

*1.3 μm 광통신용 소자를 위한 InAs 양자점 성장 및 파장조절기술 개발

박호진 · 김도엽 · 김근식 · 김종호 · 류혁현 · 전민현 · 임재영*

인제대학교 나노공학부, 나노매뉴팩처링연구소

Development of the Growth and Wavelength Control Technique of InAs Quantum Dots for 1.3 μm Optical Communication Devices

Ho Jin Park, Do Yeob Kim, Goon Sik Kim, Jongho Kim, H. H. Ryu, Minhyon Jeon and Jae-Young Leem†

School of Nano Engineering, Inje University, Center for Nano Manufacturing

(2007년 6월 29일 받음, 2007년 7월 16일 최종수정본 받음)

Abstract We systematically investigated the effects of InAs coverage variation, two-step annealing and an asymmetric InGaAs quantum well (QW) on the structural and optical characteristics of InAs quantum dots (QDs) by using atomic force microscopy (AFM), transmission electron microscopy (TEM) and photoluminescence (PL) measurement. The transition of size distribution of InAs QDs from bimodal to multi-modal was noticeably observed with increasing InAs coverage. By means of two-step annealing, it is found that significant narrowing of the luminescence linewidth (from 132 to 31 meV) from the InAs QDs occurs together with about 150 meV blueshift, compared to as-grown InAs QDs. Finally, the InAs QDs emitting at longer wavelength of 1.3 μm with narrow linewidth were grown by an asymmetric InGaAs QW. The excited-state transition for the InAs QDs with an asymmetric InGaAs QW was not noticeably observed due to the large energy-level spacing between the ground states and the first excited states. The InAs QDs with an asymmetric InGaAs QW will be promising for the device applications such as 1.3 μm optical-fiber communication.

Key words MBE, InAs QDs, atomic force microscopy, transmission electron microscopy, photoluminescence.

1. 서 론

반도체 나노구조의 대표적인 양자점(quantum dots)은 고효율의 광소자 및 고밀도 기억소자 등과 같은 차세대 광전소자로의 활용가능성으로 인하여 많은 연구가 진행되고 있다.¹⁻⁴⁾ 이와 같은 나노 양자점 소자의 실용화를 위해서는 고품위의 양자점을 형성하는 기술과 정보통신 분야에서 필요한 영역의 빛을 내거나 흡수하는 나노구조체가 실현되어야 한다. 분자선 에피택시(molecular beam epitaxy) 박막 성장 장비를 이용하여 약 20 meV 정도의 photoluminescence(PL) 반치폭을 가지는 고품위의 양자점 형성 기술이 개발되었다. 그 중에서도 Stranski-Krastanov (S-K) 성장모드에 의해 형성된 자발형성 양자점에 관한 연구가 가장 활발히 진행되고 있다.⁵⁻⁸⁾ 격자 부정합계를 기반으로 하는 S-K 성장모드는 무결합의 양자점 구조를 성장하는데 매우 중요한 기술로 사용되고 있다. 이 성장모드는 기판과 격자상수가 다른 박막성장이 이루어질 때

성장막의 strain 에너지가 표면 에너지를 증가하기 때문에 발생된다. 박막의 표면 에너지가 작고 기판에 대해 격자 불일치가 클 때, 초기에 2차원적인 성장양상을 보이다가 일정 두께 이상이 되면 격자불일치에 의한 변형에너지를 이완하기 위하여 2차원적(2 dimensional : 2D) wetting layer 위에 3차원적(3 dimensional : 3D)인 island 가 형성된다. 이를 이용하여 기판과 박막 사이의 격자 불일치를 조절할 경우 자발형성 양자점을 구현할 수 있다. 특히 S-K 성장모드를 이용하여 초기 성장모드를 미세하게 조절할 경우 기판과의 pseudomorphic한 상태를 유지한 상태에서의 양자점 성장이 가능해지기 때문에 보다 우수한 결정성을 지니는 양자점 구현이 가능해진다. 그러나 이들 양자점은 불균일한 분포, 위치제어의 어려움, 양자점의 낮은 밀도, 그리고 발광파장 변조 기술의 어려움 등의 문제점을 안고 있다.⁹⁻¹²⁾ 이러한 양자점이 갖는 여러 문제점을 해결하기 위해서 다양한 성장방법들이 시도되고 있다. 그 중 대표적인 방법으로 양자점의 적층방법, 양자점을 양자우물에 삽입하는 방법 및 양자점의 형성시 높은 밴드갭 물질을 matrix로 사용하는 방법 등이 있다. 양자점을 적층하는 경우 strain에 의한 효과에 의해 비슷한 크기의 양자점이 적층되고 이들의 상태가 상호 결

*이 논문은 2007년도 춘계학술발표대회에서 우수논문상 임

†Corresponding author

E-Mail : jyleem@inje.ac.kr (J. - Y. Leem)

합하여 상대적으로 높은 기저상태밀도를 갖게하며 열적으로 안정된 상태를 유지하게 된다. 이러한 양자점이 수직으로 열을 이룬 vertically-coupled QD(VCQD) 구조에서는 각 열 사이 양자점들 간의 coupling effect가 나타나 PL 스펙트럼이 낮은 에너지로 이동하게 되고 Photoluminescence(PL) 반치폭(full width at half maximum)이 감소하며, 온도에 대한 안정성이 증가하게 되어 고효율의 열적 안정성을 지닌 양자점소자 제작이 가능하다.¹³⁾ 또한 matrix 물질의 밴드갭을 증가시키는 경우 열적으로 여기되어 양자점을 이탈하는 운반자를 줄일 수 있게 된다. 그러나 GaAs 위에 성장된 InAs 양자점의 발광파장 영역이 1 μm 대이므로 광통신을 위한 소자를 개발하기 위해서는 1.3~1.6 μm 영역의 장파장의 발광을 가지는 양자구조의 실현이 요구되고 있다. 이 영역의 파장대를 실현하기 위하여 양자점의 크기를 변화시키거나 양자점 물질의 조성을 변화시키는 방법이 시도되고 있으나 파장변조와 함께 양자점의 결정성이 저하되는 현상이 나타나고 있다. 따라서 양자점의 결정성 저하 없이 파장을 변조하는 기술개발이 이루어져야 양자점을 이용한 나노광전 소자가 실현될 수 있다.

이에 본 연구에서는 광통신 대역인 1.3 μm 에서 작동하는 광소자에 응용될 수 있는 높은 온도 안정성을 가지는 장파장 발광 양자점 성장을 실현하기 위하여 i) InAs/GaAs 구조에서 InAs양자점 층의 두께를 1.8, 2, 2.5, 3.0 monolayer(ML)로 달리하여 두께에 따른 특성변화를 조사, ii) 열처리에 의한 InAs 양자점의 구조적 및 광학적 특성변화를 조사, iii) 마지막으로 1.3 μm 이상의 장파장을 얻기 위해 격자 부정합이 작은 InGaAs 물질을 격자부정합이 큰 GaAs 대신 InAs 양자점 위에 단일 또는 다층으로 성장시켜 strain을 줄여서 파장을 변조하는 연구를 수행하였다.

2. 실험

본 연구에서 사용된 양자점 시료는 분자선 에피택시 방법을 이용하여 구조를 달리하면서 3그룹으로(Series A~C) 성장하였다. Fig. 1은 3그룹의 InAs 양자점 구조의 개략도이다. Fig. 1(a)에서는 GaAs 기판을 물리블럭 위에 In으로 접착한 후 loading 챔버에 장착하였다. Loading 챔버에서 250°C로 10분간 탈가스 한 후 성장 챔버로 이송하였다. 성장챔버에서 As빔을 조사시켜 주면서 기판온도를 올려서 540°C에서 10분 동안 산화층을 제거를 한 후, 기판온도를 560°C로 올려 완충층(buffer)을 성장하였다. 완충층을 500 nm 성장한 후 기판온도를 460°C로 내려 InAs 양자점을 성장하고, 다시 그 위에 GaAs 표피층(capping)을 50 nm 성장하였다. 에피층 성장 중 As 분자선의 BEP(beam equivalent pressure)는 8.0×10^{-6} Torr

로 유지 하였으며, GaAs의 성장률은 0.889 ML/s, InAs의 성장률은 0.084 ML/s로 하였다. Series A의 구조에서는 InAs 증착량을 1.8, 2, 2.5, 3 ML로 달리하여 4 종류의 시료를 성장하였다. 4 종류의 양자점 성장구조에서 InAs 증착량을 달리한 것 이외에는 모든 성장조건 및 구조가 동일하게 하였다. Fig. 1(b)에 나타난 Series B는 반절연성 GaAs 기판 위에 Fig. 1(a)와 동일한 구조로 InAs 양자점을 성장시켰다. 성장된 InAs 층은 0.07 ML/s 성장률로 2.5 ML 두께로 성장시켰다. Fig. 1(c-1)는 Series C의 기준시료로서 완충층을 150 nm 성장한 위에 {InAs QDs/GaAs Spacer(30 nm)}층을 3주기 성장한 후 InAs 양자점을 성장하고 마지막으로 GaAs 표피층을 50 nm 성장하였다(QD1). Fig. 1(c-2)는 완충층을 150 nm

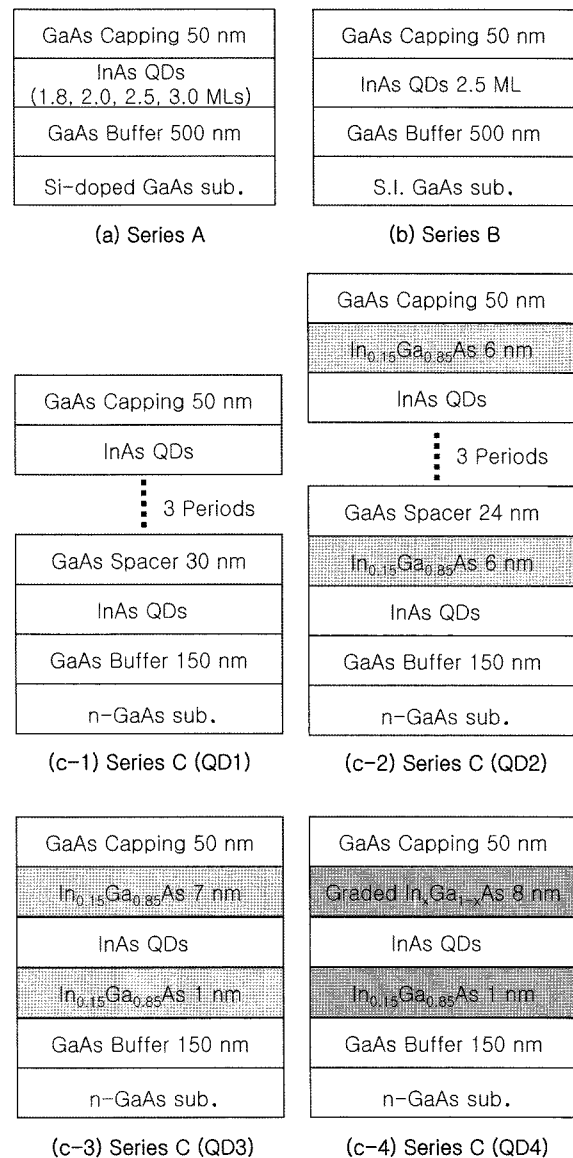


Fig. 1. Schematics of three series of the QD structures.

성장한 위에 $\{\text{InAs QDs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}(6\text{ nm})/\text{GaAs Spacer}(24\text{ nm})\}$ 층을 3주기 성장하였다. 다시 그 위에 InAs 양자점을 성장한 후 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 층을 6nm 성장시키고 마지막으로 GaAs 표피층을 50 nm 성장하였다(QD2). Fig. 1(c-3)는 GaAs 완충층을 150 nm 성장시킨 후 마치 샌드위치 모양으로 InAs 양자점의 아래 위로 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ 층을 각각 1 nm, 7 nm로 성장시키고 GaAs 표피층을 50 nm 성장시켰다(QD3). Fig. 1(c-4)는 Fig. 1(c-3)와 동일한 구조로서 한가지 다른 부분은 InAs 양자점 위에 위치한 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 층의 In 조성비를 $x = 0.25\sim 0.05$ 로 변화시키면서 8 nm 두께로 성장시켰다(QD4). $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 층의 성장률은 $0.91\ \mu\text{m/h}$ 이었다. 기판온도 540°C 에서 GaAs 완충층을 성장시킨 후 다시 기판온도를 480°C 로 내려서 InAs 양자점과 InGaAs층을 성장시켰다. Series A 구조의 InAs 양자점 시료에서는 InAs층의 두께변화에 따른 표면 형상을 관찰하기 위해서 원자 주사 현미경(atomic force microscopy; AFM)을 사용하였다. 그리고 성장된 양자점의 광특성을 분석하기 위해서 PL측정을 하였다. PL 측정에서는 전자-정공 쌍(electron-hole pairs)을 생성시키는 여기 광원으로 632.8 nm 파장을 가지는 He-Ne 레이저가 사용되었다. PL 신호검출을 위하여 InGaAs detector를 사용하였다. 또한 시료의 온도의존성을 알아보기 위해 저온유지장치(cryostat)를 사용하여 온도를 20 K에서부터 상온까지 변화시키면서 PL측정을 하였다. 그리고 시료의 구조적 특성은 투과전자현미경(transmission electron microscopy; TEM)을 통하여 분석되었다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2(a)-(d)는 InAs 증착량을 1.8~3.0 ML로 변화시키면서 성장시킨 InAs 양자점의 $1\times 1\ \mu\text{m}^2$ AFM 결과이다. InAs 증착량이 증가하면서 각 시료들의 양자점의 크기는 대체로 증가하는 반면, 전체 양자점 밀도는 감소하고 있다. 표1은 InAs 증착층 두께에 따라 성장한 양자점의 크기 분포를 정리한 것이다. 1.8 ML 증착에서는 세 종류의 크기분포를 가지고 양자점이 분포하고 있었으나 중간크기의 양자점(높이 $14.1\ \text{\AA}$)이 99.9%로 대부분이었다. 2.0 ML의 InAs 증착량에서는 두종류의 크기분포를 가지고 양자점이 분포하고 있었으며, 양자점 밀도는 증가하였다. 3.0 ML의 InAs 증착량에서는 네종류의 크기분포를 가지고 있다. 이러한 크기분포의 변화는 양자점이 임계높이($15\sim 20\ \text{\AA}$)보다 커지면서 붕괴된 양자점들을 기반으로 해서 더 큰 양자점들이 그 위에 형성되거나 또는 인접하는 작은 양자점들의 뭉쳐짐에 의해 나타난 결과로 보여진다.¹³⁾ 그러한 결과로 양자점 밀도는 2.0 ML InAs 증착량에서 $1.1\times 10^{11}/\text{cm}^2$ 로 가장 크고, 2.5 그리고 3.0 ML InAs 증착량에서는 양자점 밀도가 각각 1.05×10^{11}

$1.36\times 10^{10}/\text{cm}^2$ 그리고 $1.36\times 10^{10}/\text{cm}^2$ 로 감소하고 있다.

한편 열처리에 따른 양자점의 구조적 및 광학적 특성을 조사하기 위하여 Series B 시료를 성장한 후 two-step 열처리를 하였다. 650°C 에서 20초 열처리 한 후 온도를 750°C 로 올려 20초 동안 열처리하였다. Fig. 3는 투과전자현미경으로 촬영한 (a) as-grown과 (b) two-step 급속 열처리 한 시료의 단면 사진이다. 열처리에 의해 양자점의 균일도와 크기가 증가 하였음을 알 수 있다. 열처리

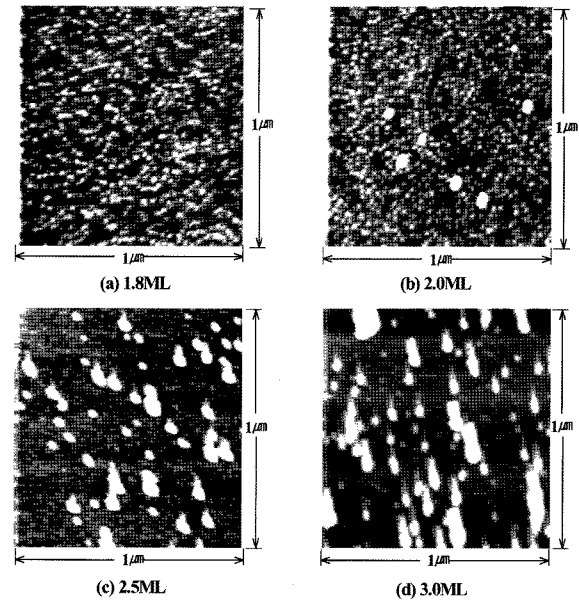


Fig. 2. The $1\times 1\ \mu\text{m}^2$ AFM image of QD samples with different InAs coverages of 1.8-3.0 MLs.

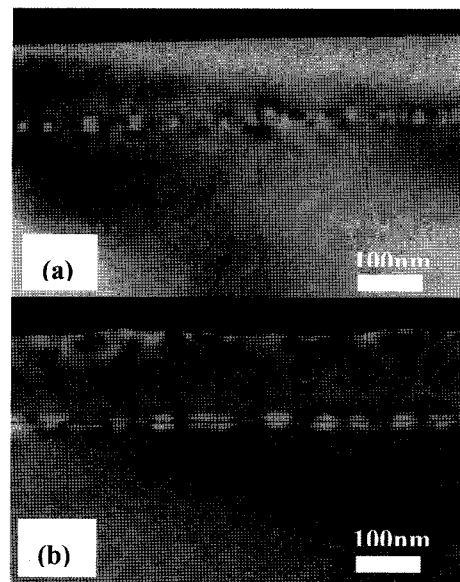


Fig. 3. The cross sectional TEM image of (a) as-grown and (b) two-step annealing sample.

를 하는 동안 양자점과 GaAs 장벽 사이의 계면에서 In과 Ga 원자들이 상호확산을 함으로써 양자점의 크기와 조성비가 변화하였기 때문이다.¹⁴⁾ 일반적인 one-step의 열처리에서는 단번에 고온으로 온도를 상승시키기 때문에 열처리 과정동안 양자점이 붕괴되어 양자우물과 같은 형태로 나타나는 결과를 볼 수 있었다. 하지만 열처리를 two-step으로 실시함으로써 이러한 현상을 막아주면서, 동시에 양자점의 크기를 증가시키는 효과를 얻을 수가 있었다. 이러한 양자점의 크기와 조성비 변화에 의해 PL 스펙트럼은 단파장으로 이동하면서 PL 반치폭은 감소하게 된다.^{15,16)}

Fig. 4는 14K에서 관찰한 as-grown과 two-step 열처리 시료의 PL 스펙트럼 결과이다. Two-step에서 열처리한 시료의 PL 피크 에너지는 1.207 eV 이고, PL 반치폭은 31 meV 이다. Two-step 급속열처리 결과, as-grown 시료에 비해서 PL 피크 에너지는 약 150 meV 증가하였고, PL 반치폭은 as-grown 시료의 132 meV로부터 31 meV로 큰 감소를 보였다. 이는 투과전자현미경으로 촬영한 사진의 결과와 잘 일치한다. PL 반치폭은 양자점 크기의 균질화와 밀접한 관련이 있다. 다시 말하자면, 양자점군의 PL 반치폭이 작을수록 균일한 크기의 양자점들이 분포되어 있는것이다. PL 반치폭의 감소는 광전자 소자의 성능을 향상시키는데 중요한 역할을 한다.¹⁷⁾ 그리고 PL 세기는 as-grown 시료에 비해서 20배 이상 급격하게 증가하였다. 이는 two-step 열처리에 의해서 시료내의 비발광 재결합이 크게 감소되었다고 보여진다. One-step 열처리에서는 two-step에서 보다 발광파장의 청색전이는 더 크게 나타났으나, 발광파장의 세기는 오히려 작게 나타나고 있었다.¹⁸⁾ 앞서 Fig. 3의 TEM 결과에서 알 수 있듯이 two-step 열처리한 시료는 as-grown 시료에 비해 비교적 크기가 크고 등방성의 형태를 가짐을 알 수 있다.

Fig. 5는 Series C 시료를 여기(excitation) 세기 9 mW로 측정 온도 20 K에서 측정한 PL 스펙트럼 결과이다. 모든 시료에서 wetting layer의 발광은 관찰되지 않았다. 이는 열적으로 생성된 운반자들이 wetting layer에서 인접하고 있는 InAs 양자점으로 빠르게 확산된 것으로 보여진다. Fig. 5 (a)와 (b)에서는, 기저상태와 여기상태로부터 발광되는 두 개의 PL 피크가 관찰되었다. 반면에, Fig. 5 (c)와 (d)에서는, 여기상태로부터의 발광이 관찰되지 않았다. 이는 양자점의 여러 상태 중 기저상태와 1차 여기상태와의 큰 에너지 차이(energy-level spacing) 때문이라고 보여진다. 에너지 차이는 두 개 또는 세 개의 가우시안 커브를 가진 겹쳐져 있는 스펙트럼을 분리시킴으로써 정확하게 측정 되어질 수 있다. QD1~QD4 시료의 기저상태와 1차 여기상태와의 에너지 에너지 차이는 각각 53, 52, 70 그리고 106 meV 이다. 양자효과를 크게 높일 수 있는 양자점의 가로 세로 비(aspect ratio)가 클수록 에너

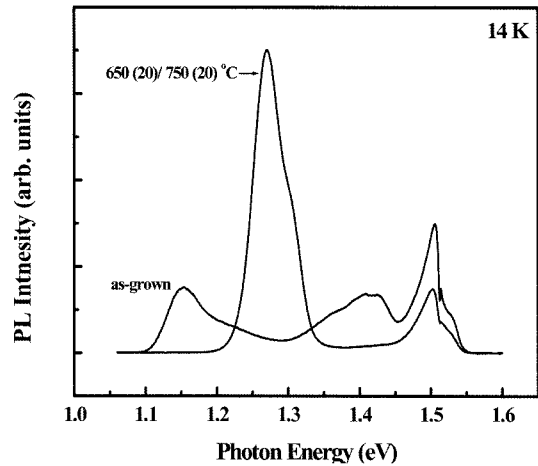


Fig. 4. 14 K PL spectra of the as-grown sample and the sample with two-step annealing.

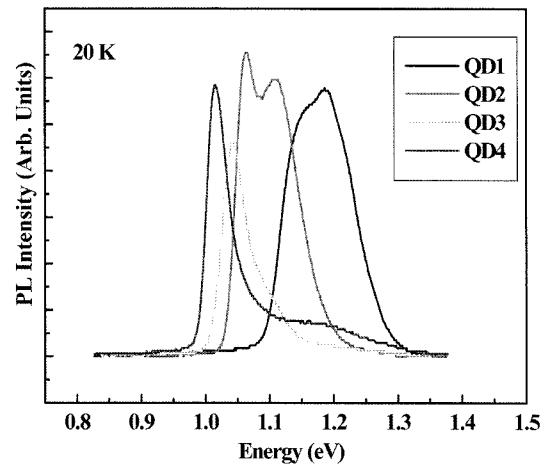


Fig. 5. The PL spectra from (a) the QD1, (b) the QD2, (c) the QD3 and (d) the QD4 sample measured at 20 K with an excitation power of 9 mW.

지 차이는 증가하게 된다.¹⁹⁾ 형태상으로 양자점의 상하부가 비교적 대칭적이면서 크기가 큰 양자점을 얻기 위해서 구조적으로 InAs 양자점의 아래, 위로 InGaAs 층을 위치시켰다. 그 결과 InAs 양자점으로부터의 In segregation을 억제시키는 효과가 나타나서 비교적 구 형태에 가까운 InAs 양자점을 성장시킬 수 있었다.⁹⁾ 게다가, Fig. 5의 결과처럼, 다양한 InGaAs 구조를 가진 시료들의 PL 스펙트럼은 InGaAs 층이 없는 기준시료(QD1)에 비해 장파장으로 크게 이동하였다. 특히, QD3의 기저상태 발광피크는 상온에서 0.96 eV(1.3 μm)에 위치하고 QD4의 기저상태 발광피크는 0.94 eV(1.32 μm)에 위치하고 있다. 따라서 InGaAs층을 삽입함에 의해 발광 파장을 변조할 수 있었으며, 이들 결과를 1.3 μm대의 광통신 분야에 적용하면 광통신용 양자점 소자를 실현할 수

Table 1. Height, Lateral size, ratio and density for different InAs coverages.

InAs coverage (ML)	Height (\AA)	Lateral size : Traverse length (\AA)	Lateral size : Vertical length (\AA)	Ratio (%)	Density (cm^{-2})
1.8	8.7 ± 1.2	144 ± 10	242 ± 21	0.05	8.4×10^{10}
	14.1 ± 1	190 ± 6	292 ± 31	99.9	
	20.5 ± 3	188 ± 15	346 ± 5	0.05	
2.0	14.5 ± 2	218.8 ± 41.2	309.7 ± 15.3	99.06	1.1×10^{11}
	72.4 ± 18.2	572.8 ± 37.8	741.5 ± 49.5	0.94	
2.5	15.1 ± 3.2	212.25 ± 28.25	312 ± 31	95.04	1.05×10^{11}
	70.8 ± 20.5	504.3 ± 43.75	716 ± 58	3.64	
	112.6 ± 36.8	830.3 ± 57.3	1052.3 ± 62.3	1.32	
3.0	11.1 ± 3	220.2 ± 39	303.2 ± 29.2	58.09	1.36×10^{10}
	44.4 ± 8.9	456 ± 43	540.7 ± 16.7	22.06	
	78.3 ± 31.6	590.3 ± 55.3	763 ± 127.2	13.24	
	203.5 ± 45.5	1430.3 ± 467.8	2026.7 ± 675.6	6.62	

있으리라 기대 된다.

4. 결 론

본 연구에서는 분자선 에피택시 성장기법(MBE)을 이용하여 다양한 구조의 InAs 양자점을 성장시켰다. 먼저, Series A 시료의 연구에서는 InAs 증착량을 1.8~3.0로 변화시키면서 성장시킨 InAs 양자점의 구조적 특성을 원자주사 현미경(AFM)으로 분석하였다. InAs 증착량이 2.0 ML 일때 2중 모드의 양자점군을 형성하다가 InAs 증착량이 2.5, 3.0 ML 로 각각 증가되면서 다중 모드의 양자점군 형태로 전이하였다. 이러한 양자점군 크기분포의 변화는 양자점이 임계높이(15~20 \AA)보다 커지면서 붕괴된 양자점들을 기반으로 해서 더 큰 양자점들이 그 위에 형성되거나 또는 인접하는 작은 양자점들의 뭉쳐짐에 의해 나타난 결과로 보여진다. 따라서, 양자점 밀도는 2.0 ML의 InAs 증착량의 시료에서 $1.1 \times 10^{11}/\text{cm}^2$ 로 가장 크고, 2.5 그리고 3.0 ML InAs 증착량에서는 $1.05 \times 10^{11}/\text{cm}^2$ 그리고 $1.36 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ 로 감소하게 된다. 두번째로 Series B 시료의 연구에서는 기존의 one-step 열처리 과정과는 달리 two-step 열처리에 따른 양자점의 형태와 광 특성 변화를 투과전자현미경(TEM)과 PL 로 분석, 조사 하였다. Two-step으로 급속열처리한 결과, as-grown 시료에 비해서 PL 피크 에너지는 약 150 meV 증가하였고 PL 반치폭은 as-grown 시료의 132 meV 로부터 31 meV 로 큰 감소를 보였다. 즉, two-step으로 열처리를 함으로써 균일한 크기의 양자점 분포를 얻을 수가 있었다. 마지막으로, Series C 시료의 연구에서는 비대칭의 InGaAs 양자우물 사이에서 InAs 양자점을 성장시킴으로써, InAs 양자점으로부터의 In segregation 을 억제시키는 효과를 얻게 되어 비교적 구의 형태에 가까운 크기가 큰 양자점을

성장시켰다. 그 결과, 장파장 광통신 응용분야에 적합한 약 1.3 μm 의 발광파장을 가지면서 온도 증가에 따른 운반자의 재분포가 거의 없는 품위가 높은 InAs 양자점을 얻게 되었다.

감사의 글

본 논문은 2005년도 인제대학교 학술 연구조성비 보조에 의한 것임.

참 고 문 헌

1. L. Harris, D. J. Mowbrag, M. S. Skolnick, M. Hopkinson, G. Hill, Appl. Phys. Lett., **73**, 969 (1998).
2. D. Pan, E. Towe, S. Kennerly, Appl. Phys. Lett., **73**, 1937 (1998).
3. S. Maimon, E. Finkman, G. Bahir, J. M. Garcia, P. M. Petroff, Appl. Phys. Lett., **73**, 2003 (1998).
4. A. D. Stiff, S. Krishna, P. Bhattacharya, S. W. Kennerly, IEEE J. Quantum Electron., **37**, 1272 (2001).
5. H. Lee, R. Lowe-Webb, T. J. Johnson, W. Yang and P. C. Sercel, Appl. Phys. Lett., **73**, 3556 (1998).
6. H. J. Park, J. H. Kim, J. J. Yoon, J. S. Son, D. Y. Lee, H. H. Ryu, M. H. Jeon, J. Y. Leem, J. Crystal Growth, **300**, 319 (2007).
7. S. I. Jung, H. Y. Yeo, I. Yun, J. Y. Leem, I. K. Han, J. S. Kim, J. I. Lee, Physica E, **33**, 280 (2006).
8. J. S. Kim, P. W. Yu and J. Y. Leem, J. I. Lee and S. K. Noh, J. S. Kim and G. H. Kim, S. K. Kang and S. I. Ban, S. G. Kim and Y. D. Jang, U. H. Lee, J. S. Yim and D. H. Lee, J. Crystal Growth, **234**, 105 (2002).
9. J. S. Kim, J. H. Lee, S. U. Hong, W. S. Han and H. S. Kwack, C. W. Lee and D. K. Oh, J. Appl. Phys., **94**, 6603 (2003).
10. S. J. Lee, S. K. Noh, J. W. Choe, E. K. Kim, J. Crystal Growth, **267**, 406 (2004).

11. Z. M. Zhao, O. Hul'ko, H. J. Kim, J. Liu, B. Shi, Y. H. Xie, *Thin Solid Films*, **483**, 158 (2005).
12. U.W. Pohl, K. PÖtschke, A. Schliwa, M. B. Lifshits, V. A. Shchukin, D. E. Jesson, D. Bimberg, *Physica E*, **32**, 9 (2006).
13. B. Ilahi, L. Sfaxi, H. Maaref, G. Bremond, G. Guillot, *Superlattices and Microstructures*, **36**, 56 (2004).
14. T. M. Hsu, Y. S. Lan, W. -H. Chang, N. T. Yeh, J. -I. Chyi, *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 691 (2000).
15. S. J. Xu, X.C. Wang, S. J. Chua, C. H. Wang, W. J. Fan, J. Jiang, X. G. Xie, *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 25 (1998).
16. S. J. Chua, S. J. Xu, C. H. Wang, W. J. Fan, J. Jiang, X. G. Xie, in *Proceedings of the 9th International Workshop on Physics of Semiconductor Devices*, Narosa, India, 1997, p. 11-17.
17. N. Perret, D. Morris, L. Frachomme-Fosse, R. Cote, S. Fafard, V. Aimez, J. Beauvais, *Phys. Rev.*, **B62**, 5092 (2000).
18. S. Malik, C. Roberts, R. Murray, M. Pate, *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 1987 (1997)
19. J. S. Kim, J. H. Lee and S. U. Hong, W. S. Han, H. S. Kwack, D. K. Oh, *J. Crystal Growth*, **255**, 61 (2003).