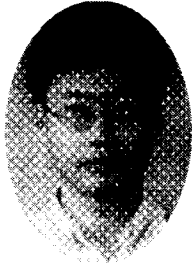


Ⅲ-Nitride Layer의 성장과 LED 발전 과정



신종언
LG CIT, 선임연구원



유태경
LG 종합기술원, 책임연구원

요 약

최근 10여년 사이에 Ⅲ-nitride 화합물 반도체가 전 세계적으로 주목을 받고 있다. 이는 질화물의 조성에 따라 자외선 영역에서 가시 광선의 전 파장, 즉 자색에서 적색 영역대의 광소자 및 고온 고출력 전자 소자에 쓰일 수 있기 때문이다. 지금까지 고휘도의 청색, 녹색 LED(Light Emitting Diode)는 상용화 되어있고, UV LD(Ultra-Violet Laser Diode)는 10,000 시간 상온 연속 발전에 성공하여 상용화의 단계에 이르고 있다. 그러나 많은 연구 투입에 비례하여 얻어지는 결과물의 효율은 그리 높지 않은 분야로 LED를 수준 급으로 상용화 하는 곳은 세계에서 5개 정도로 국한되면, 그 기술이 전파됨이 그리 쉽지 않다. LD(laser Diode)의 경우 상용화 초기 단계로 보편적 신뢰성을 확보하기까지는 또 다른 breakthrough 확보가 필요하며, 궁극적인 기술 전개는 기판을 해결하는 것에서 올 수 있다.

본 논문에서는 이러한 Ⅲ-nitride 반도체 소자 개발을 가능하게 한 MOCVD(Metalorganic Chemical Vapor Deposition) 결정 성장 방법과, 기존에 상용화되어 있는 LED 소자 특성 및 국내의

개발 동향 및 향후 발전 방향을 소개하고자 한다.

1. 서 론

Wide bandgap Ⅲ-V족 반도체인 Ⅲ-nitride는 direct bandgap 물질로서 높은 breakdown fields, 높은 thermal conductivity, 높은 saturated electron velocity를 갖기 때문에 이미 오래 전부터 차세대의 전자 재료로서 잠재력이 매우 높았다. 그러나 고품질의 단결정 성장이 어려워 그동안 전자 소자로의 응용이 불가능하였다. 최근 여러 성장 방법의 개발로 이를 극복하게 되었으며 특히 단파장의 청색, 녹색 LED(Light Emitting Diode)의 개발은 기존의 적색 LED와 함께 조합하여 총천연색 display의 실현을 가능하게 하였다. 또한 Ⅲ-nitride를 이용한 청자색 LD는 광디스크의 광원으로 사용될 경우 광기록 밀도를 현저히 증가시킬 수 있다.

Ⅲ-nitride 물질이 주목을 받는 큰 이유 중의 하나는 기존의 Ⅲ-V 반도체 화합물로는 단파장의 청, 녹색의 파장을 실현할 수 없기 때문이었다. 90년대 초까지만해도 이러한 단파장 영역을 실현하기 위해서 Ⅱ-VI 화합물 반도체인 ZnSe계통의 연구가 활발히 진행되었다. 그러나 고품질의 전자 소자를 제작하

는데는 물질 자체의 특성상 어려움이 많아 한계점에 다다르고 있었다. 이즈음하여 III-nitride 물질의 연구 결과들이 발표되기 시작하였으며 특히 일본의 Akasaki group과 Nichia사에 의해 급격한 발전이 진행되어 현재는 전세계의 거의 모든 기업체 또는 학교 연구소에서 활발한 연구를 하고 있다. 현재까지 III-nitride를 사용하여 고휘도의 청, 녹색 LED와 연속 발전하는 청자색 LD를 개발한 연구소는 전세계적으로 몇 군데 안되며 이는 고품질의 III-nitride의 성장이 매우 어렵다는 것을 말하며 아직도 개발의 여지가 많다는 것을 의미한다 하겠다. 국내의 경우 조금 늦은 90년대 중반부터 기업체 연구소를 중심으로 연구 개발이 시작되었으며 현재 여러 학교 연구소에서 기초 연구가 진행 중이다. 청색 LED의 경우 96년에 LG 연구소에서 처음 개발 보고를 시작으로 활성화되어 현재 LG 연구소에서 고휘도의 2~2.5 mW급 청색 LED를 이미 상용화 하였다. 청자색 LD의 경우 99년에 LG와 삼성에서 상온 연속발진을 달성하고 계속 성능 향상에 전력을 기울이고 있는 실정이다.

본 논문에서는 III-nitride 화합물 반도체 소자 개발의 핵심 기술인 MOCVD 박막 성장과 그 물질 특성에 대해 알아 보고, III-nitride 반도체 LED의 소자 특성과 개발 방향 및 현황을 살펴 보고자 한다.

2. MOCVD에 의한 결정 성장

실제로 III-nitride layer의 성장은 오래 전부터 시도되어 왔지만 최근 10여년간 그 발전이 주로 이루어졌다고 할 수 있겠다. 이전에 성장된 III-nitride layer들은 대부분 polymer이거나 다결정으로 구성되어 device에 응용되기 보다는 개별 layer의 성장에 그 의미를 두었다고 할 수 있겠다. 또한 초기의 성장은 HVPE(Hydride Vapor Phase Epitaxy), MBE(Molecular Beam Epitaxy), MOCVD등 여러 방법이 시도되었지만 현재까지는 MOCVD에 의해 성장된 III-nitride layer가 가장 좋은 특성을 나타내는 것으로 알려져 있다.

고품질의 단결정 III-nitride를 성장하는데는 기존의 III-V족 반도체 화합물과는 달리 여러 가지 문제점들로 어려움이 있었다. 우선 고품질의 homo 기판(GaN, InN, AlN)이 존재하지 않는다는 점이다. 따라서 α -Al₂O₃, Si, SiC, ZnO, MgO, GaAs와 같은 이종기판 위에 성장하여야 하는데 결정 구조, 격자 상수, 열팽창 계수의 차이가 다르기 때문에 좋은 결정질 막을 얻기가 힘들었다. 이중 6H-SiC가 wurtzite-GaN와 결정 구조, 격자 상수, 열팽창 계

수의 측면에서 가장 유사하나 고가이기 때문에 이 보다는 α -Al₂O₃가 널리 쓰이고 있는 실정이다.

또한 MOCVD를 사용한 기존의 III-V 화합물 반도체의 성장에 사용되는 유기 금속 원료(MO Source; TMGa, TMIIn, TBAs, TBP)나 hydride(AsH₃, PH₃)의 경우 400~700 °C의 온도에서 효율적으로 분해되어 성장에 이용될 수 있지만 III-nitride의 성장에 쓰이는 NH₃의 경우 N-H의 결합력이 강력하기 때문에 pre-cracking을 하지 않는한 1000 °C 부근의 온도가 돼야 충분히 유리된 N을 얻을 수 있다. 따라서 400 °C 이상의 온도에서 이미 충분히 열 분해된 III족의 유기 금속 원료와 결합하여 고품질의 III-nitride를 얻기가 쉽지 않다. 더욱이 1000 °C 이상의 고온에서는 carrier gas의 흐름에 대류(convection)의 영향이 크기 때문에 chamber내에서의 flow dynamics의 조절을 위해서는 적절한 reactor chamber의 design이 필요하다.

이러한 III-nitride의 성장에 전기가 마련된 계기는 Akasaki와 Amano에 의한 새로운 성장 방법의 도입이라 할 수 있겠다[1]. 이들은 GaN의 성장에 sapphire 기판을 사용하였는데 GaN와 기판의 완충 역할을 해줄 수 있는 AlN buffer 층을 상대적으로 낮은 온도(500 °C 부근)에서 성장한 후 고온(1000~1050 °C)에서 GaN를 성장하는 방법을 사용하여 background doping level과 mobility를 각각 $n \sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 와 400 cm²/Vs으로 향상시켜 III-nitride 물질을 이용한 device의 접근을 가능하게 하였다. 그 후 Nichia사에 의해 background doping level과 mobility가 $n \sim \text{mid } 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 와 600 cm²/Vs까지 증가하였다[2].

Doping을 하지 않은 GaN layer 특성의 향상과 더불어 n과 p-type doping에 관한 연구도 활발히 진행되었다. n-type dopant로는 SiH₄나 SiH₆가 쓰이며 dopant의 flow에 따라 쉽게 직선적인 carrier doping 농도를 얻을 수 있다. 초기 p-type dopant로는 기존의 III-V족에서 널리 쓰이고 있는 Zn가 사용되었으나 Zn는 GaN에서 deep acceptor level(~340 meV)을 형성하기 때문에 효과적인 p-type 특성을 얻기가 어렵다. 이 후 shallow acceptor level(~250 meV)을 이루는 Mg이 p-type dopant로 쓰이고 있다[3]. 그러나 성장 직후의 p-type GaN layer는 hydrogen passivation(Mg-H의 complex형성)으로 인해 p-type 특성을 나타내지 못하고 LEEBI(Low Energy Electron Beam Irradiation)[4]나 thermal annealing[5] 처리를 거쳐 activation시켜야 p-

type 특성을 얻을 수 있다. 이렇게하여 mid $10^{17} \sim 10^{18}$ 의 p-type 농도를 쉽게 얻을 수 있다. 최근 p-type GaN 성장시 reactor chamber의 분위기를 H_2 대신에 N_2 를 사용함으로써 H에 의한 hydrogenation을 최소화하여 부수적인 열처리 과정을 생략할 수 있다는 보고와 고온의 열처리 과정 중 III-nitride layer의 손상을 줄이기 위하여 상대적으로 저온($400^\circ C$ 이하)에서 UV 광원을 조사할 경우 효율적인 activation 효과를 얻을 수 있다는 방법 및 기타 방법 등이 보고되고 있다.

III-nitride를 이용한 LED와 LD의 활성층으로는 InGaN이 쓰이고 있다. 이 경우 In의 조성에 따라서 bandgap energy가 결정되어 자외선에서 적색까지의 파장을 얻을 수 있게되는 것이다. 그러나 실제로는 InGaN의 성장은 GaN보다 더 까다롭다고 할 수 있겠다. 이는 InN의 증기압(vapor pressure)이 GaN의 증기압 보다 높기 때문이며 또한 miscibility gap이 존재하므로 [6] 평형 상태에서 In의 일정량 이상이 GaN과 균일한 화합물을 형성하지 못하기 때문이다. 그러나 이미 다른 III-V족 화합물 반도체(예 : GaAsSb[7])에서 규명되었듯이 MOCVD를 사용하여 miscibility gap이 존재하는 물질의 성장이 가능하다는 것을 보였다. 따라서 InGaN의 성장은 어떻게 성장 분위기를 잘 조절하느냐에 달려있다 하겠다. InGaN의 성장은 system이나 조건에 따라 차이는 있겠지만 조성에 따라 $700 \sim 850^\circ C$ 의 온도에서 성장하게 된다. 일반적으로 In의 incorporation 효율을 높이기 위해서 N_2 분위기에서 성장을 하게 되며 이는 냉

각 효과와 표면에 incorporation된 N의 desorption을 억제할 수 있기 때문이다. 또한 더 높은 In 조성을 얻기 위하여 carrier flow의 조절도 필요하다. 아직 확실히 설명되지는 못하고 있지만 In 조성이 높아질수록 불균일한 InGaN 층이 형성되며 이에 대해서 일부는 화합물 조성의 fluctuation이라는 주장과 부분적인 quantum dot-like feature의 형성 때문이라는 설이 있다[8]. 하지만 이러한 현상이 발생하는 근본적인 원인은 InN과 GaN가 화합물을 형성할 때 특정 온도 이하, 특정 조성 이상에서는 immiscibility gap을 형성하기 때문이다. InGaN 성장이 어려운 또 한가지 이유는 In의 조성이 높아질수록 성장 온도가 낮아지게 되는데 이에 따라 NH_3 의 열 분해 효율이 떨어지게 되어 유리된 N의 공급이 충분하지 못할 수가 있다. 따라서 충분한 NH_3 의 공급과 carrier flow의 조절이 고품질의 InGaN 박막을 얻는데 중요하다. 또한 III-nitride를 이용한 LED의 특성을 관찰해 보면 앞에서 언급한 quantum dot-like feature(or fluctuation of alloy composition)에서 높은 발광 효율을 나타내는 것을 알 수 있다. 따라서 이러한 feature들을 어떻게 효과적으로 control할 수 있느냐가 중요한 관건이라 할 수 있겠다. 여기에는 여러 가지 장비적인 요인도 있겠지만 InGaN를 성장하는 온도까지 온도를 조절하는 시간과 원하는 조성의 InGaN를 성장한 후 다음 layer까지 온도를 변화시키는 시간이 매우 중요하다.

3. III-nitride LED

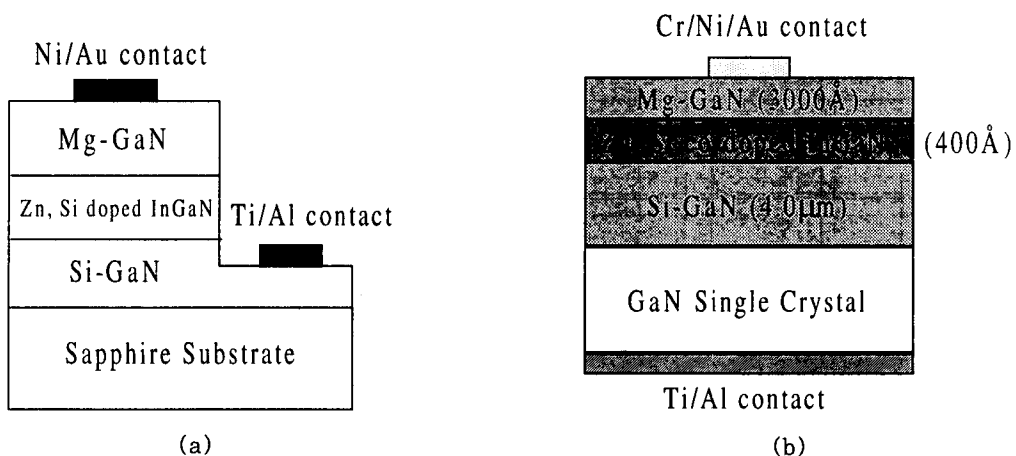


그림 1. (a) Nichia사의 InGaN/GaN DH 구조의 LED (b) LG에서 HVPE에 의해 성장된 단결정 GaN기판을 사용하여 성장된 DH 구조의 LED[10].

III-nitride 화합물 반도체를 이용한 초기의 LED는 Zn와 Si이 활성층인 InGaN에 동시에 doping된 DH(double-hetero structure) 구조를 하고 있다 [9]. 즉 활성층에 doping된 불순물의 D-A recombination에 의해 빛의 발광을 유도하는 것이다. 그림 1의 (a)는 Nichia사에서 개발한 DH LED의 구조를 나타내고 있다. 앞에서도 언급했듯이 그림 1의 (a)에서는 sapphire를 기판으로 사용했으며 Si-doped GaN, 500Å의 Si-Zn가 co-doped된 활성층, Mg-doped GaN로 구성되어 있다. 이 구조에서는 sapphire 기판이 전기를 통할 수 없기 때문에 n 전극을 형성하기 위하여 dry etching에 의하여 Si-GaN 층을 노출시켜야 하는 어려움이 있다. 이렇게 하여 제작된 Nichia사의 DH LED의 특성은 20 mA 표준 구동 전류에서 중심 파장 450 nm, FWHM 70 nm, Vop 3.6 V, 광출력 1.2 mW, external quantum efficiency 1.6% 등으로 15° conic viewing angle에서 약 2.5 cd의 휘도를 나타냈다. 그림1의 (b)는 HVPE 방법에 의해 성장된 단결정 GaN 기판을 사용하여 제작된 DH LED의 구조이다. 이 구조의 장점은 n 전극을 형성하기 위하여 dry etching을 할 필요성이 없으며 따라서 이 과정에서 발생할 수 있는 활성층의 손상을 방지할 수 있으며 조립이 간단하다.

DH LED의 경우 EL(Electroluminescence) spectra의 FWHM이 넓기 때문에 색상이 선명하지 못하고, In의 조성비가 높아질 경우 두꺼운 활성층의 성장이 어려워 녹색 LED의 제작은 쉽지가 않다. 따라서 이러한 DH 구조의 단점을 극복하고 광효율을 증가시키기 위하여 quantum well 구조의 활성층이 질화물 반도체 LED에 도입되었다. Quantum well 구조의 LED에서는 InGaN well은 GaN 혹은 InGaN barrier로 둘러 쌓이게 되며 다시 n, p-type GaN 또는 AlGaIn clad층의 구조로 제작이 된다 [11]. P-type 전극은 DH에서와 같이 Ni/Au, N형 전극은 Ti/Al으로 구성되었다. 이러한 QW LED 구조로 Nichia사에서는 3 mW급 청색, 2 mW급 녹색, 0.5 mW급 황색 LED를 구현하였고, 최근에는 5 mA 구동 전류에서 적색 발광까지 보고하였다 [12]. 또한 LED mold cup 안에 청색 LED chip과 YAG phosphor를 적절히 배열하여 LED chip에서 나오는 청색과 phosphor에서 발광하는 황색광과 합쳐 백색광을 얻는 방법으로 백색 LED를 구현하였다. 이 백색 LED의 발광 효율은 5 lm/W로서 백열 전구의 5배, 형광등의 1/4 정도이다 [13].

4. III-nitride의 향후 발전 과제 및 방향

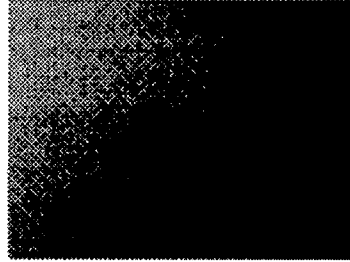
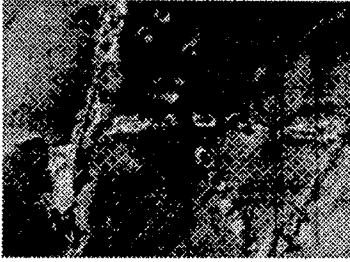
4.1 III-nitride 기판의 개발

앞에서 언급했듯이 III-nitride를 성장하는데 가장 큰 장애 중의 하나는 high quality의 III-nitride 기판을 얻기가 어렵다는 점이다. 때문에 sapphire 또는 SiC와 같은 기판을 사용하여 hetero-epitaxy 성장을 하여야 하며 이로 인한 기판과 성장층과의 격차 상수, 열팽창 계수 등의 차이를 극복하기 위하여 위에 설명한 복잡한 과정을 거쳐 성장이 이루어지게 된다. 그러나 여러 성장 방법의 발전에도 불구하고 여전히 $10^9 \sim 10^{10}/\text{cm}^2$ 의 threading dislocation이 존재하여 성장된 막의 결정학적, 전기적 특성에 영향을 미치게 되어 결국 최종 제작된 소자의 신뢰성을 저하시키는 원인이 된다. 또한 현재 III-nitride 성장에 가장 널리 사용되고 있는 sapphire를 기판으로 사용할 경우 기판이 전기적으로 비통전성(non-conductive)이기 때문에 기존의 III-V 화합물을 이용한 소자 제작시 사용되는 top-down(상하 전극 형성) 조립을 적용할 수가 없다. 따라서 homo III-nitride 기판의 필요성이 절실하다 하겠다.

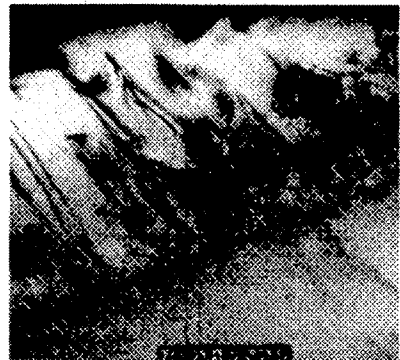
현 시점에서 III-nitride 성장에 사용할 수 있는 상용화된 고품질의 기판은 없고 단지 몇 가지 방법을 사용하여 GaN 기판을 만들어 사용하고 있는 실정이다. 우선 HVPE(Hydride Vapor Phase Epitaxy) 방법을 사용하여 두꺼운 GaN 기판을 만드는 방법이다 [14]. 이 방법은 sapphire 또는 그밖의 이종 기판을 사용하여 GaN를 성장하게 되며 성장률이 높아 bulk 기판을 만드는데 유리하다. 그림 2는 HVPE 방법으로 성장된 GaN 기판 위에 다시 MOCVD로 GaN를 성장한 표면과 단면을 보여주는 TEM 사진으로 (a)에서 볼 수 있듯이 HVPE 성장 후 HF 처리만 하여 MOCVD로 GaN를 성장한 경우 계면에서 발생된 threading dislocation이 표면까지 계속 지속되고 있음을 볼 수 있다. 반면에 사진 (b)에서와 같이 RIE(Reactive Ion Etching)와 HF 처리를 하면 threading dislocation이 현저히 감소하는 것을 알 수 있다. 그림 3은 HVPE로 성장된 GaN 기판 위에 DH와 QW 구조의 LED를 성장하여 그 특성을 기존의 sapphire 기판 위에 성장된 LED와 비교한 도표이다. (a), (b), (c)에서 알 수 있듯이 아직까지는 sapphire 기판 위에 성장된 특성에 미치지 못하는 것 하지만 HVPE에 의해 성장된 GaN 기판의 표면 처리에 따라 특성이 많이 향상되는 것을 볼 수 있다. 특히

As-Grown (HF-acid treated)

RIE (+ HF-acid treated)



Surface Morphology
(optical microscope)



TEM

(a)

(b)

그림 2. HVPE에 의해 성장된 GaN 기판 위에 다시 MOCVD로 GaN를 성장한 표면과 단면 사진. HVPE 성장 후 (a) HF 처리만 한 경우 (b) RIE와 HF 처리한 경우.

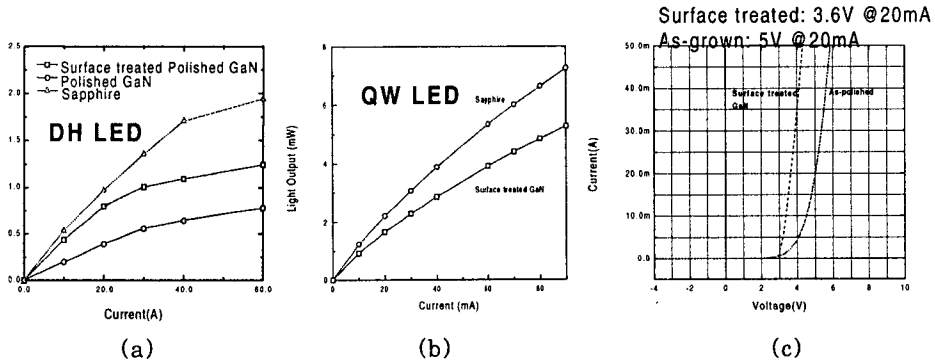


그림 3. HVPE로 성장된 GaN 기판 위에 제작된 LED와 sapphire 기판 위에 성장된 LED의 특성 비교. (a) DH LED의 L-I 특성 비교 (b) QW LED의 L-I 특성 비교 (c) 표면 처리에 따른 동작 전압 특성.

(b)에서 QW LED의 경우 두 기판에 의한 특성이 많이 근접하고 있음을 알 수 있다. 따라서 적절한 표면 처리 방법의 도입과 근본적으로는 HVPE로 성장된

GaN 단결정의 특성을 개선한다면 sapphire 위에 성장된 LED의 특성을 증가할 것으로 기대된다.

또 다른 GaN 기판을 얻을 수 있는 방법은

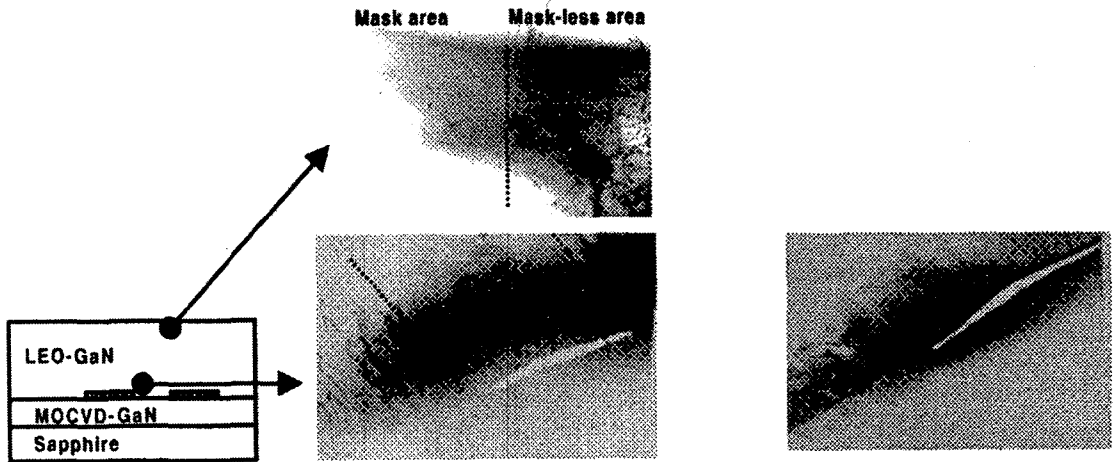


그림 4. LEO에 의해 형성된 GaN 층의 부분별 TEM Image.

LEO(Lateral Epitaxial Overgrowth)에 의한 방법으로 MOCVD로 일정한 두께의 GaN를 성장한 후 SiO_2 나 SiN_x 의 stripe mask를 형성한 후 다시 MOCVD로 GaN를 성장하는 것으로 threading dislocation을 효과적으로 줄일 수 있다[15]. 그림 4는 LEO에 의해 형성된 GaN 층의 부분별 TEM image를 보여주고 있다. 사진에서 볼 수 있듯이 mask 위에서 현저히 threading dislocation의 발생 빈도가 줄어들고 있음을 알 수 있다. 최근에는 HVPE와 LEO에 의한 두 방법의 장점을 이용하여 LEO에 의해 threading dislocation을 줄인 GaN layer를 만든 후 HVPE로 bulk GaN를 성장하는 것으로 기판인 sapphire와 stripe mask 부분을 제거하여 free standing GaN 기판을 최종적으로 얻을 수 있다[16]. 그러나 이러한 방법들은 시간과 자원의 투자에 비해 아직도 성장된 bulk GaN의 특성을 볼 때 개선할 부분이 많다 하겠다.

4.2 새로운 N source의 개발

III-nitride의 성장에 사용될 수 있는 N source로는 우선 N_2 , NH_3 를 생각할 수 있는데 N_2 의 경우 $\text{N} \equiv \text{N}$ 의 bond를 분리하는데 필요한 에너지는 225 kcal/mol로 매우 높기 때문에 reactor chamber에 들어가기 전에 미리 분리하기 전에는 MOCVD 성장에 이용되기는 어렵다. NH_3 의 경우 $\text{NH}_2\text{-H}$ 를 분리하는데 필요한 에너지는 104 kcal/mol로 N_2 보다 많이 낮다. 하지만 여전히 MOCVD 성장을 위해서는 1000 °C 이상의 고온이 필요하기 때문에 여전히

여러 문제점들이 있다. 또한 기존의 방법으로 성장된 undoped GaN는 n-type 특성을 나타내며 이는 아직 확실하지는 않지만 고온의 표면에서 desorption되는 N vacancy에 의한 것이라고 알려져 있다. 따라서 낮은 온도에서 분해하여 유리된 N을 발생시킬 수 있는 N source가 사용된다면 이러한 undoped GaN의 background doping을 낮출 수 있어 p-type doping을 더 효율적으로 할 수 있거나 다른 소자 제작시 응용 범위가 더 넓다 하겠다.

그동안 몇 가지 대체될 수 있는 N source들이 개발되었다. 우선 hydrazine(N_2H_4)을 사용하여 220 °C의 낮은 온도까지에서도 GaN를 성장하였다는 발표가 있었다[17]. 하지만 hydrazine은 상온에서도 불안정하여 보관 중에도 분해가 되며 부식성의 문제가 있다. 또한 매우 격렬한 폭발성을 갖고 있어 위험성이 있기 때문에 실용적이지 못하다 하겠다. Hydrazine의 유도체로 monomethylhydrazine($\text{N}_2\text{H}_3(\text{CH}_3)$)[18], dimethylhydrazine($\text{N}_2\text{H}_2(\text{CH}_3)_2$)[19], phenylhydrazine($\text{N}_2\text{H}_3(\text{C}_6\text{H}_5)$)이 실험적으로 사용되고 있지만 역시 hydrazine과 유사한 물질적 특성을 갖고 있으며 성장된 질화물 막의 특성도 좋지 못하다. AsH_3 와 PH_3 의 대체 원료로 일부 사용되어 좋은 특성을 보여주고 있는 TBAs(tertiarybutyl-arsenic, $(\text{C}_4\text{H}_9)\text{AsH}_2$)[20]나 TBP(tertiarybutyl-phosphine, $(\text{C}_4\text{H}_9)\text{PH}_2$)[21]에서 알 수 있듯이 tertiarybutyl radical을 이용한 TBN(tertiarybutyl-amine, $(\text{C}_4\text{H}_9)\text{NH}_2$)을 제조하여 400~600 °C의 온도에서 질화물 성장에 이용되었으나 성장된 박막이 amorphous이거나 carbon 또

는 oxygen이 매우 높지 잔류된 특성을 보였다[22]. 따라서 아직까지는 기존의 NH₃를 대체하여 이용할만한 좋은 특성을 보유한 N source가 개발되지 못하였지만 상대적으로 낮은 온도에서 효율적으로 고품질의 III-nitride를 성장하기 위해서는 새로운 유기 금속 N source의 개발이 시급하다고 할 수 있다.

4.3 Cubic GaN

기존의 III-V 화합물 반도체는 zinc-blende (cubic) structure를 형성한다. 그러나 III-nitride의 경우 wurtzite(hexagonal) structure가 안정적인 구조이며 zinc-blende(cubic) structure는 metastable structure로 특정한 결정 성장 조건에서만 형성되게 된다. cubic nitride는 hexagonal nitride와는 다른 격자 상수, bandgap energy, effective mass, 그리고 doping시 다른 특징적 성질을 나타낸다[3]. Cubic nitride structure가 갖는 장점을 살펴보면 먼저 hexagonal structure 보다 결정 대칭(crystal symmetry)이 더 높기 때문에 phonon scattering이 감소되어 더 좋은 전기적 특성을 얻을 수 있다는 것이다. 또한 zinc-blende structure를 갖는 III-V 화합물 반도체의 경우 효과적으로 n-, p-type doping을 얻을 수 있는 점에서 알 수 있듯이 cubic nitride의 경우에 있어서도 효과적인 doping을 기대할 수 있다. 즉 기존의 hexagonal structure의 경우 p-type의 AlGaIn나 InGaIn를 얻기가 힘들었는데 cubic structure에서는 doping이 가능할 것으로 예측된다. 더욱이 cubic nitride는 벽개면(cleavage plane)이 존재하기 때문에 mirror plane 형성과 같이 device 제작시 훨씬 유리한 점이 있다 하겠다.

Cubic nitride의 성장은 GaAs나 Si와 같은 zinc-blende structure를 갖는 기판 위에 주로 행해지며 metastable structure이기 때문에 성장 조건에 매우 민감하다. 일반적으로 성장 온도는 600~800 °C의 범위가 사용되며 N source로는 NH₃가 많이 쓰이지만 성장 온도가 상대적으로 낮기 때문에 N source의 분해 효율을 고려하여 앞서 설명한 hydrazine이나 dimethylhydrazine과 같은 source도 사용된다. 성장된 cubic nitride의 특성은 hexagonal에 비하면 아직 초보 단계이고 개선의 여지가 많이 있다고 할 수 있다. 성장 온도가 낮기 때문에 앞서 언급한 낮은 온도에서도 분해가 가능한 N source의 개발이 cubic nitride의 특성 향상에 많은 영향을 줄 것으로 생각된다.

5. 결 론

지금까지 III-nitride의 발전 과정을 소자를 구성하는 각 layer를 중심으로 간단히 살펴보고 이 layer를 중심으로 제작된 LED 구조와 특성의 발달 과정을 설명하였다. 현재 개발되었거나 연구 중인 III-nitride 물질을 이용한 소자의 특성을 향상시키기 위하여 GaN 기판의 개발이 요망되며 이런 관점에서 최근 시도되고 있는 HVPE와 LEO에 의해 형성된 GaN 기판을 사용한 광소자의 제작 방법과 특성을 알아보았다. 그러나 아직까지는 성장된 GaN 기판의 결정학적 특성을 향상시키는 점과 기판 크기의 대용량화 등 몇 가지 문제점들이 있다. 이러한 문제점들이 해결되면 III-nitride를 이용한 LED는 물론 LD의 개발에도 획기적인 전기가 될 수 있을 것이다. 한편 보다 근본적으로는 III-nitride의 각 layer 특성을 향상시키기 위하여 새로운 N source의 발굴 또한 시급하다고 하겠다. Cubic nitride는 기존의 hexagonal structure에 비하여 연구가 많이 진행되지 못하였지만 몇 가지 우수한 특성이 예상됨으로 앞으로 연구 개발의 여지가 충분히 있다고 할 수 있다.

참 고 문 헌

- [1] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, Appl. Phys. Lett. 48, 353 (1986).
- [2] S. Nakamura, Jpn. J. Appl. Phys. 30, L1705 (1991).
- [3] S. Strite, H. Morko, J. Vac. Sci. Technol. B, 10, 1237 (1992).
- [4] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu and I. Akasaki, Jpn. J. Appl. Phys. 28, L2112 (1989).
- [5] S. Nakamura, N. Iwata, M. Senoh, and T. Mukai, Jpn. J. Appl. Phys. 31, 1258 (1992).
- [6] I. Ho, G. B. Stringfellow, Appl. Phys. Lett. 69, 2701 (1996).
- [7] M. J. Cherng, G. B. Stringfellow, and R. M. Cohen, Appl. Phys. Lett. 44, 677 (1984).
- [8] Y. H. Cho, F. Fedler, R. J. Hauenstein, G. H. Park, J. J. Song, S. Keller, U. K. Mishra, and S. P. Denbaars, J. Appl. Phys. 85, 3006 (1999).

- [9] S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh, Appl. Phys. Lett. 64, 1687 (1994).
- [10] Y. H. Choi, S. W. Kim, J. H. Yi, T. K. Yoo, C. H. Hong, S. T. Kim, Third Optoelectronics and Communications Conference, Chiba, Japan, 540 (1998).
- [11] S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh, J. Appl. Phys. 76, 8189 (1994).
- [12] S. Nakamura, Electronic Materials Conference, UC-Santabarbara, USA (1999).
- [13] S. Nakamura, G. Fasol, The Blue Laser Diode, Springer (1997).
- [14] S. T. Kim, Y. J. Lee, D. C. Moon, C. H. Hong, and T. K. Yoo, J. Cryst. Growth, 194, 37 (1998).
- [15] O. H. Nam, M. D. Bremser, T. S. Zheleva and R. F. Davis, Appl. Phys. Lett. 71, 2472 (1997).
- [16] M. K. Kelly, R. P. Vaudo, V. M. Phanse, L. G. Örgens, O. Ambacher, and M. Stutzmann, Jpn. J. Appl. Phys. 38, L217 (1999).
- [17] S. Zembutsu and T. Sasaki, Appl. Phys. Lett. 48, 87 (1986).
- [18] S. Miyoshi, K. Onabe, N. Ohkouchi, H. Yaguchi, R. Ito, S. Fukatsu, and Y. Shiraki, J. Cryst. Growth, 124, 439 (1992).
- [19] H. Tsuchiya, A. Taceuchi, M. Kurihara, F. Hasagawa, J. Crystal Growth 152, 21 (1995).
- [20] G. B. Stringfellow, J. Electron. Mater. 17, 247 (1988).
- [21] C. H. Chen, D. C. Cao, and G. B. Stringfellow, J. Electron. Mater. 17, 67 (1988).
- [22] A. C. Jones, J. auld, S. A. Rushworth, E. W. Williams, P. W. Haycock, C. C. Tang, and G. W. Critchlow, Adv. Mater. 6, 229 (1994).