

Vapor Transport법에 의한 GaN 결정의 성장과 특성

김 선 태
대전산업대학교, 재료공학과

Growth and Properties of GaN Crystals by Vapor Transport Method

S. T. Kim

Department of Materials Engineering, Taejon National University of Technology, Taejon 300-717

(1998년 12월 14일 받음, 1999년 1월 9일 최종수정본 받음)

초 록 액상의 Ga로부터 공급되는 기체상태의 Ga과 NH₃를 1050~1150°C의 온도범위에서 직접 반응시켜 사파이어 기판 위에 직경이 5~27 μ m이고, 높이가 2~27 μ m인 육각기둥 형태의 GaN 결정을 성장하였다. GaN 결정의 성장 초기에는 c-축 방향으로 우선 성장된 후 성장시간과 성장온도 및 NH₃의 유량이 증가함에 따라 기체상태의 Ga공급이 제한됨으로써 성장률이 둔화됨과 동시에 a-축 방향으로 우선 성장되었다. GaN 결정의 크기가 증가함에 따라 결정의 품질이 개선되어 X-선 회절강도와 중성도너에 구속된 엑시톤 관련 발광밴드 (I_b)의 강도가 증가하고, I_b 발광밴드의 반치폭이 감소하였다.

Abstract Hexagonal-columnar-shaped GaN microcrystals with a dimension of 5~27 μ m in diameter and 2~27 μ m in height were grown on sapphire substrate by the direct reaction of NH₃ and Ga vapor from liquid Ga source at the temperature range of 1050~1150°C. At the initial stage of GaN growth process, the GaN crystals were grown preferably along c-axis direction, but further increase in growth conditions, i. e.; growth temperature, growth time, and NH₃ gas flows, resulted in the drop of growth rate and prefer to grow along a-axis direction. With increase of the GaN crystal-size, both intensity of XRD and neutral-donor bound exciton-related emission band (I_b) were increased, and the fact that full width at half maximum was decreased means that the quality of GaN crystals were improved.

1. 서 론

III-V족 질화물 반도체 GaN은 용점이 약 2400°C 정도이고, 질소의 평형증기압이 1700°C에서 약 10만 기압 정도로 매우 높기 때문에 Bridgman법이나 Czochralski법 등으로 벌크 결정을 성장시키기가 곤란하다. 따라서 매우 높은 N₂ 압력을 유지하여 Ga내에 N 원자를 용해시켜 벌크 결정을 성장하고 있다.^{1,2)} 그러나 고온·고압을 유지하는 실험 장치의 복잡성과 운영의 어려움으로 크게 진전되지 않고 있으므로 보다 간편한 방법으로 GaN 결정을 성장하는 방법이 필요하다.

Ga과 NH₃는 1000°C 이상의 온도에서 Ga+NH₃⇌GaN의 반응에 의하여 합성되거나 분해된다.³⁾ 따라서 1000°C 이상의 온도에서 Ga과 NH₃를 직접 반응시켜 GaN 분말을 합성하거나 크기가 작은 침상형 혹은 판상형 GaN 결정을 성장하였으며,^{4,5)} 합성된 GaN 분말을 1100°C 이상의 온도에서 승화시켜 재 결정화하는 방법(sublimation method)으로 수 mm 크기의 침상형 결정을 성장하였다.^{6,7)} 최근에는 GaN 분말을 승화시켜 사파이어 기판 위에 재 성장한 침상형 결정을 이용하여 유기금속 기상성장(MOCVD: metalorganic chemical vapor deposition)법에 의한 GaN의 homoepitaxy 성장이 보고되었다.^{8,9)} 한편, Fischer 등은¹⁰⁾ Ga과 SiC 기판을 근접시키고 1240°C의 온

도로 가열하여 NH₃를 반응시키는 방법(HTVPE: high temperature vapor phase epitaxy)으로 20 μ m 두께의 GaN을 성장하였으며, Baranov 등은¹¹⁾ Ga과 GaN 분말을 동시에 사용하는 방법(SST: sublimation sandwich technique)으로 사파이어 기판 위에 0.5mm 두께의 GaN을 성장하였다. 이와 같은 방법들을 이용하여 비교적 간편하게 벌크 GaN 결정을 성장할 수 있지만, 보다 큰 결정을 얻기 위해서는 많은 연구를 필요로 한다.

이 연구에서는 Ga과 사파이어 기판을 근접시키고 1050~1150°C의 온도로 가열하여 생성된 기체상태의 Ga을 사파이어 기판부분으로 이송(transport) 시킨 후 NH₃ 가스 와 반응시키는 방법으로 사파이어 기판위에 GaN 결정을 성장하였다. 성장조건을 달리하여 성장된 GaN 결정에 대하여 주사전자현미경(SEM: scanning electron microscopy), X-선 회절(XRD: X-ray diffraction) 및 광루미네선스(PL: photoluminescence) 등을 측정하여 특성을 평가하였다.

2. 실험 방법

이 연구에서 GaN을 성장시키기 위하여 사용한 장치의 개략도를 그림 1에 나타내었다. GaN 성장장치는 SiC 발열체를 사용한 수평형 1단 전기로에 내경이 34mm인 석영 반응관을 설치하고, 그 내부에 석영 반응장치를 위치시켰

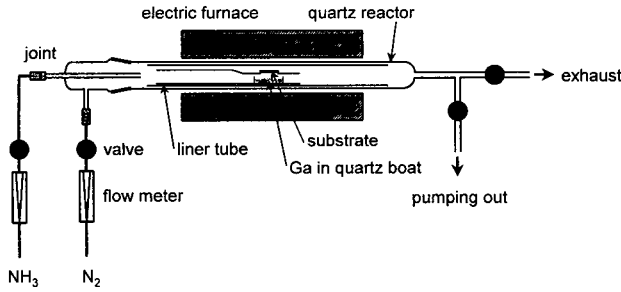


Fig. 1. Schematic diagram of apparatus used for growth of GaN by vapor transport method.

다. 반응장치의 아래 부분에 내경이 10mm인 Ga 보트를 설치하고 그 위에 사파이어 기판을 얹었다. 사파이어 기판과 Ga 표면 사이의 간격은 약 6~8mm가 되도록 하였다. (0001) 면의 사파이어 기판을 5×5mm² 크기의 절단한 후 유기용제로 초음파 세척하여 사용하였다. 석영반응관내에 반응장치를 설치 한 후 반응관 내부를 1×10⁻³ torr의 진공으로 배기한 후 전기로의 온도를 500℃까지 상승시키고 20분을 유지하여 pre-cleaning을 행하였다. 전기로의 온도를 결정 성장온도까지 상승시키는 동안 N₂ 가스를 공급하였으며, 결정성장 시간동안은 NH₃ 가스를 공급하였다. 결정성장이 종료되면 전기로의 온도를 10℃/min의 속도로 냉각하였으며, 600℃의 온도까지 NH₃를 공급하여 성장된 GaN가 재분해되는 것을 방지하였다. 성장온도, 성장시간 및 NH₃의 유량은 각각 1050~1150℃, 10~540분 및 6~24sccm의 범위 내에서 변화시켰다.

성장된 결정의 크기와 형태를 SEM으로 조사하였고, CuK α 선을 이용한 XRD 패턴으로부터 성장된 GaN의 결정구조를 파악하였으며, 광학적 성질을 알아보기 위하여 10K의 온도에서 여기광원으로 He-Cd 레이저를 사용하여 PL 스펙트럼을 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 성장조건에 따른 GaN 결정의 형태

서로 다른 조건에서 기체상태의 Ga과 NH₃의 반응에 의하여 사파이어 기판 위에 성장된 GaN 결정을 사파이어 기판 표면에 대하여 수직인 방향과 45° 기울인 방향에서 SEM으로 관찰하여 그림 2에 나타내었다. 그림 2에 보인 시료들의 성장조건을 정리하여 표 1에 나타내었다. GaN 결정들은 육각기둥 형태로 성장되었으며, 45° 기울인 방향에서 관찰하였을 때 성장조건에 따라 결정의 크기와 형태가 변화되었다. 그림 2에서 육각형으로 보이는 면은 GaN의 c-축 방향의 기저면(basal plane)에 해당하는 (00.1) 면이

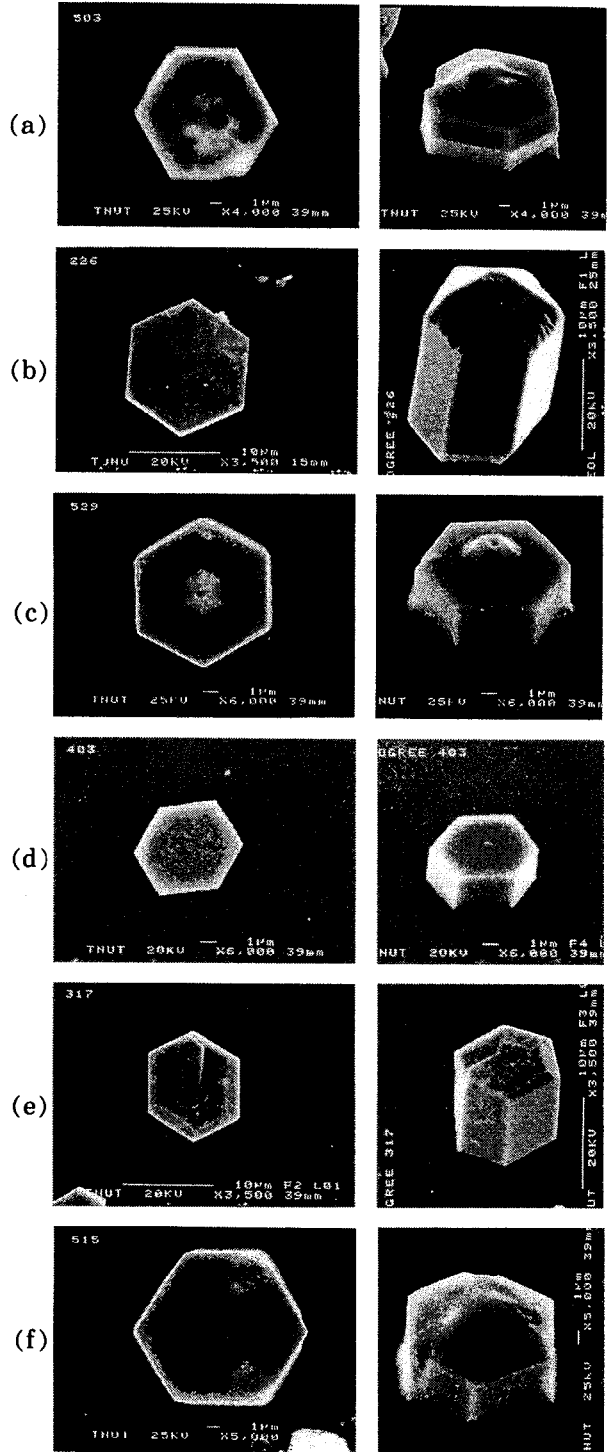


Fig. 2. Scanning electron microscopy images of plane view (left side) and 45° tilted view (right side) of the GaN crystals grown by vapor transport with the conditions in table 1.

Table 1. Growth conditions for the GaN crystals shown in Fig. 2.

Sample	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
Growth Parameters						
Temperature(℃)	1100	1100	1100	1130	1100	1100
Time(min)	10	60	540	60	240	240
NH ₃ flows(sccm)	24	24	24	24	18	24

고, 육각 기둥의 측면은 GaN의 기저면에 수직인 *a*-축 방향의 프리즘면 (prismatic plane)에 해당하는 (10.0) 면으로서,⁵⁾ GaN 결정들은 기저면이 사파이어 기관의 표면에 대하여 평행하게 성장되었다. 이와 같이 성장된 GaN 결정들의 성장조건에 따른 크기 변화를 알아보기 육각 기둥의 측면과 측면 사이의 거리를 직경 *a*로 택하였고, 사파이어 기관으로부터 육각 기둥의 측면이 기저면과 수직하게 보이는 부분까지를 결정의 높이 *c*로 택하였다.

우선 성장온도와 NH₃의 유량을 각각 1100°C와 24sccm으로 유지하고 성장시간을 10분, 60분 및 540분으로 변화시킨 경우(그림 2-a, b, c), GaN 결정의 크기는 성장시간에 따라 증가한 후 감소하였다. 특히 성장시간이 60분인 경우(그림 2-b) GaN 결정의 직경과 높이는 각각 13.3 μ m와 16.7 μ m이었고, *c*-축 방향으로의 우선 성장과 <10.1> 방향인 피라미드면 (pyramidal plane)의 발달에 의하여 끝이 뾰족한 육각 기둥형태의 결정이 성장되었다. 그러나 성장시간이 각각 10분과 540분의 경우는 그림 2-a)와 그림 2-c)와 같이 *c*-축 방향으로의 성장보다 *a*-축 방향의 우선 성장에 의하여 높이에 비하여 직경이 크고, 피라미드 면의 성장이 거의 이루어지지 않아 끝이 평탄하게 되었다. 그림 3은 성장온도를 1100°C에서 NH₃의 유량을 각각 12sccm과 24sccm으로 일정하게 유지하여 성장시킨 GaN 결정의 높이와 직경의 비 (*c/a*)를 성장시간에 대하여 나타낸 것이다. 성장시간 60분 범위 내에서는 *c*-축 방향의 우선 성장에 의하여 *c/a*가 급격하게 증가하였고, 그 이상의 시간에서는 *c*-축 방향의 성장보다는 *a*-축 방향의 우선 성장에 의하여 *c/a*가 감소하였으며, 성장시간이 경과하여도 *c/a*는 일정한 값을 나타내었다.

한편, 성장시간과 NH₃의 유량을 각각 60분과 24sccm으로 일정하게 하고 성장온도를 변화시켰을 때, 성장온도가 1100°C(그림 2-b)에서 1130°C(그림 2-d)로 증가함에 따라 GaN 결정의 직경과 높이는 각각 13.3 μ m와 16.7 μ m에서 5.6 μ m와 2.6 μ m로 감소하였다. 또한 성장온도가 증가함에 따라 *a*-축 방향으로의 우선 성장에 의하여 *c/a*가 작아졌으며, 피라미드면이 발달되지 않아 끝이 매우 평탄한 결정으로 성장되었다. 그림 4는 NH₃ 유량과 성장시간을 각각 24sccm과 60분으로 일정하게 하여 성장시킨 GaN 결정의 직경과 높이를 성장온도에 대하여 나타낸 것이다. 성장온도가 증가함에 따라 GaN 결정의 높이와 직경이 감소하였다. 이와 같이 성장온도가 증가함에 따라 결정의 크기가 감소하는 것이 성장된 GaN 결정의 열적인 분해에 의한 것이라 가정하고 GaN의 분해반응에 필요한 활성화에너지를 구하였다. 그림 4에 나타난 점선의 기울기로부터 구해진 활성화 에너지는 1.66eV로서 GaN 분말에 대하여 Sime과 Margrave가¹²⁾ 구한 활성화 에너지 2.685eV와 Groh 등이¹³⁾ 구한 3.24eV에 비교하여 작은 값이다. 이와 같은 실험 값의 차이는 Sime과 Margrave는 N₂ 분위기 중에서, Groh 등은 10⁻⁶ torr의 진공 중에서 각각 GaN 분말의 무게 변화로부터 활성화 에너지를 구하였기 때문이라 여겨진다.^{12, 13)}

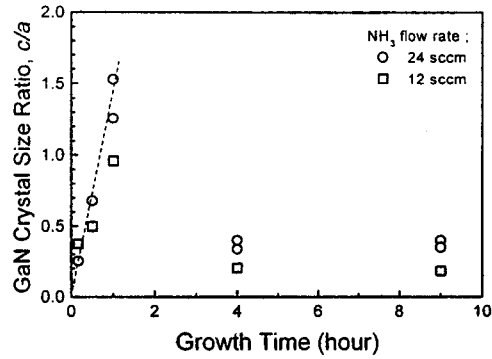


Fig. 3. Dependence of the GaN crystal size ratio of height to diameter (*c/a*) on the growth time at the temperature of 1100°C.

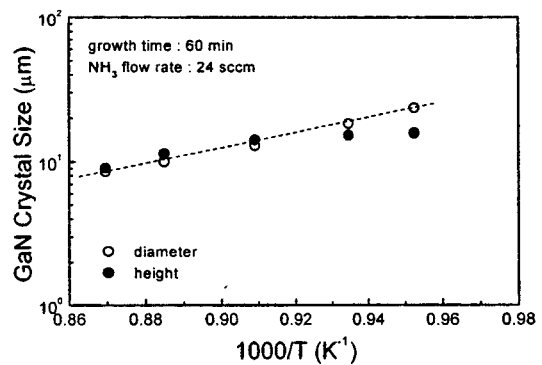


Fig. 4. GaN crystal size of diameter and height as a function of the growth temperature.

성장된 GaN 결정의 형태는 NH₃의 유량에도 관계하여 NH₃의 유량이 18sccm 인 경우는 그림 2-e)와 같이 *c*-축 방향으로 우선 성장되었으나 유량이 24sccm인 경우는 그림 2-f)와 같이 *a*-축 방향으로 우선 성장되었다. 그림 5는 성장온도를 1100°C로 일정하게 하고, 성장시간을 각각 60분과 240분으로 달리하여 성장시킨 GaN 결정에 대한 *c/a*를 NH₃의 유량에 대하여 나타낸 것이다. 성장시간이 60분의 경우는 NH₃ 유량의 증가에 따라 *c*-축 방향으로의 우선 성장에 의하여 *c/a*가 증가하지만, 성장시간이 240분인 경우는 NH₃의 유량이 증가함에 따라 *a*-축 방향으로의 우선 성장에 의하여 *c/a*가 감소하였다.

이와 같이 GaN 결정의 크기가 특정의 성장조건 이상에서 감소하는 경향을 나타내는 것을 알 수 있다. 그 이유로서는 우선 기체상태의 Ga의 공급이 충분한 초기 성장영역에서는 NH₃와의 반응에 의하여 GaN 결정의 크기가 증가하게 된다. 그러나 성장시간, 성장온도 및 NH₃의 유량이 증가함에 따라 빠른 속도로 액상의 Ga 표면에 GaN가 형성됨으로써 기체상태의 Ga이 기관에 공급되는 양이 제한된다. 이로 인하여 GaN 결정의 성장속도가 둔화됨과 동시에 이미 성장된 GaN 결정의 열적인 분해에 의하여 결정의 크기가 작아지게 된다. Sakai 등은¹⁴⁾ GaN 분말을 승화시켜 GaN 결정을 성장하는 경우 3시간 이상에서는 결정의 크기가 더 이상 증가하지 않고 오히려 감소하게 됨을 보고하였다. 이들은 4극 질량분석(QMS : quadrupole mass

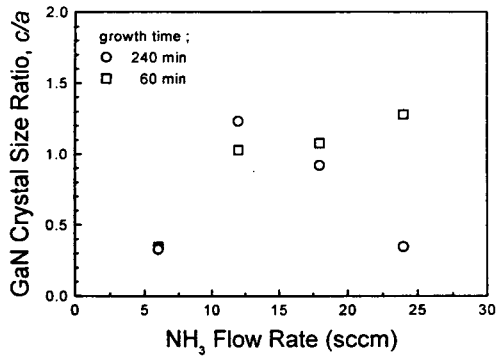


Fig. 5. Dependence of the GaN crystal size ratio of height to diameter (*c/a*) on the NH₃ flow rates.

spectroscopy) 의 결과로부터 GaN의 성장은 GaNH와 GaN₂H에 의하여 이루어지며, 이들이 소모됨에 따라 성장률이 급격하게 감소한다고 하였다. 또한 Baranov 등은¹¹⁾ Ga + (GaN 분말)로부터 GaN 결정의 초기 성장과정에서는 Ga과 N 화합물 이외에 GaCH₃, GaO, GaCN 및 Ga₂O₂ 등의 화합물과 미세한 Ga 덩어리 등에 의하여 성장이 되고, 이들이 다 소모된 후에는 GaN 분말의 분해에 의하여 결정이 성장되므로 성장률이 감소한다고 하였다. 따라서, Ga으로부터 공급되는 기체상태의 Ga 량을 충분히 유지하고, Ga의 표면에 형성되는 GaN를 열분해시켜 제거함으로써 GaN 결정을 보다 크게 성장할 수 있을 것으로 여겨진다. 실제로 Fischer 등은¹⁰⁾ Ga의 온도를 1240°C로 유지하고 Ga과 기판 사이의 온도차를 10~20°C로 유지하여 250 μm/h의 속도로 GaN를 성장하였으며, Baranov 등은¹¹⁾ 1000~1300°C의 온도범위에서 Ga + (GaN 분말)과 기판 사이의 온도차를 10~100°C로 유지하여 Ga의 성장률을 0.1~1.1mm/h를 얻었다. 따라서, 사파이어 기판위에 보다 큰 GaN 결정을 성장하기 위해서는 Ga의 온도를 현재보다 높게 유지하여 기체상태의 Ga 공급은 물론 NH₃와의 반응에 의하여 Ga위에 생성된 GaN를 열적으로 분해하여 기판이 있는 영역에 공급하여야 하며, 아울러 Ga과 기판 사이에 온도차이를 갖게 함으로써 반응에 참여하는 원자들의 확산을 증가시켜야 할 것이다.

3.2. 성장조건에 따른 GaN 결정의 특성

그림 6은 그림 2에 보인 각각의 시료에 대한 XRD 패턴을 나타낸 것이다. 성장된 GaN 결정들에 의한 XRD 패턴은 GaN 분말과 같이¹⁵⁾ 육방정 결정의 기저면에 해당하는 (00.2)와 (00.4) 면으로부터의 강한 회절 피크와 피라미드 면에 해당하는 (10.1), (10.2) 및 (10.3)과 프리즘 면에 해당하는 (10.0)면과 (11.0) 면 등에 의한 회절로 구성되어 있으며, 약 42° 부근에서 기판으로 사용된 사파이어의 (00.6) 면에 의한 회절이 함께 나타났다. 그림 6으로부터 성장시간과(그림 6-a, b, c), 성장온도가 증가하거나(그림 6-b, d), NH₃의 유량이 증가함에 따라(그림 6-e, f) 다른 면들에 의한 회절강도에 비하여 기저면에 의한 회절이 주되게 나타나는 사실로부터 GaN 결정들이 *c*-축 방향으로 잘 발달되어 성장됨을 알 수 있다.

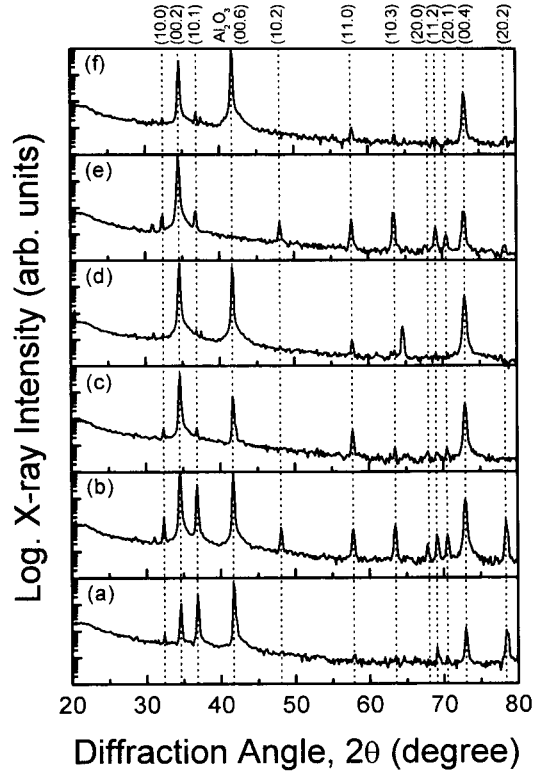


Fig. 6. XRD patterns of GaN crystals grown by vapor transport at the conditions in table 1.

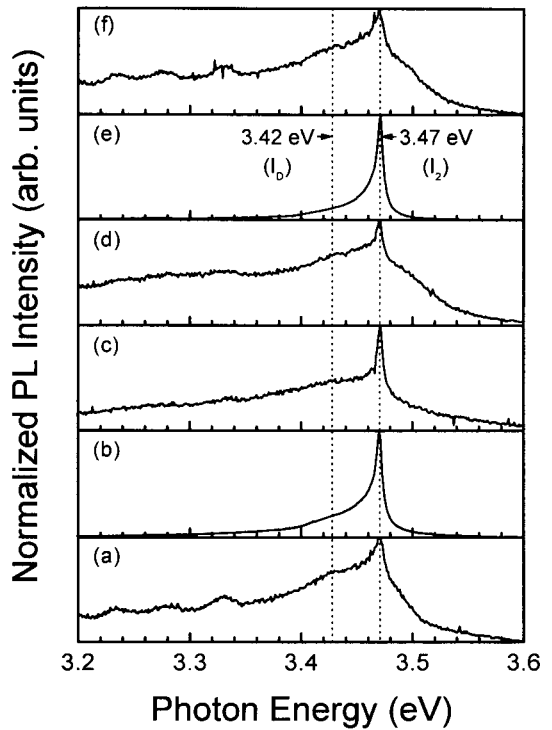
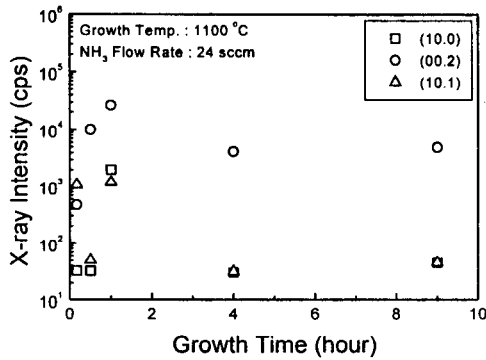


Fig. 7. PL spectra at 10 K from GaN crystals grown with the conditions in table 1.

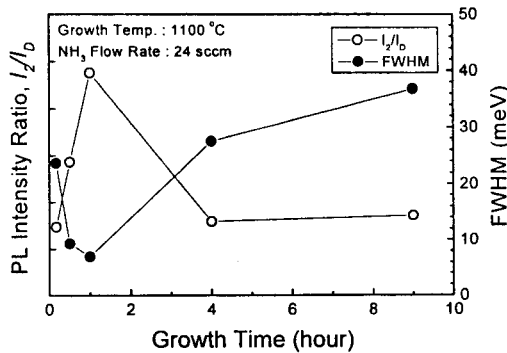
그림 7은 그림 2에 보인 각각의 시료에 대하여 10 K의 온도에서 측정된 PL 스펙트럼을 보인 것이다. 10 K의 온도에서 측정된 PL 스펙트럼은 3.472eV 부근에서 중성도너에

속박된 여기자의 소멸에 의한 발광 (I_2) 과^{16,17)} 결정결함 혹은 결정의 면 방향과 관련된 3.42eV 부근의 발광 (I_D) 으로 구성되었다.^{18,19)} 특히 그림 7-b)에 보인 1100°C에서 60분 동안 성장된 GaN의 I_D 발광밴드 반치폭은 7meV로 비교적 작게 나타났다. 또한 많은 GaN 결정에서 보고되고 있는 얇은 준위의 도너-억셉터 쌍 사이의 재결합 발광(3.27eV 부근)과 깊은 준위에 의한 황색발광(2.25eV 부근)은 거의 관찰되지 않았다.²⁰⁾ 이와 같은 사실로부터 본 연구에서 성장된 GaN 결정은 광학적 성질과 관련된 결정성이 비교적 양호한 상태임을 알 수 있다. 그림 7에서 알 수 있듯이 GaN 결정의 크기가 큰 경우(그림 2-b, e)에는 그림 7-b)와 그림 7-e)에 보인 것과 같이 I_2 발광강도가 I_D 발광강도에 비하여 매우 크게 나타났으며, GaN 결정의 크기가 작은 경우(그림 2-a, c, d, f)에는 그림 7-a, c, d, f에서와 같이 I_2 발광강도가 작고 상대적으로 I_D 발광강도가 크게 나타났다.

그림 8-a)는 GaN에 대한 XRD 패턴에서 (10.0), (00.2) 및 (10.1) 면의 회절 강도를 성장시간에 대하여 나타낸 것이고, 그림 8-b)는 PL 스펙트럼의 I_2 와 I_D 의 발광강도의 비 (I_2/I_D)와 I_2 발광밴드의 반치폭을 성장시간에 대하여 나타낸 것이다. 이와 같은 결과를 그림 3과 비교할 때 성장시

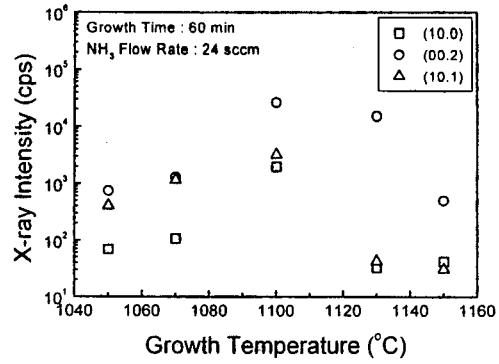


(a)

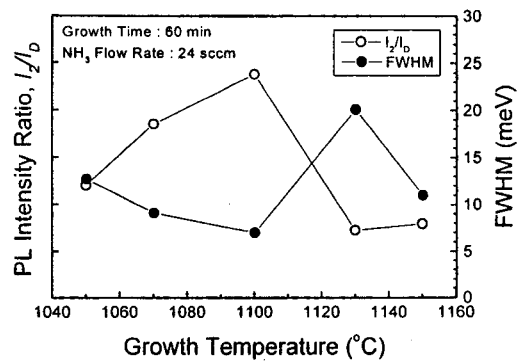


(b)

Fig. 8. Growth time dependence of (a) X-ray diffraction intensity and (b) PL intensity ratio of I_2/I_D and FWHM of I_2 emission band.



(a)



(b)

Fig. 9. Growth temperature dependence of (a) X-ray diffraction intensity and (b) PL intensity ratio of I_2/I_D and FWHM of I_2 emission band.

간에 따라 결정의 크기가 증가하는 영역에서는 X-선 회절 강도와 I_2/I_D 가 증가하는 경향을 보였고, 결정의 크기가 작아지는 영역에서는 감소하는 것을 알 수 있다. 또한 성장시간에 대한 I_2 발광 밴드의 반치폭은 I_2/I_D 에 대하여 반대의 경향을 보였다.

그림 9-a)는 성장온도에 따른 (10.0), (00.2) 및 (10.1) 면에 의한 X선 회절 강도를 나타낸 것이고, 그림 9-b)는 성장온도에 따른 PL 스펙트럼의 I_2/I_D 와 반치폭을 비교하여 나타낸 것이다. 성장온도에 대하여 X-선 회절 강도와 PL 스펙트럼의 I_2/I_D 는 같은 경향으로 변화하였다. 특히 성장온도에 대하여 I_2/I_D 는 (00.2) 면보다 (10.0) 면과 (10.1) 면의 변화와 잘 일치하였다. 이로부터 PL 스펙트럼의 3.42eV 근방에서 관찰되는 I_D 발광밴드는 GaN 결정의 프리즘면 혹은 피라미드면과 관련이 있음을 알 수 있다.¹⁹⁾

GaN 결정에 대한 XRD와 PL 특성으로부터 GaN 결정의 결정학적 성질과 PL 특성은 상당히 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다. 특히 결정의 크기가 증가함에 따라 X-선 회절강도의 증가와, I_D 발광밴드의 강도가 증가하고 반치폭이 감소하는 것은 GaN 결정의 품질이 향상되는 것을 의미하는 것이며, 이와 동시에 단위 면적당 GaN 결정의 fill-factor가 증가하였기 때문이라 여겨진다. 아울러 이와 같이

성장된 GaN 결정의 성장조건에 따른 특성을 보다 더 확실하게 규명하기 위해서는 micro-XRD와 micro-PL 및 micro-Raman 분광분석 등을 이용한 상세한 연구가 있어야 할 것으로 사료된다.

4. 결 론

이 연구에서는 액상의 Ga으로부터 공급되는 기체상태의 Ga와 NH₃를 1050~1150°C의 온도범위에서 10~540분 동안 반응시켜 사파이어 기판 위에 GaN 결정을 성장하고, 성장조건에 따른 결정의 형태 변화와 특성을 조사하였다.

GaN 결정들은 사파이어 기판의 표면에 대하여 기저면이 평행한 육각 기둥 형태로 성장되었다. 성장 초기에는 c-축 방향으로의 우선 성장에 의하여 GaN 결정의 높이와 크기가 증가하고, 성장시간과 성장온도 및 NH₃의 유량이 증가함에 따라 GaN 결정의 성장률이 감소하고 a-축 방향으로의 우선 성장에 의하여 GaN 결정의 높이가 낮아지고 직경이 증가하였다. 이는 성장시간과 성장온도 및 NH₃의 유량이 증가함에 따라 빠른 속도로 액상의 Ga 표면에 GaN가 형성됨으로써 기체상태의 Ga 공급이 제한되기 때문이다. GaN 결정의 XRD 특성과 PL 특성은 결정의 형태 변화와 크기에 밀접한 관계가 있으며, 결정의 크기가 증가함에 따라 X-선 회절강도와 I_b 발광밴드의 강도가 증가하고 반치폭이 감소하였다. 또한 PL 스펙트럼의 3.42eV 근방에서 관찰되는 I_b 발광밴드는 GaN 결정의 프리즘면 혹은 피라미드면과 관련이 있다.

감사의 글

이 연구를 수행하는데 있어 실험에 직접 참여한 김진용 군과 권영란 양, PL 측정에 도움을 주신 이철 군과 박해용 교수님께 감사드립니다. 아울러 이 연구는 정보통신부에서 시행한 1998년도 대학기초연구지원사업에 의하여 이루어졌음을 밝힙니다.

참 고 문 헌

1. C.D. Thurmond and R.A. Logan, J. Electrochem. Soc. **119**, 622 (1972)
2. R. Madar, G. Jacob, J. Hallais, and R. Fruchart, J. Crystal Growth **31**, 197 (1975)
3. S. Porowski and I. Grzegory, J. Crystal Growth **178**, 174 (1997)
4. E. Ejder, J. Crystal Growth **22**, 44 (1974)
5. D. Elwell, R.S. Feigelson, M.M. Simkins, and W.A. Tiller, J. Crystal Growth **66**, 45 (1984)
6. Y.J. Park, M.H. Son, E.K. Kim, and S.K. Min, J. Korean Phys. Soc. **32**, 621 (1998)
7. R.B. Zetterstrom, J. Mater. Sci. **5**, 1102 (1970)
8. I.K. Shmagin, J.F. Muth, J.H. Lee, R.M. Kolbas, C. M. Balkas, Z. Sitar, and R.F. Davis, Appl. Phys. Lett. **71**, 455 (1997)
9. T. Okada, S. Kurai, Y. Naoi, K. Nishino, F. Inoko, and S. Sakai, Jpn. J. Appl. Phys. **35**, L1318 (1996)
10. S. Fischer, C. Wetzels, W.L. Hansen, E.D.B. Courchesne, B.K. Meyer, and E.E. Haller, Appl. Phys. Lett. **69**, 2716 (1996)
11. P.G. Baranov, E.N. Mokhov, A.O. Ostroumov, M.G. Ramm, M.S. Ramm, V.V. Ratnikov, A.D. Roenkov, Y.A. Vodakov, A.A. Wolfson, G.V. Saparin, S.Y. Karpov, D.V. Zimina, Y.N. Marakov, and H. Juergensen, MRS-Internet J. NSR, **3**, article 50 (1998)
12. R.J. Sime and J.L. Margrave, J. Phys. Chem. **60**, 810 (1956)
13. R. Groh, G. Gerey, L. Bartha, and J. I. Pankove, Phys. Stat. Sol. (a) **26**, 353 (1974)
14. S. Sakai, S. Kurai, K. Nishino, K. Wada, H. Sato, and Y. Naoi, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **49**, 15 (1997)
15. R. Juza and H. Hann, Zeitschr. Anorgan. Allgem. Chem. **239**, 285 (1938)
16. R. Dingle, D.D. Shell, S.E. Stokowski, and M. Ilegems, Phys. Rev. **4**, 1211 (1971)
17. C. Merz, M. Kunzer, U. Kaufmann, I. Akasaki, and H. Amano, Semicond. Sci. Technol. **11**, 712 (1996)
18. S. Fischer, G. Steude, D.M. Hofmann, F. Kurth, F. Anders, M. Topf, B.K. Meyer, F. Bertram, M. Schmidt, J. Christen, L. Eckey, J. Holst, A. Hoffmann, B. Mensching, B. Rauschenbach, J. Crystal Growth **189/190**, 556 (1998)
19. S.T. Kim, Y.J. Lee, S.H. Chung, and D.C. Moon, Semicond. Sci. Technol. **14**, 156 (1999)
20. S.N. Mohammad, A.E. Botchkarev, A. Salvador, W. Kim, O. Aktas, and H. Morkoc, Phil. Mag. B, **76**, 131 (1997)