

유전체장벽방전에 의한 질소함유 활성종의 개발 및 저온 GaN 박막 성장

김주성 · 변동진 · 김진상* · 금동화*

고려대학교 재료공학과
*한국과학기술연구원

Development of Atomic Nitrogen Source Based on a Dielectric Barrier Discharge and Low Temperature Growth of GaN

Joosung Kim, Dongjin Byun[#], Jin-sang Kim* and Dong-Wha Kum*

Dept. of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul 136-701

*Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

[#]Contact author : dbyun@kucznx.korea.ac.kr

(1999년 9월 11일 받음, 1999년 10월 22일 최종수정본 받음)

초 록 TMGa와 유전체 장벽방전에 기초한 질소함유 활성종을 이용하여 (0001) 사파이어 기판위에 GaN 박막을 저온에서 성장시켰다. III-V 질소화합물 반도체의 에피막 성장에 있어서 암모니아는 유기금속 화학증착법에서 지금까지 알려진 가장 보편적인 질소 공급원이며 충분한 질소공급을 위해 1000°C 이상의 고온 성장이 필수적이다. GaN 박막을 비교적 저온에서 성장시키기 위하여 질소 공급원으로 암모니아 대신 유전체 장벽방전을 이용하였다. 유전체 장벽방전은 전극사이에 유전체 장벽을 설치하여 arc를 조절하는 방전이며 수 기압의 높은 압력하에서도 고밀도의 플라즈마를 생성시키므로 고농도의 활성종을 생성시킬 뿐만 아니라 작동압력이 유기금속화학증착장치의 공정압력보다 훨씬 높으므로 기판표면까지 전달하는데도 이점이 있다. GaN 박막의 결정성과 표면형상은 성장온도, 완충층에 따라 변화하였으며, 700°C의 저온에서도 우수한 (0001) 배향성을 갖는 GaN 박막을 성장할 수 있었다.

Abstract GaN films were deposited on sapphire [Al₂O₃(0001)] substrates at relatively low temperature by MOCVD using N-atom source based on a Dielectric Barrier Discharged method. Ammonia gas(NH₃) is commonly used as an N-source to grow GaN films in conventional MOCVD process, and heating to high temperature is required to provide sufficient dissociation of NH₃. We used a dielectric barrier discharge method instead of NH₃ to grow GaN film relatively low temperature. DBD is a type of discharge, which have at least one dielectric material as a barrier between electrode. DBD is a type of controlled microarc that can be operated at relatively high gas pressure. Crystallinity and surface morphology depend on growth temperature and buffer layer growth. With the DBD-MOCVD method, wurtzite GaN which is dominated by the (0001) reflection was successfully grown on sapphire substrate even at 700°C.

1. 서 론

GaN를 기반으로한 청색 LED와 LD기술은 지난 5년 동안 가장 빠르게 발전한 기술분야이며 앞으로도 신규 시장확장의 측면에서 가장 각광을 받는 반도체기술 분야이다.^{1,2)} 청색발광 반도체 소자재료로 가장 유망한 GaN나 이와 유사한 III-V 질소 화합물 반도체의 에피막 성장에 있어서 어떠한 성장방법을 적용하더라도 가장 어려운 문제중의 하나는 질소원자를 포함하는 활성종을 성장막의 표면에 높은 flux로 공급하는 것이다. 이는 III족 원소의 source로 쓰이는 M(CH₃)₃ 형태의 MO source 기체가 비교적 낮은 온도에서도 쉽게 열분해 되는데 반해 질소원자 공급원인 NH₃나 N₂는 결합에너지가 매우 높아서 쉽게 분해되지 않는 데 기인한다. 실제 GaN의 MOCVD(Metalorganic Chemical Vapor Deposition) 증착은 NH₃의 분해를 도모하기 위해 1000°C 이상의 고온에서 이루어지고 있다.

이처럼 높은 기판 온도에서는 GaN의 N₂ 평형분압이 매우 높으므로 GaN 결정으로부터 N 원자가 쉽게 증발하기 때문에 이를 억제하기 위하여 NH₃가 과량 (Ga(CH₃)₃ : NH₃ = 1 : 5000 정도) 요구되며, 또 성장된 GaN 막은 통상 N의 공격이 많이 존재하여 잔류전자의 농도가 비교적 높은 n-type으로 성장하게 된다.³⁾ 뿐만 아니라 고온성장시 발생하는 열팽창계수의 차이로 성장된 박막에 균열이 발생할 수도 있다.⁴⁾ 고온성장은 또한 결정학적인 요인과 관련하여 기판선택에 제한을 주게 된다. 현재 질소함유 활성종보다 효율적으로 공급하는 방법으로 NH₃를 1300°C의 고온으로 precracking시켜 dual channel로 공급하거나, 비교적 분해가 용이한 맹독성 N₂H₂를 사용하거나, microwave⁵⁾, RF remote plasma^{6,7)}, PECVD의 방법이 시도되지만 flux가 낮거나 이온충돌에 의한 격자손상 등의 문제로 큰 효과를 주지 못하고 있다.

본 연구에서는 유전체 장벽방전(dielectric barrier dis-

charge : DBD)에 기초한 remote plasma source를 이용하여 위의 문제를 해결하고자 하였다. 유전체 장벽방전은 방전 전극 사이에 적어도 하나 이상의 유전체 장벽을 갖는 방전을 말하며 0.1~10기압의 높은 압력하에서도 고밀도의 플라즈마를 생성시키므로 고농도의 활성종을 생성시킬 뿐만 아니라 작동압력이 MOCVD의 공정압력보다 훨씬 높으므로 기관표면까지 전달하는데도 이점이 있다. 유전체 장벽방전은 성장시 순수한 질소만을 사용할 뿐만 아니라 저온에서 성장이 가능하므로 산화물 기관 (ZnO, TiO₂, MaO, MgAl₂O₄(spinel), LiGaO)의 이용시 문제점이 되는 기관의 열적 안정성과 수소(H)와의 반응을 염려할 필요가 없게 되고 따라서 제한될 수밖에 없었던 여러 가지 한계점을 극복할 수 있다.

본 연구는 TMGa(trimethylgallium), 유전체 장벽방전을 이용한 GaN 박막성장 및 그 특성을 고찰함으로써 새로운 성장방법에 의한 저온 GaN 박막이 특성을 이해하는데 실험 목적을 두고 있다.

2. 실험 방법

유전체 장벽방전을 이용한 질소원자의 생성과 질소원자 활성종 공급장치를 그림 1에 나타내었다. 방전영역의 유전체 장벽으로는 유전상수가 비교적 큰 석영관(ε_r=3.9) 사용하였고, 방전전극은 석영관의 중심축에 위치한 전력전극(W)과 석영관 바깥쪽의 접지전극(Al)으로 이루어져 있다. 유전체인 석영관 내측과 석영관의 중앙에 위치한 전력전극사이에서 방전이 발생하도록 전력전극과 외측의 접지전극에 교류전원이 공급된다. 석영관 내측과 W-전극 사이의 간격(약 0.5~2mm) 사이에서 마이크로 방전이 발생한다. 마이크로 방전에 의해서 발생하는 열을 효과적으로 발산시키기 위하여 Al-전극에는 다수 냉각핀을 갖는 원판형으로 가공하였으며 별도의 냉각수와 냉각팬이 설치되었다.

W 전극은 스텐레스관을 통해 교류전원에 연결되며 스텐레스관은 N₂ 공급관에 연결하였다. 방전기체로 사용되는 정제된 고순도(99.9999%) N₂ 가스는 스텐레스 관에 뚫어진 구멍으로 마이크로 방전이 일어나는 사이로 유입된다.

방전반응이 지속적으로 반복시킬 수 있는 교류전력과 주파수는 유전체장벽의 간격, 전력, 가스압력 등에 의하여 정해지나, 본 시스템의 경우 200~300kHz의 주파수가 적절하도록 inductor만을 직렬로 연결하여 impedance matching을 하였다. Impedence matching은 고정된 capacitance(C)과 reactance(L)에 대하여 주파수를 조정하는 방식으로 하였다. 이렇게 함으로써 방전시 방전전극과 접지전극 양단의 RMS 전압을 3kV 이상으로 키울 수 있었다. 방전시 발생하는 오렌지색의 afterglow로부터 질소함유 활성종의 존재를 확인할 수 있다. 유전체 장벽을 이용한 방전영역으로부터 나오는 질소 활성종을 반응기 앞쪽으로 연결하여 공급하였다. MOCVD 반응기는 석영관과 IR lamp 가열로 이루어진 수평식 반응기이다.

III-족 원소의 공급원으로는 TMGa를 사용하고, Bubbling가스와 Carrier가스로 N₂를 사용하였다. 흑연 susceptor에 매몰된 termo-couple은 별도로 접지 시키고 DC bias를 인가하여 N₂⁻ 이온의 기관에 미칠 수 있는 손상 및 영향을 배제하였다.

새로운 DBD-MOCVD 공정과 기존의 GaN MOCVD 공정과의 차이점은 N-공급원으로 NH₃를 완전 대체하였고, 고온의 질화처리(nitridation)가 없는 2-단계 MOCVD공정이다. 즉, 1단계는 500~600℃의 저온에서 GaN 완충층을 단시간 성장시키고 2단계에서 질화물 성장 온도로 기관을 가열시킨 후 질화물 박막을 성장시킨다. 각

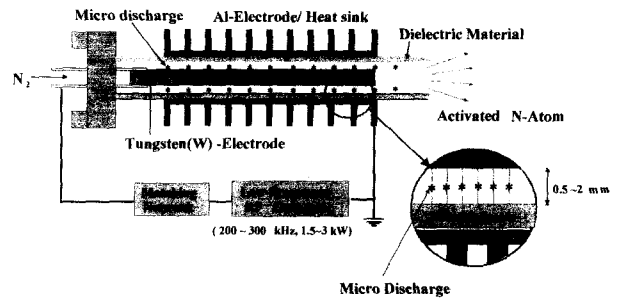


Fig. 1. Schematic view of dielectric barrier discharge equipment for atomic nitrogen source was shown.

Table 1. Growth conditions of GaN by DBD-MOCVD are summarized.

1st step GaN Buffer Growth	Temperature(°C)		500~560
	Time (min)		0.5~5
	Flow rate (sccm)	TMG	0.09
		N ₂ (Carrier gas)	600~1000
		N ₂ (DBD)	400~600
	DBD	Frequency(kHz)	200~300
Power		100~300W	
2nd step GaN Film Growth	Temperature(°C)		700~900
	Time (min)		30~60
	Flow rate (sccm)	TMG	0.09~0.18
		N ₂ (Carrier gas)	600~1000
		N ₂ (DBD)	400~800
	DBD	Frequency(kHz)	200~300
		Power	100~300W

단계에서 GaN 박막을 성장시키는 대체적인 반응 조건은 표 1에 정리하였다.

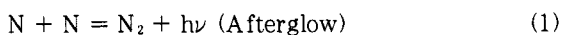
기판으로는 α -Al₂O₃(0001)을 사용하였다. 기판의 Cleaning은 유기세척 후 산세척을 H₂SO₄ : H₃PO₄ = 3 : 1 용액에서 10분, DI-water rinsing, 10%HF 용액 10분, DI-water rinsing의 과정으로 하였다. 모든 기판은 세척 후 즉시 장착하고, 반응기 내부를 진공 배기한 후 고순도의 질소가스를 흘려주면서 IR lamp 가열로 박막성장 온도보다 약 100°C 높은 온도에서 10분간 열세척 과정을 수행하였다.

GaN 성장실험은 DBD N-활성종 source로 NH₃를 대체하는 장점이 GaN의 MOCVD 성장온도를 낮출 수 있는 것이므로 낮은 온도에서 GaN 박막 성장의 가능성을 확인하는 방향으로 수행하였다. 이런 목적으로 600~1000°C의 범위에서의 GaN 성장과 더불어 저온에서의 buffer 성장의 영향에 대해서 비교하였다.

DBD-MOCVD로 성장시킨 GaN 박막의 성장표면은 SEM으로 관찰하고, 결정배향성은 XRD, 박막 내의 격자 결함은 X-TEM, 박막내의 불순물 원소분석은 AES 그리고 광학특성은 PL로 분석하였다. 수평식 반응기에서 성장한 GaN의 성장속도는 SEM과 TEM 단면사진에서 계산하였다.

3. 결과 및 고찰

유전체 장벽방전에 의하여 N-활성종이 생성되는 모습은 delivery 끝에서부터 susceptor에 이르는 영역에서 N-원자가 재결합에 의한 발광반응으로 관찰할 수 있다. 즉 다음과 같은 활성종의 질소 원자로부터 N₂ 분자로의 재결합에 의한 것이다.



유전체 장벽방전에 의하여 발생하는 활성종의 질소 원자의 양은 재결합에 의한 발광의 세기로서 계산될 수 있다. 일반적으로 질소원자의 유량은 Mass Spectroscopy, ESR (Electron Spin Resonance) absorption spectroscopy, NO titration 등에 의해 정량화가 가능한 것으로 알려져 있으나 본 실험에서는 정확한 질소원자의 유량은 계산되지 않았다. NO-적정 방법에 의한 이전의 연구에서 보고된 질소 원자의 해리 효율을 본 system에 적용시켜 분자상태의 질소에서 생성되는 질소 원자의 유량과 해리 효율을 계산하였다.⁸⁾ 그림 2에 이를 나타내었다. 그림 2는 순수한 N₂를 1 l/min으로 유입시킬 때, 인가 전력에 따른 N-활성종의 양과 해리 효율이다. N₂의 해리효율은 인가전압에 따라서 직선적으로 증가하는데, 인가전압이 10~150W 범위에서 N-활성종의 양은 10⁻¹⁷~10⁻¹⁸/sec이다. 실험조건에 가까운 150W에서 해리율 ([N*]/[N₂])은 방전관의 압력이 100torr와 200torr일 때 각각 0.21%와 0.16%이다. 이만큼의 해리 효율은 이상기체를 가정한 절대량으로 환산하면 각각 15.5 μmole/min과 6.0 μmole/min에 해당한다. 주목

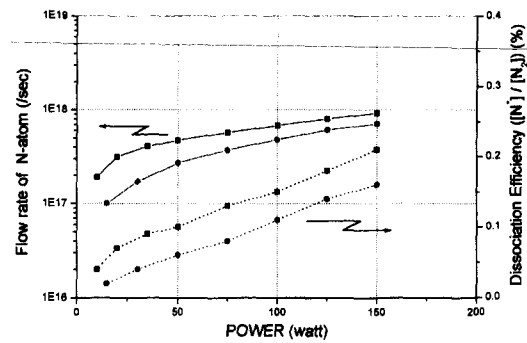


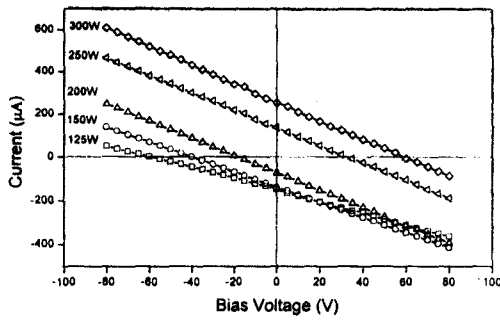
Fig. 2. The calculated flow rate of N-atom and dissociation efficiency of N₂ molecules were shown for 1L/min N₂ supply and two different pressure (■) 100 Torr and (●) 200Torr. The calculation was based on previous study.⁸⁾

할 것은 반응기의 압력이 높을수록 해리 효율이 감소하는 점이다.

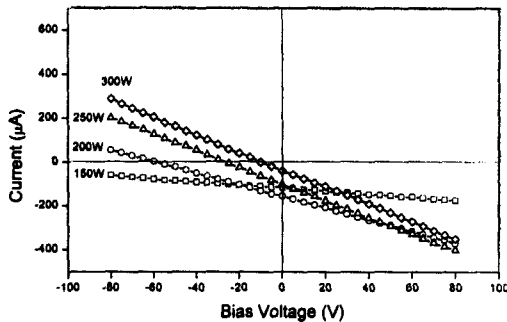
이 결과는 DBD 분해장치의 제어 변수에 따라서 [N*] = 약 100 μmole/min까지 선택할 수 있음을 증명해 준다.

Plasma를 이용하여 활성종을 얻는 PECVD와 같은 경우에 부차적으로 발생할 수 있는 이온들에 의한 기판 손상이나 박막에의 영향이 문제점이 되고 있으므로 DBD source로부터의 이온 손상 유무를 조사하기 위하여 기판에 N₂⁻ 이온이 기판까지 전달되는 양을 susceptor와 DBD N-활성종 source 사이에 DC-bias를 인가하고 Ion Current를 측정하여 그림 3에 나타내었다. 반응기 압력이 5torr인 경우 그림 3(a)에서 측정된 바와 같이 DBD N-source의 전력이 200W 보다 낮으면, bias를 걸어주지 않은 경우에 음전류가 측정되고, 전하의 양은 DBD 전력이 증가함에 따라서 증가한다. bias가 없는 경우에 N₂⁻ 이온은 검출되지 않는다. 이처럼 bias가 없는 상태의 음전류는 DBD source에서 발생된 전자에서 기인하는 것으로 추정된다. Susceptor에 인가된 Negative bias가 특정 값 이상으로 높아지면 양전류가 검출되는데, DBD power 125W, 150W와 200W에서 임계 bias는 각각 -60V, -40V와 -19V이다. 이 임계값보다 높아지면, Ion current가 bias의 증가에 따라 함께 증가한다. DBD-source에 250W 이상 전력이 인가되면 bias 없이도 N₂⁻ 이온에 의한 양전류가 검출된다. 250W와 300W에서 양전류는 각각 136 μA와 245 μA이다. 반응기의 압력이 12torr로 증가시키면 DBD-source의 전력이 250W 이상에서도 N₂⁻ 이온전류는 검출되지 않는다. 이는 압력이 증가함에 따라 반응기 내부에 존재하는 N₂ 분자의 양이 증가하여 분자-이온, 혹은 이온-이온간의 충돌로 인한 N₂⁻의 life time이 짧아진 것을 의미한다.

이로부터 DBD N-활성종 source로부터 기판까지 이동되는 가스에는 원자상태의 질소와 N₂⁻로 구성되어 있음을 알았으며, Ion current가 측정됨에 따라 기판손상의 유무를 확인하기 위하여 Sapphire기판에 GaN 박막성장온도에서 III-source (TMG)의 공급없이 DBD N-source만을 조사시킨 후 기판 표면조도를 AFM으로 비교하여 확인하



(a)



(b)

Fig. 3. The substrate damage was confirmed by measuring N_2^- ion current with and without applied DC bias to susceptor. N_2^- ion currents were measured using various power as a function of DC bias applied at (a) 5 torr and (b) 12 torr.

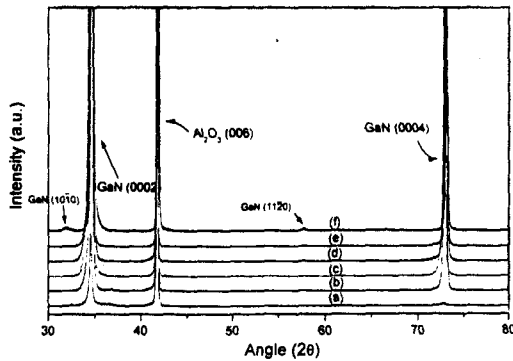


Fig. 4. XRD spectra of GaN with various main growth temperatures (a) 550°C, (b) 700°C, (c) 750°C, (d) 800°C, (e) 850°C and (f) 900°C without buffer layer are presented. GaN growths were carried out with 600sccm N_2 supply and 280W (240kHs) power. GaN main growth were carried out at 700°C with 600sccm N_2 supply and 300W(230-240kHs) power.

였다. Sapphire의 경우 DBD N-source를 20분간 조사 전후의 RMS-값이 각각 5.01Å와 4.93Å로 차이가 거의 없었다. 이로써 DBD N-source에 의해 발생되어 가속된 이온들에 의한 기관손상(Irradiation damage)은 무시할 수 있을 정도인 것으로 판명되었다.

GaN 성장실험은 우선 GaN-성장온도와 DBD-source의 조건에 따른 박막의 결정성과 표면상태를 조사하고, 완충층의 성장이 GaN 박막에 미치는 영향을 조사하였다. 그

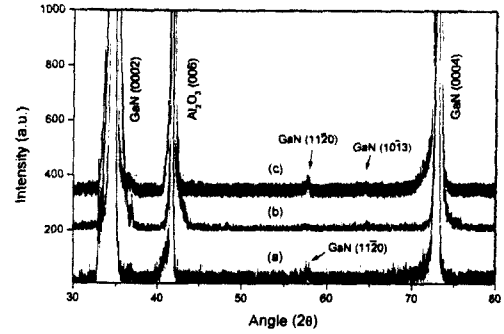


Fig. 5. XRD spectra of GaN on sapphire with various buffer growth temperature (a) 530°C (b) 540°C (c) 560°C are presented. GaN main growth were carried out at 700°C with 600 sccm N_2 supply and 300W(230-240kHs) power.

림 4는 성장온도에 따른 GaN/ α - Al_2O_3 박막의 X-선 회절 패턴을 보여주고 있다. 기존의 MOCVD 공정 보다 낮은 온도영역에서도 wurtzite구조의 GaN 박막이 GaN (0001)/ α - Al_2O_3 (0001)의 방위관계로 성장한다. 그림에서의 성장조건에서 성장된 GaN박막이 경우 모두 hexagonal 구조로 성장되었음을 확인할 수 있다.

성장온도가 700°C 이상인 경우에는 (0001) α - Al_2O_3 기판위에 c-축 방향으로 GaN이 성장되었음을 알 수 있으며 성장온도가 600°C 이하로 낮은 경우에는 GaN (0002) peak의 intensity가 매우 작으며 (0002) peak이외에 (10-11) 등의 다른 peak을 관찰할 수 있다. 이로써 700°C라는 비교적 저온에서도 배향성과 표면형상이 우수한 GaN 박막을 얻을 수 있음을 나타낸다. 요약하면 DBD-MOCVD 공정으로 700°C라는 비교적 낮은 온도에서도 wurtzite 구조이며, XRD 결정성이 우수한 양질의 GaN (0001)/ α - Al_2O_3 (0001)을 성장하였다.

그림 5에서는 완충층이 GaN박막성장에 미치는 영향을 살펴보기 위해 서로 다른 온도에서 완충층을 성장시킨 후 700°C에서 박막 성장한 GaN-박막의 결정성을 비교한 것으로, 530°C 완충층 성장 후 박막성장을 한 경우에 GaN (0002) peak 이외에 (11-20) peak이 관찰되며 560°C 완충층의 경우에는 (11-20)와 함께 (10-13) 등의 peak이 검출되었다. 그림 6에서는 완충층 성장 시간에 따른 X-선 회절 패턴으로, 완충층 성장 시간이 30sec와 2min인 경우는 각각 GaN (10-11) Peak이 검출되었을 뿐 아니라 Intensity 또한 매우 작은 것으로 관찰되었다. 본 실험에서의 GaN-완충층을 성장시키는 최적 조건은 540°C에서 1분으로 확립되었다. 그림 7에서는 540°C에서 1min 완충층 성장 후 700°C에서 1시간 성장한 GaN 박막의 SEM 사진을 보여주고 있다.

그림 8은 700°C에서 성장하여 SEM으로 관찰한 표면이 양호한 GaN-박막의 단면을 (10-10) 두 개빔 조건에서 관찰한 TEM 사진으로 다음 사항이 주목된다. DBD-MOCVD 공정에서 GaN이 (0001) 방향으로 주상형으로 성장하고 이어서 측면 성장이 이루어진다. 인접된 column이 합치되지 않은 곳에 (SEM으로 구분되지 않았던) 많은 수의 pit가 있으나, 성장표면 모양에는 2-D 성장(Lateral

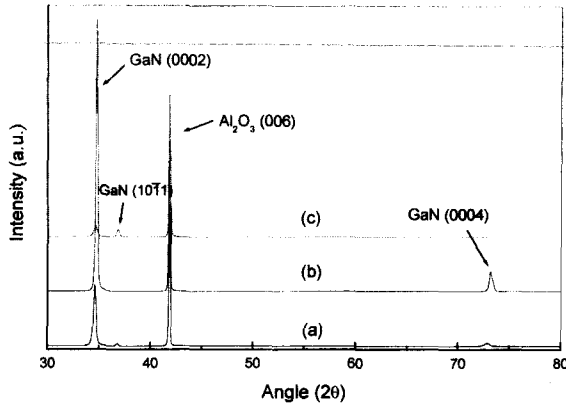


Fig. 6. XRD spectra of GaN on sapphire with buffer layer grown at 540°C for various buffer growth time (a) 30sec., (b) 1min. and (c) 2min. were presented. GaN main growth were carried out at 700°C with 600sccm N₂ supply and 300W(230-240kHs) power.

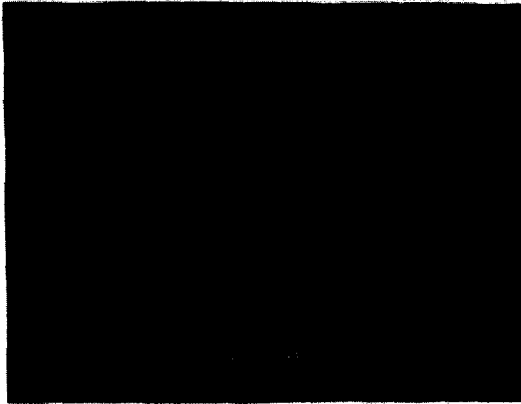


Fig. 7. Surface morphology of GaN grown at 700°C with buffer layer grown at 540°C for 1 minute was characterized by SEM and presented.



Fig. 8. The cross-sectional bright field micrograph of DBD-MOCVD grown GaN was shown.

growth) 이 두드러졌음을 나타낸다. 이 시편의 경우에 인접한 column들은 약 0.25 μ m 두께에서 합치되며 이 위치에 전위가 물려있는 것은 인접 column의 사이에 작은

mismatch가 있음을 뜻한다. 다른 MOCVD GaN-박막처럼 박막에는 많은 수의 threading 전위가 성장방향으로 존재하고, 대체로 0.17~0.20 μ m 두께에서부터 전위가 급격히 감소한다.

앞의 설명에서 700°C에서 성장시킨 GaN의 XRD와 SEM으로 본 품질이 기존의 MOCVD공정의 높은 온도(~1000°C)의 것보다 양호했음에도, PL로 관찰한 광학적인 특성은 기존의 MOCVD 공정에 의한 GaN에 비하여 매우 나쁘게 관찰되었다. 그림 9는 700°C에서 성장된 시편의 PL spectrum인데, 2.5eV 이하의 파장에서 넓게 퍼진 peak의 intensity가 크고 1.95eV와 21.3eV에 두드러진 피크가 관찰되며, 청색영역 피크(3.35eV)는 거의 무시할 정도로 작다. 이와 같은 경향은 DBD-source 공급되는 N₂의 유량을 증가시키면 개선되나, 근본적으로 해소되지 않았다. 이처럼 황색 영역은 GaN 박막 내에 존재하는 Carbon(C)이나 Oxygen(O) 등과 같은 불순물에 때문으로 알려져 있는데, 다음의 AES 분석결과부터 GaN 박막에 불순물로 존재하는 Oxygen(O) 때문일 것으로 추정된다. 그림 10은 700°C에서 성장시킨 GaN(0001)/ α -Al₂O₃(0001)의 AES 깊이분포 분석결과이다. 최외각 표면에서 Carbon(C)과 Oxygen(O)이 관찰되는데, 표면오염으로 예측된다. 그러나 GaN-박막의 내부에는 O가 분명히 존재하며, O는 GaN의 전체에 걸쳐서 불순물로 혼입되어 있다. DBD-MOCVD 공정에서 O가 혼입될 가능성으로 DBD-source의 전극으로 사용한 Mo(molybdenum)봉의 표면에 존재할 산화물(MoO)과 dielectric 재료로 이용한 석영을 고려

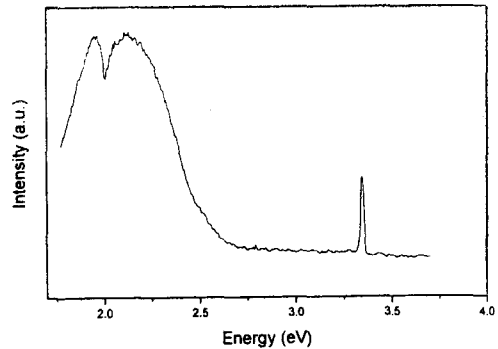


Fig. 9. PL spectrum of DBD-MOCVD grown GaN shown in Figure 7 was presented.

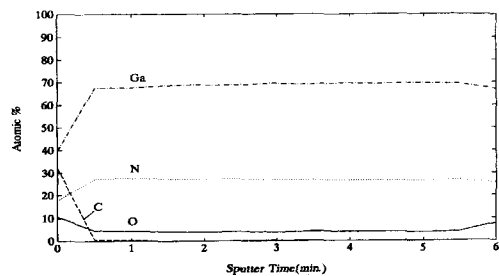


Fig. 10. Impurity distribution in DBD-MOCVD grown GaN was characterized by AES and presented.

할 수 있다. 기존의 MOCVD 공정에서 C와 O의 혼입이 관찰되지 않았으므로 사용한 가스로부터 O가 혼입될 가능성은 희박하기 때문이다. 이 결과를 관찰한 후에 Mo전극을 Tungsten(W)으로 대체하여 O-혼입은 줄일 수 있었으나 완전히 제거하지 못하였다. 그러므로 텅스텐 전극을 이용할 때 O-혼입은 주로 DBD-source에 이용한 석영관의 영향이 많을 것으로 생각된다.

DBD-N Source가 NH₃를 대체하여 기대할 수 있는 장점은 NH₃를 분해시키기 위하여 고온으로 가열시키지 않아도 되므로 sapphire(α -Al₂O₃) 기판을 Si이나 GaAs 등과 같이 값이 싼 재료로 대체할 가능성이 높다.

SEM과 TEM 분석으로부터 성장속도는 1.8~9 μ m/hr이며 DBD-MOCVD를 이용하여 우수한 양질의 GaN 박막을 얻기 위해서는 공정변수의 최적화와 함께 추가적인 연구가 필요하다.

4. 결 론

본 연구에서는 TMGa와 유전체 장벽방전에 의한 질소함유 활성종을 이용하여 Sapphire기판위에 저온 GaN 박막을 성장시켰다. 유전체 장벽방전에 의하여 뛰어난 질소함유 활성종을 개발하였으며 GaN 박막 성장 결과 700°C의 저온성장에서도 우수한 (0001) 배향성이 확인되었다. 완충층의 공정변수에 따라 박막의 표면형상 및 결정성이 변함을 관찰하였다. Sapphire기판의 저온 GaN 박막성장으로 유전체 장벽방전 방법의 효율성이 확인되었고 이로써 III-V 질소화합물 반도체 에피택 성장에 있어 새로운 MOCVD

공정이 제안된다.

감사의 글

본 연구는 한국과학재단의 연구비(98-0300-08-01-03) 지원으로 실행하였습니다.

참 고 문 헌

1. S. Strite, M.E. Lin and H. Morkoc, *Thin Solid Films* **23**, 197 (1993)
2. S. Strite and H. Morkoc, *J. Vac. Sci. Technol.* **B 10**, 1237 (1992)
3. R.F. Davis, *NATO ASI Ser.* **185**, 653 (1990)
4. K. Naniwae, S. Itoh, H. Amano, K. Itoh, K. Hiramatsu, and I. Akasaki, *J. Crystal Growth* **99**, 381 (1990)
5. H. Okumura, S. Misawa, T. Okahisa and S. Yosida, *J. Crystal Growth* **136**, 361 (1994)
6. W.E. Hoke, P.J. Lemonias and D.G. Weir, *J. Crystal Growth* **111**, 1024 (1991)
7. M.C. Yoo, T.I. Kim, K. Kim, K.H. Shim and J. Verdeyen, *Optical and Quantum Electronics* **27**, 427 (1995)
8. D.-W. Kum, J. Kim and J. Lee, in 98 Korea-Japan Joint Workshop on short wavelength Semiconductor Optoelectronic Devices and Materials Proceedings.