

InGaAsP/InP 이종접합구조의 격자부정합이 Photoluminescence 효율에 미치는 영향

이 중 원

삼성종합기술원 신소재응용연구소, LD 프로젝트실

Effects of Lattice Mismatch on Photoluminescence Efficiency of InGaAsP/InP Heterostructures

Jongwon Lee

Materials & Devices Research Center, LD PJT Lab. Samsung Advanced Institute of Technology
P.O.Box 111 Suwon, Korea 440-600

초 록 이 논문에서는 metal organic chemical vapor deposition (MOCVD)에 의해서 성장된 InGaAsP/InP 이종접합구조의 격자부정합이 Photoluminescence(PL) 효율에 미치는 영향을 연구하였다. 격자부정합은 (400)과 {511} x-ray reflection을 통해 측정하였고, 부정합 전위의 유무는 x-ray topography와 PL imaging을 통해 확인했다. PL강도 측정결과, 상대적으로 높은 PL강도는 탄성적으로 스트레인을 받은 시료에, 낮은 PL 강도는 전위로 인해 비탄성적으로 변형된 시료에서 얻어졌다. 성장온도에서 격자정합된 시료의 PL효율이 실온에서 가장 높은 것을 알 수 있었다. PL강도와 x-ray 반치폭과 관계에서, 시료의 광전자 특성이 구조적 특성과 밀접하게 연관됨을 알 수 있었다.

Abstract The interfacial coherency of metal organic chemical vapor deposition grown InGaAsP/InP heterostructure wafers was examined and their influences on the optoelectronic properties were investigated in this study. (400) symmetric and {511} asymmetric reflections were employed to measure the lattice coherency. Existence of misfit dislocations was examined by x-ray topography and reverified by photoluminescence (PL) imaging. PL measurements were performed, and higher PL intensity was obtained for elastically strained samples and lower intensity for plastically deformed samples. The highest PL intensity was obtained for the sample lattice matched at the growth temperature. PL full-width at half maximum (FWHM) was found to depend on the degree of lattice mismatch. A correlation between x-ray FWHM and PL intensity was empirically established. The results presented demonstrate that the interfacial coherency is of primary significance in affecting the optoelectronic properties through elastic strain and plastic deformation.

1. 서 론

InP 기판에 성장된 $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ 에 최근 많은 연구가 이루어져 왔는데 이 InGaAsP는 fused silica 광섬유의 광학적손실을 최소화할 수 있는 파장을 내는 중요한 화합물 반도체이다. 이에 따라 이 물질은 레이저 다이오드와 발광 다이오드와 같은 광전 디바이스를 만드는데 많이 사용되어 왔다¹⁾. 이종접합 반도체를 성장시키는데 있어서 고려되어야 할 중요한 인자중의 하나가 기판과 막사이의 격자정

합상태(lattice coherency)임은 잘 알려진 바와 같다. 심한 격자부정합은 이 InGaAsP/InP 시료의 전기적 특성 및 광학적 특성에 나쁜 영향을 미치는 것으로 알려져 있다²⁾.

PL은 III-V 족 화합물 반도체의 특성을 평가하는데 가장 많이 사용되는 방법으로서 막의 결정(crystalline) 특성을 평가하는 간단하고 비파괴적인 방법이다³⁾. PL측정으로 많은 정보를 얻을 수 있는데 그 중 PL강도와 반치폭(FWHM, full-width at half maximum)은 시료의 결정특성의 간접적 척도로 간주되어 왔

나. PL 측정 과정에서, 광에 의해 여기된 활성층내의 majority carrier들이 재결합(recombination)이 일어날 때까지 이종접합면(heterointerface)에 의해 confine된다. 이로부터 luminescence 효율은 접합면의 격자불일치도에 따라 영향을 받을 수 있음을 알 수 있게 된다. 일반적으로 전위가 있는 시료는 PL 효율이 저하되는데, 이에 따라 전위에 의한 비탄성 변형이 PL 효율에 미치는 영향에 많은 연구가 진행되어 왔다^{1,2)}. 그러나 elastic strain과 같은 탄성변형이 PL 효율에 미치는 영향에 대한 연구는 부족한 상태이다. 따라서 탄성영역과 비탄성 영역을 포함하는 넓은 영역에 걸쳐서 격자부정합이 PL 효율에 미치는 영향을 이해함이 중요하다는 관점에서 이 연구는 시작되었다.

본 연구에서 사용하기 위해 광범위한 영역의 격자부정합을 가지는 InGaAsP/InP 시료를 MOCVD 장치로 성장하였고, double crystal x-ray diffraction(DXRD)과 PL 장치를 사용하여 분석하였다. 본 연구는 접합면의 격자부정합 정도가 PL 효율에 미치는 영향을 연구함을 목적으로 한다. 본문의 순서는, 첫째, DXRD에 의해 격자부정합을 심층적으로 측정하고 둘째, PL장도와 반치폭을 조사하며, 이들 결과를 토대로 격자부정합이 PL 효율과 광전자 효율에 미치는 영향을 분석하고자 한다.

2. 실험 방법

시료는 MOCVD 장치로 성장하였고 다음과 같은 세 층으로 형성된다: p-InP clad층($\sim 0.6\mu\text{m}$, $p\sim 1\times 10^{18}/\text{cm}^3$), 사상계 In_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y active층($\sim 1\mu\text{m}$), n-InP buffer층($\sim 2\mu\text{m}$, $n\sim 1\times 10^{18}/\text{cm}^3$). 기판은 (100) orientation을 가지는 InP($\sim 380\mu\text{m}$)이다. MOCVD 성장에 사용된 reactant는 triethylgallium, trimethylindium, arsine, 그리고 phosphine이다. 성장은 565°C 와 저압(60torr)에서 이루어졌다. p와 n층의 dopant는 zinc와 silicon이 사용되었다.

각 시료의 조성은 x ray에서 얻은 막의 격자상수와 PL에서 얻은 에너지 밴드갭(Eg)과의 관계로 부터 도출하였다. Ga은 약 0.25이며 As은 0.51~0.63 정도의 조성을 가진다. X-ray 측정은 DXRD(CuK α_1 , $\lambda = 0.154056$

nm) 장치에 InP(100) monochromator를 설치하여 매우 빙행한 beam을 사용하였다. 측정은 (400)면과 {511} reflection을 이용하여 수직부정합(normal mismatch)과 평행부정합(parallel mismatch)을 공히 측정할 수 있었다.

PL 측정의 시료는 방해 helium cryostat에 장착하여 상온에서 측정했다. 광원은 1064nm 의 파장을 가지는 CW Nd:YAG laser이고 45 의 각도로 투명한 p clad층을 통과해서 활성층을 여기시킨다. Scan은 1mm 간격으로 1100에서부터 1400nm 까지 하였다. PL spectrum에서 얻은 Eg는 약 0.95~1.01eV였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 격자부정합 측정

InGaAsP막과 InP기판 사이의 격자부정합이 전 시료에 걸쳐 측정되었다. 수직부정합 $\Delta a_{\perp}^*/a_0$ ($\Delta a_{\perp} = a_{\perp} - a_0$)과 평행부정합 $\Delta a_{\parallel}^*/a_0$ ($\Delta a_{\parallel} = a_{\parallel} - a_0$)이 (400) 대칭 reflection과 {511} 비대칭 reflection에 의해 측정되었는데 여기서 a_{\perp} 과 a_{\parallel} 은 각각 접합면의 수직하고 평행한 방향으로의 InGaAsP막의 격자상수를 가리키고, a_0 는 InP기판의 격자상수이다. 본 연구에 사용된 모든 시편의 수직 및 평행부정합은 Table 1에 나와있는데 이 값들은 (400)과 {511} reflection을 통해 얻어진 값들이다.

Table 1. Normal mismatches obtained from (400) reflection, and normal and parallel mismatches from {511} reflection.

Sample	(400)Normal ($\times 10^{-3}$)	{511}Normal ($\times 10^{-3}$)	{511}Parallel ($\times 10^{-3}$)
1	3.515	3.463	0.254
2	1.495	1.442	0.091
3	0.926	-0.872	0.054
4	0.821	0.829	0.028
5	0.320	-0.370	0.020
6	1.291	1.328	0.054
7	2.283	2.337	0.132
8	3.628	3.662	0.206
9	4.832	4.865	1.226
10	7.290	7.251	4.965

Experimental conditions : CuK α_1 (0.154056nm) radiation
30KV/30mA

알려진 바와 같이,^{8,9)}(400) reflection에서 막과 기판의 peak가 분리되는 것은 InGaAsP 막의 수직방향으로의 테트라고날 (tetragonal) 변형 때문이다. (400) reflection을 통해 얻은 수직부정합 $\Delta a_q^+ / a_b$ 는 다음과 같이 정의된다¹⁰⁾.

$$\Delta a_q^+ / a_b = -\cot\theta / \Delta\theta_B \quad (1)$$

{511}reflection을 통해 얻은 수직 및 평행 부정합 $\Delta a_q^+ / a_b$, $\Delta a_q^+ / a_b$ 는 다음과 같이 정의된다.

$$\begin{aligned} \Delta a_q^+ / a_b &= -(\tan\phi\Delta\varphi + \cot\theta\Delta\theta) \\ \Delta a_q^+ / a_b &= \cot\phi\Delta\varphi - \cot\theta\Delta\theta \end{aligned} \quad (2)$$

여기서 θ 는 {511}reflection의 Bragg각이고 ϕ 는 {511}면과 시료표면과의 각이다. {511} reflection에서 막과 기판의 peak가 분리되는 것은 기판과 막내의 {511}면들의 d-spacing과 경사 (tilt)각이 틀리기 때문이다⁹⁾. 이 이유로 (511)과 (-511)의 두가지 reflection을 얻어야 우리가 원하는 수직 및 평행부정합을 계산할 수 있다. 이 두 reflection에서 얻은 막과 기판의 각 차이는 $\Delta\theta_1$ 과 $\Delta\theta_2$ 로 정의하는데, $\Delta\theta_1$ 과 $\Delta\theta_2$ 는 (511) reflection에서 $\Delta\theta_1$ 을 얻은 후 시료를 180° 회전시켜서 (-511) reflection을 통해 $\Delta\theta_2$ 를 얻는다. 식 (2)의 $\Delta\theta$ 와 $\Delta\varphi$ 는 이 $\Delta\theta_1$ 과 $\Delta\theta_2$ 를 통해 계산한다.

$$\begin{aligned} \Delta\theta &= (\Delta\theta_1 + \Delta\theta_2) / 2 \\ \Delta\varphi &= (\Delta\theta_1 - \Delta\theta_2) / 2 \end{aligned} \quad (3)$$

Table I에서 보다시피 (400)과 {511} reflection에서 얻은 수직부정합이 거의 일치하는데 이를 통해 이 두 reflection의 측정 정확도가 입증된다. 시료 1부터 8까지는 수직부정합이 평행부정합에 비해 20배 이상 크에 비해 시료 9와 10의 경우에는 불과 수 배에 불과함을 알 수 있다. 이를 통해 이 두 시료에 전위의 형성에 의한 격자의 relaxation이 발생했음을 알 수 있다.

보다 더 심층적으로 격자부정합 상태를 연구하기 위해 막의 무응력(stress free) 격자상수, 탄성 스트레인, 격자 misfit등의 다른 변수들을 계산하여 Table II에 실었다. 격자 misfit은 $(\Delta a/a)_0$ 로 표시하는데 이는 에피택시를 시키기 이전에 조성에 의해서만 결정된 막의 격자상수와 기판의 격자상수의 차이로 정의한다¹¹⁾. 즉, 무응력 상태의 격자상수 차이가 되는 것이다.

$$(\Delta a/a)_0 = (a_q^{s.f.} - a_b) / a_b \quad (4)$$

여기서 $a_q^{s.f.}$ 는 막의 무응력 격자상수이다. a_b 는 앞서 언급한 대로 기판의 격자상수인데 0.58689nm로 가정하였다³⁾. $a_q^{s.f.}$ 을 구하려면

Table 2. Normal mismatch, strain free lattice parameter of the epilayer, lattice misfit, and in plane elastic strain parallel to the interface.

Sample	Normal Mismatch $\Delta a_q^+ / a_b (\times 10^{-3})$	Strain Free L.P. of Epi. $a_q^{s.f.}$ (nm)	Lattice Misfit $(\Delta a/a)_0 (\times 10^{-3})$	Elastic Strain $\epsilon (\times 10^{-3})$
1	-3.463	0.58581	-1.858	1.607
2	-1.442	0.58645	-0.766	0.676
3	-0.872	0.58663	-0.463	0.409
4	-0.829	0.58665	-0.429	0.401
5	-0.370	0.58679	-0.195	0.175
6	1.328	0.58731	0.691	-0.636
7	2.337	0.58762	1.234	-1.102
8	3.662	0.58804	1.934	-1.725
9	4.865	0.58869	3.045	-1.814
10	7.251	0.59049	6.108	-1.136

Experimental conditions : -CuK α_1 (0.154056nm) radiation
-30KV/30mA

$(\Delta a/a)_0$ 를 먼저 알아야 하는데, 이는 이미 구해 놓은 수직 및 평행부정합 값을 통해 계산할 수 있다.

$$\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_0 = \frac{1-\nu}{1+\nu} \left(\frac{\Delta a_{q^i}}{a_b}\right) + \frac{2\nu}{1-\nu} \left(\frac{\Delta a_{q^i}}{a_b}\right) \quad (5)$$

여기서 ν 는 Poisson비이다. 따라서 식(4)와 (5)를 이용하면 $a_q^{s.f}$ 을 얻게 되는 것이다.

탄성 스트레인 ϵ 은 막 자체의 변형에 의해 결정된다.

$$\epsilon = (a_{q^i} - a_q^{s.f}) / a_q^{s.f} \quad (6)$$

이 값을 이용하여 격자 misfit이 얼마 만큼 탄성 스트레인에 의해 감소되었나를 알기 위해 Fig. 1에 탄성도(elastic characteristic, E.C.)를 격자 misfit의 함수로 표시하였다. E.C.는

$$E.C. = \epsilon / (\Delta a/a)_0 \quad (7)$$

으로 정의하는데, Fig. 1은 시료 1부터 8까지는 E.C.가 90%를 넘고 있으나 시료 9와 10은

각각 60%, 20% 정도의 E.C.를 나타내고 있다. 이를 통해 시료 9와 10에 전위가 있음을 재확인할 수 있다. Fig. 1에서 백색 삼각형은 정합(coherent) 접합면을 가진 시료를 나타내고, 흑색 삼각형은 부정합(incoherent) 접합면을 가진 시료를 나타낸다.

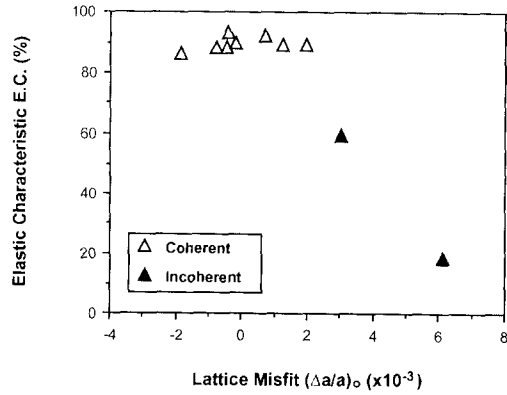
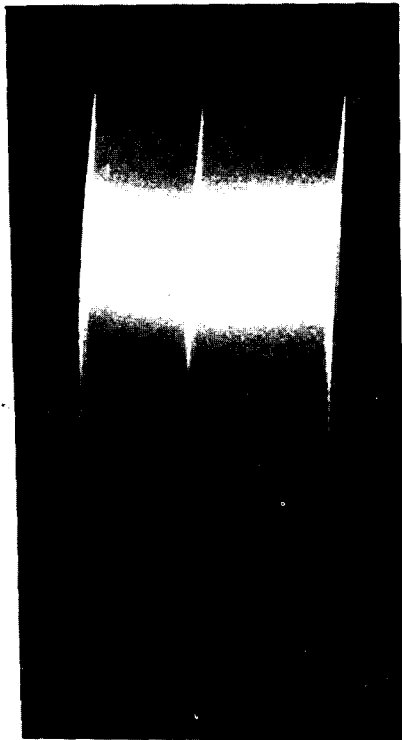


Fig. 1. Elastic characteristic of strain-free chemical lattice misfit.



Sample 5



Sample 10

Photo 1. Reflection double crystal x-ray topographs taken at the Bragg angle of InGaAsP epilayer. Sample 5(coherent interface); Sample 10(incoherent interface). The sample dimension traversed is 1.5cm.

위에서 기술한 방법은 간접적으로 전위의 존재를 밝히는 것이 되겠고, 전위를 직접 관찰 하기 위해 x-ray topography를 모든 시료에 걸쳐 수행하였다. 이 방법을 사용하면 전위와 같은 구조적 결함이나 격자 뒤틀림등의 사항이 고분해능으로 관찰된다^{12, 13}. 그 예로 Photo 1에서는 시료 5와 10의 topographic image를 담고 있는데 전위의 존재 유부가 확실히 드러나고 있다. 전위를 통해 야기된 스트레인 field는 x-ray에 대한 반사력 차이를 야기하게 되어 Photo 1에서처럼 contrast차이를 발생시키는 것이다.

3.2. InGaAsP막의 PL Imaging

접합면의 부정합 전위(misfit dislocation)의 존재 유무를 재확인하기 위해 PL imaging을 모든 시료에 대해 수행하였는데, PL imaging은 저밀도 전위를 쉽게 감지할 수 있는 방법으로서 전위의 존재를 확인하는데 많이 사용된다¹⁴. 앞서 언급된 x-ray topography는 비교적 높은 밀도의 전위를 감지하는 편이 있으

므로 PL과 x-ray imaging을 공히 사용하여 전위를 확인하고자 하였다.

Photo 2는 Nd:YAG 광원에 의해 여기된 시료 5와 10의 InGaAsP막의 PL image사건을 담고 있다. CW Nd:YAG laser($\lambda=1064\text{nm}$)의 에너지가 p-clad층이나 n-buffer층을 여기 시키기에는 부족하므로 p-clad층의 image가 InGaAsP막의 image에 중첩 될 수 있는 가능성은 없고 Photo 2의 image는 InGaAsP막의 image가 된다. Photo 2의 결과에서 보듯이 접합면의 부정합전위가 시료 5에는 존재하지 않고 시료 10에는 존재하는데 이는 x-ray topography의 결과와 일치한다. 따라서 시료 1부터 8까지는 정합 접합면이 형성되고, 시료 9와 10에는 부정합 접합면이 형성됨을 알 수 있다. Photo 2에서 특기할 사항은 전위선이 상호교차되는 형태인데, 이는 압축 응력장이 시료에 가해지고 있음을 나타낸다. 전위가 한 방향으로 배열된 형태는 인장 응력장이 걸리는 시료에서 많이 발견되고 있음이 알려져 있다¹⁵.

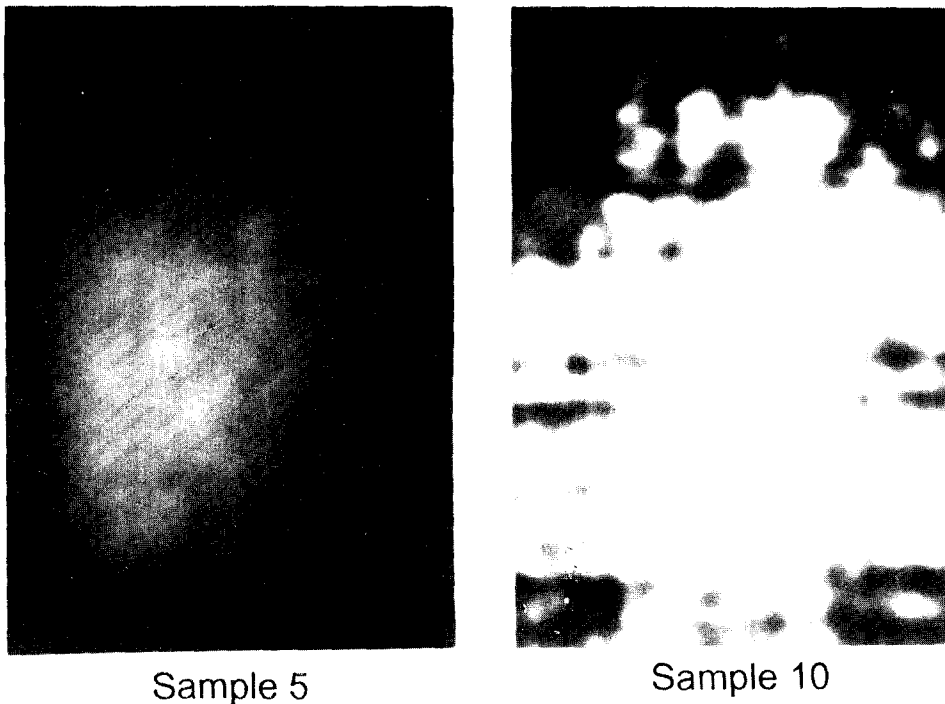


Photo 2. PL images of samples 5 and 10. Dislocations are absent in sample 5, and present in sample 10. PL images were obtained by using a filtered infrared microscope.

3.3 격자부정합의 PL 효율에 대한 영향

PL을 수행하게 되면, 막 내에서 광에 의해 여기된 majority carrier들이 재결합이 일어날 때 까지 접합면에 confine된 앞서 언급한 바와 같다. 따라서 재결합 효율도 격자부정합과 같은 접합면 특성에 영향을 받을 수 있음을 예상할 수 있는데 이와 같은 가정하에 모든 시료에 대해 PL 측정을 하고 PL 강도를 무응력 격자부정합(lattice misfit)의 함수로 Fig. 2에 나타내었다. Fig. 2에서 보듯이 luminescence 효율은 막과 기판 사이의 격자부정합의 정도에 따라 좌우된다. 또한 부정합 정도가 작을수록 PL 강도가 높음도 알 수 있다. 이 연구에서 고려하고 있는 격자부정합 영역에서는 PL 강도가 시료에 따라 100배 가까이 차이가 나고 있다. 이 연구에서는 광범위한 영역을 고려하므로, 이에 따라 PL 강도의 차이도 많이 나는 것이다.

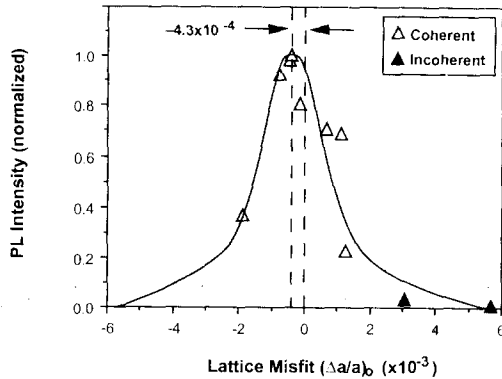


Fig. 2. PL intensity plotted as a function of lattice misfit. Higher PL intensity is obtained for the sample with smaller lattice misfit.

Fig. 2 최우측의 2개 시료는 PL 강도가 극히 낮는데 이는 이 시료들에 형성된 전위로 설명할 수 있다. 접합면 전위는 III-V 화합물 반도체에서 비발광천이를 야기하는 trap으로 작용함은 잘 알려진 바와 같다^{16, 17}. 시료에 전위가 생기면 그 전위의 핵(core) 주위에 dangling bond가 발생하여 극히 낮은 양자효율이 야기되는 것이다.⁶⁾ 또 전위의 밀도에 따라 PL 효율도 달라지는데 시료 9와 10의 전위의 면밀도를 계산해 본 바 시료 9는 $3.59 \times 10^7/cm^2$, 시료 10은 $10.9 \times 10^7/cm^2$ 의 면밀도를 가

졌다. 즉 전위 면밀도가 3배 정도 상승함에 따라 PL 강도는 약 20배가 감소한 것이다. 참고로 전위의 면밀도는 x-ray line broadening과 격자굴절(lattice curvature)의 관계를 이용하여 도출하였다.

Fig. 2에서 주목할 다른 점은, PL 강도가 비탄성 변형(전위) 뿐만 아니라 탄성 변형(스트레인)의 정도에도 좌우된다는 점이다. 즉, 전위가 형성되기 이전에, 막과 기판의 격자상수 차이를 맞추기 위해 발생하는 테트라고날 변형 등과 같은 탄성적 스트레인에 의해서도 PL 강도가 변하게 되는 것이다. 이를 통해 발광 재결합의 효율이 접합면 특성에 민감하게 반응하고 탄성 변형에 영향을 받을 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 2를 잘 관찰하면 PL 강도의 최고치가 격자정합 상태(Fig. 2에서 0 lattice misfit 상태)에서 나오는 것이 아니고 약 -4.3×10^{-4} 정도의 lattice misfit 상태에서 나오는 것을 알 수 있다. 이 현상을 설명하려면 이종접합 반도체에서 격자부정합이 두가지 인자에 의해서 결정됨을 먼저 알아야 한다. 첫째, 완벽한 격자정합을 위한 조성계산치로부터의 조성이 벗어남에 의해서 야기되는 부정합, 둘째, 막과 기판의 열팽창계수가 틀림으로써 야기되는 부정합이 그 두가지이다. 따라서 실온에서의 격자부정합은 이들 두가지 인자의 상호작용에 의

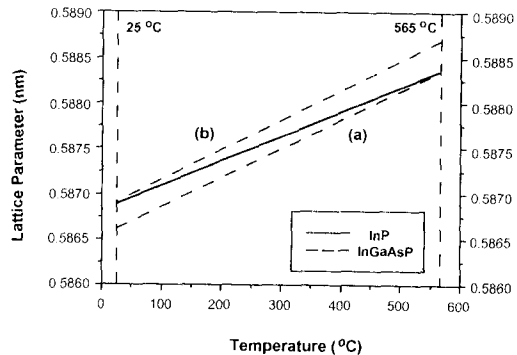


Fig. 3. Variation of lattice parameter of InP and InGaAsP with temperature. A solid line represents the InP lattice parameter, and the dashed line stands for InGaAsP. Also shown are curves for (a) Lattice is matched at the growth temperature (565°C) and (b) Lattice is matched at room temperature.

해 결정되는 것이다. 이들 인자를 구분하고자 하는 관점에서 막과 기판의 격자상수가 온도의 함수로 Fig. 3에 나타나 있다. InP 기판과 InGaAsP막의 열팽창계수는 R. Bisaro¹⁸⁾씨의 자료에서 인용하였다.

Fig. 3에서 보는 바와 같이 막과 기판이 성장온도에서 격자정합되면 실온에서는 약 -4.4×10^{-4} 의 부정합이 발생하고, 반대로 두층이 실온에서 격자정합되면 성장온도에선 약 4.4×10^{-4} 정도의 부정합 상태로 성장이 시작됨을 알 수 있다. Fig. 2에서 PL강도 최고치의 격자부정합이 약 -4.3×10^{-4} 이고 이 수치가 열응력에 의해 발생한 부정합, 즉 약 -4.4×10^{-4} 과 거의 일치하고 있다. 이 사실로부터 알 수 있는 것은 본 연구에서 PL 강도 최고치를 나타낸 시료는 성장온도에서 격자 정합된 시료라는 점이다. 따라서 실온에서 최고의 PL 효율을 가지기 위해서는 InGaAsP막이 성장온도에서 InP기판에 격자정합 되어야 한다.

X-ray FWHM과 같이 PL FWHM도 결정특성의 간접적 척도로 사용될 수 있는데¹⁹⁾, 높은 PL FWHM은 일반적으로 조성 불균일²⁰⁾이나 스트레인, 전위, 불순물 등의 존재²¹⁾에 의해 야기되는 것으로 알려져 있다. Fig. 4에는 PL FWHM이 격자부정합의 함수로 표시되어 있는데, 시료의 PL FWHM 값은 약 56~63meV 정도이며 격자부정합이 적을수록 적은 FWHM이 얻어졌다. 즉, 결정의 특성에 따

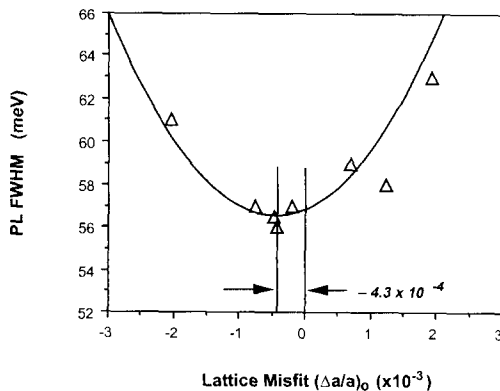


Fig. 4. PL FWHM plotted as a function of lattice misfit. Smaller FWHM is obtained for the sample with smaller lattice misfit, indicating that PL FWHM is an indirect measure of crystal quality.

라 PL FWHM이 결정되는 것이다. Fig. 4에서 주목할 다른 사항은 PL FWHM의 최저치가 실온에서 약간 격자부정합된 시료에서 얻어졌는데 이 시료는 앞서 언급된 바와 같이 성장온도에서 격자정합된 시료이다. 이를 통해 성장온도에서의 격자정합이 중요함을 다시 알 수 있다.

3.4 X-ray FWHM에 대한 PL 강도의 의존성

X-ray FWHM이 막의 결정 특성과 막 두께에 따라 좌우됨은 잘 알려진 바와 같다²²⁾. 이 연구에 사용된 InGaAsP 막은 $1\mu\text{m}$ 의 일정한 두께를 가지므로 FWHM의 막 두께 의존성은 배제할 수 있다고 생각된다. 따라서 본 연구의 경우에는 x-ray FWHM이 막의 결정 특성에만 의존하게 되는 것이다. X-ray FWHM과 같이 PL 강도도 결정 특성의 간접적 척도이므로 PL강도와 x-ray FWHM이 밀접하게 연관될 수 있음을 예상할 수 있다. 이와 같은 배경을 토대로 Fig. 5에서는 PL강도를 x-ray FWHM의 함수로 표시하였다. Fig. 5에서 보는 바와 같이 PL강도와 x-ray FWHM은 분명한 상관관계를 가지는데 FWHM이 클수록 PL강도가 줄어들음을 알 수 있다. PL 강도는 일반적으로 시료의 양자효율에 따라 변하는데 이 효율은 carrier 수명을 좌우하는 온도, 그리고 스트레인, 전위, 불순물 등의 농도에 따라 변하게 된다²³⁾. 본 연구의 경우, PL 측정시 상온을 유지하였기 때문에 PL 강도의 온도의존성은 배제되게 되고, InGaAsP 막의 결정특성에 의존하게 된다. 따라서 Fig. 5에서

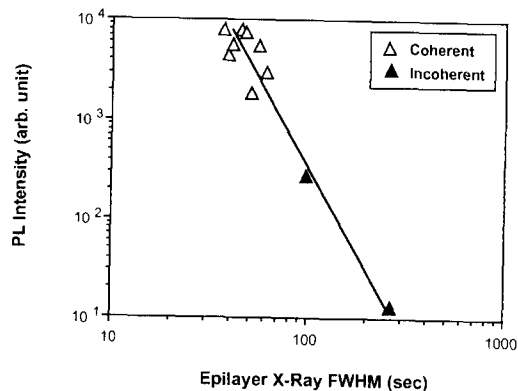


Fig. 5. PL intensity plotted as a function of the epilayer x-ray FWHM.

중요하게 고려할 점은 x-ray FWHM과 같은 시료의 구조적 특성이 PL 강도와 같은 광전자 특성과 밀접한 관계를 가지고 있다는 점이 될 것이다.

4. 결 론

InGaAsP/InP 이종 접합구조의 시료가 MOCVD 기술에 의해 성장되고 접합면의 격자 정합도가 PL 효율 및 광전자 특성에 미치는 영향 등을 연구하였다. 격자정합도는 (400), {511} reflection에 의해 측정되었다. 격자정합 상태가 소멸됨에 따라 생성되는 접합면 전위의 유무는 x-ray topography와 PL imaging에 의해 광히 확인 되었다. PL 강도가 격자부정합에 따라 좌우됨을 알 수 있었고 상대적으로 높은 PL 강도는 탄성적으로 변형된 시료에, 낮은 PL 강도는 전위로 인해 비탄성적으로 변형된 시료에서 나타났다. 또한 PL 강도는 전위 밀도 뿐 아니라, 탄성 스트레인의 정도에도 영향을 받음을 알 수 있었다. PL 강도 최고치는 다소 격자부정합된 시료에서 발견되었고 막과 기판의 열팽창계수는 고려해 본 결과, 이 시료는 성장온도에서 격자 정합된 시료였음을 알았다. PL FWHM도 격자부정합에 영향을 받고 있음을 알았고, PL 강도와 x-ray FWHM의 관계를 통해 반도체 구조적 특성과 광전자 특성이 밀접하게 연관됨을 알 수 있었다.

참 고 문 헌

1. C.J. Nuese, *J. Elec. Matls.* **6**, 253(1977).
2. K. Ozasa, M. Yuri, S. Tanaka, H. Matsunami, *J. Appl. Phys.* **68**, 1(1990).
3. V. Swaminathan, A.T. Macrander, "Materials aspects of GaAs and InP based structures", Prentice Hall Reference Series (Prentice Hall, Englewood Cliffs, 1991).
4. A.K. Chin, C.L. Zipfel, B.H. Chin, M.A. DiGiuseppe, *Appl. Phys. Lett.* **42**, 1031 (1983).
5. M. Fukuda, K. Wakita, G. Iwane, *J. Appl. Phys.* **54**, 1246(1983).
6. J. Matsui, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **14**, 477(1983).
7. R.E. Nahory, M.A. Pollack, E. D. Beebe, J. C. DeWinter, *Appl. Phys. Lett.* **28**, 19 (1976).
8. K. Oe, Y. Shinoda, K. Sugiyama, *Appl. Phys. Lett.* **33**, 962(1978).
9. J. Matsui, K. Onabe, T. Kamejima, I. Hayashi, *J. Electrochem. Soc.* **126**, 664 (1979)
10. C. Ferrari, P. Franzosi, *J. Appl. Phys.* **65**, 1544(1989).
11. S.N.G. Chu, A.T. Macrander, K.E. Strege, W.D.J. Johnston, *J. Appl. Phys.* **57**, 249 (1985).
12. G.A. Rozgonyi, D.C. Miller, *Thin Solid Films* **31**, 185(1976).
13. S. Weissmann, "Application of x-ray topographic methods to materials science", (Plenum Pressing, New York, 1984).
14. P.L. Gourley, I.J. Fritz, L.R. Dawson, *Appl. Phys. Lett.* **52**, 377(1988).
15. V.A. Strakhov, N.G. Yarmenko, A.A. Telegin, *Sov. Phys. Semicond.* **19**, 373 (1985).
16. M. Ettenberg, G.H. Olsen, *J. Appl. Phys.* **48**, 4275(1977).
17. K. Ishid, T. Kamejima, Y. Matsumoto, *Appl. Phys. Lett.* **40**, 16 (1982).
18. R. Bisaro, P. Merenda, T.P. Pearsall, *Appl. Phys. Lett.* **34**, 100(1979).
19. H. Asai, K. Oe, *J. Appl. Phys.* **54**, 2052 (1983).
20. S. Mukai, *J. Appl. Phys.* **54**, 2635(1983).
21. Y.K. Su, M.C. Wu, B.S. Chiu, *J. Crystal Growth* **96**, 47(1989).
22. C. Bocchi, C. Ferrari, P. Franzosi, *J. Elec. Matls.* **16**, 245(1987).
23. C. Kittel, "Solid state physics", (John wiley & Sons, New York, 1966).