

# 적외선검출소자를 위한 GaSb 결정 및 MBE로 성장한 GaSb/SI-GaAs 박막의 진성결함에 관한 연구

김준오<sup>a</sup> · 신현욱<sup>a</sup> · 최정우<sup>a</sup> · 이상준<sup>b</sup> · 노삼규<sup>b\*</sup>

<sup>a</sup>경희대학교 물리학과, 용인 449-701

<sup>b</sup>한국표준과학연구원 나노소재측정센터 양자검출소자기술 글로벌연구실, 대전 305-600

(2009년 3월 2일 받음, 2009년 3월 19일 수정, 2009년 3월 19일 확정)

Sb에 기초한 응력 초격자 적외선검출소자의 구성 물질인 도핑하지 않은 기판 GaSb 결정과 GaSb/SI-GaAs 박막에 잔존하고 있는 진성결함 (intrinsic defect)을 비교 조사하였다. 상온 근처 (250 K)까지 광여기 발광 (PL)을 보이는 GaSb 결정에서의 발광 에너지의 온도의존성으로부터, 밴드갭 에너지에 관한 경험적인 Varshni 함수의 파라미터 ( $E_0, \alpha, \beta$ )를 결정하였다. GaAs 기판 위에 성장된 이중 GaSb 박막에서는 GaSb의 주요 진성결함으로 알려져 있는 29 meV의 이온화 에너지를 가지는 위치반전 (antisite) Ga ( $[Ga_{Sb}]$ ) 결함과 함께 위치반전 Sb ( $[Sb_{Ga}]$ )와의 복합결함 ( $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$ )과 관련된 것으로 분석된 732/711 meV의 한 쌍의 깊은준위 (deep level)가 관측되었다. PL의 온도 및 여기출력 의존성을 분석하여, Sb-rich 상태에서 성장된 GaSb 박막에서는 잉여 Sb의 자발확산 (self-diffusion)에 의하여 치환된 위치전도  $[Ga_{Sb}]$  및  $[Sb_{Ga}]$ 가 결합하여  $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$ 의 깊은준위를 형성하는 것으로 해석되었다.

**주제어** : 갈륨안티모니 (GaSb), 밴드갭 에너지, 진성결함, 위치반전 Ga, 위치반전 Sb

## I. 서 론

지난 10여 년간, 양자구조에 기초한 고효율의 적외선검출소자 (infrared photodetector)를 실현하기 위한 노력이 계속되어 왔다 [1]. 특히, 기존의 소자가 지니고 있는 저온 동작의 근본적인 한계를 극복하기 위하여, 여러 형태의 양자점 (quantum dot, QD) [2-5] 구조를 활성층 (active layer)에 채용한 적외선검출소자 (QDIP)에 관한 연구개발이 많이 시도되었다. QDIP는 현재 250 K까지 동작을 나타내는 우수한 특성을 가지고 있으나 실온 동작 열영상소자가 요구하는 성능에는 다소 미흡한 실정이다. 최근, 밴드갭 천이 (interband transition)에 기초한 InAs/GaSb 제2형 응력 초격자 (strained-layer superlattice, SLS) 구조가 중파장 (mid wavelength, MW)과 장파장 (long wavelength, LW) 영역에서 적외선검출소자의 상온 동작을 실현시킬 수 있는 새로운 구조임이 밝혀져 많은 관심을 불러 일으키고 있다 [6-8]. InAs/GaSb SLS 구조는 큰 유효질량에 기인한 낮은 투과전류와 응력변형 (strain) 때문에 경/중정공 부밴드 (light/heavy-hole subband) 사이의 간격이 클뿐

만 아니라 제2형 밴드 정렬에 의한 간접 흡수로 인한 열전류의 감소 등, 상온 동작에 유리한 여러 가지 장점을 지니고 있다. SLS 적외선검출소자 (SLIP)는  $\sim 8 \mu\text{m}$ 의 LW 영역까지 상온에서 탁월한 특성을 보임으로서 유망한 차세대 소자로 인정받고 있으며, 최근  $[320 \times 256]$  2차원 초점면 배열 (focal plane array, FPA)을 사용하여 77 K에서  $\sim 4 \mu\text{m}$  MWIR의 열영상을 실현한 바 있다 [6]. 활성층 SLS의 구성 물질의 하나인 GaSb 박막에는 위치반전 Ga ( $[Ga_{Sb}]$ ), 위치반전 Sb ( $[Sb_{Ga}]$ ), Ga 빈자리 ( $[V_{Ga}]$ ), 그리고 그들의 복합체 ( $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$ ,  $[Ga_{Sb}-V_{Ga}]$ ) 등 제어가 어려운 여러 가지 진성결함 (intrinsic defect) [8-12]이 높은 밀도로 존재하고 있는데, 이러한 결함은 소자의 특성 향상을 가로막고 있는 가장 큰 요인으로 알려져 있다. 결함에 관한 연구는 다양한 이론 [9,10]과 여러 가지 시료 및 측정법에 의한 실험 [11-14]을 통하여 많이 이루어져 왔음에도 불구하고, 불순물을 도핑하지 않은 (undoped) GaSb 내의 잔존하는 진성결함과 p형 전도 (p-type conduction)의 근원은 여전히 미해결 문제로 남아 있다.

본 연구에서는, 도핑하지 않은 기판 GaSb 결정과 분자

\* [전자우편] sknoh@kriss.re.kr

선 에피탁시 (molecular beam epitaxy, MBE) 방법으로 반절연성 (semi-insulating, SI) GaAs 기판 위에 성장한 GaSb 박막의 광여기 발광 (photoluminescence, PL) 스펙트럼을 분석하여, GaSb 결정의 밴드갭 에너지 (bandgap energy)와 진성결합의 에너지 준위에 관하여 논의하였다. GaSb 기판과 박막으로부터 얻은 PL 스펙트럼을 비교하여, 이중 GaSb 박막에서는 주요 결함으로 알려져 있는  $[Ga_{Sb}]$  얕은준위 (shallow level)와 함께  $[Ga_{Sb}]$  및  $[Sb_{Ga}]$ 와 관련되어 있는 것으로 분석된 한 쌍의 깊은준위 (deep level, DA)가 관측됨을 보고하였다. 마지막으로, 본 연구를 통하여 분석된 결과를 기초로 도핑하지 않은 p형 GaSb에 잔존하고 있는 진성결합을 통한 천이를 나타낸 에너지밴드 모형 (energy band diagram)을 제시하였다.

## II. 실험 방법

본 연구에서는, 도핑하지 않은 상용 p-GaSb 기판 결정과 SI-GaAs (001) 기판 위에 MBE 방법으로 성장한 4개의 이중 p-GaSb/SI-GaAs 박막 시료 및 비교를 위한 1개의 동종 u-GaSb/n-GaSb:Te 박막 시료가 준비되었다. 일반적으로 불순물을 도핑하지 않은 GaSb의 전도형은 p형인데, 본 연구의 기판 결정과 박막 시료는 모두 p형 전도를 보이고 있다. MBE 성장에서는, V/III (Sb/Ga=1.210<sup>-8</sup>/1.5×10<sup>-7</sup>Torr) 비율을 8 로 고정시키고 420–510°C의 범위에서 성장온도를 변화시켰으며, GaSb 박막의 두께는 모두 1 μm이고 기판 GaSb의 두께는 500 μm이다.

PL 실험에서는 근자외선-중적외선 (300–1600 nm) 영역에서 측정 가능한 분광기 (monochromator)를 사용하였으며, Ar-ion 레이저 (514.5 nm)와 폐쇄회로 He 냉각장치가 여기광원과 저온장치로 각각 이용되었다. 온도의존성 (temperature dependence) PL 스펙트럼은 T=20–300 K 영역 (P=2.5 W/cm<sup>2</sup>)에서 얻었으며, 여기광원의 출력의존성 (power dependence) 측정은 P=25–2500 mW/cm<sup>2</sup> 범위 (T=20 K)에서 수행되었다. 본 실험에서는 냉각 InGaAs 광검출기 (0.8–1.6 μm)로 신호를 검출하여 범용 lock-in 증폭기로서 PL 스펙트럼을 얻었다.

## III. 결과 및 논의

Fig. 1은 기판 GaSb 결정으로부터 얻은 (a) 온도의존 PL 스펙트럼과 (b) 온도의 함수로서 나타낸 PL 피크 에너지의 변화를 보여 주고 있다. PL 스펙트럼 (20 K)에서 관측된 804 meV 및 798 meV 에너지의 A1과 A2 피크는 미지의 잔류 억셉터 (acceptor, A) 불순물에 구속된 엑시톤 (exciton, X) 피크로 알려져 있다 [8]. GaSb에서의 엑시톤 에너지 (1.4 meV)를 고려할 때, A1 및 A2 준위의 이온화 에너지는 각각 5 meV와 11 meV로서 A2는 잔류 Si 불순물의 이온화 에너지와 잘 일치하나 A1은 그 근원이 확실하지 않은 결정결함 (crystalline defect)과 관련된 것으로 추정된다. Fig. 1(b)의 온도 의존성이 보여주고 있는 바와 같이, 에너지가 760 meV인 A4 피크는 다른 피크와는 달리 온도와 관계없이 일정한 값을 가지고 있다. 이것은 도너

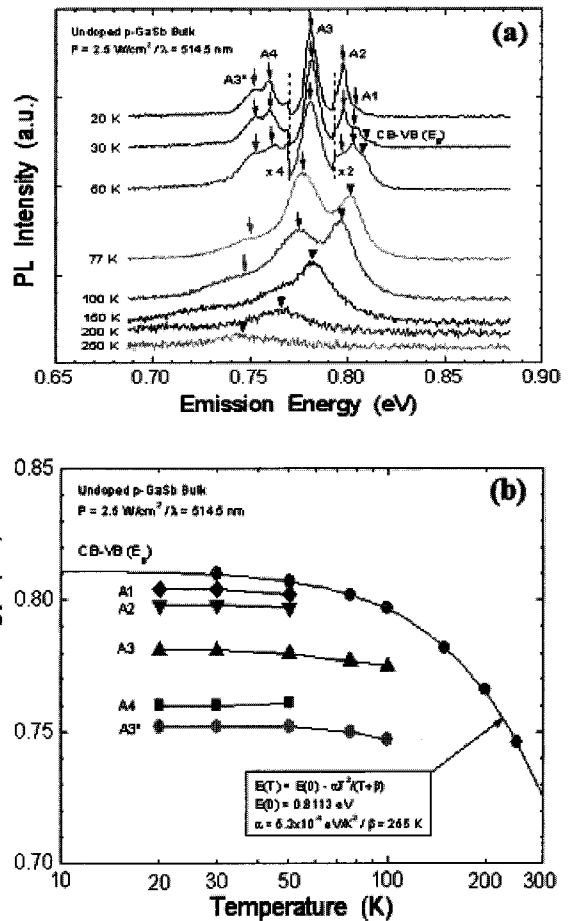


Figure 1. (a) Temperature dependent PL spectra and (b) PL peak energies plotted as a function of temperature for undoped GaSb substrate.

(donor, D)와 억셉터 사이의 쌍천이 (DA-pair transition)에 의한 결과로서, 위치전도 Ga ( $[Ga_{Sb}]$ ) 및 Sb ( $[Sb_{Ga}]$ ) 또는 그들의 복합 ( $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$ ) 결함과 관련되어 있는 것으로 예측되는데, GaSb/Si-GaAs 박막 분석에서 다시 논의할 것이다. 가장 강한 PL 강도를 보이는 A3 (781 meV) 피크는 일반적으로 거의 모든 GaSb에서 가장 강하게 나타나는 주요 결함으로 그 근원은 아직 명확하게 알려져 있지 않는데, Ga 빈자리 (Ga-vacancy,  $[V_{Ga}]$ ) 또는 위치전도 Ga ( $[Ga_{Sb}]$ ) 등과 관련되어 있다는 해석이 유력한 것으로 알려져 있다 [8,11-14]. A3에 동반된 752 meV에 위치한 A3\* 피크는 A3 (781 meV)의 LO 포논 (longitudinal-optical phonon) 복제 (replica)로 알려져 있는데, 그 에너지는 29 meV (20 K)로 보고된 값 ( $[\hbar\Omega]_{LO}=233\text{ cm}^{-1}=28.9\text{ meV}$ , 300 K) [16]과 잘 일치하고 있다.

Fig. 1(a)에서 가장 흥미로운 결과는, 온도가 증가함에 따라 밴드단 (bandedge) 천이인 A1과 A2가 줄어들면서 전도대 (conduction band, CB)에서 가전대 (valence band, VB)로의 직접 천이 (CB-VB,  $\blacktriangledown$ )가 일어남을 명확하게 보여주고 있는 것으로, 이것으로부터 GaSb의 밴드갭 에너지 ( $E_g$ )의 온도의존성을 정확하게 결정할 수 있었다. Fig. 1(b)의 곡선은 Fig. 1(a)의 스펙트럼에서 얻은  $E_g$ 의 값을 온도의존성에 관한 Varshni 경험식 [15],  $E(T)=E(0)-\alpha T^2/(T+\beta)$ 에 맞춘 (fitting)한 것이다. 여기서,  $E(T)$ 와  $E(0)$ 는 각각 온도 T와 T=0 K에서의 밴드갭 에너지이며,  $[\alpha, \beta]$ 는 물질 또는 구조에 의존하는 한 쌍의 온도 파라미터이다. 본 PL 에너지로부터 결정한 GaSb의  $[E(0), \alpha, \beta]$ 는  $[0.8113\text{ eV}, 5.3\times 10^{-4}\text{ eV/K}, 255\text{ K}]$ 로서, 보고된 값  $[E(0), \alpha, \beta]= [0.809\text{ eV}, 5.3\times 10^{-4}\text{ eV/K}, 234\text{ K}]$  [15]와는 약간의 차이를 보여 주고 있다. 본 연구에서 사용한 시료가 상온 근처 (250 K)까지 명확한 PL 발광을 보이고 있고 최근 논문에서 제시하고 있는 값들 [11-14]과 비교하여 볼 때, 본 연구에서 결정한 파라미터는 신뢰성이 높은 결과인 것으로 판단된다.

본 연구에서는 GaSb에 잔존하는 결함의 근원을 체계적으로 조사하기 위하여, 성장온도 ( $T_G=420-510^\circ\text{C}$ )가 다른 4개의 시료를 제작하여 비교하였다. Fig. 2는 각각 대표적인 시료 ( $T_G=480^\circ\text{C}$ )에서 얻은 PL 피크 에너지의 (a) 온도의존성 ( $T=20-100\text{ K}$ ,  $P=2.5\text{ W/cm}^2$ )과 (b) 여기광원 출력의존성 ( $P=0.025-2.5\text{ W/cm}^2$ ,  $T=20\text{ K}$ )을 그린 그래프이다. (그래프 내에 삽입한 그림은 각각에 대응하는 PL 스

펙트럼이다.) GaSb의 주요 결함인 A3 이외에 한 쌍의 깊은 준위 (DA)인 DA (732 meV)와 DA\* (711 meV) 피크가 관측되었는데, 온도 증가에 따라 DA는 밴드갭 에너지 곡선 ( $E(T)=E(0)-\alpha T^2/(T+\beta)$ )을 따라가고 있으나 DA\*는 일정한 값을 유지하다가 100 K 이상에서는 냉각 (quench-out)되어 소멸됨을 볼 수가 있다. 이 현상으로부터, DA는 CB-DA 천이에 의한 것이며 DA\*는 D-DA 쌍천이에 의한 것으로 분석된다. Fig. 2(b)는 DA/DA\*의 A3 피크와의 연관성을 알아보기 위하여, DA에 대한 PL 강도의 비(DA\*/DA, A3/DA)를 여기광원 출력의 함수로서 그린 그래프이다. DA\*/DA의 값은 일정한 반면 A3/DA는 여기광원 출력

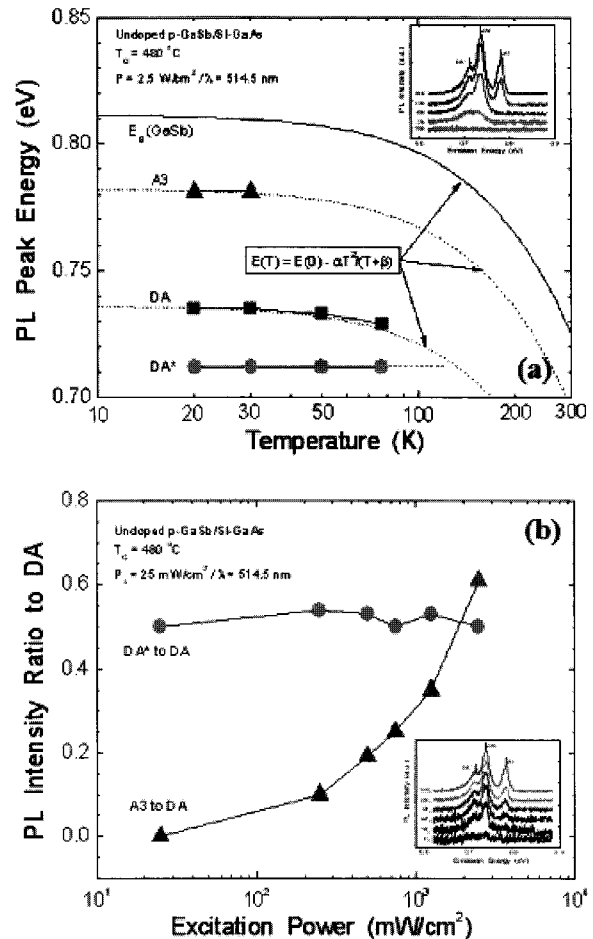


Figure 2. Graphs presenting the dependences of (a) PL peak energies as a function of temperature ( $T=20-100\text{ K}$ ,  $P=2.5\text{ W/cm}^2$ ) and (b) PL intensity ratios as a function of excitation-power density ( $P=0.025-2.5\text{ W/cm}^2$ ,  $T=20\text{ K}$ ) taken from a representative sample of undoped GaSb epilayer ( $T_G=480^\circ\text{C}$ ). Each inset in the graphs shows the corresponding PL spectra.

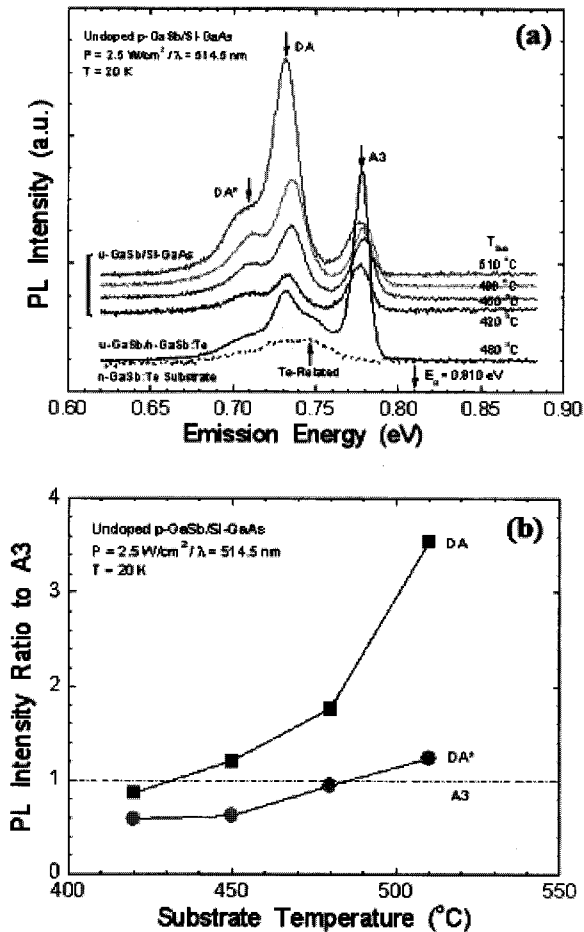


Figure 3. (a) PL spectra (20 K) taken from 4 hetero-epitaxial GaSb/SI-GaAs samples grown at different substrate temperatures and a homo-epitaxial GaSb/n-GaSb:Te sample. (b) PL intensity ratios (DA/A3, DA\*/A3) as a function of substrate temperature for 4 GaSb/SI-GaAs samples.

의 증가와 함께 급속히 증가됨을 볼 수 있는데, 이것은 DA의 근원이 A3와는 다르지만 DA\*와는 강한 관련성을 가지고 있음을 보여 주는 결과로 풀이된다.

Fig. 3(a)는 서로다른 온도 (T<sub>G</sub>=420–510 °C)에서 SI-GaAs 기판 위에 성장한 4개의 이종 GaSb/SI-GaAs 박막과 n-GaSb:Te 기판 및 그 위에 성장한 1개의 동종 GaSb/n-GaSb:Te 박막에서 취한 PL 스펙트럼을 서로 비교해 놓은 그림이다. GaSb/SI-GaAs에서는 기판의 온도가 높아짐에 따라 A3 피크에 비하여 DA와 DA\*의 PL 강도가 같이 증가하고 있음을 볼 수 있는데, 그 변화를 보여주는 그래프가 Fig. 3(b)이다. A3의 PL 강도를 기준으로 할 때, DA와 DA\*의 강도는 동종 GaSb/n-GaSb:Te에서 보다 GaSb/

SI-GaAs에서 상대적으로 크게 발달됨을 볼 수가 있는데, 기판온도의 상승과 함께 그 차이는 더 커지고 있다. 이종 GaSb/SI-GaAs에서 DA/DA\* 결합이 더 발달하는 것은 GaAs 기판과의 격자부정합 (lattice mismatch) 때문으로, A3와 DA/DA\*는 약한 관련성을 가지고 있는 것으로 추정된다. 동종 GaSb 박막에는 이종 시료에는 보이지 않는 미약한 피크가 750 meV 근처에서 나타나는데, n-GaSb:Te 기판에서 취한 PL 스펙트럼 (점선)과 비교해 보면 이것은 기판에서 나온 피크로서 Te과 관련된 것임을 확인할 수 있다. (참고로, GaSb 내의 Te 준위는 Γ-밴드에는 존재하지 않고 L-밴드 (ΔE ~ 20 meV)에 위치하여 간접천이에 관여하기 때문에, 일반적으로 n-GaSb:Te에서는 아주 약한 PL 신호만이 관측된다.)

Fig. 3(b)는 4개의 GaSb/SI-GaAs 시료에서 얻은 A3의 PL 강도에 대하여 규격화한 DA 및 DA\* 피크의 PL 강도를 기판 온도의 함수로써 그린 그래프이다. 성장 온도의 증가와 함께 DA\*는 약한 변화를 보이는 반면 DA는 강한 증가를 보이고 있다. 이것은 기판 온도가 올라감에 따라 A3의 근원으로 추정되는 엑셉터 준위인 [Ga<sub>Sb</sub>]와 함께 도너 준위인 [Sb<sub>Ga</sub>]가 증가하여 복합결합 [Ga<sub>Sb</sub>-Sb<sub>Ga</sub>]과 관련된 DA가 형성되기 때문으로 분석되며, 이때 DA\*의 약한 증가는 [Sb<sub>Ga</sub>]의 생성 확률이 상대적으로 낮기 때문이다 [9,10]. 제1원리 총에너지로부터 결합 생성률을 계산한 Hakala 등 [9]의 결과는 [Sb<sub>Ga</sub>]의 밀도는 [Ga<sub>Sb</sub>] 밀도보다 다소 낮으며 Sb-rich가 증가할수록 [Sb<sub>Ga</sub>]의 밀도는 [Ga<sub>Sb</sub>] 밀도에 접근해 감을 보였다. 최근 평면파 (plane wave) DFT (density functional theory)에 기초하여 모사한 Chronos와 Bracht [10]는 Hakala 등의 결과와는 아주 다른 결과를 제시하고 있다. 그들은 GaSb에서 가장 우세한 진성결합은 도너인 [Sb<sub>Ga</sub>]이고 그 다음으로 밀도가 높은 결합은 엑셉터인 [V<sub>Ga</sub>-Sb]임을 보고하였는데, 본 결과를 해석하는 데에는 Hakala 등의 결과가 더 잘 일치함을 알 수 있었다. 본 연구에서 사용한 GaSb 박막은 비평형 (nonequilibrium) 상태에서 성장한 MBE 시료로서, 평형상태를 가정하여 계산된 이론 결과를 정량적으로 직접 비교할 수는 없으나, 정성적인 분석에는 유용함을 알 수 있었다. 특히, 깊은준위의 생성기구 및 정량적 특성을 보다 명확하게 이해하기 위한 DLTS (deep level transient spectroscopy) 측정이 현재 진행 중에 있다.

#### IV. 요약 및 결론

본 연구에서는 기관 GaSb 결정과 서로다른 성장온도에  
서 MBE로 제작한 이중 GaSb/SI-GaAs 박막의 PL 스펙트  
럼을 비교 분석하여, 도핑하지 않은 p-GaSb에 잔존하고  
있는 진성결함의 근원을 논의하였다. 온도의존성과 여기광  
원 출력의존성 PL 스펙트럼을 분석한 결과, GaSb에서의  
주요 결함으로 알려져 있는 A3 (752 meV)는 CB-A[Ga<sub>Sb</sub>]  
천이에 의한 것으로 GaSb 박막에서 관측된 DA (732 meV)  
및 DA\* (711 meV)와 서로 상관관계가 있음을 보였다. 기관  
온도의 상승은 잉여 Sb의 자발확산에 의하여 치환된 위치  
전도 A[Ga<sub>Sb</sub>]와 함께 D[Sb<sub>Ga</sub>]의 증가를 초래하여, 결과적  
으로 복합결함인 A[Ga<sub>Sb</sub>-Sb<sub>Ga</sub>]를 형성함으로써 한 쌍의 깊  
은준위 DA/DA\*를 만드는 것으로 논의하였으며, 그 근원은  
각각 CB-DA[Ga<sub>Sb</sub>-Sb<sub>Ga</sub>]와 D[Sb<sub>Ga</sub>]-DA[Ga<sub>Sb</sub>-Sb<sub>Ga</sub>]인  
것으로 분석하였다.

Fig. 4는 본 연구를 통하여 논의된 잠적적인 결론을 기  
초로 정리한 도핑하지 않은 p-GaSb에 잔존하고 있는 진성  
결함의 에너지 위치와 발광천이를 보여주는 에너지밴드 모  
형의 개략도이다. 그림에 표시한 에너지는 측정온도인 20  
K의 값을 사용하였으며, GaSb의 밴드갭 에너지 (810  
meV, 20 K)는 본 실험의 Fig. 1에서 결정한 파라미터를 이  
용하여 Varshni 경험식으로부터 도출한 값이다.

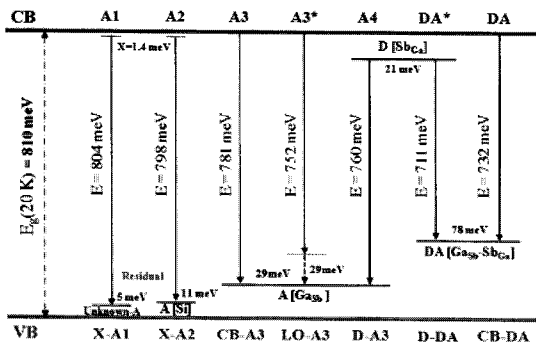


Figure 4. Schematic energy–band diagram (20 K) presenting the energy position and the transitions via intrinsic defects remaining in undoped p-GaSb.

#### 감사의 글

본 연구는 국방과학연구원 (ADD)의 연구비 (No. 79-

09-05) 지원으로 수행되었으며, 시료 제작 및 측정은 한국  
표준과학연구원 반도체박막연구실에 설치되어 있는 장비  
를 이용하였음을 밝힙니다.

#### 참고문헌

- [1] S. K. Noh, S. J. Lee, Y. H. Ryu, S. M. Choe, and S. H. Park, *New Phys.* **54**, 483 (2007).
- [2] B. Movaghar, S. Tsao, S. A. Pour, S. A. Pour, T. Yamanaka, and M. Razeghi, *Phys. Rev. B* **78**, 115320 (2008).
- [3] J. O. Kim, S. J. Lee, S. K. Noh, J. W. Choe, and T. W. Kang, *J. Korean Phys. Soc.* **53**, 2100 (2008).
- [4] S. K. Noh and S. J. Lee, *New Phys.* **51**, 191 (2005).
- [5] D. H. Nahm, J. D. Song, W. J. Choe, W. J. Cho, J. I. Lee, J. W. Choi, and H. S. Yang, *J. Korean Vacuum Soc.* **15**, 216 (2006).
- [6] H. S. Kim, E. Plis, J. B. Rodriguez, G. D. Bishop, Y. D. Sharma, L. R. Dawson, S. Krishna, J. Bundas, R. Cook, D. Burrows, R. Dennis, K. Patnaude, A. Reisinger, and M. Sundaram, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 183502 (2008).
- [7] S. J. Lee, S. K. Noh, L. R. Dawson, and S. Krishna, *J. Korean Phys. Soc.* **54**, 280 (2009).
- [8] P. S. Dutta and H. L. Bhat, *J. Appl. Phys.* **81**, 5821 (1997).
- [9] A. Chroneos and H. Bracht, *J. Appl. Phys.* **104**, 093714 (2008).
- [10] M. Hakala, M. J. Puska, and R. M. Nieminen, *J. Appl. Phys.* **91**, 4988 (2002).
- [11] R. Hao, Y. Xu, Z. Zhou, Z. Ren, H. Ni, Z. He, and Z. Niu, *J. Phys. D : Appl. Phys.* **40**, 1080 (2007).
- [12] M.-C. Wu and C.-C. Chen, *J. Appl. Phys.* **72**, 4275 (1992).
- [13] L. T-Mejia, J. A. Villada, M. de los Rios, J. A. Penafiel, G. Fonthal, D. G. E.-Arbelaez, H. A-Calderon, and M. E. R.-Garcia, *Physica B* **403**, 4027 (2008).
- [14] W. G. Hu, Z. Wang, B. F. Su, Y. Q. Dai, S. J. Wang, and Y. W. Zhao, *Phys. Lett. A* **332**, 286 (2004).
- [15] S. Adachi, *Properties of Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors* (JohnWiley & Sons, Chichester, 2005), p.81, pp.120-124.

## Study on the Intrinsic Defects in Undoped GaSb Bulk and MBE-grown GaSb/SI-GaAs Epitaxial Layers for Infrared Photodetectors

J. O. Kim<sup>a</sup>, H. W. Shin<sup>a</sup>, J. W. Choe<sup>a</sup>, S. J. Lee<sup>b</sup>, and S. K. Noh<sup>b\*</sup>

<sup>a</sup>Department of Physics, Kyung Hee University, Yongin 449-701

<sup>b</sup>Global Research Laboratory on Quantum Detector Technology, Korea Research Institute of Standards and Science, Daejeon 305-600

(Received March 2, 2009, Revised March 19, 2009, Accepted March 19, 2009)

We have investigated the intrinsic defects remaining in epitaxial GaSb layers grown on SI-GaAs substrates compared to those in bulk GaSb crystal substrate, which is a basic material of Sb-based strained-layer superlattice infrared photodetectors. From the functional dependence of the band-to-band transition energy of the photoluminescence (PL) spectra observing up to near room-temperature (250 K), the temperature parameters of  $[E_0, \alpha, \beta]$  of undoped GaSb crystal are determined by using the Varshni empirical equation describing the temperature variation of the bandgap energy. Additionally to the antisite-Ga ( $[Ga_{Sb}]$ ) with an ionization energy of 29 meV that is well known to a major intrinsic defect in GaSb, epitaxial GaSb layers show a pair of deep states at the emission energy of 732/711 meV that may be related with a complex of two antisite-Ga and antisite-Sb ( $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$ ). Based on the analysis of the temperature and the excitation-power dependences of PL, it suggests that excess-Sb substitutes Ga-site by self-diffusion and two antisites of  $[Ga_{Sb}]$  and  $[Sb_{Ga}]$  could form as a complex of  $[Ga_{Sb}-Sb_{Ga}]$  in GaSb epilayers grown under Sb-rich condition.

Keywords : Gallium antimonide (GaSb), Bandgap energy, Intrinsic defect, Antisite-Ga, Antisite-Sb

\* [E-mail] sknoh@kriss.re.kr