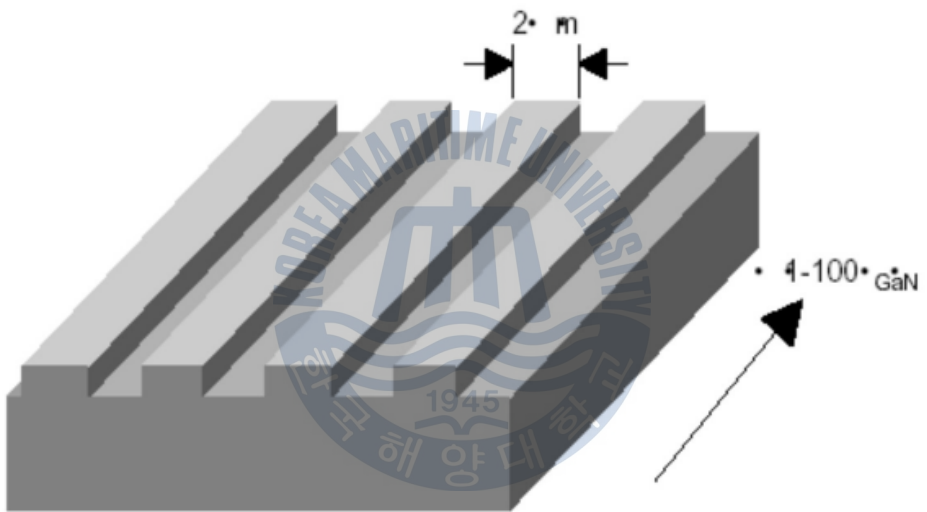


그림 2.2.4 LEPS 성장 개략도

2.3 백색 LED의 원리

백색광을 일반적으로 광(light)은 자외광, 가시광, 적외광으로 구분될 수 있으며, 인간은 이중에서 가시광 영역만을 구분할 수 있다. 가시광은 약 400 nm에서 700 nm의 파장대를 갖고 적색(Red), 녹색(Green), 청색(Blue)으로 구분될 수 있다. 이중에서 적색과 녹색이 겹치는 부분은 황색으로 인식되며, 적색과 청색이 겹치는 부분은 자주색으로 인식된다. 그리고 백색은 적색, 녹색, 및 청색이 혼합된 색이며 인간은 이를 백색이라고 인식하게 된다. 이러한 원리를 이용하여 백색 LED는 적색 스펙트럼과 녹색 스펙트럼, 및 청색 스펙트럼을 발광하고 이를 혼합함으로써 백색광을 구현하게 된다.



2.4 백색 LED의 제조기술

백색광을 구현하는 기술은 크게 RGB LED를 이용하는 기술과 청색 LED와 YAG 형광체를 이용하는 기술 및, 청색 LED와 적색, 녹색 형광체를 이용하는 기술로 구분될 수 있다.

최근에는 UV LED와 청색, 녹색, 적색 형광체를 이용하는 기술과 양자점을 이용하는 기술이 개발되고 있으나 아직 상용화까지는 이르지 못하고 있다.

2.4.1 RGB LED를 이용하는 기술

현재까지 반도체 LED를 사용하여 제작할 수 있는 가시광선 내의 파장은 다음과 같다. GaN를 기반으로 한 질화물 반도체의 경우 파장이 400 ~ 580nm(자색 ~ 녹색)의 범위 내에서 빛을 발하는 것이 가능하며, (Al, Ga, In)P를 축으로 하는 반도체는 590 ~ 670nm(녹색~적색)의 파장을 갖는 빛을 구현할 수 있다. 결국 가시광선 내의 모든 파장을 반도체를 이용하여 구현할 수 있다. 태양광의 스펙트럼을 분석해 놓은 자료를 살펴보면 태양광의 경우 세기의 차이는 존재하지만 전 가시광선 영역에 걸쳐서 고르게 빛이 발산하는 것을 알 수 있다. 반도체 LED를 통해 제작할 수 있는 광의 경우도 가시광선 전 영역을 포함하는 것이고 또한 각 반도체 LED에서 나오는 주 스펙트럼도 수십 nm 정도의 반치폭을 갖기 때문에 각 영역에서 빛을 발하는 반도체를 조합하여 LED를 제작하면 준 연속적인 스펙트럼을 갖는 태양광 비슷한 백색 LED를 제작하는 것이 가능하리라는 것은 당연하게 생각할 수 있다. 그러나 상기 방법의 경우 제작상의 복잡성 등의 문제점을 내포하고 있기 때문에 현실적으로 보다 가능한 구조는 적색, 녹색, 청색의 세 가지색을 갖는 반도체 LED를 조합하여 백색 LED를 제작하는 것이 된다. 빛의 삼원색은 적색, 녹색, 청색이며 이 색들을 모두 합했을 경우에 백색이 나온다는 것은 과학적으로 알려진 사실이며, 실제로

현재 시판되고 있는 3파장의 형광등 램프의 경우 적색, 녹색, 청색의 빛의 삼원색을 이용하여 백색광을 발하는 방식을 채택하고 있다. 그림 2.4.1에 나타낸 것처럼 반도체 LED를 사용한 경우도 460 nm(청색), 540 nm(녹색), 620 nm(적색)의 빛을 발하는 반도체 LED 세 개를 조합하여 백색 LED를 제작하는 것이 가능한 것으로 판명되었으며, 형광체를 생략할 수 있다는 장점이 있지만 하나의 백색광을 만들기 위해 3개의 LED를 구비하여야 한다는 점에서 상대적으로 제조비용이 상승하는 문제가 있으며, 회로설계가 복잡해지며, 제품의 소형화가 어려운 문제가 있다. 따라서 RGB LED는 백색광을 구현하는 기술보다는 색이 연속적으로 변하는 표시장치 등에 적합하다.

2.4.2 청색 LED와 YAG 형광체 이용

현재까지 반도체를 사용하여 개발된 청색 LED 중 가장 높은 발광효율을 갖는 질화물 반도체를 이용한 청색 LED로부터 발광되는 청색광과, 그 빛의 일부를 이용해서 $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$ (YAG) 형광체를 여기 시켜 얻어지는 황색광(560 nm)을 혼합하여 백색광을 구현하는 기술로써 간략한 개략도를 그림 2.4.2에 나타내었다.

이 방식은 RGB LED에 비해 제조가 간편한 장점 등이 있고 최초로 실용화된 기술이나, 청색과 황색의 파장 간격이 넓어서 색좌표가 동일한 백색 LED의 양산이 어려운 문제가 있다. 또한, 조명용 광원에서 중요 요소인 색온도와 연색성(Color Rendering Index: CRI)의 조절이 어려운 단점이 있으며 YAG 형광체의 광변환효율이 아직 만족할 만한 수준이 되지 못하기 때문에 광변환효율 향상을 위한 각종 첨가제 및 제조 방법에 관한 연구가 계속되고 있다.

2.4.3 청색 LED와 적색, 녹색 형광체 이용 기술

그림 2.4.3에 나타난 것처럼 청색 LED에서 발광되는 청색광과 녹색 및 적색 발광하는 형광체를 이용하여 백색을 구현하는 방법이다.

YAG 형광체만을 이용하는 기술에 비해 적색 파장대의 발광강도를 높일 수 있어 상대적으로 높은 연색성을 갖는 백색광을 구현할 수 있는 장점이 있다. 그러나 녹색과 적색 사이의 황색 파장 영역에서 발광 강도가 상대적으로 감소하는 문제가 있고, 발광 효율이 좋지 못한 문제가 있다.





그림 2.4.1 RGB LED를 이용한 백색광 구현 기술

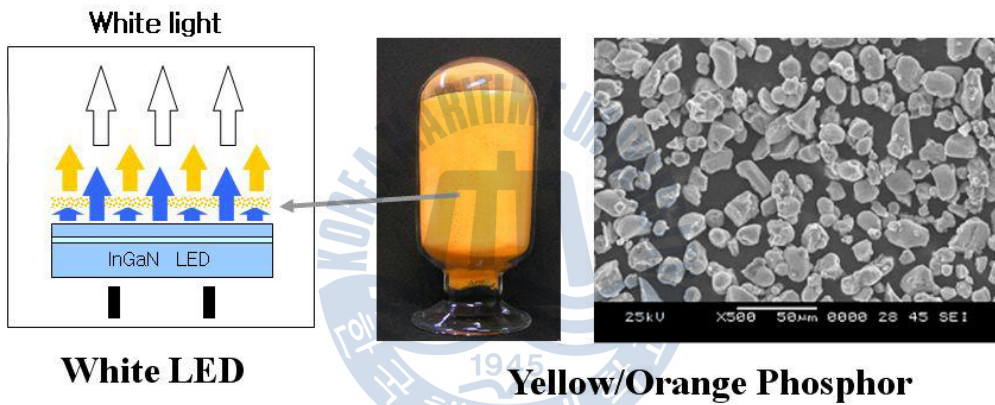


그림 2.4.2 YAG 형광체를 이용한 백색광 구현 기술

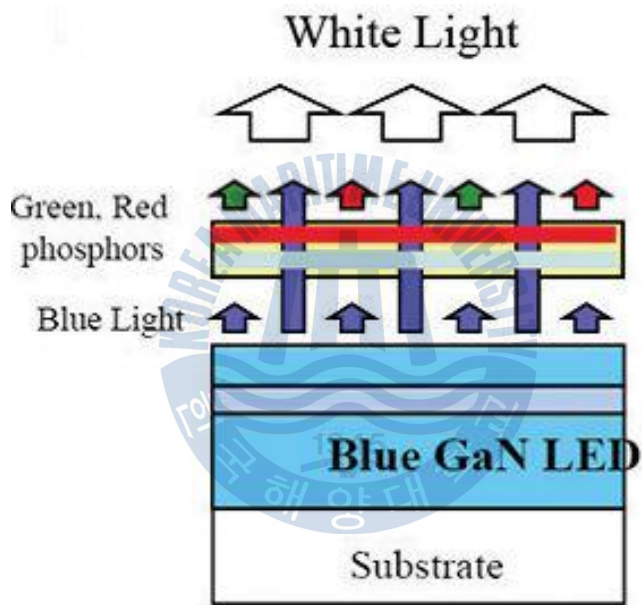
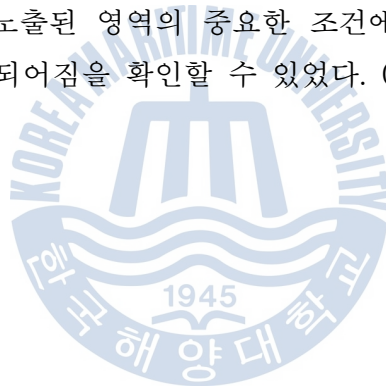


그림 2.4.3 적색, 녹색 형광체를 이용한 백색광 구현 기술

Ⅲ. 실험방법

그림 3에 넓은 스펙트럼을 얻기 위해 보고되고 있는 종래의 연구방법(a)과 새롭게 제안하는 방법((b), (c))의 개략도를 나타내었다. 그림 3(b)에 나타난 바와 같이 매우 작은 영역에 GaN 구조를 선택적으로 성장함으로써 사파이어 기판과 GaN 박막층으로부터 발생한 관통전위가 제거되어 우수한 품질의 GaN 구조와 다중 양자우물구조를 얻을 수 있음을 확인할 수 있다. 반대로 종래의 선택적 성장 방법을 사용한 경우 여전히 관통 전위가 남아있음을 그림 3(a)를 통하여 확인할 수 있다. 또한 GaN 피라미드 꼭짓점 위에 선택적으로 재 성장된 GaN 미세구조의 형태는 성장 온도와 선택적 성장을 위한 노출된 영역의 중요한 조건에 따라서 규칙적이거나 불규칙한 형태로 성장되어짐을 확인할 수 있었다. (그림 3(b), (c))



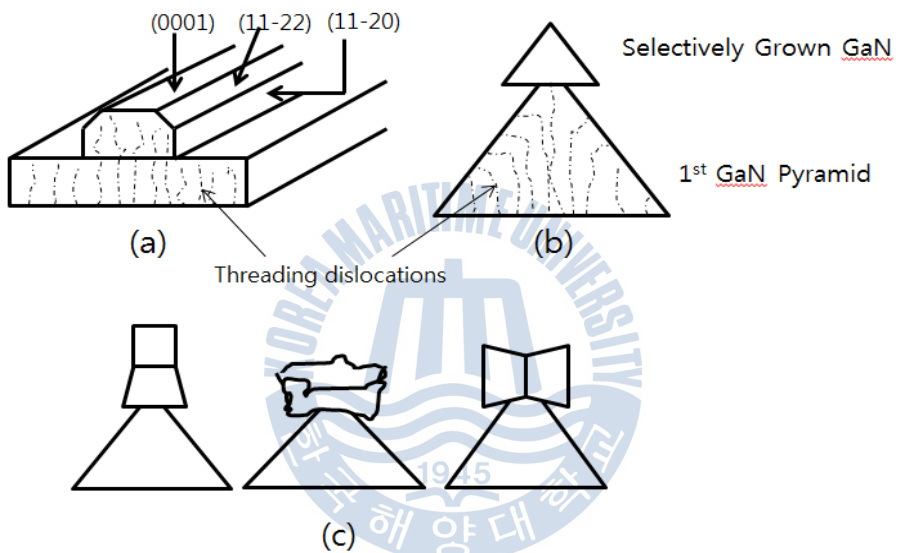
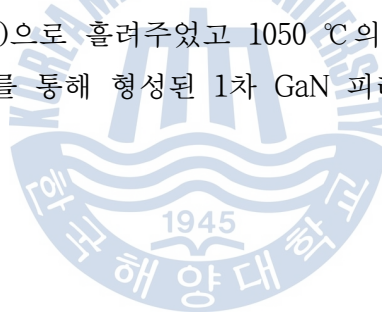


그림 3 넓은 스펙트럼을 얻기 위한 종래 연구방법(a)과 본 연구에서 제안하는 GaN 피라미드 꼭짓점 위에서의 비정상적인 선택적 결정 성장에 의한 연구방법 (b), (c)

3.1 GaN 피라미드의 선택성장

InGaN/GaN 구조의 성장에 앞서서 사파이어 기판 위에 성장된 GaN 박막층 위에 SiO₂ 막을 스퍼터 장비를 이용하여 형성한 후 포토리소그래피 공정을 이용하여 3 μm 직경의 원형 패턴을 형성하였다. 이때 감광액(photoresist : AZ5214)을 3000 rpm으로 시료전면에 도포하고 90 °C에서 10분간 hot plate 위에서 baking 하였다. 그 후 3 μm의 원형패턴을 가진 마스크를 이용하여 노광을 실시하고 현상액(develop : MIF500)에서 50초간 반응시킨 후에 120 °C에서 다시 hot plate 위에서 baking 하였다. 그리고 buffered oxide etchant(BOE)를 이용하여 SiO₂ 막을 제거하였다. 3 μm 원형패턴이 형성된 시료를 MOCVD 장비를 이용하여 GaN 피라미드를 형성하였는데, TMG와 암모니아의 유량은 각각 13.10 μmol/min(4 cc)와 2.23 x 10⁻² mol/min(500 sccm)으로 흘려주었고 1050 °C의 온도에서 20분간 성장하였다. MOCVD 장비를 통해 형성된 1차 GaN 피라미드를 그림 3.1에 나타내었다.



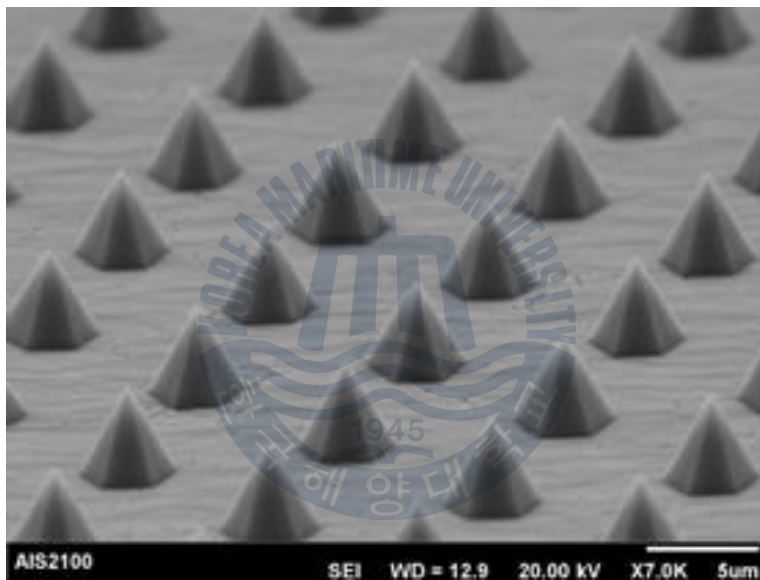


그림 3.1 3 μm 원형 패턴에 성장된 1차 GaN 피라미드

3.2 다양한 결정면을 갖는 InGaN/GaN 구조의 선택 성장

1차 GaN 피라미드 선택 성장을 마친 후 SiO₂ 막을 1차 GaN 피라미드 위에 형성하고 포토레지스트(PR)를 도포 하였다. PR은 정확한 UV 노광시간 및 현상시간 제어를 통해 GaN 피라미드의 꼭짓점 부분만 제거 하였다. 1차 GaN 피라미드 꼭짓점의 SiO₂를 제거한 후 1차 GaN 피라미드의 꼭짓점 위의 선택적 성장이 1020 °C에서 이루어졌다. TMG와 암모니아의 유량은 각각 6.55 $\mu\text{mol}/\text{min}$ (2 cc)와 $2.23 \times 10^{-2} \text{ mol}/\text{min}$ (500 sccm)로 유지되었다. 마지막으로 InGaN층은 3분 동안 750 °C에서 형성하였다. TMG와 TMI 및 암모니아의 유량은 각각 13.10 $\mu\text{mol}/\text{min}$ (4 cc), 12.01 $\mu\text{mol}/\text{min}$ (80 cc) 그리고 $2.23 \times 10^{-2} \text{ mol}/\text{min}$ (500 sccm)이다. 반응관의 압력은 1 기압으로 유지시켰으며 캐리어 가스로는 질소를 사용하였다. 기판이 놓인 그라파이트 서셉터의 표면과 가스 입구의 경사각은 25도 정도로 기울어져 있으며 성장 중에는 회전되지 않도록 하였고 MOCVD의 반응로는 의도적으로 가스의 와류를 생성하기 위하여 배출되는 배기구의 단면적이 소스 유입부와 비교하여 1/2 작도록 설계하였다. 불안정한 가스 공급과 흡착 원자의 짧은 확산거리의 상황 속에서 비정상적 선택 영역 성장과 일반적인 선택적 성장의 조건의 온도 의존성, 노출된 영역의 의존성을 확인하기 위한 실험을 진행 하였다. 성장된 시료는 FE-SEM(field emission scanning electron microscope), CL(cathodoluminescence)을 통해 특성을 분석하였다.

IV. 분석 및 고찰

4.1 SEM 측정 결과

4.1.1 3차원 GaN 구조 형태의 성장 시간 의존성

그림 4.1.1는 성장시간에 따른 3차원으로 성장된 GaN 구조의 주사 전자 현미경(SEM) 이미지를 보여준다. 성장 시간에 따른 선택 영역 성장을 위하여 SiO₂ 마스크 부분을 약 H/10 만큼 제거하였으며 여기서 H는 GaN 피라미드의 총 높이를 나타낸다. 그림 4.1.1(a)는 1분, 그림 4.1.1(b), (c)는 각각 3분 10분간 성장한 시료의 SEM 이미지를 나타낸다. 그림 4.1.1(a)에 도시된 바와 같이 나노 사이즈의 다양한 모양과 결정면이 성장 초기단계에서 GaN 피라미드 꼭짓점에 형성 된다. 3분간 성장한 경우(그림 4.1.1(b)), 동일한 조건에서 성장하더라도 다양한 형상과 크기를 갖는 선택으로 성장된 GaN 구조를 확인할 수 있었다. 또한 10분간 성장하는 경우, 그림 4.1.1(c)에 도시된 바와 같이 (000-2) 방향을 갖는 역 피라미드 형태의 구조를 확인할 수 있었다. 높은 소스 원자 농도 및 선택적 성장을 위한 꼭짓점 부근에서의 전구체의 기체-상 반응으로 인하여 흡착 원자의 확산길이 짧아지게 되고 이로 인하여 성장 초기 단계의 GaN의 불규칙한 핵 성성이 일어나게 됨에 따라 불규칙한 형태와 크기를 갖는 GaN 구조가 성장되는 것으로 판단된다. 불규칙한 GaN 구조를 갖는 비정상적인 선택 영역 성장에 관한 좀 더 자세한 분석은 4.1.2, 4.1.3, 4.2절에서 더 논의하도록 하겠다.

4.1.2 3차원 GaN 구조 형태의 성장 온도 의존성

선택적으로 성장된 GaN 구조 형태의 온도 의존성을 확인하기 위하여

성장 온도를 제외하고는 그림 4.1.1(b)와 같은 실험 조건에서 또 다른 GaN 구조의 선택 영역 성장 실험을 진행하였다. 1100 °C에서 성장한 선택적으로 성장한 GaN 구조를 그림 4.1.2에 나타내었다. 1020 °C에서 성장한 샘플과 달리 1100 °C에서 성장한 샘플에서는 아래의 GaN 피라미드 구조와 비슷한 균일한 피라미드 형태의 구조가 형성됨을 확인할 수 있었다. 기체-상 확산 과정의 확산 계수는 다음과 같은 식으로 주어진다[31].

$$D = D_0 \left(\frac{p_0}{p} \right) \left(\frac{T}{T_0} \right)^{1.7} \quad (\text{식 4.1})$$

여기서 $T_0=300$ K, $p_0=760$ Torr 그리고 TMG 에 대하여 $D_0=0.39$ cm²/s 값을 갖는다. 위의 식에 따르면 1020 °C, 1100 °C의 성장온도에 대응되는 확산 계수는 각각 4.674, 5.176 cm²/s로 계산된다. 상대적으로 낮은 온도에서 더 낮은 확산 계수와 성장면의 표면에 흡착 원자의 짧은 평균 이주(migration) 거리는 불규칙한 형태의 GaN 구조물 성장의 원인이 될 수 있다. 하지만 MOVPE를 이용한 대부분의 III-족 질화물의 성장은 대부분 1000 ~ 1100 °C에서 수행된다는 것을 고려해 보면 앞에서 말한 두 온도 차이는 GaN 구조물의 모양을 제어 할 수 있을 만큼 크지 않을 것으로 생각된다. 확산 계수의 차이보다는 반응관 내에서 의도적인 가스의 와류로 인한 불안정한 라미나 플로우(laminar flow)가 발생하고 불안정해진 가스 공급과 흡착 원자의 짧아진 평균 확산거리가 비정상적인 선택 영역 성장의 주된 원인이라고 판단된다. 낮은 온도뿐만 아니라 와류로 인해 Ga의 확산 거리가 극도로 감소하게 되면 {1-101}, {11-20} 면과 같은 에너지적으로 안정한 결정면의 성장속도가 불안정한 극성 면 보다 빨라지게 된다 [32]. 이러한 결과로 1020 °C에서의 GaN 피라미드 상부에는 다양한 결정면 방향을 가지는 비정상적인 선택 영역 성장이 이루어지는 것으로 보인다. 반면에 1100 °C에서는 에너지적으로 불안정한 (0002) 결정면의 성장률은 증가하며, 불균일한 상태의 가스 분포에서도 정상적인 선택 영역 성장

을 하기에 충분한 온도로 판단된다.

4.1.3 선택 성장을 위한 노출된 표면 영역 의존성

GaN 구조 형상이 선택적 성장을 위한 노출된 표면 영역의 효과를 알아보기 위하여 선택적 성장을 위한 다른 표면 영역을 가지는 두 가지 시료를 준비하였다. SiO₂ 마스크는 각각 H/10, H/5 만큼 제거 되었으며 여기서 H(본 연구의 실험에서 H = 약 2.5 μm)는 하부의 GaN 피라미드 구조물의 전체 높이를 나타내며 이 구조물 위에서 선택영역 성장은 1020 °C에서 7분간 진행되었다. SiO₂ 마스크가 전체 높이의 H/10 만큼 제거된 경우 선택적으로 성장된 GaN 구조물은 불규칙한 형태를 갖는다. (그림 4.1.3(a)) 그러나 H/5 만큼 제거된 경우의 선택적으로 성장된 GaN 구조물은 하부 GaN 피라미드 구조와 유사한 형상을 갖는다. (그림 4.1.3(b)) 이러한 결과를 통하여 의도적인 가스의 와류 속에서 선택적 성장을 위한 노출된 영역, 성장 온도가 첫 번째 GaN 피라미드 위의 불균일한 삼차원 GaN 구조를 얻기 위한 중요한 요소임을 확인할 수 있다.

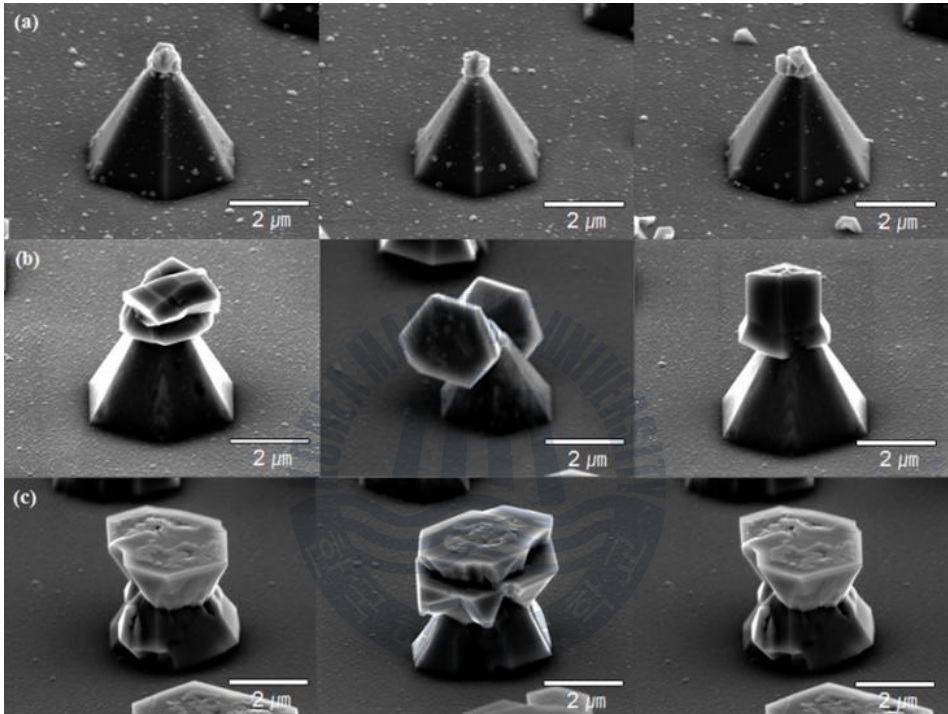


그림 4.1.1 성장 시간에 따른 3차원 GaN 구조의 SEM 이미지
((a): 1분, (b): 3분, (c): 10분)

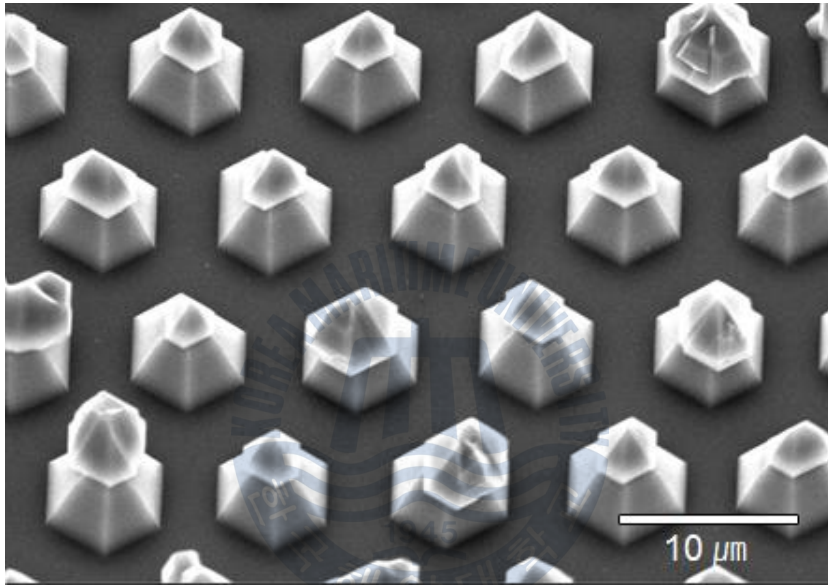


그림 4.1.2 성장 온도에 따른 3차원 GaN 구조의 SEM 이미지
(성장 온도 : 1100 °C)

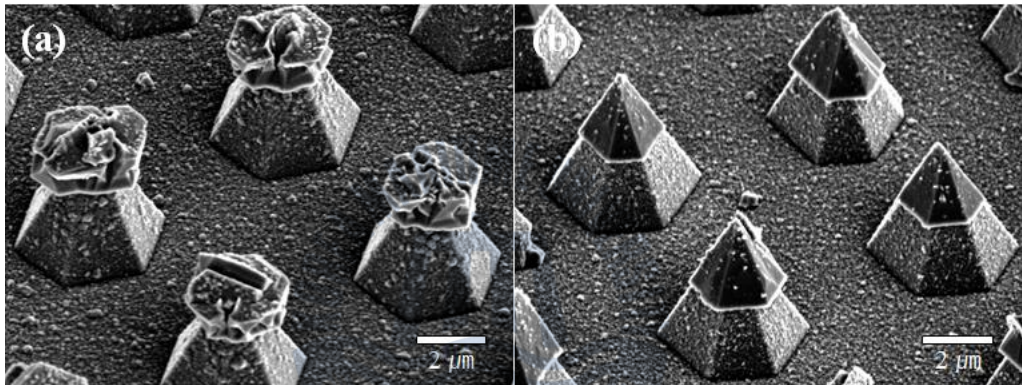


그림 4.1.3 선택 성장을 위한 노출된 표면 영역에 따른 3차원 GaN 구조의 SEM 이미지 (성장 온도 : 1100 °C)

4.2 GaN 피라미드 상부 영역에서의 원자 농도 및 확산 과정

그림 4.2에는 원자 농도의 등고선을 포함하여 GaN 피라미드 꼭짓점 위에 GaN 구조의 비정상적인 선택적 성장의 개략적인 개략도를 나타내었다. GaN 피라미드의 다른 지역에 비하여 꼭짓점 부근에서 원자 농도의 등고선간의 거리가 점점 더 밀집되는 경향을 보인다. 흡착 원자는 가스 상태의 확산 과정(그림에서 진한 화살표로 표시)에서 등고선의 수직 방향을 따라 공급되며 결정 성장률은 등고선의 구배에 비례하기 때문에 꼭대기 부근에서의 성장률이 다른 지역에 비하여 높다고 볼 수 있다. 가스 상태의 확산 과정과 SiO₂ 마스크 영역에서의 표면 확산에 의한 흡착 원자의 기여를 함께 나타내었다. (그림 4.2에서 점선으로 표시) 표면 확산 모델에 의한 연속 방정식은 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$\frac{\partial C_s}{\partial t} = D_s \left[\frac{\partial^2 C_s}{\partial x^2} \right] - \frac{C_s}{\tau} \quad (\text{식 4.2.1})$$

여기서 D_s 는 확산 상수, C_s 는 원자 농도, τ 는 원자의 평균 수명이다. 만약 정상 상태의 확산을 가정한다면, SiO₂ 마스크의 가장자리로부터 거리에 대한 원자 농도의 의존성은 다음 식과 같이 표현 될 수 있다.

$$C_s(x) \propto \exp \left[-x / (D_s \tau)^{1/2} \right] = \exp[-x/L] \quad (\text{식 4.2.2})$$

여기서 L 은 흡착 원자의 확산 길이이다. 일반적으로 III-V족 반도체의 MOVPE 성장에서 III족 원자의 확산 길이는 2~3 μm 이상으로 보고되고 있다[33-36]. H/10 만큼 SiO₂ 마스크가 제거된 경우 남아있는 SiO₂ 가장자리로부터 GaN 피라미드의 꼭짓점까지의 거리는 0.39 μm 로 측정되었다. 따라서 위에서 언급한 식에 의하면 GaN 피라미드의 상부 영역 근처의 원

자 농도는 매우 높아지게 되고, 이러한 이유로 비정상적인 선택 영역 성장이 이루어질 것으로 보인다. 대부분 낮은 반응관 압력에서 실험이 수행되었지만, 매우 작은 영역에서 단 결정 나노 와이어의 선택적 성장에 관한 많은 보고가 되고 있다[37-38]. 따라서 이번 실험에서 SiO₂ 마스크가 H/10 만큼 제거 된 매우 좁은 영역의 경우, 비정상적인 선택 영역 성장이 발생하는 유일한 이유가 될 수는 없는 것으로 판단한다. 본 연구의 실험 조건에서 언급한 바와 같이 서셉터의 출구 영역에서의 가스 흐름의 단면은 입구 영역에 비하여 매우 작게 설계되어 있다. 이러한 상황에서 상대적으로 암모니아의 원자 농도와 캐리어 가스의 흐름이 급격히 증가하게 되어 매우 짧은 Ga 흡착 원자 확산거리를 이끌게 된다. 결과적으로 표면 확산 또는 기상 확산에 의해 노출된 상부 영역에 들어오는 Ga 흡착 원자는 긴 거리를 이주(migration) 할 수 없게 된다. 따라서 불안정한 반응기에서 의도적인 가스 흐름의 와류로 인한 가스 공급과 흡착 원자의 짧아진 평균 확산 거리는 선택 성장을 위한 노출영역이 매우 작을 때 비정상적인 선택 영역 성장을 증가시킬 것으로 보인다. 와류를 제거하거나 약화시키기 위한 종래의 방법으로는 유선 방향(streamwise)에서 채널의 단면적을 감소시키는 방법이 사용되고 있다. buoyancy-to-inertia 비가 유선 방향으로 감소되도록 기관의 경사에 의한 채널 단면적의 감소는 강제적인 흐름을 가속할 수 있다. MOCVD 공정에서 부력에 의한 일시적인 흐름 진동을 억제하는데 매우 효과적인 것으로 밝혀졌다[39]. 하지만 경사각이 큰 경우에는 위에서 언급한 장점들은 다음과 같은 이유에 의해서 비효과적이게 된다. 첫째로 입력 가스가 차가운 경우, 그라파이트 서셉터에 의해 급속히 가열되기 때문에, 위쪽으로 열적 부력이 발생하게 된다. 그리고 상류로부터의 차가운 흐름은 서셉터의 전면부에 강제로 오르게 되고 서셉터의 하류 부분을 따라서 비스듬히 상승하게 된다. 이러한 현상들은 본 연구의 실험 조건에서 더 심하게 나타날 수 있는데 RF 가열을 사용하는 경우 그라파이트 서셉터 체적 차이로 인한 열용량 차이가 발생하고 이로 인하여 서셉터 하류 부분의 온도가 상부 부분 보다 높기 때문으로 여겨질

수 있다. 마지막으로 배기의 단면이 매우 작은 이번 연구의 실험 조건과 같은 경우에 위쪽으로 향하는 부력의 강한 저항력, 역류 형성, 심한 와류 영역으로 인해 상향 흐름이 차단된다. 질량 보존, 에너지 그리고 가스 종류들의 운동량에 대한 미분방정식에 근거한 이론적 시뮬레이션에 의한 반응관 튜브 디자인에 의존하는 흡착 원자 농도 변화의 정확한 양을 결정하는 것이 필요하지만, 우리가 반응기 전체영역에 안정적인 가스 흐름을 갖는 출구 영역에서의 큰 배기 단면의 반응기에서 실험을 진행한다면, 정상적인 선택 영역 성장에 의해서 GaN 피라미드 위에 규칙적인 GaN 구조들을 얻을 수 있다는 사실을 기본으로 하여 GaN 피라미드의 상부 영역 근처의 불안정한 가스 공급에 의한 비정상적으로 증가된 원자 농도에 의해 극도로 짧아진 흡착 원자의 확산 길이가 불규칙한 형태의 구조를 얻는 주요 요인이 될 수 있다는 점을 확인할 수 있다.



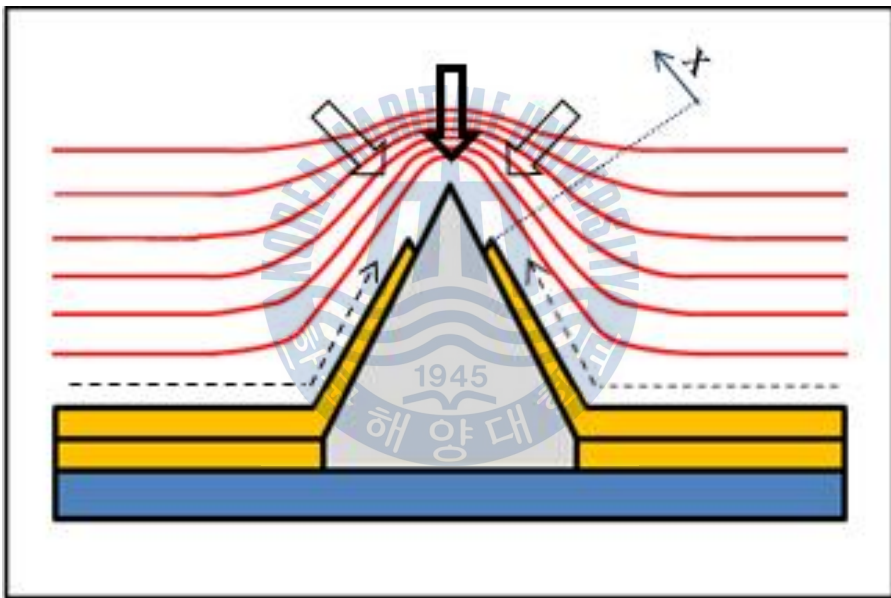


그림 4.2 GaN 피라미드 상부 영역에서의 원자 농도 및 확산 과정 모델

4.3 CL 측정 결과

그림 4.3에 GaN 피라미드 상부에 선택적으로 성장된 모래시계 형태의 GaN 위에 성장한 InGaN 층의 CL 스펙트럼을 나타내었다. 그림 4.3에 도시된 바와 같이 불규칙한 형태의 GaN 구조에서 {1-101}면((1), (2))과 {1-100}면 ((3), (4))이 관측되었으며, {1-101}면과 {1-100}면에서의 CL 발광 파장은 각각 435, 443 nm 그리고 423, 424 nm로 확인되었다. {1-101}면의 발광 파장이 {1-100}면의 발광 파장보다 약간 더 긴 것으로 관찰되는데 이러한 결과로부터 이전에 진행된 다른 연구들[14-15]과 유사하게 반극성 경사면이 비극성 경사면에 비하여 인듐의 혼입 비율이 높다는 점을 확인하였다. 따라서 이러한 실험을 통하여 GaN 피라미드 상부에서 더욱 다양한 면 방향과 표면 영역을 갖는 선택적으로 성장된 GaN을 성장하여 상대적으로 다양한 피크 파장과 넓은 발광 스펙트럼을 갖는 InGaN을 얻을 수 있으며 이는 형광체를 사용하지 않는 백색 LED 제작의 실현을 위한 핵심 요소가 될 수 있을 것으로 판단한다.

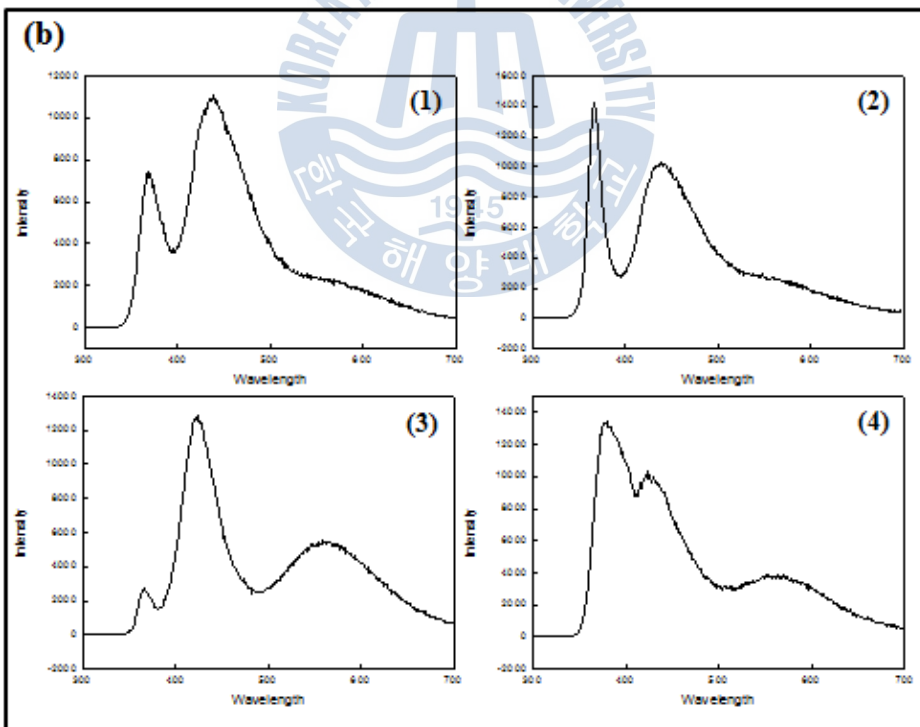
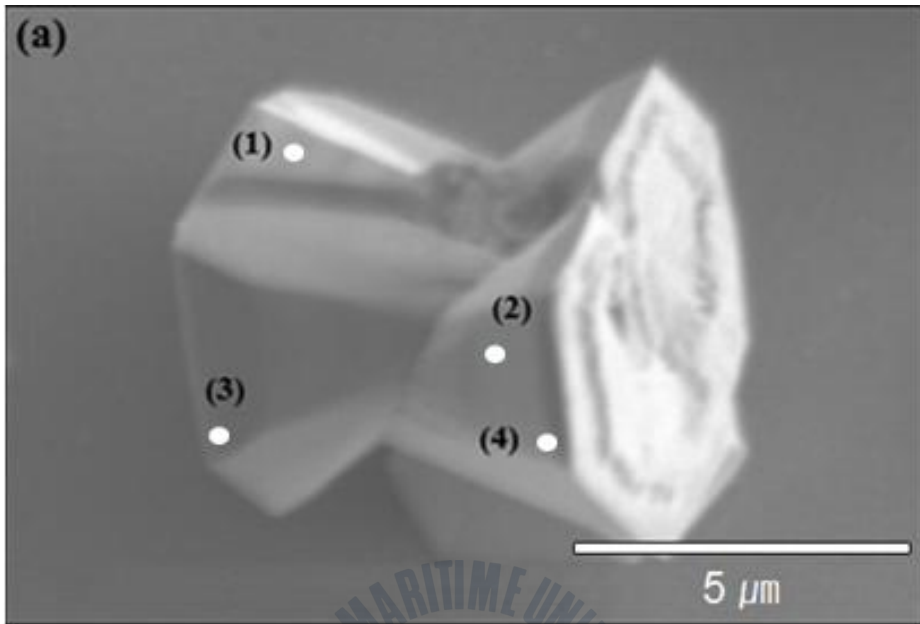


그림 4.3 GaN 피라미드 상부 영역에서의 원자 농도 및 확산 과정 모델

V. 결 론

본 연구에서는 GaN/sapphire 기판위에 3 μm 의 원형패턴을 형성하였으며, MOVPE 결정 성장방법을 통하여 hexagonal GaN 피라미드 구조를 성장하였다. GaN 피라미드의 꼭짓점에 불규칙한 삼차원 형태의 InGaN/GaN 구조를 선택적으로 성장하였다. 의도적인 가스 흐름의 와류 상황 속에서 선택적 성장을 위한 매우 작은 영역 때문에 노출된 영역, 성장 온도는 불규칙한 삼차원 형태의 GaN 구조를 형성하는데 큰 요인으로 작용하였다. 반응관내에서 의도적인 가스 흐름의 와류로 인한 불안정한 가스 공급과 짧아진 흡착원자의 평균 확산거리는 GaN 피라미드 상부 영역의 높은 흡착원자 농도를 가지는 비정상적인 선택 영역 성장을 설명할 수 있는 요인이 될 수 있다. 위치에 의존하는 InGaN 층의 CL 스펙트럼은 이전의 연구 결과들과 비교하여 넓은 분포의 발광 피크 파장과 선폭을 가질 수 있는 가능성을 보여준다. 본 연구가 제안하는 새로운 성장 방법은 적색 스펙트럼 부근으로 발광 파장을 확대하거나 전도성 고분자 병합과 같은 전기 주입을 위한 적절한 LED 제조 공정의 InGaN 성장 기술의 개발로 비 형광체 백색 LED의 실현을 위한 큰 잠재력을 가질 것으로 판단한다.

참고문헌

- [1] Changyu Shena, Yi Yang, Shongzhong Jin, et al, Optik 121 (2010) 1487-1491
- [2] H.J. Yu, K. Park, W. Chung, et al. J. Synth.Met. 159 (2009) 2474-2477.
- [3] H. Zhou, J. Hou, M. Jia, et al, J. Synth. Cryst. 38 (2009) 629-632
- [4] N. Liang, Z. Li, S. Wu, et al, J. Shenyang Inst. Chem. Technol. 22 (2008) 226-230
- [5] C.-y. Shen, K. Li, Q.-l. Hou, et al, IEEE Photon. Technol. Lett. 22 (12) (2010) 884-886
- [6] J. Lim, S. Jun, E. Jang, et al, Advanced Materials Volume 19, Issue 15, pages 1927-1932, August, 2007
- [7] Polina O. Anikeeva, Jonathan E. Halpert , et al, Nano Lett., 2007, 7 (8), pp 2196-2200
- [8] Chin-Hsiang Chen, Shoou-Jinn Chang, and Yan-Kuin Su. phys. stat. sol. (c) 0, No. 7, 2257-2260 (2003)
- [9] Xie Zi-Li, Zhang Rong, Fu De-Yi , et al, Chin. Phys. B, Vol.20, No. 11 (2011) 16801.
- [10] M. Funato, M. Ueda, Y. Kawakami, et al, Jpn. J. Appl. Phys., 45 (2006), p. L659
- [11] N. Okada, K. Uchida, S. Miyoshi, K. Tadatomo, Phys. Status Solidi A, 209 (2012), p. 469
- [12] M.D. Craven, S.H. Lim, F. Wu, et al, Appl. Phys. Lett., 81 (2002), p. 469
- [13] B.H. Kong, Q. Sun, J. Han, et al, Appl. Surf. Sci., 258 (2012), p. 2522
- [14] K. Nishizuka, M. Funato, Y. Kawakami, et al, Appl. Phys. Lett. 85,

3122 (2004)

[15] H. Fang, Z. J. Yang, Y. Wang, et al, J. Appl. Phys. 103, 014908 (2008)

[16] A. Sakai, H. Sunagawa, A. Usui, et al, Appl. Phys. Lett. 71. 2259 (1997)

[17] E.Fred Schubert,2006,Light-Emitting Diodes,Cambridge University, pp.48-57

[18] 김덕규,2006,MOCVD법을 이용한 저결함·무균열 GaN 에피 성장에 관한 연구,원광대학교 학위논문,pp.15-16

[19] 장재민, 2008, 유기금속화학기상증착법을 이용하여 제조한 자기조립 InGaN/GaN 양자점 구조의 성장거동 및 특성에 관한 연구,국민대학교 학위논문,pp.7-13

[20] Schubert,op.cit.,pp.59-85

[21] 김덕규,op.cit.,pp.17-19

[22] Schubert,op.cit.,pp.86-100

[23] 김덕규,op.cit.,pp.20-22

[24] O. H. Nam, M. D. Bremser, T. S. Zheleva, And R. F. Davis, Appl. Phys. Lett. Vol. 71. p. 2638, 1997.

[25] B. Beaumont, P. Venegues, And P. Gibart, Phys. Stat. Sol. (b) Vol. 227, p. 1, 2001.

[26] R. F. Davis, T. Gehrke, K. J. Linthicum, P. Rajagopal, A. M. Roskowski, T. Zhelva, E. A. pREBLE, C. A. Zorman, M. Mehregany, U. Schwarz, J. Schuck, and R. Grober, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. Vol. 6, article 14, 2001.

[27] T. S Zheleva, O. H. Nam, M. D. Bremser, and R. F. Davis, Appl. Phys. Lett. Vol. 71. p.2472, 1997

[28] M. K. Kelly, R. P Vaudo, N. M. Phanse, L. Gorgens, O. Ambacher, and M. Stutzmann, Jpn. Appl. Phys. Vol. 38, p. L217, 1999.

- [29] Y. V. Melink, K. V. Vassilevski, I. P. Nikitina, A. I. Babanin, V. Y. Davydov, and V. A. Dmitriev, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. Vol. 2, article 39, 1997.
- [30] K. Tadamoto, H. Okagawa, Y. Ohuchi, T. Tsunekawa, Y. Imada, M. Kato, and T. Taguchi, Jpn. Appl. Phys. Vol. 40, p. L583, 2001.
- [31] W. G. Breiland, M. E. Coltrin, J. R. Creighton, et al, Mater. Sci.Eng.,R. 24, 241 (1999)
- [32] C. S. Kim, Y. K. Hong, K. S. Kim, C.-H. Hong, G. M. Yang, K. Y. Lim, H. J. Lee and M. H. Kim, Journal of the Korean Physical Society, Vol. 39, December 2001, pp. S205 ~ S209
- [33] D. Marx, Z. Kawa, T. Nakayama, et al, J. Crystal Growth 189-190 (1998) 87.
- [34] T. Tanaka, K. Uchida, A. Watanabe, et al, Appl. Phys. Lett. 68 (1996) 976.
- [35] S. H. Jones, L. K. Seidel, K. M. Lau et al, J. Crystal Growth 108 (1991) 73.
- [36] K. Kudo, T. Sasaki, M. Yamaguchi, J. Crystal Growth,170 (1997) 634.
- [37] Choi, Kihyun, Munetaka Arita, and Yasuhiko Arakawa, Journal of Crystal Growth 357 (2012): 58-61.
- [38] S.D.Hersee,X.Sun,X.Wang, NanoLetters 6 (2006) 1808.
- [39] Tuh, J. L., and T. F. Lin, Journal of crystal growth 257.1 (2003): 199-211.