

GaN계 Laser Diode 개발 기술



박용조

삼성 종합 기술원

1. 서 론

Wurtzite 구조를 가지는 III-V 족 질화물계 반도체는 1.9 eV(InN)에서 3.4 eV(GaN), 6.2 eV(AlN)에 이르는 직접 천이형 금지대 폭을 가지고 있어 가시광선에서 자외선까지의 넓은 파장영역에서 Bandgap Engineering이 가능하다. 따라서 GaN, AlN, InN 고용체의 조성을 조절함으로써 다양한 파장의 광소자 제조가 가능하다. 또한 질화물 반도체는 ZnS, InP, GaAs 등 기존의 화합물 반도체에 비해 고온에서 구조적 안정성이 매우 우수한 점 등 고유한 장점을 가지고 있어 광소자뿐만 아니라 고온 고출력 전자소자로도 각광을 받고있다. 그림 1은 반도체의 Bandgap과 실현 가능한 빛의 관계를 보여주는 것으로 현실적으로 청/녹색 및 UV 영역의 빛을 얻기 위해서는 GaN, InN, AlN 등 질화물 반도체를 사용한 Bandgap Engineering이 유일한 대안임을 알 수 있다. SiC는 간접 대역 반도체로 발광효율이 심각하게 떨어져 광소자 재료로는 부적합하고, ZnSe 계통의 II-VI 반도체들은 구조적으로 취약하다는 약점이 있어 이미 질화물반도체와의 단파장 발광소자 경쟁에서 뒤떨어져 있는 상황이다.

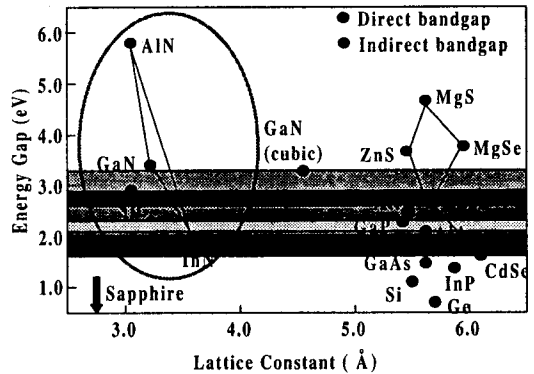


그림 1. 각 반도체의 에너지갭 및 실현 가능한 빛

질화물반도체 소자에 대한 연구는 90년대초부터 활발하게 진행되어 GaN를 기초로한 청/녹색 Light Emitting Diode (LED)는 93년에 이미 상품화되었고 [1~3], 그 뒤를 이어 410nm 단파장대의 자색 Laser Diode (LD) 개발이 본격화되고 있다. 이 단파장 LD는 향후 차세대 광기록 기기의 광원으로 주목을 받고 있다. 이 자색 LD가 실용화되면 기존의 650nm 파장대의 적색 LD에 비해 광기록 밀도를 3배이상 증가시켜 12cm 디스

크 단면에 15Gbyte까지 기록 가능할 것으로 기대된다. 이 분량은 HD TV 2 시간 방영에 해당되는 것으로 향후 디지털 방송 시대에 기존의 VTR을 대체하는 등 그 파급 효과가 지대할 것으로 예상된다. 자색 LD는 일본의 니치아사가 1995년말에 InGaN Multi-Quantum Well(MQW)을 사용하여 처음으로 펄스발진에 성공한 이후[4], 팔목할만한 속도로 개발이 진행되어왔다. 니치아사는 이미 수명 10,000 시간인 5 mW급 자색 LD 시제품을 출하하였고[4, 5], 2000년 이후에는 30 mW급 고출력 자색 LD 시제품도 선보일 것으로 예상된다.

ZnSe계 LD 개발 진도와 비교했을 때, 얼마나 빨리 GaN계 자색 LD 개발이 진행되어 왔는지 알 수 있다. ZnSe계 청녹색 LD의 수명은 지난 1993년 상온 발진에 성공한 이래 4년동안에 400시간으로 증가한 반면[6] GaN계 자색 LD의 수명은 1996년말 상온발진을 기점으로 1년만에 상품화로서 중요한 기준인 수명 10,000시간을 달성하였고, 이미 99년 초에 410 nm대의 5 mW급 청자색 LD 시제품이 나오고 있는 실정으로 그 개발속도가 월등히 빠른 것을 알 수 있다. 이러한 분위기 속에서 세계적으로 많은 연구 그룹들이 GaN계 LD 개발에 집중하였으나 최근까지도 일본의 소니, 마쓰시다, 후지츠, 미국의 Cree사, Xerox사 등 몇 회사들만이 LD 발진에 성공하였다. 국내에서는 삼성, LG가 상온 발진에 성공하였다[7~14].

GaN계 LD는 다른 기판 위에 성장함으로써 구조가 복잡하고 제조 기술 또한 습식 식각이 어려운 점 등 문제 때문에 GaAs, InP 등 종래의 화합물반도체 LD 기술에 비해 상당히 복잡한 편이다. 이 글에서는 먼저 GaN를 기초로한 자색 LD의 응용 분야인 광기록기기를 소개하고, 다음에 관련 중요기술을 살펴보고자 한다.

2. 광기록 기기

앞에서 언급한 것처럼 GaN계 청자색 LD의 가장 중요한 응용 분야는 차세대 고집적 광기록 기기이다. 광기록 기기는 대물렌즈로 축소된 레이저 광으로 디스크상에 미세한 마크를 만들어 데이터를 기록 재생한다. 결과적으로 레이저광을 작게 할수록 데이터의 기록밀도가 높아지는데, 그렇다고 광의 빔 직경을 무한히 작게 할 수 있는 것은 아니다. 광원파장과 대물렌즈의 NA(Numerical Aperture)에 의해서 결정되는 물리적인 값(회절한계)까지 밖에 좁힐 수 없다. 이 한계치는 광원 파장이 감소함에 따라 작아지는데, 결국 파장이 짧은 광원을 쓸수록 광 디스크의 면기록 밀도는 올라간다. 레이저광을 사용하는 디스크형 광기록 기기는 기존의 VTR에 비해 여러 가지 장점이

있다. 디스크이기 때문에 감거나 되돌릴 필요가 없고, 또한 녹화 개시 버튼을 누르기만 하면 미기록 부분을 재빨리 찾아내 기록을 시작한다. 녹화한 복수 프로그램의 목차를 화상아이콘으로 표시하여 버튼을 누르면 바로 재생하는 것도 가능하다. 복수의 신세대 DVD 디스크를 Auto Changer 기능을 갖춘 Home Server 장치에 두고 예약이 불필요한 연속 녹화를 즐기거나, 데이터 방송으로 배포되는 정보를 축적하는 용도로도 쓸 수 있다.

그림 2는 광기록 기기의 변천을 보여주는데, 현재 780 nm 대 파장의 광원을 사용하는 직경 12 cm인 CD 계열의 기록 기기가 보편화되어 사용되고 있다. 그 뒤를 이어 650 nm 파장대의 적색 LD 광원을 사용하는 5Gbyte급 기록 기기가 시장에 출현하였고, 향후 2년내에 그 시장이 성숙될 것으로 예상된다. 다음 세대 광기록 기기의 광원으로 410 nm 대의 GaN LD를 사용하면 적색 LD에 비해 기록밀도를 3배 증가시켜 15Gbyte의 고집적 기록밀도를 얻을 수 있을 것으로 예상된다. 이러한 단파장 LD를 장착한 고집적 광기록 기기는 2002년경 출현하여 2005년경 시장이 성숙될 것으로 판단된다. DVDR용 자색 LD 시장은 현재의 시제품 판매이후 매년 급격한 증가가 이루어져 2005년경 22억 달러에 이를 것으로 예상된다[15].

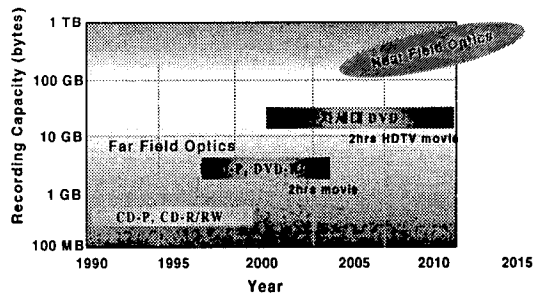


그림 2. 광기록 기기의 변천 추이

15Gbyte의 기록용량은 향후 이루어질 지상파디지털 TV 방송을 위해 중요한 기준이 된다(그림 3). 미국에서는 98년 11월에 이미 방송을 시작하였고, 국내에서도 2000년도부터 디지털 방송을 시작할 것으로 계획되어 있다. 그림 3에 보이는 것처럼 15Gbyte 기록 용량을 실현하면 현행 TV 방송 정도의 화질로 6시간, HDTV 화질로 2시간 이상의 디지털 영상 데이터를 녹화할 수 있다. 즉 15 Gbyte 기록 용량은

HDTV 방송으로 보여주는 일반적인 영화 한 편을 디스크 한 장에 담을 수 있는 크기로 LD를 사용하는 광기록 기기가 기존의 VTR을 대체하는데 중요한 기준이 된다. 한편, Bit Rate을 실시간보다 적은 장시간 녹화 상태로 하면 디스크 한 장에 약 20 시간의 녹화도 가능하게된다. 이러한 이유로 세계 유수의 대기업들이 많은 인력과 자본을 집중하여 자색 LD 연구 개발에 열중하고 있다. 이는 이들 대부분의 기업들이 전자 제품 조립 및 제작 업체라는 특성으로 인해 향후 시장을 주도할 차세대 고밀도 DVDR 핵심 부품의 자급이 매우 긴박한 상황이기 때문이다.

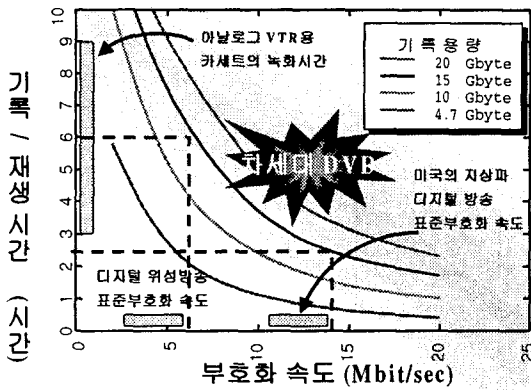


그림 3. 부호화 속도와 기록/재생 시간과의 관계

3. GaN계 LD 기술

3.1 고품질 결정성장

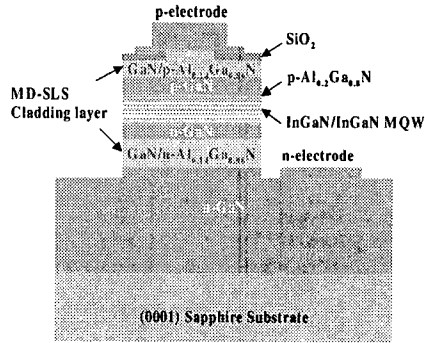
GaN는 질소가스의 평형압이 매우 크므로 종래의 다른 화합물반도체에 비해 용탕 상태에서 GaN 기판을 성장하기가 거의 불가능하다. 결과적으로 박막은 다른 기판위에 성장되는데, GaN 박막 성장을 위해 일반적으로 사용되는 기판재료는 주로 사파이어와 SiC가 있다. 사파이어는 GaN와 약 13%의 격자 부정합을 보이는 반면 SiC의 경우 약 4%의 차이를 보여 격자 정합 측면에서는 SiC가 다소 유리한 기판재료이다[1]. 그러나 SiC 웨이퍼의 경우 세계적으로 생산량이 적고 단가가 사파이어 웨이퍼에 비해 10 배 가까이 비싸서 쉽게 사용할 수 있는 기판이 아니다. 이러한 이유로 대부분의 연구 그룹은 사파이어를 GaN 성장을 위한 기판으로 사용하고 있다. 초기 연구 단계에서 GaN 성장은 크게 MOCVD와 MBE

공정에 의해 시도되었으나 일본 니치아사의 나카무라가 Two-Flow MOCVD 공정을 이용하여[16] 청색 LED 및 LD 발전에 성공한 이래 MOCVD 공정은 GaN 결정 성장을 위한 주 공정으로 자리잡고 있다.

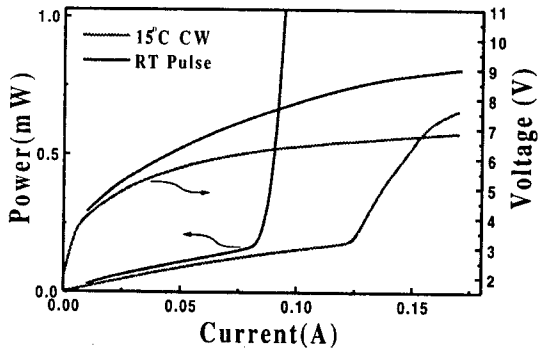
격자 부정합이 13%나 되는 기판 위에 양질의 결정을 성장시키기 위해 Akasaki 그룹은 처음으로 저온 AlN 버퍼층을 사용하였으며[17, 18], 지금은 저온 GaN 버퍼가 보편적으로 많이 사용되고 있다[1]. 이러한 저온 버퍼층 사용은 현재 MOCVD를 이용한 GaN 성장에는 없어서는 안될 핵심기술로 이용되고 있다. 약 20~40 nm 두께의 비정질 혹은 다결정질 저온 버퍼층은 격자 부정합에 따른 결정품질의 저하를 완충하여 양질의 GaN 성장을 가능하게 한다. 이때 일반적으로 얻어지는 GaN 결정의 결함 밀도는 공정이나 연구그룹에 따라 다소간 차이를 보이지만 약 $10^8 \sim 10^{10} \text{ cm}^{-3}$ 정도의 수치를 보인다. 이 값은 기타의 Homoepitaxy 반도체 재료에 비해 상당히 큰 값이지만 GaN의 경우 이렇게 높은 결함 밀도에서도 고휘도의 발광소자로 작동하는 특성을 보이고 있다. 그 이유에 대해서는 아직도 논란의 여지가 많지만 InGaN 활성층 내에서의 양자점 형성 및 낮은 전자의 확산 거리가 고 발광 효율의 원인으로 고려되고 있다[19]. 그러나 발광효율을 높이거나 레이저 발전을 위해서는 결정 내 결함 밀도를 큰 폭으로 낮추어 줄 필요가 있다.

그림 4(a)는 삼성종합기술원에서 성장한 자색 LD의 구조 및 특성을 보여준다. 기판은 (0001)면 사파이어 기판을 사용하였고 그위에 GaN 버퍼층, n-GaN 접촉층, n-AlGaIn 클래드층, n-GaN 가이드층, 5쌍의 InGaIn/InGaIn MQW층, p-AlGaIn Electron Blocking Layer, p-GaN 가이드층, p-AlGaIn 클래드층, p-GaN 접촉층으로 되어 있다. 사파이어 기판은 절연체이기 때문에 n 전극은 n-GaN 접촉층까지 에칭하여 위로부터 제조하였다. 또한 사파이어 기판위에 성장된 GaN는 사파이어에 비해 30° 기울어진 상태로 성장하여[1] 벽계가 불가능하므로 Facet은 CAIBE를 사용한 건식 에칭법으로 제조하였다. 기본적으로 레이저는 Ridge Stripe 형 레이저로, 폭은 2 μm, 길이는 500 μm이었다.

그림 4는 LD의 전형적인 L-I-V 특성을 보여준다. 이 경우 안정된 측정을 위해 15°C에서 LD를 작동하였다. 전류 120 mA까지는 발광출력이 단조롭게 증가하고 있어 여기까지는 자연 방출 발광(LED 상태)이지만 120 mA를 넘으면 발광출력이 급격히 증가하여 유도방출발광(레이저 발광) 상태가 된다. 임계전류 밀도는 11.4 kA/cm², 이때 임계 전압은 6.5 볼트



(a)



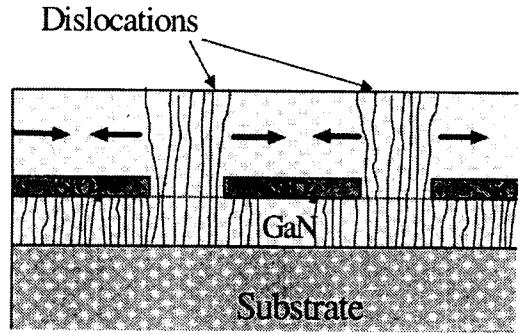
(b)

그림 4. 자색 LD 구조 및 특성
(a) 박막 구조 (b) L-I-V 특성

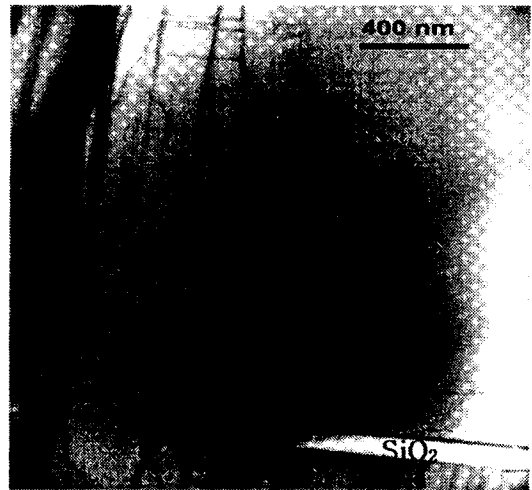
이었다. 비교를 위해 상온 펄스 발진시 특성도 보여 주었는데, 연속 발진 조건에서 임계전류 및 임계전압이 급격히 증가함을 알 수 있다.

3.2 선택적 성장

앞에서 언급한 것처럼 사파이어 위에 성장한 LD 구조에는 기본적으로 박막과 기판 사이의 격자 부정합에 의한 전위밀도가 $10^9/cm^2$ 에 이르러 LD 특성향상에는 한계가 있다. 이러한 관점에서 LD 수명 및 특성 향상을 위해서는 결정중 전위밀도 감소가 필수적이다. 이를 위하여 ELOG(Epitaxial Lateral Overgrowth) [19, 20]와 PENDEO Epitaxy 기술이 시도되어 왔다 [21]. ELOG 기술은 화합물 반도체 결정 성장에서 즐겨 사용되는 선택적 결정 성장



(a)



(b)

그림 5. GaN의 ELOG 성장
(a) ELOG 성장법의 도식도 (b) ELOG GaN의 TEM 사진

(Selective Area Growth) 기술을 변용한 기술로서 그림 5 (a)에 보이는 것처럼 이미 성장된 약 $1\sim 2\mu m$ 의 GaN 위에 부분적으로 얇은 SiO_2 , Si_3N_4 등을 패터닝하여 초기성장 단계에서 발생하는 전위의 수직 전파를 막는 방법이다. 패터닝 후 반응로에서 다시 성장하게 되면 Window 부분에서 성장되는 결정이 SiO_2 마스크 위로 수평 성장이 일어나며, 이때 전위는 수직으로 진행되므로 마스크 위에서는 고품질 결정이 얻어지게 된다. 그림 5(b)의 투과 전자현미경 사진은 ELOG 성장된 GaN에서 전위가 전파하는 전형적인 형태를 보여주고 있다. 수평성장한 영역 즉, 마스크 위에서 성장한 GaN 결정의 전위밀도는 $10^5 cm^{-3}$ 이하로 감소하여 결정품질이 큰 폭으로 향상됨을 볼 수 있다. Nichia 사는 이러한 ELOG위에 LD를 성장하

여 수명을 10,000시간까지 향상시킬 수 있었다[22].

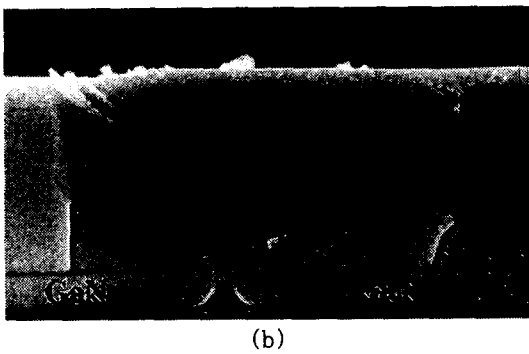
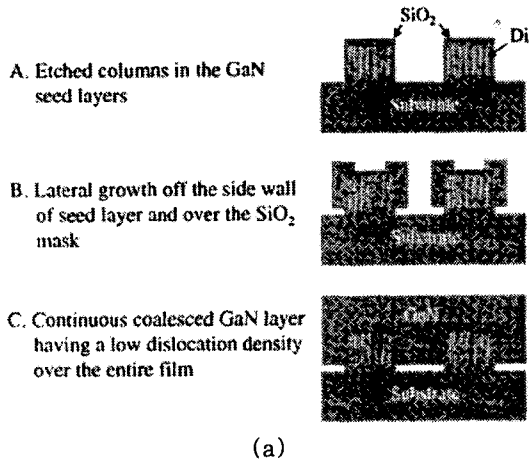


그림 6. GaN의 Pendeo-Epitaxy 성장
(a) Pendeo-Epitaxy 성장의 도식도
(b) Pendeo-Epitaxy 성장된 GaN의 SEM 사진

이러한 ELOG 결정성장 방법의 경우에도 전위 밀도가 높은 영역이 상대적으로 크게 분포하고 횡방향 성장하면서 결정이 미소하게 휘는 현상이 발견되는 등 해결해야 할 몇 가지 문제점들이 존재한다. 따라서 전체 웨이퍼 영역에서 낮은 전위 밀도를 얻기 위한 다양한 시도들이 계획되고 있고 결정 휨 현상을 방지하기 위한 새로운 마스크 패터닝 기술과 성장 공정 최적화 방법 등이 제안되고 있다. 그림 6(a)은 Pendeo-Epitaxy 방법의 도식을 보여주는 것으로 ELOG에 비해 보다 넓은 저결함 지역에서 LD를 위치시켜 특성을 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다. 그림 6(b)는 Pendeo-Epitaxy 성장한 GaN의 단면

사진으로 부분적으로 결함이 밀집되어 존재하는 Coalesce 경계가 존재하지만 전체적으로 볼 때 전 웨이퍼 영역에서 저결함의 고품질 GaN을 성장시킬 수 있는 가능성을 보여주고 있다.

3.3 p형 도핑 및 활성화

GaN는 1000 ℃ 이상의 고온에서 성장되는 재료로서 n-타입 도펀트로 작용하는 질소 공공의 발생을 피할 수 없다. 따라서 Undoped GaN의 경우 도약 약 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 정도의 백그라운드 전자 농도를 가지며 이는 곧 p 타입 도핑을 어렵게 하는 요소로 작용한다. 더불어 p 타입 불순물로 주로 사용되는 Mg의 경우 암모니아로부터 떨어져나오는 수소와 함께 에피층 내에 Mg-H Complex를 형성하여 Ga 자리를 치환해 있을 경우에 p 타입의 전도성을 띄지 않는 것이 일반적이다[23]. 연구의 초기 단계에서 일본 Meijor 대학의 Akasaki는[24] 성장된 p 타입 에피층에 전자 빔을 조사하면 성장층이 p 타입으로 활성화됨을 발견하였고 이후 나카무라에 의해 단순한 열적 활성화를 통해서도 p-GaN의 활성화가 가능함이 밝혀졌다[25]. 결국 성장 후 약 800℃의 후열처리 공정을 거치면 약하게 Mg에 결합된 H가 떨어져서 에피층 밖으로 확산해 나옴에 의해 p형 전도성을 가지게 된다는 것으로서 이 발견은 GaN를 이용한 소자의 제작을 가능케 한 핵심적인 기술로 자리잡고 있다. 현재 $10^{17} \text{ cm}^{-3} \sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 정도의 Hole 농도가 보고되고 있다. 이후 질화물 반도체 분야에서 선두를 차지하고 있는 Nichia 사는 AlGaIn 클래드층의 p 전도성을 향상시키기 위해 p형 AlGaIn과 Undoped GaN의 다층막을 초격자 구조로 형성시키는 Modulation Doping-Super Lattice Structure(MD-SLS)[26] 방법을 이용하여 GaN LD의 임계 전류를 크게 낮출 수 있었다. 더욱이 MD-SLS 방법은 GaN와 AlGaIn 클래드층 사이의 격자 부정합에 의한 응력을 감소시켜 크랙 발생을 방지하는 부수적 효과도 함께 얻을 수 있는 방법으로 생각되고 있다.

3.4 Facet 제조

반도체 레이저 소자의 구조에서 가장 중요한 요소 중에 하나인 Fabry-Parot Cavity를 형성시키기 위해서는 측면 발광(Edge Emitting) 레이저의 경우 Cavity와 수직한 소자의 양 끝면을 거울과같이 만들어서 굴절률이 낮은 물질로 반사 코팅을 하는 것이 필수적이다. GaAs, InP 등 종래의 화합물 반도체

레이저에서 이러한 Facet 면의 형성은 일반적으로 웨이퍼 벽개 기술을 이용하여 비교적 쉽게 얻어질 수 있지만 앞에서 언급한 것처럼 사파이어 위에 성장한 GaN의 경우에는 결정이 기울어짐으로 인해 벽개가 쉽지 않다는 난점이 있다. 따라서 GaN 레이저의 Facet 면 형성을 위해서는 주로 건식 에칭 기술이 있다. 이 기술의 관건은 수직으로 잘 정렬된 매끈한 한 표면의 Facet 면을 얻는 데 있다. 이러한 요구사항을 만족하기 위해 일반적인 RIE 에칭공정 이외에 요즘은 ECR, ICP 등의 고밀도 플라즈마를 이용한 에칭공정이 자주 시도되고 있다. 벽면에 비해 표면 거칠기가 다소 떨어지고 면의 기울기가 정확한 수직으로 형성되기 어렵다는 단점이 있지만 건식 에칭 공정을 이용한 Facet 면 형성기술은 지금의 연구 단계에서는 비교적 잘 개발되어 있다고 할 수 있다. 그러나 레이저의 효율이 Facet 면에서의 Optical Loss에 크게 좌우됨으로 인해서 레이저의 효율이 높아질수록 Facet 면 제조 기술은 더욱 더 중요해 질 전망이다.

3.5 GaN 기판 성장 기술

앞에서 GaN LD 제작에 필요한 요소기술들을 거론하였지만 근본적으로 GaAs 계열이나 InP 계열의 적색 레이저에 비해 GaN계 레이저를 제조하기 어려운 이유는 열적으로 혹은 격자상수의 측면에서 GaN와 정합을 이루는 적당한 기판재료가 없다는 것에 기인한다. 결국 격자상수 및 열팽창 계수가 차이나는 이종의 재료 위에 GaN를 에피성장 시킬 때 일어날 수 있는 제반의 결정성장의 문제점들, 즉, 결정품질의 저하, 열응력 등을 극복하여 양질의 결정을 성장시킬 수 있는 결정성장 기술은 현재까지는 GaN LD 제조에 있어서 가장 근본적인 요소 기술로 자리 잡고 있다.

Homoepitaxy를 위한 GaN 기판 성장을 위한 가장 대표적인 방법으로 HVPE(Hydride Vapor Phase Epitaxy) 공정을 이용한 GaN 후막 기판 성장기술이 있다[27, 28]. 이 경우 성장 속도가 빠른 HVPE 공정의 특성으로 수백 μm 두께의 GaN 단결정을 용이하게 기를 수 있고 결정 품질을 상당히 향상시킬 수 있어서 많은 연구자들의 꾸준한 관심을 끌고 있으나 사파이어 기판과의 열부정합에 의한 크랙 발생을 억제해야 하는 기술적 난점을 가지고 있다. 그림 7은 사파이어 기판으로부터 떼어낸 300 μm 두께의 직경 2"인 GaN 후막을 보여준다. 이렇게 떼어낸 후막은 표면이 거칠므로 Lapping 및 Polishing 공정을 거쳐야하는데, 이때 크랙 발생을 막고 기판

표면에 손상층을 최소화해야하는 어려움이 있다. 이러한 문제를 극복한다면 성장 후 사파이어 기판을 분리시켜서 GaN 단결정 웨이퍼를 만들 수 있으므로 그 동안 불가능하게 여겨졌던 GaN의 Homoepitaxy가 가능해 질 수 있다. GaN Homoepitaxy가 이루어지면 앞에서 언급한 것처럼 Facet 형성을 위해 벽개도 가능하며, 공정을 간단하게 하고 수율도 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다. 또한 열전도도가 사파이어의 3배에 이르므로 LD 작동시 열방출이 용이하여 수명 향상에 도움을 줄 것으로 예상된다.

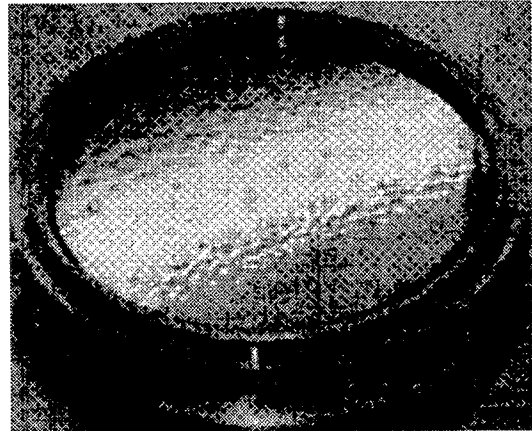


그림 7. HVPE로 성장한 2 인치 GaN 후막

4. 요약

차세대 고집적 광기록 기기의 광원으로 사용될 GaN계 자색 LD의 개발은 괄목할만한 속도로 이루어지고 있으며, 이미 Pick-up용으로 사용될 수 있는 저출력 5 mW급 LD는 시제품이 나오고 있다. 2002년에는 30 mW급 고효율 자색 LD를 장착한 DVDR이 시장에 출현할 것으로 예상되며, 이를 위해서는 저결함 박막성장이 절실하게 요구된다. 결정내 결함을 감소시키기 위한 방법으로 ELOG 성장법이 보편적으로 사용되나 궁극적으로는 GaN 기판 개발이 필연적으로 뒤따라야할 것으로 판단된다.

참고 문헌

1. S. Nakamura, Gerhard Fasol, "The Blue Laser Diode-GaN Based Light Emitters and Lasers" (Springer-Verlag, Heidelberg, 1997).

2. S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, *Appl. Phys. Lett.* 64, 1687 (1994).
3. S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, *J. Appl. Phys.* 76, 8189 (1994).
4. S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, H. Kiyoku, Y. Sugimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* 35, L74-L76 (1996).
5. See "<http://www.mesh.ne.jp/nichia>".
6. E. Kato, H. Noguchi, M. Nagai, H. Okuyama, S. Kijima, A. Ishibashi, *Electron. Lett.* 34, 282 (1998).
7. G. E. Bulman, K. Doverspike, S. T. Sheppard, T. W. Weeks, H. S. Kong, H. M. Dieringer, J. A. Edmond, J. D. Brown, J. T. Swindell, J.F. Schetzina, *Electron. Lett.* 33, 1556 (1997).
8. T. Kobayashi, F. Nakamura, K. Nagahama, T. Tojo, H. Nakajima, T. Asatsuma, H. Kawai, M. Lkeda, *Electron. Lett.* 34, 1494 (1998).
9. A. Kuramata, S.I. Kubota, R. Soejima, K. Domen, K. Horino, T. Tanahashi, *Jpn. J. Appl. Phys.* 37, L1373(1998).
10. I. Akasaki, S. Sota, H. Sakai, T. Tanaka, M. Koike, H. Amano, *Electron. Lett.* 32, 1105(1996).
11. K. Itaya, M. Onomura, J. Nishio, L. Sugiura, S. Saito, M. Suzuki, J. Rennie, S. Nunoue, M. Yamamoto, H. Fujimoto, Y. Kokobun, Y. Ohba, G. Hatakoshi, M. Ishikawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* 35, L1315 (1996).
12. M. P. Mack, A. Abare, M. Aizcorbe, Peter Kozodoy, S. Keller, U. K. Mishira, L. Coldren, Steven, DenBaars, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* 2, 41 (1997).
13. Y. Kimura, M. Miyachi, K. Takahashi, T. Tanaka, M. Nishitsuka, A. Watanabe, H. Ota, K. Chikuma, *Jpn. J. Appl. Phys.* 37, L1231 (1998).
14. Y. Park, B. J. Kim, J. W. Lee, O. H. Nam, C. Sone, H. Park, Eunsoon Oh, H. Shin, S. Chae, J. Cho, Ig-Hyeon Kim, J. S. Khim, S. Cho, T. I. Kim, *MRS Internet J. Nitride Semiconductor Res.* Vol. 4, Article 1.
15. "Gallium Nitride-1977," *Strategies Unlimited* (Mountain View, CA, 1977).
16. S. Nakamura, *Jpn. J. Appl. Phys.* 30, 1620 (1991).
17. H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, *Appl. Phys. Lett.* 48, 353 (1986).
18. I. Akasaki, H. Amano, Y. Koide, K. Hiramatsu, and N. Sawaki, *J. Cryst. Growth* 98, 209 (1989).
19. D. Kapolnek, S. Keller, R. Ventury, R. Underwood, P. Kozodoy, S. DenBaars, *Appl. Phys. Lett.* 71, 1204 (1997).
20. H. Sakai, H. Hunakawa, and A. Usui, *Appl. Phys. Lett.* 71, 2259 (1997).
21. T. S. Zheleva, S. A. Smith, D. B. Thomson, T. Gehrke, K. J. Linthicum, P. Raiagopal, E. Carlson, W. M. Ashmawi, R. F. Davis, *MRS Internet J. Nitride Semiconductor Res.* 4S1, G3.38 (1998).
22. S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Matsushita, and T. Mukai, *Proceedings of 2nd ISLLED*, 371 (September 29-October 2, 1998, Chiba, Japan).
23. S. Nakamura, N. Iwasa, M. Senoh, and T. Mukai, *Jpn. J. Appl. Phys.* 31, 1258 (1992).
24. H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, and I. Akasaki, *Jpn. J. Appl. Phys.* 28, L2112 (1989).
25. S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh, and N. Iwasa, *Jpn. J. Appl. Phys.* 31, L139 (1992).
26. S. Nakamura, M. senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2*, 37, L309 (1998).
27. M. K. Kelly, R. P. Vaudo, V. M. Phanse, L. Gorgens, O. Ambacher, M. Stutzmann, *Jpn. J. Appl. Phys.* 38, L217 (1999).
28. Y. V. Melnik, K. V. Vassilevski, I. P. Nikitina, A.I. Babanin, V. Y. Davydov, V. A. Dmitriev, *MRS Internet J. Nitride Semiconductor Res.* Vol. 2, Article 39.