

Low Temperature(LT) GaAs 에피층의 성장과 그 특성연구

(The Growth and Its Characteristics of Low Temperature(LT, 250℃) GaAs Epilayer)

金泰根*, 朴廷浩*, 趙燾永**, 閔碩基***

(Tae Geun Kim, Jung-Ho Park, Hoon Young Cho and Suk-Ki Min)

要約

성장온도 250℃ 에서 분자선 에피택시 방법으로 저온(low temperature, LT) GaAs 박막을 성장시켰다. 그리고 RHEED, 현미경사진, DCX 및 라만분광법을 이용하여 LT GaAs의 표면형상과 결정성을 분석하고, PL 및 PICTS 측정을 통해 LT GaAs의 광특성과 그 원인으로 여겨지는 깊은 준위 결함을 확인하였다. 그 결과 성장온도가 낮을 경우(250) As/Ga의 유속비가 표면형상과 결정성 형성에 중요한 변수가 되는 것을 알았다. 한편 열처리 전의 LT GaAs는 GaAs 기판에 비해 1.1 1.7% 정도 격자상수가 팽창되는데(As/Ga비 : 20 28), 팽창된 격자 상수는 열처리에 의해 고온(high temperature, HT) GaAs의 격자상수 정도로 다시 회복될 수 있다. 이것을 DCX 및 라만 분광법으로 확인하였다. 그러나 열처리 후의 LT GaAs의 경우 HT GaAs와는 달리 낮은 PL 특성을 보이는데, 이것은 LT GaAs의 열처리 후 형성되는 깊은 준위 결함($E_c-0.85\text{eV}$)이 가전자대에서 전도대로 여기되는 전자들을 포획하기 때문인 것으로 생각되며, PICTS 측정으로 이것을 증명하였다.

Abstract

The GaAs epilayer was grown at low temperature (LT, 250℃) by molecular beam epitaxy. The properties of the LT GaAs, before and after Rapid Thermal Annealing(RTA), were analyzed by Reflection of High Energy Electron Diffraction(RHEED), Double Crystal X-ray(DCX), Raman spectroscopy, PL and Photo-Induced Current Transient Spectroscopy(PICTS). The LT GaAs before RTA, was analyzed by RHEED and DCX, with a result of an improved surface morphology under a relatively As-rich(As/Ga ratio : 28) condition, and of an increased lattice parameter of 1.1 1.7% in comparison with a GaAs substrate. However DCX and Raman spectroscopy revealed that the expanded lattice parameter and the crystallinity of LT GaAs could be recovered after RTA. On the other hand, PL spectra indicated that LT GaAs after RTA showed low optical sensitivity unlike High Temperature(HT) GaAs, and that its surface morphology and crystallinity were corresponded with those of HT GaAs. Finally PICTS spectra proved the fact that low sensitivity of LT GaAs was due to the deep level defects($E_c-0.85\text{eV}$) which were strongly formed by raising RTA temperature to 750℃.

*正會員, 高麗大學校 電子工學科
(Dept. of Elec. Eng., Korea Univ.)
** 正會員, 東國大學校 物理學科
(Dept. of Physics., Dongguk Univ.)

*** 正會員, 韓國科學技術院 情報電子部
(KIST, SEMICONDUCTOR MATERIALS LAB.)
接受日字 : 1993年 12月 9日

I. 서론

400℃ 이하의 온도에서 성장된 GaAs 에피층은 전기적으로 고저항이며, 광학적으로 낮은 감도 특성을 보이는 것으로 알려져있다.^[1-6] 이러한 특성때문에 최근 LT(low temperature) GaAs는 전기 및 광소자 응용에 활발히 연구되고있다. 현재, 반절연성(SI) GaAs 기판이 metal-semiconductor field effect transistor (MESFET) 소자 및 집적회로 제작시에 기판재료로 많이 사용되고 있는데 여기에는 몇몇 문제점들이 발생하고 있다. 즉, backgating(혹은 sidegating), $I_{ds}-V_{gs}$ 특성에서의 히스테리시스, 광감도, 낮은 S-D 항복전압, RF 파장에서 낮은 출력이득 등이 바로 그것이다. 특히 backgating 문제는 소자를 빠르게 펀치 오프 시키기 때문에 디지털/아날로그 회로 응용시에 심각한 문제가 되고 있어, 이에 대한 해결책으로써, 소자의 활성층과 기판사이에 버퍼층을 만들어 줌으로써 이러한 문제를 얼마간 줄이려는 노력이 행해지고 있다. 가능한 버퍼층으로는 undoped GaAs, AlGaAs 초격자구조 등이 제안되어지고 있으나 부분적인 효과만을 얻고있을 뿐이다. 그러나, LT GaAs를 버퍼층으로 사용할 경우 LT GaAs의 고저항 특성으로 인하여 기생 문제인 backgating 효과를 제거할 수 있고, 소자 응용시 발생하는 short channel 효과를 감소시켜 소자의 성능을 향상시키는 것으로 알려져 있다.^[1-2] 그 밖에 고저항 LT GaAs 및 AlGaAs를 이용한 소자분리 기술로 LT GaAs/AlGaAs 반도체를 절연층으로 이용한 GaAs MISFET 구현할 수 있으며, 광소자 제작시 passivation층으로 응용할 수 있다. 또한, LT GaAs는 낮은 PL특성을 보이는데 이러한 특성은 carrier lifetime을 짧게하므로 고속의 광전도체로서 또는 고출력 고주파 소자 응용에의 높은 가능성을 보이고 있다.^[3-4] 그 응용례로는 LT GaAs를 이용한 MSM(metal semiconductor metal)구조의 고속 광감지 소자(반응속도 1 picosecond), LT GaAs/AlGaAs 양자우물구조를 이용한 고속, 고감도 원적외선 광감지소자(50-200 meV), LT GaAs 반도체를 도파관으로 이용한 도파로형 광다이오우드 등이 있으며 이 밖에도 고속의 광신호 처리를 할 수 있는 새로운 광소자로의 응용을 위한 연구가 활발하게 보고되고 있다. LT GaAs의 전기적, 광학적 특성들은 성장중 As-rich 조건하에서 형성된 과잉 As 침전물, As-antisite 결함등이 에피층내에 고농도의 깊은준위를 형성하여 전도성 운반자들을 포획하는 것으로 알려져 있으나,^[5-6] 아직까지 그 근원에 대해서는 잘 알려져 있지 못하다.

본 연구에서는 ~250℃의 낮은 온도에서 Molecular Beam Epitaxy(MBE) 방법에 의해 LT GaAs 에피층을 성장시키고, 그것의 표면형상과 결정성 변화, 광특성 및 전기적 특성을 조사하였다. 분석장치는 RHEED, DCX, 라만분광법, PL 그리고 PICTS를 이용하였다. 한편, 성장온도와 As/Ga 비를 변수로하고 성장온도를 590℃ 부터 250℃ 까지, As/Ga 비를 20부터 30까지 변화시키면서 표면형상과 결정성을 관찰하였다. 또한 열처리에 의한 영향을 관찰하기위해 RTA 온도를 500℃~900℃ 변화시키면서 결정성 변화를 관찰하고, PL 측정으로부터 LT GaAs는 HT GaAs와는 달리 낮은 광감도 특성을 보임을 알았다. 끝으로 열처리 온도 변화에 따른 PICTS spectra를 관찰하므로써 750℃ 정도에서 형성되는 깊은 준위 결함이 LT GaAs의 고저항 및 낮은 광감도 특성을 좌우하는 원인임을 알았다.

II. 실험 방법

MBE 장치 V80H(VG semicon 사)을 이용하여 저온(~250℃)에서 As/Ga 비를 변화시키면서 GaAs 에피층을 성장시키고, 그것의 결정성에 관한 특성들을 조사하였다. LT GaAs 에피층 성장시 기판으로는 LEC-grown SI-GaAs(undoped, <100>)를 사용하였고, 기판세척은 TCE, acetone, methanol DI water 순으로, 에칭은 $H_2SO_4:H_2O_2:H_2O$ 가 5:1:1의 비율로 혼합된 용액 내에서 1분 동안 하였다. 성장 변수로써 As/Ga 비를 20-30까지, 성장온도(Tg)를 490℃ - 250℃까지 변화시켜 보았다. 한편, 열처리에 의한 영향을 고찰하기 위해서 Rapid Thermal Annealing(RTA)을 이용했는데, 이때 산화방지를 위해 Ar 가스를 흘리면서 열처리 온도를 500℃-900℃ 까지 15-20초간 행하였다. As-grown LT GaAs 에대해, RHEED, DCX, 라만분광법을 측정함으로써 결정성을 확인하였고, 현미경을 통하여 표면형상을 관찰하였다. 또한, 열처리된 LT GaAs에 대한 DCX, 라만분광법을 분석 함으로써 열처리후의 결정성변화를 관찰하였다. 그리고, LT GaAs의 광학적 특성을 관찰하기 위해 PL과 PICTS 측정을 하였다.

III. 실험결과 및 논의

그림 1과 2는 As/Ga 비가 표면형상에 미치는 영향을 관찰한 것이다. 그림 1은 LT GaAs 성장시 As/Ga 비에 따른 (2x4) RHEED 사진이다.^[11]

(2×4) RHEED Pattern

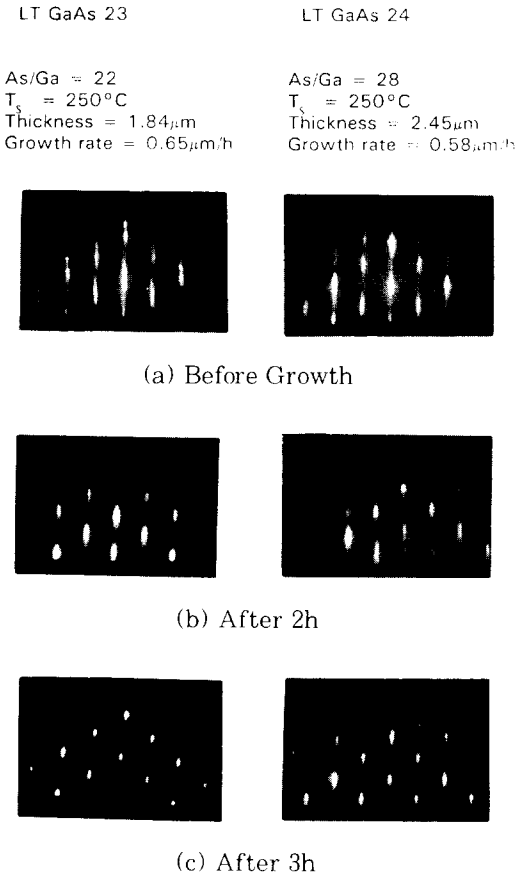


그림 1. 같은 성장온도에서 As/Ga비만 변화시켰을 때 RHEED 사진

Fig. 1. RHEED pattern as the difference of As/Ga flux ratio at the same growth temperature ($T_g = 250^\circ\text{C}$) Left one is As/Ga = 22, Right As/Ga = 28.

시료 23의 경우(성장온도 $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga = 22) 성장 3시간 후에는 줄무늬 모양이 거의 spot 형태로 변하는데, 시료 24는($T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga 가 28로 시료 23에 비해 As-rich) 3시간 또는 그 이상 까지도 줄무늬 형태가 보존되는 것을 알 수 있다. 그러나 성장률은 시료 23이 시료 24에 비해서 다소 크다. 일반적으로 높은 성장온도에서는 As/Ga 비의 증가가 결정성의 저하를 가져올것으로 예상되지만, As은 Ga에만 흡착되므로 LT GaAs의 경우, As/Ga 비가 높을때 As이 GaAs 기판에 흡착되지 못하고 층

분한 량의 Ga이 배열된 후 As이 흡착된다. 따라서 성장률은 감소하고 그 결과 LT GaAs는 상대적으로 As-rich 조건에서 표면형상. 그리고 그림 3에서 보는 바와같이 결정성 향상에도 도움을 주는 것으로 생각된다. 그러나 두 경우 모두 일정시간(본 실험조건: 3~4시간) 이후에는 RHEED 모양이 spot 형태로 변하는 것으로 보아 LT GaAs는 일정 두께(1.5~2 μm) 까지만 결정성이 보존되는 것을 알수있다.

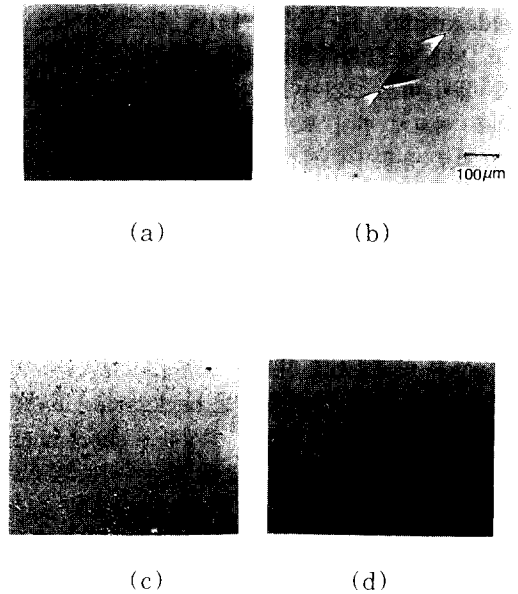


그림 2. 성장온도증가와 As/Ga 비의 변화에 따른 현미경 사진

(a) $T_g = 590^\circ\text{C}$, As/Ga = 28
 (b) $T_g = 490^\circ\text{C}$, As/Ga = 22
 (c) $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga = 22
 (d) $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga = 28

Fig. 2. Microscopic pictures as growth temperature increase and variation of As/Ga ratio to observe surface morphology.

(a) $T_g = 590^\circ\text{C}$, As/Ga = 28
 (b) $T_g = 490^\circ\text{C}$, As/Ga = 22
 (c) $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga = 22
 (d) $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga = 28

그림 2는 온도 감소에 따른 표면 형상과, 같은 성장 온도에서의 As/Ga 비만 증가 했을 때의 표면형상을

관찰하기 위해 현미경 사진을 본 것이다. 먼저 시료 16, 17, 23의 경우 온도 감소에 따라, 표면형상이 나빠지는 것을 알 수 있고, 특히 시료 17의 경우, Whisker 결합이 형성 되었다. 한편 시료 23과 24를 비교할때 상대적으로 As-rich 상태에서 표면형상이 좋아지고 있음을 알 수 있다. 또한, 시료 24의 경우 시료 23보다 성장두께가 증가했음에도 불구하고 표면형상이 좋아지고 있는데, 그것은 앞에서 언급한 바와 같이 As/Ga 비의 증가가 성장물을 감소시켜 결정성에 도움을 주기 때문으로 생각된다.

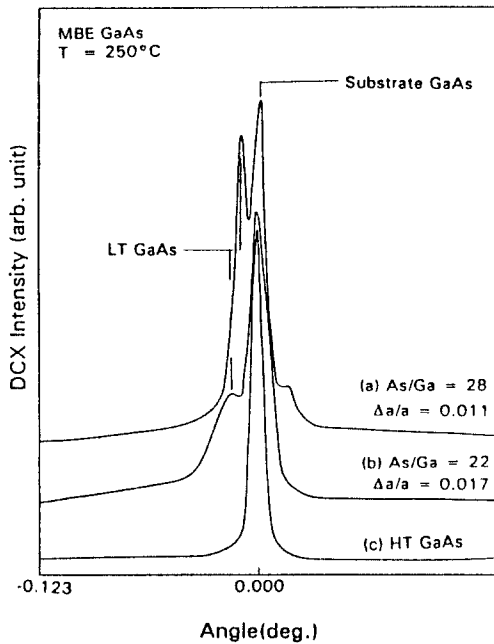


그림 3. As/Ga 변화에 따른 DCX 측정
 Fig. 3. DCX diffraction from (100) plane of LT GaAs MBE layer grown at 250°C as the difference of As/Ga ratio to observe lattice strain.

그림 3은 As/Ga 비의 차이에 따른 LT GaAs의 격자증가와 결정성을 관찰하기 위한 DCX 그림이다. 그림에서 보는 바와 같이, (a)의 경우(성장온도 $T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga 비 = 28), 격자상수 변형율 ($\Delta a/a$)이 1.1% 정도, (b)의 경우 ($T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga 비 = 22), $\Delta a/a$ 가 1.7% 정도임을 보이는데, 이것은 낮은 기판온도로 인해 Ga 과 As가 배열될때 형성되는 As, Ga 빈자리, 과잉 As 등에 기인 하는 것으로 생각된다.^[14] 한편, DCX 신호의 반치폭(full width at half maximum)은 결정성 평가의 기준이되는데,

그림 3(a)에서 LT GaAs에 의한 신호의 반치폭이 그림 3(b)의 신호의 반치폭에 비해 상당히 작은 것으로 보아 상대적으로 As-rich 조건에서 성장된 LT GaAs가 더 좋은 결정성을 갖음을 알 수 있다. 이것은 그림 2에서 언급한 바와 같은 이유로 설명할 수 있다. 그림 3의 (c)는 고온성장 GaAs와의 비교를 위해서 보인 것이다.^[12] 이상의 실험에서 LT GaAs는 상대적으로 As rich(본 실험에서는 As/Ga=28) 분위기에서 표면형상과 결정성이 우수함을 알았다.

다음은 RTA 효과에 관한 내용이다. 그림 4와 5는 열처리 후의 변화를 관찰 하기 위해서 DCX ,라만 분광법을 본 것이다.

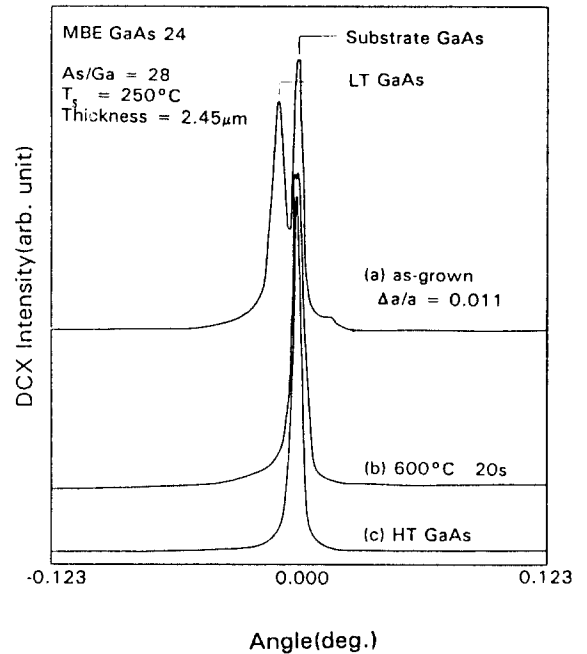


그림 4. 급속열처리 온도 증가에 따른 DCX 측정
 Fig. 4. DCX diffraction from (100) plane of LT GaAs MBE layer grown at 250°C as RTA temperature increases.

그림 4는 열처리 온도 증가에 따른 격자상수의 변화를 관찰하기 위해 DCX를 측정 한 것이다. 1.1% 정도의 격자상수 증가를 보였던 (a) as-grown LT GaAs ($T_g = 250^\circ\text{C}$, As/Ga 비 = 28)가 RTA 온도 600°C 정도부터 팽창되었던 격자상수가 거의 회복되고 있는 것을 알 수 있다. 이것은, as-grown LT GaAs 성장시 격자상수 팽창의 원인으로 여겨지는 과잉 As anti-site 결합, Ga 빈자리, 또는 As 침전물 등이 급속 열처리에 의해서 용해되어 원래의 자기

위치로 돌아가기 때문으로 생각된다. 그림 5는 라만 분광법을 이용하여 그림 4에서의 열처리 후 격자상수 이완을 확인한 것이다. Zinc blende 구조를 갖는 GaAs에서 제 1차 라만 선택률에 따르면 (100)표면에서는 294cm⁻¹에서 LO phonon만이, (110)표면에서는 268cm⁻¹에서 TO phonon만이, 그리고 (111)표면에서는 TO, LO phonon line이 모두 나타난다. 그런데 결합은 (100) 표면에서는 금지되는 TO phonon line이 나타나는데, 이것은 결합이 (100) 표면과 (111)표면을 포함하고 있음을 알수 있다. 그리고, TO/LO 비는 클수록 결정이 나쁨을 의미 한다.^[15, 16]

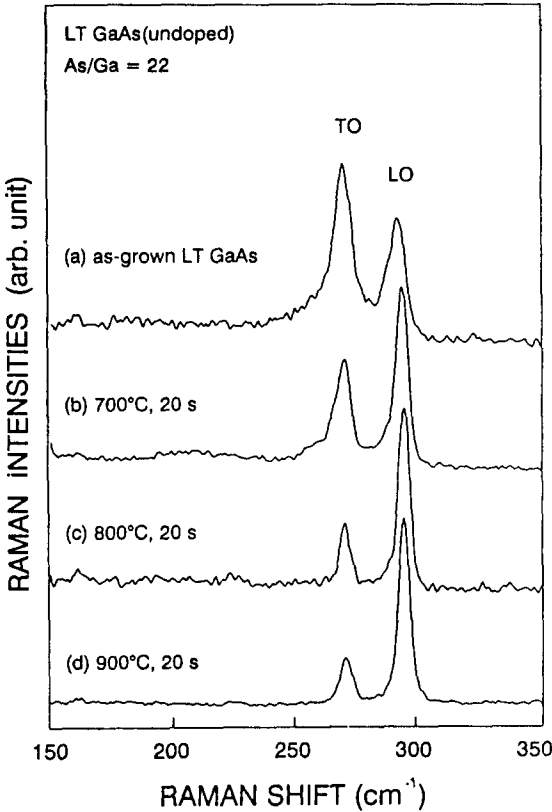


그림 5. 급속열처리 온도 증가에 따른 라만 측정
Fig. 5. Raman spectra on (100) surface of LT GaAs ($T_g=250^\circ\text{C}$, As/Ga ratio 22) as RTA temperature (T_a) increases.

또한, 라만에서 LO 신호의 이동으로부터, 변형도를 계산 할 수 있는데, LO 신호의 이동도($\Delta\omega$)와 변형도(ϵ)는 다음의 비례식으로 쓰여진다.

$$\Delta\omega = [q/\omega_0 + p/\omega(s_{12}/s_{11} + s_{12})]\epsilon = \alpha\epsilon$$

$\Delta\omega$ 는 LO phonon peak의 이동된 양(cm⁻¹), ϵ 은 변형도 (strain(%)), p와 q는 변형도에 대한 탄성계수의 변화량, s_{ij} 는 elastic compliance constant이다.^[17] 그림에서 보면, 급속열처리 온도 증가에 따라 TO phonon의 신호가 감소하고, (1)의 식을 이용하여 변형정도를 계산하여 보면 그림(a)as-grown의 LO phonon 신호가 그림(d)에 비해 0.53% 정도 저에너지 영역으로 shift 되어있는것을 알수 있다. 이러한 사실로부터 LT GaAs는 급속열처리에 의해 결정성이 회복 되고^[20], as-grown 성장시 받았던 tensile strain이 이완되는 것을 알수 있으며, 이것은 그림 4의 DCX의 결과와 일치한다.

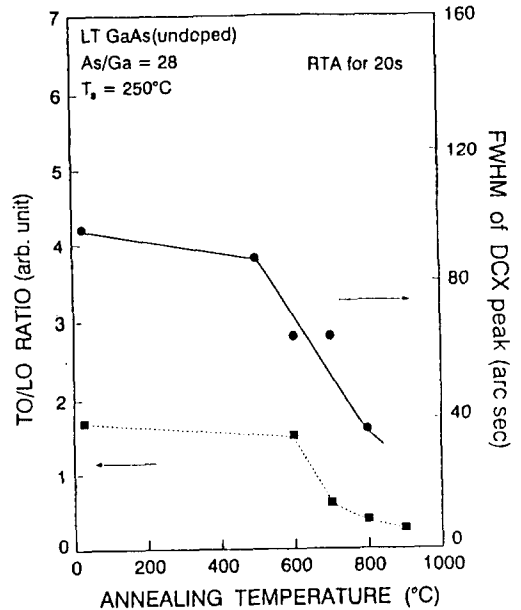


그림 6. 그림 4와 5의 요약
Fig. 6. Results of Fig.4 and Fig.5. upper one indicates FWHM of DCX of DCX peak, below TO/LD phonon ratio of Raman spectra.

그림 6은 RTA 온도 증가에 따른 격자상수 변화 정도를 종합한 것이다. RTA 온도가 증가함에 따라, TO/LO phonon 비가 감소하고, LO phonon 신호가 높은 에너지 영역으로 이동되며, DCX 신호의 반치폭(FWHM)이 감소하고 있는 것을 확인하였다. 이러한 결과는 급속열 처리에 의해서 as-grown 상태에서 성장되었던 깊은 준위 결함들(As anti-site 결함, Ga 빈자리 및 As 침전물등)이 용해됨으로써 팽창되었던 격자상수가 이완되고, 결정성이 향상되는 것으로 생각된다.

그림 7과 8은 LT GaAs의 광특성과 그 원인을 조사하기위해 PL 및 PICTS 측정을 한 것이다.

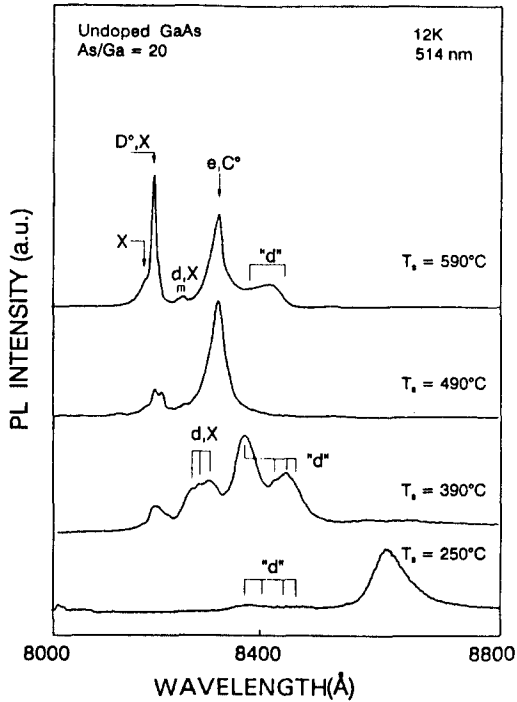


그림 7. 성장온도 변화에 따른 PL 변화
Fig. 7. PL spectra as growth temperature (T_g) decreases under the same As/Ga ratio(= 22).

그림 7 은 성장온도 감소에 따른 PL 피크의 변화이다. 성장온도 $T_g = 590^\circ\text{C}$ 에서 성장된 시료에서 donor-bound exciton(Do,X) 신호와 band-acceptor(e.co)의 전형적인 신호가 관측되었다. 그러나, 기판 온도가 낮아짐에 따라 exciton 신호는 현저하게 감소하여, $T_g = 490^\circ\text{C}$ 에서는, 거의 관측되지 않으며, $T_g = 390^\circ\text{C}$ 에서는 결함에 관련된 것으로 추정되는 몇 개의 신호만이 관측되고 있다. 한편, $T_g = 250^\circ\text{C}$ 에서는, 작은 defects-related 신호가 관측되고 있으며, 주목할만한 사실은 8650Å 정도의 파장영역에서 깊은 준위 결함에 관련된 것으로 추정되는 신호가 관찰되고 있다는 것이다. 최근 발표된 논문에 의하면 I.Ohbu 등은 LT GaAs내의 PL 신호로부터 1.39eV 와 1.24eV의 에너지 위치에 존재하는 역캡터 준위와 Ga 빈자리에 기인하는 결함 상태를 관측하였고, 800°C 열처리 온도에서 Ga 빈자리 준위의 농도가 변화하며, 열처리 온도에 따른 PL 세기의 증

가로부터 비발광 재결합 중심의 농도가 감소된다고 보고하고 있다. 또한 W.Yu등은 1.467 eV 에너지 위치에서 phonon subband들과 관련된 날카로운 발광 신호들을 관측하였다고 보고하고 있는데, 이것은 LT GaAs는 as-grown 성장 과정중 또는 800°C 이상의 열처리에 의해 PL 특성을 회복할 수도 있음을 시사한다. 한편, LT GaAs는 고온($550^\circ\text{C} - 650^\circ\text{C}$)에서 성장된 GaAs에 비해 고농도의 깊은준위 결함을 형성하고^[11], 그것들은 비복사성 재결합 중심으로 작용하여 가전자내 전자들이 전도대로 여기될때, 깊은준위 결함에 의한 hopping 전도 또는 포획되어 대부분의 전자들이 포논 형태로 에너지를 방출하게되어, 약한 PL 강도를 나타내는 것으로 알려져있으며^[19-20], 이러한 깊은준위 결함에 관해서는 그림 8의 PICTS 측정으로 확인하였다.

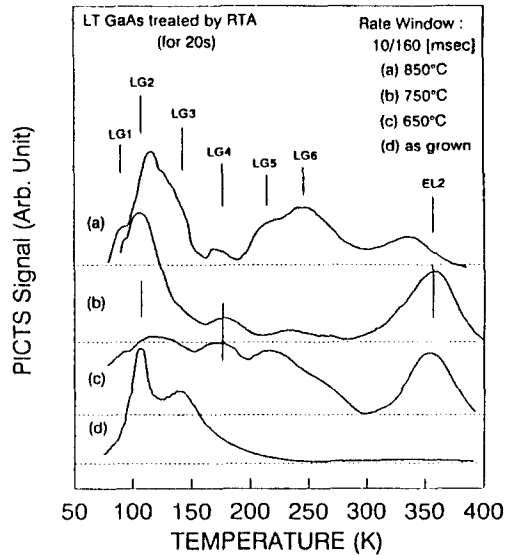


그림 8. 깊은 준위 결함을 관찰하기 위한 PICTS 실험
Fig. 8. PICTS spectra to observe deep level defects.

그림 8은 RTA 온도 증가에 따른 깊은 준위 결함 형성을 관찰하기 위해 PICTS 측정을 하였다. as-grown 상태에서 발견되지 않던 깊은 준위 결함(EL2)이 RTA 온도 증가에 따라(~750 까지) 증가되는 것을 알 수 있었다. 그러나 RTA 온도가 750°C 이상에서는 EL2 피크가 감소하고 있는데 그것은 높은 열처리 온도로 인하여 As가 채증받지기 때문인 것으로 생각된다. 이러한 결과는 그림 7에서 언급한

LT GaAs는 750°C 이상의 열처리에 의해서 PL 특성이 회복될 수 있다는 가정을 실험적으로 증명해준다. 또한 Arrhenius plot 을 이용하여 광 포획단면적을 구하면 금지띠 내 각각의 결함에 대한 에너지를 구할 수 있는데, 이때 깊은 준위 결함으로 예상되는 에너지대는 $E_c - 0.85\text{eV}$ 정도였다. 이상에서 LT GaAs의 As/Ga비에 따른 표면형상, 결정성 및 열처리효과(결정성, PL, PICTS)에 관하여 살펴보았다. LT GaAs의 비균일성으로 인하여 Hall 측정이 용이하지 않았으나 물리적인 방법을 통해 비저항(약 $10^7 \Omega \text{cm}$)을 측정할 수 있었다. 그 결과 열처리 후의 LT GaAs는 결정성은 HT GaAs와 비교할만 하면서도 전기적으로는 고저항 특성을 광학적으로 낮은 PL 감도(짧은 carrier lifetime) 특성을 보이는 것을 알 수 있었다. 따라서 LT GaAs 에피층은 LT GaAs를 절연체로 이용한 MISFET의 구현, 도파관으로 이용한 초고속 광다이오드 등 전기 및 광소자 응용의 좋은 재료가 될 것으로 기대된다.

IV. 결론

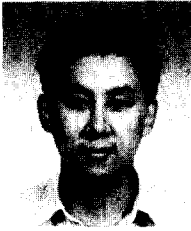
250°C 이하의 성장온도에서 As/Ga 비를 변화 시키면서 LT GaAs 에피층의 표면형상과 결정성을 분석하였다. 그 결과 상대적으로 As-rich인 조건에서 표면형상과 결정성이 향상되는 것을 현미경 사진, DCX 및 라만 분광법으로 확인 하였다. 열처리 전의 LT GaAs의 경우 낮은 성장온도로 인하여 Ga과 As 조성이 불안정해져서 격자상수가 팽창되는데 DCX 측정결과 본 실험조건(As/Ga 비 : 20~28)하에서는 1.1~1.7% 정도의 격자 상수가 팽창되었다. 또한 라만분광법에서는 TO/LO 포논비가 0.91~1.52 정도 변화하였다. 한편 열처리 (RTA) 후에는 팽창되었던 격자 상수가 다시 이완되는데, DCX 피크변화와 라만분광법의 TO/LO phonon 비의 감소로부터 약 600°C 이상의 열처리 온도에서는 HT GaAs에 비교할 정도로 결정성이 회복되었다. 그러나 PL 측정결과 LT GaAs는 HT GaAs와는 달리 낮은 광감도 특성을 보임을 알 수 있었다. 끝으로 PICTS 측정결과 LT GaAs는 RTA 후 형성되는 깊은 준위 결함($E_c-0.85\text{eV}$)이 전자 를 포획하여 고저항($10^7 \Omega \text{cm}$) 및 낮은 광감도 특성을 보이는 것으로 생각된다.

參考文獻

- [1] F.W.Smith, A.R.Calawa, Chang-LeeChen, M.J.Mantra, and L.J.Mahoney, IEEE Electron Device Lett. 9, 77 (1988).
- [2] F.C. Hsu, P.K.Ko, S. Tom, C. Hu, and R.S. Muller, IEEE Trans. Electron Dev., ED-29(11), 1735 (1982).
- [3] M.van Exter, Ch. Fattinger, and D.Grischkowsky, Appl. Phys. Lett. 55, 337 (1989).
- [4] M.van Exter and D. Grischkowsky, IEEE Trans Microwave Theory Technol. 56, 2998 (1988).
- [5] B.T.Lee, E.Bourret, R.Gronsky, and I.Park, J. Appl Phys. 65, 1030 (1989).
- [6] R.S. Klein, Phys. Rev. B 31, 2014 (1985).
- [7] K. Ploog, in Crystals: Growth, Properties, and Applications, ed. H. C.
- [8] A.Y. Cho and J.R. Arthur, in Progress in Solid State Chemistry 10, eds. G.Somorjai and J.M.McCaldin (Pergamon, New York, 1975), P.157.
- [9] H-S. Kim, Y.Kim, M.S.Kim, and S-K Min, J. Cryst. Growth 92, 507 (1988).
- [10] D.C. Look, Electrical Characterization of GaAs Materials and Devices (John Wiley & Sons, N.Y., 1989) Chap 4.
- [11] Freyhardt (Springer, Berlin, 1980), P.73, M.R Mellock, D.C. Miller, and B.Das, Appl. Phys. Lett. 54, 943 (1989).
- [12] D.J. Eaglesham, L.N.Pfeiffer, K.W. West, and D.R.Dykaar, Appl. Phys. Lett. 58, 65 (1991).
- [13] M.Kaminska, Z Liliental-Weber, E. R. Weber, T.George, J.B.Kortright, F.W. Smith, B-Y. Tsauro, and A. R. Calawa, Appl. Phys. Lett. 54, 1881 (1989).
- [14] F.W.Smith, C.L.Chen, G.W. Turner, M.C.Finn, L.J.Mahoney, M.J. Manfra and A.R.Calawa, to be presented at the IEEE International Electron Devices Meeting, San Fransisco, CA, Dec 11-14, (1988).
- [15] T.Nakamura, A. Ushirokawa, T. Katoda, Appl. phys Lett 38, 13(1981).
- [16] F.H. Pollak, characterization of semiconductors by Raman spectroscopy (New York 1972).
- [17] R.M.Martin, phys. Rev. B1, Koo

5(1970).
 [18] G.Abstreiter, E.Bauser, A.Fischer, and K. Ploog, Appl. Phys. 16, 345 (1978).
 [19] D.C. Look, C.E. Stutz, and K.R)Evans, Appl. Phys Lett.56, 668 (1990).
 [20] N.F.Mott and W.D.Twose, Adv.Phys. 10, 107 (1961).

著 者 紹 介



金泰根(正會員)
 1966年 9月 26日生. 1990年 2月 고려대학교 전자공학과 졸업(학사). 1993년 2月 고려대학교 전자공학과 졸업(석사). 1991年 9月 ~ 현재 한국과학기술연구원 반도체재료연구실 위촉연구원. 1966年 9月 ~ 현재 고려대학교 전자공학과 박사과정 재학. 주관심 분야는 Integrated Optics, 광통신, 반도체 재료 등임.

朴廷浩(正會員)
 1955年 12月 26日生. 1981年 2月 고려대학교 전자공학과 졸업(학사). 1987年 12月 DELAWARE (U.S.A.)대학교 전자공학과 졸업(석, 박사). 1990年 ~ 현재 고려대학교 부교수. 주관심 분야는 Integrated Optics, MMIC 설계 등임.

閔碩基(正會員)
 1938年 12月 14日生. 1964年 2月 고려대학교 이공대학 물리학과(학사). 1966年 8月 고려대학교 대학원 물리학과 고체물리학(석사). 1989年 5月 Osaka 대학 기초공학부 전기공학부 전기공학과 반도체공학(박사). 현재 한국과학기술연구원 반도체 재료 연구센터장. 주관심 분야는 반도체 재료공학 등임.