

자발형성 양자점의 제어변수와 응용성



· 박용주 ·

한국과학기술연구원
나노소자연구센터 선임연구원

최근 자발형성 반도체 양자점을 이용한 소자응용에 관한 연구는 매우 활발하게 전개되고 있다. 특히 양자점 형성기술 및 공정기술의 눈부신 발전과 더불어 과거에는 어렵게 여겨졌던 신기능의 양자구조 형성 및 소자응용에 관한 연구들이 보고 되면서 여러 가지 물질계를 이용한 단일 양자점 및 결합된 양자점 구조에 대한 연구가 활발하게 진행되어 왔다. 이와 관련하여 자발형성 양자점의 소자응용을 위한 성장변수 및 그들의 응용성에 대하여 최근 결과와 함께 간략하게 논의하였다.

1. 서론

양자점 구조는 전자나 정공과 같은 캐리어의 자유도가 0차원인 나노미터 크기의 구조를 의미하고 역사적으로는 1970년 Esaki와 Tsu가 양자우물의 다층구조를 기반으로 하여 초격자(superlattice)를 이용한 인공 나노구조를 제안한 이후 양자구조물 형성에 관한 연구가 시작되었고,[1] 1989년 Kapon에 의해 양자선(quantum wire)에 관한 연구[2] 및 양자점(quantum dot)에 대한 연구도 이어져 양자구조는 이미 반도체 박막성장분야에서 핵심적인 위치로 자리잡게 되었다. 특히 양자점에 관한 연구는 1932년 Rocksby에 의해 glass내에 있는 nano-size의 CdS 및 CdSe의

inclusion을 형성한 것과[3] 1984년 양자효과를 실험적으로 밝혀낸 것으로부터 시작되었다고 할 수 있다.[4]

양자구조의 형성방법으로는 lithography를 이용하는 방법이 잘 알려져 있고[5], 이밖에 초격자구조를 식각하여 얻는 방법[6], 이온주입을 이용하는 방법[7], strain을 이용한 측면 구속효과를 피하는 방법[8, 9], 그리고 패터닝 기판위에 형성하는 방법[10, 11]과 cleaved edge에 형성하는 방법[12] 및 자발적으로 3차원 구조물이 형성되는 Stranski-Krastanov(S-K) 성장 방법등을 예로 들 수 있다.[13]

한편, 양자점 구조는 에너지 준위가 원자 혹은 분자의 에너지 준위와 비슷하여 인공원자구조라고 일컫기도 한다. 단일 양자점 뿐만 아니라 서로 결합된 양자점의 구조는 인공분자구조라고도 할 수 있는데 최근 이와 관련된 연구도 활발하게 이루어지고 있다[14, 15].

따라서 본 고에서는 반도체 양자점의 형성기술중에서 자발적으로 형성되는 방법에 대한 성장 및 제어기구를 서술하고 이와 관련된 소자응용성을 논하고자 한다. 특히, 자발형성 양자점의 성장기구와 관련하여 제어변수들 즉, 기판온도, V/III 비율, 기판의 방향성, 원료공급방식, 성장속도 등에 관한 최근의 연구결과를 소개하고 궁극적으로 양자점 밀도, 크기

분포, 모양제어를 통한 소자응용의 가능성을 논의하고자 한다. 또한 최근 보고되고 있는 결과들을 고찰함으로써 양자점과 관련된 연구동향을 파악하고, 보다 다양한 신기능 소자응용 가능성에 대해 기술하고자 한다.

2. 양자점의 형성기술

분자선 에피택시(molecular beam epitaxy)법, 화학선 에피택시(chemical beam epitaxy)법과 유기금속 화학기상 증착법(metal organic chemical vapor deposition)[13, 16, 17]등을 사용해서 여러 가지 물질계의 반도체 자발형성 양자점(quantum dots : QDs)이 제조되고 있는데 성장방식과 형성원리에 대해 간단히 살펴보고자 한다.

2.1 성장방식

일반적으로 박막의 성장방식은 크게 3가지로 분류할 수 있다. 이 분류는 기판의 표면 자유에너지 V_s 와 박막의 표면 자유에너지 V_f , 그리고 이들 사이의 계면에 대한 에너지 V_i 사이의 크기관계로부터 정의될 수 있다. 즉, $V_s > V_f + V_i$ 인 경우에는 Frank-van der Merwe(F-M) 성장방식에 따라서 2차원적인 박막성장이 이루어지게 되고, $V_s < V_f + V_i$ 인 경우에는 Volmer-Weber(V-W) 성장방식에 따라서 3차원 섬(3D island)이 형성된다.

한편, 기판재료와 다른 박막물질을 성장하는 경우(혹은 heteroepitaxy)에는 두 물질의 격자상수차이에 의한 strain(변형) 효과를 무시할 수 없게 된다. 이 경우 lattice mismatch는 $f = a_f - a_s/a_s$ 로 나타낼 수 있고, 이때 a_f 및 a_s 는 박막 및 기판의 격자상수값을 의미한다. 일반적인 경우 f 값이 크면 V-W에 의한 성장이 f 값이 매우 작으면 F-M 성장이 우선적으로 발생한다. 그리고 f 값이 매우 크지도 또한 작지도 않는 경우에는 2차원 박막성장이 되다가 3차원 섬 성장이 이루어지는 중간성장방식을 나타내게 되는데, 이 경우를 Stranski-Krastanov(S-K) 성장방식이라고 한다. 이 경우 표면자유에너지의 상관관계는 $V_s < V_f + V_i + \mu f(t)$ 로 표현되며 이때 마지막 항인 $\mu f(t)$ 는 박막의 임계 두께 t_c 에서의 strain energy를 의미한다. 이 성장방식

은 1937년 Stranski 및 Krastanov에 의하여 서로 다른 전하를 갖는 이온결정성장에서 제안되었고[18], 1958년 Bauer에 의해 island growth에 대한 heteroepitaxy에서 S-K growth란 말이 처음 사용되었다.[19] 1985년 Goldstein 등은 InAs/GaAs 초격자에서 규칙적인 3D island form을 실험적으로 관측하였고[20], 1990년 Eaglesham등은 Ge/Si계에서 전위(dislocation)를 발생시키지 않고 3차원 섬을 자발적으로 형성함으로써 탄성적으로 lattice mismatch에 의한 strain을 해소한다는 모델을 제안하였다.[21] 이같이 생성되는 3D island는 전위결함이 없는 나노구조물로서 박막 성장중에 자발적으로 성장될 뿐만 아니라 여러 가지 물질계에서 적용이 가능하므로 관심의 대상이 되다가 1993년 Leonard, 1994년 Bimberg, Madhukar 및 Moison등에 의해 본격적인 연구가 진행되게 되었다[13, 22, 23, 24]. 이때 S-K 성장방식을 기반으로 하는 나노구조물, 특히 양자효과가 나타날 수 있는 정도의 크기를 갖는 3D island를 자발형성 양자점이라고 일컫는다.

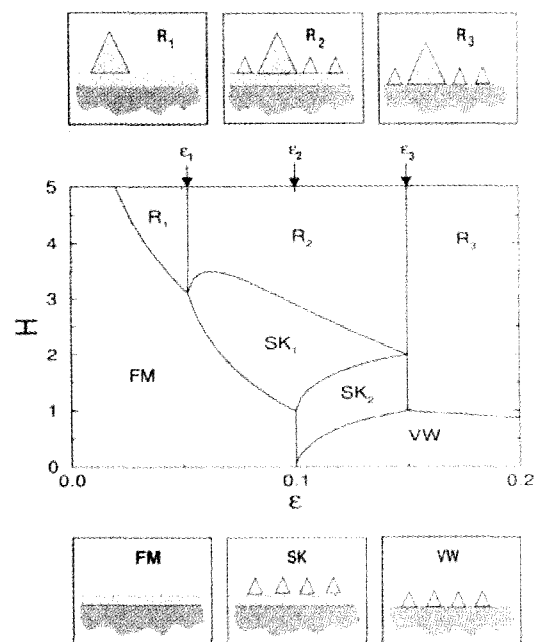


그림 1. Strain과 coverage와의 관계에 대한 성장방식의 상변이도[25].

그림 1에는 strain 과 coverage와의 관계에 대한 성장방식의 상변이도를 나타내는 것[31]으로 성장조건에 따라 다양한 성장방식을 구현할 수 있음을 알 수 있다.

2.2 양자점의 형성원리

양자점이 만들어 지는 과정은 위에서 언급한 바와 같이 그리 단순한 과정은 아니다. 2D에서 3D 구조로 변화는 과정을 기술하려면 자기제한 성장기구(self-limited growth mechanism)를 이해할 필요가 있다. Strain이 중요하지 않은 계에서 일반적인 3D 구조생성원리는 다음과 같다.[26] 즉, 기판표면에 흡착된 흡착원자들(adatoms)의 과포화상태로부터 3D 핵생성이 이루어지고 이와 동시에 3D 구조물 주위는 흡착원자들이 없는 denuded zone을 형성하게 된다. 이 크기는 흡착원자의 이동도(mobility)에 따라 결정되고 이 영역이 주위의 denuded zone과 겹치는 상황이 되기까지 핵생성은 계속되지만 일단 겹쳐지는 상황이 되면 더 이상의 핵생성은 일어나지 않게 된다. 그리고 계속해서 기판표면에 원자들이 공급되는 경우 3D 핵생성 위치에 쌓이게 되어 섬의 크기가 커지게 된다. 외부에서 원자들이 공급되지 않는 경우에는 표면에너지를 감소하기 위하여 작은 섬에서 큰 섬으로 원자들이 이동하게 된다.

그러나 strain이 중요한 요소로 작용하는 S-K 성장 방식에 있어서 3D 섬에 의한 원자의 포획율은 크기

가 커질수록 줄어들고 오히려 다른 위치에 핵생성을 유발한다. 따라서 S-K 성장방식에서 초기 박막성장 시 기존의 핵생성 위치에 섬의 크기가 어느 정도 이상 되면 더 이상의 흡착원자를 포획하여 섬의 크기를 증진시키기 보다는 다른 위치에 핵생성을 유발하여 3D 섬의 밀도 증대현상이 두드러지게 나타난다. 이같은 현상은 자기제한 성장기구와 관련이 있으며 약간의 동력학(kinetics)적 해석을 필요로 한다. 먼저, 3D 섬의 성장률이 저하되고 새로운 핵생성이 되는 시점을 동력학적 관점에서 보면, 3D 섬 가장자리부분의 자유에너지 크기가 facet으로 된 섬 표면의 자유에너지와 크기가 비슷하게 되는 경우, strain에 의해 kinetic barrier가 형성되고 이는 흡착원자의 3D 섬으로의 이동을 억제하기 때문에 3D섬의 증대가 둔화되고 새로운 핵생성이 발생하여 3D 섬의 밀도가 급작스럽게 증대된다. 그림 2는 InAs/GaAs 계에서 2D 성장에서 3D 성장으로의 전이가 약 1.5ML에서 일어나는 것을 나타내며, 이때 3D의 밀도는 $\rho_{3D} = \rho_0(d-d_c)^\alpha$ 의 함수로 표현된다[27]. 여기서 ρ_0 는 규격화된 밀도, d_c 는 InAs의 임계두께, 그리고 α 는 fitting parameter로써 그림 2의 경우 각각 $\rho_0 = 2 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$, $d_c = 1.5 \text{ML}$, $\alpha = 1.76$ 의 값들을 갖는다.

그러나 이 관계는 기판의 온도 및 물질계 그리고 additional diffusion barrier에 의해 영향을 받는다. 그러므로 단순한 열역학적 혹은 동력학적 해석만으로는 양자점의 성장과정을 완전히 해석할 수 없고, 복잡한 생성 mechanism이 내포되어 있다고 할 수 있다.

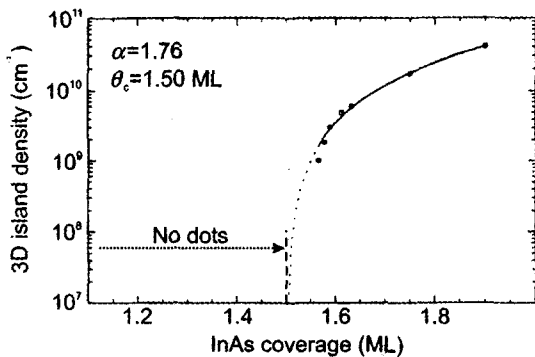


그림 2. InAs/GaAs 계에서 2D 성장에서 3D 성장으로의 전이가 일어날 때 InAs coverage에 대한 3D 밀도. $\rho_0 = 2 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$, $d_c = 1.5 \text{ML}$, $\alpha = 1.76$ 일때 fitting값도 나타내었다[33].

3. 자발형성 양자점 성장변수들

소자응용을 위한 대부분의 경우에는 양자점의 크기가 일정하고 모양도 정형화된 고밀도의 양자점 분포가 바람직하다. 왜냐하면 양자점 크기의 요동은 양자점내의 에너지준위에 영향을 주고 일반적인 variation은 전체적으로 Gaussian 분포를 이루기 때문이다. 특히 고밀도 양자점은 고효율의 광소자를 제조하는데 유리하다. 왜냐하면 광이득이 양자점의 밀도에 비례하여 증가하기 때문이다. 따라서 양자점의 유효밀도를 증가시키기 위해 적층구조를 형성하는 경우가 대부분이다. 그리고 양자점의 균일도 또한

양자점 레이저 응용시 매우 중요한 요소가 되는데, 이는 양자점의 균일도가 광이득에 비례하여 결국 lasing을 위한 낮은 임계전류밀도의 조건을 제공하기 때문이다. 따라서 자발형성 양자점의 제어변수를 이해하는 것이 매우 중요하며 다음과 같은 몇 가지로 요약하여 나타낼 수 있다.

3.1 기판 온도

기판의 온도에 의한 영향은 온도가 높을수록 양자점의 크기는 커지고 밀도는 낮아진다. V-W 성장방식과 같이[26], 양자점의 밀도는 deposition flux F 에 따라 증가하고 diffusion coefficient D 에 따라 감소하는데, 이때 D 는 온도와 지수함수 관계에 있다. 수식으로 표현하면, $\rho_{3D} \propto (F/D)^3$ 혹은 $\ln \rho_{3D} \propto X[\ln F + 1/T]$ 으로 나타낼 수 있다. 이때 X 는 양의 값을 갖고 물질계에 따라 달라지는 상수이다. 만일 원료공급이 일정한 상황에서는 형성되는 양자점의 밀도가 기판의 온도에 의해 큰 영향을 받게 됨을 알 수 있다. In(Ga)As/GaAs계의 경우 양자점의 밀도분포는 $10^8 \sim 10^{11} \text{cm}^{-2}$ 범위내에 있고, 이때 기판의 온도범위는 대

략 370~520°C이다. 그림 3은 chemical beam epitaxy 방법으로 성장시킨 기판온도에 따른 InAs/ GaAs 양자점의 밀도분포변화를 나타낸 것이다. 기판의 온도 증가에 따라 양자점의 밀도분포가 지수함수적으로 감소함을 볼 수 있다. 이때 성장조건은 V/III 비가 약 8이고, 성장률은 0.075ML/s로 고정된 경우이다[28]. 그리고 일반적으로 양자점의 밀도분포가 클수록 크기의 불균일도는 감소한다. 양자점의 크기(base 크기)분포는 대략 7~15% 내에 있지만 성장률 조절을 통하여 4%(base 크기의 표준편차) 및 8%(높이 표준편차)이내의 분포를 얻기도 한다[29].

3.2 V/III 비

QD 배열의 안정성은 주로 As 압력(P_{As})에 따라 달라지는데 MBE 방법으로 성장된 InAs/GaAs 계의 경우 적당한 P_{As} 의 압력은 대략 $2 \times 10^{-6} \text{ torr}$ 이다. 기판온도를 480°C로 하는 경우, 얻어지는 양자점의 밀도는 약 $5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 이고 이같은 조건에서 As의 압력만을 크게 하는 경우 즉 $3P_{As}$ 의 경우 형성되는 양자점의 모습은 전형적으로 dot크기가 작아지며 전체적으로는 dislocated cluster의 생성이 증대된다. 그러나 반면 1/6 배 가량 작은 P_{As} 하에서는 양자점이 형성되기 보다는 2D-like island가 형성되는 경향이 있고, 이 과정은 가역적이다. 즉, P_{As} 조절에 따라 3D에서 2D 혹은 2D에서 3D로의 가역적 전이가 가능하고, 특히 As의 압력이 증가함에 따라서 ordering에서 ripening의 전이가 일어나게 되는데 이는 표면 에너지를 감소시켜주기 때문이다. 그리고 이같은 가역적 전이는 InGaAs/InGaAsP 계에서도 관찰이 가능하다[16]. 즉 InGaAs/InGaAsP 표면에 P만을 공급해주면 InGaAs 3D 구조에서 2D 구조로의 전이가 일어나고 다시 As를 공급해 주면 다시 2D에서 3D 구조로 복원되어 As 분위기 하에서는 InGaAs QD형성이 원활하게 됨을 확인할 수 있다. 그러나 과도한 As 압력에 의해 dislocated InAs cluster가 발생하는 경우에는 비가역적이 된다. 한편 As 압력이 낮은 경우에는 In을 quasi-liquid와 같이 취급할 수 있고[30] 이는 incompressible하므로 표면에너지의 strain induced factor를 무시할 수 있다. 따라서 As 압력의 감소는 표면에너지를 증

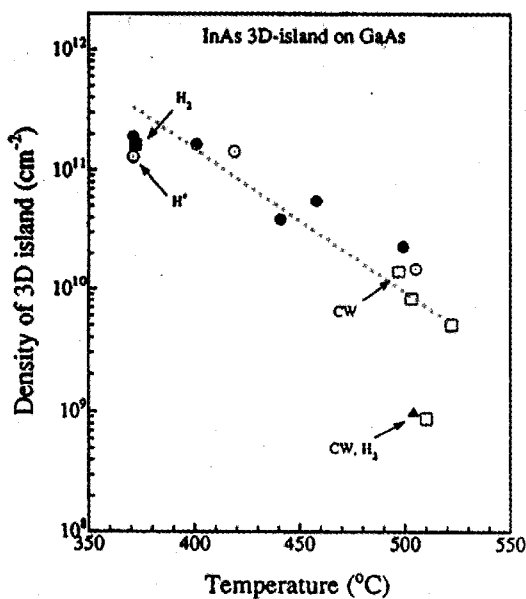


그림 3. Chemical beam epitaxy 방법으로 성장시킨 기판온도에 따른 InAs/GaAs 양자점의 밀도분포변화[28].

가시키는 결과를 가져오므로 3D 섬 형성이 원활하지 않게 된다. 결과적으로 낮은 P_{As} 하에서 2D-like island가 형성되는 경향은 이 같은 이유 때문이다.

3.3 원료공급방법

양자점 성장시 원료의 공급방식에 따라 형성되는 양자점의 특징이 달라지게 된다. 특히 III족의 원소를 V족원소에 대해 어떻게 공급하느냐에 따라 차이가 있게 된다. InAs/GaAs계를 예로 하여 논의하면 다음과 같다.

(가) simultaneous supply(SS) : As flux와 동시에 In의 deposition이 동시에 이루어지는 성장방식이다. 일반적인 S-K 성장방식에 의한 자발형성 양자점이 나타나고 특징적 요소로는 wetting layer(WL)가 존재한다는 것이다. 이는 다음에 언급되는 양자점의 온도특성과 밀접한 관련이 있다. 또한 경사지지 않은 기판(singular substrate)상에 형성되는 양자점의 밀도 및 크기분포는 경사진(vicinal) 기판상에 형성되는 양자점에 비해 면밀도 분포가 비교적 높고 크기도 커지는 경향이 있다. 이때 [010] 방향을 따라서 정렬되는 경향이 있다. 대부분의 자발형성 양자점 성장은 SS 방식으로 이루어지고 있고 낮은 성장률과 V/III 비를 통하여 특성향상을 꾀하고 있는 추세이다.

(나) alternate supply(AS) : In과 As이 교번하여 deposition 되는 경우 양자점의 성장방식은 SS 방식과는 달리 2D 성장이 이루어지다가 조성의 불균일이 국소적으로 발생하여 3차원 구조가 자발적으로 생성되는 방식이다[31]. 이 방식은 alternate source supply(ALS) 혹은 atomic layer epitaxy(ALE) 방식으로도 일컬으며 2D 박막과 3D 섬간의 계면이 불분명하고 WL가 없는 것이 특징이다. 한편, SS방식에 의해 형성되는 S-K 자발형성 양자점은 3D 구조와 over-grown layer사이의 계면이 명확하게 구분되는 특징이 있다. 그리고 AS방식의 경우 성장률이 상대적으로 낮아서 in-situ annealing 효과가 내포되어 있어 defects가 annealing out되는 효과가 있다. 이 같은 이유 때문에 AS방식에 의해 성장된 양자점은 SS 방식보다 광학적 특성이 좋고, 온도 의존성

도 달리 나타난다. 즉, SS방식은 일반적인 S-K 양자점을 만들기 때문에 WL에 의한 온도의존성이 큰 반면 AS방식은 WL에 의한 효과가 무시할 만하다. 또한 singular substrate의 경우 양자점의 밀도는 SS 경우보다 낮고 경사진기판의 경우에는 높은 경향을 보인다. Singular 및 경사진기판의 경우 QD 분포는 SS의 경우와는 달리 isotropic한 분포를 갖는다.

(다) droplet epitaxy : 원료공급방식에서 AS 방법을 극대화한 것으로 볼 수 있는데, AS방법과는 달리 In만을 공급하여 기판표면에 먼저 In의 droplet을 형성한 후 이어서 As을 공급하여 compound화하는 방식이다. GaAs matrix 내에 InGaAs 나노구조의 inclusion이 형성되는 방식이므로 양자점 사이를 연결하는 WL가 없는 것이 특징이다[32]. 그림 4는 온도에 따른 peak energy 및 emission peak의 반치폭을 각 성장방식을 비교하여 나타낸 그림이다. S-K방식의 양자점은 WL에 의한 dot간 electronic interaction이 있고 반치폭은 sigmoidal 특성을 갖는데 열적으로 여기된 캐리어가 WL를 통해 이웃한 양자점으로 전이되거나 barrier 내에서 혹은 바깥에서 quenching 상태로 된다.[33] 한편, SS방식에 의한 양자점의 온도특성은 S-K와 달리 상온까지 거의 일정한 반치폭을 유지하고 있다. 그리고 peak energy도 온도에 따라 급격한 감소현상은 나타나지 않는다.

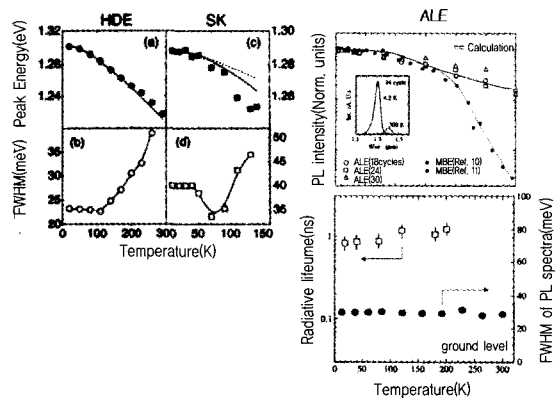
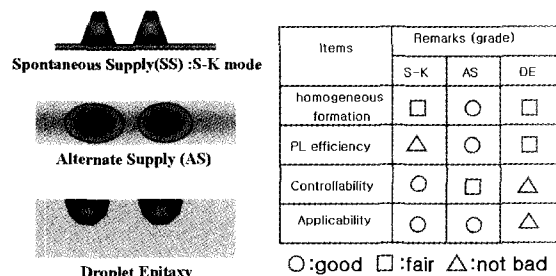


그림 4. 성장방식에 따라 다른 peak energy 및 emission peak 반치폭의 온도의존성[31][32].

표 1. 세 가지 성장방식에 따른 양자점의 특성비교.



Droplet 양자점은 S-K와 SS방식과도 다른 변화 모습을 보인다. 이같은 성장방식에 의한 특징적 요소 중 가장 큰 요인은 WL에 의한 것이고 이 밖에 QD 크기의 분포, 캐리어 포획 및 retrapping 등과 같은 복잡한 변수들이 작용한다.

표 1은 세 가지 성장방식에 의하여 성장된 양자점의 특성을 비교한 표이다. 이미 보고된 문헌을 바탕으로 한 결과로써 각기 장단점이 표기되어 있다. 표를 통해 알 수 있듯이 양자점의 성장방법에 따라 달라지는 특징적 요소는 자발적으로 형성되는 것이기 때문에 적극적으로 제어변수에 관한 효과를 연구한다면 각각의 방법에 대한 특성의 개선도 기대해 볼 만 하다.

3.4 기판의 방향

일반적으로 양자점의 성장은 경사지지 않은 singular 기판을 사용하지만 경사진 기판을 사용하는 경우도 종종 있다. 양자점의 형성이 기판의 방향에 따라 달라지므로 이들의 특징을 이해할 필요가 있다. High Miller index를 갖는 기판의 경우 양자점 성장시, 제어할 수 있는 변수들, 즉 strain 에너지와 표면에너지가 기판방향에 따라 달라지는데 예를 들어 (n11) GaAs 기판위에 성장된 InGaAs 양자점의 특징은 Notzel등에 의해 이미 보고된 바 있다[34]. 경사진 기판은 표면을 두가지 형태 즉 III족 원소면(혹은 A-type 면)과 V족 원소면(혹은 B-type 면)으로 분류할 수 있는데, 그 중 A-type 표면에서는 step bunching이 일어나고 이를 이용하여 양자선 모양의 구조형성이 가능하다. 그러나 B-type 표면에서는 disk 형상이 관

측된다. 왜냐하면 (111)A면의 경우 cation-rich 조건이 되므로 표면에너지가 크며 V족 원소의 lifetime이 비교적 짧아 2D 핵생성이 되기 쉽다. 그러나 (111)B면의 경우는 3D의 구조형성이 가능하다. 한편, vicinal 기판의 경우에는 원자단위의 계단모양을 성장조건으로 조절할 수 있기 때문에 원자계단의 edge부분에 우선적으로 양자점의 배열화를 꾀할 수 있다. 그리고 (311)B면에서는 양자점의 균일도가 높고 정렬이 가장 잘 일어나는 것으로 알려져 있다. 주로 정렬되는 방향은 <100>이고 disk의 크기는 기판온도에 따라 크게 달라진다.

3.5 성장 중지시간 및 성장률

성장 중지시간은 MOCVD 성장에서 특히 중요한 변수가 된다. 적절한 성장 중지시간은 양자점의 포화상태를 만들 수 있고, 이에 따른 모양 및 발광특성의 향상도 꾀할 수 있다. 성장 중지시간에 따라서 양자점의 크기 분포뿐만 아니라 밀도도 달라진다. 그리고 양자점의 ripening이 활발하게 이루어 질 수 있다. 물론 V/III 비율에 따라서도 영향을 받기는 하나 포화된 양자점의 형성을 위해서는 적절한 성장 중지시간이 필요하다. MBE 성장에서도 성장 중지시간을 갖는 쪽이 광특성이 향상되고 반치폭도 감소하는 결과를 얻게 된다[35].

한편, 양자점 성장률의 빠르고 느림은 흡착원자의 표면이동과 연관이 있고 표면이동이 자유로운 경우와 그렇지 못한 경우의 차이는 양자점의 모양과도 밀접한 관련이 된다. 성장률은 충분히 낮추어 줌으로써 무결함의 양자점 성장가능성이 크고, 양자점 크기의 균일도를 향상시킬 수 있을 뿐만 아니라 양자점의 모양을 제어할 수 있다. MBE 방법으로 성장되는 InAs/GaAs 양자점의 경우 성장률은 약 0.4 ML/s에서 0.01ML/s 범위에서 조절하며 이에 따라 양자점의 형상 및 크기 균일도 등이 달라진다. 성장률의 증가는 V족 원소의 함유가 증가하는 것이고 mismatch가 크다는 것을 의미하므로 결함생성 가능성이 높아진다. 따라서 V/III 비와 함께 성장 중지시간 및 성장률을 적절하게 조절함으로써 양자점의 균일도 향상 및 모양제어를 꾀하여야 한다.

4. Strain engineering 변수들

Strain engineering은 양자점 내의 electronic energy states에 영향을 미치므로 양자점의 모양제어 및 주변물질계의 선택은 소자구조 제조시 매우 중요한 요소이다. 일례로 양자점을 활성층으로 하는 광소자의 경우 양자점 주변에 strain release layer(SRL)를 도입함으로써 발광파장의 변화를 꾀할 수 있는데 이는 GaAs 기판을 이용하는 광통신용 발광소자 제조에 매우 유용하게 쓰일 수 있다. 즉, 광통신용 파장대인 1.3 μ m 이상의 spectrum은 InAs/GaAs 양자점 구조에서도 SRL을 적절하게 이용하면 1.3 μ m 대역의 발광 특성을 어렵지 않게 얻을 수 있다. 따라서 strain engineering은 소자응용시 반드시 고려해야 할 중요한 사항이다.

4.1 양자점의 모양

일반적으로 자발형성 양자점의 모양은 표면에너지와 strain relaxation 사이의 경쟁관계를 통하여 양자점의 모양이 결정되는데 양자점의 구성물질계와 성장조건에 따라 달라지고 lattice mismatched system의 경우 특히 strain 효과에 따라 민감하게 달라진다. SiGe/Si계의 경우 pyramidal shape(혹은 "huts")으로 있다가 양자점이 점점 커지게 되는 경우에는 "dome" 모양으로 바뀐다. 이는 dome모양이 huts모양보다 stress를 효과적으로 해소시킬 수 있는 모양이기 때문이다. 그리고 양자점의 모양을 언급할 때 양자점의 높이를 기저(base)크기로 나눈값을 aspect ratio라 하고 이 값을 통해 양자점의 모양을 가늠하게 된다. 이 값이 크다는 것은 strain 완화에 효과적이고 표면적이 커진다는 것을 의미한다. 또한 양자점 표면에 형성되는 facet면의 전개와도 밀접한 연관이 있다. 매우 균일한 양자점의 크기분포를 갖도록 하기 위한 방법 중 punctuated island growth[36]는 일정두께까지 원료공급을 하고, 재차 공급하는 방법으로 기저 크기는 일정하게 유지하면서 aspect ratio만을 증대시키는 방법으로써 양자점 크기의 균일도를 획기적으로 향상시킬 수 있는 성장방법도 주목해 볼 만하다.

한편, 자발형성 양자점의 facet형성은 성장조건에

따라 달리 형성된다. MBE방법으로 성장된 InAs/GaAs계의 경우 500°C에서 {014} - {011} facet면이 분포됨을 관측하였고 480°C에서 {311}면이 형성되기도 하고 {316}면이 나타나기도 한다. 기판온도가 약 530°C인 경우 특별한 facet면이 없이 lens-shape이 나타나기도 하고 기저면이 <100>방향을 따라 정사각형 모양을 형성하기도 한다. InAs/GaAs계의 일정한 As flux 하에서는 성장률(0.035ML/s)이 낮을수록 {101} facet 이 발달하는 한편 (혹은 high aspect ratio), 성장률(0.17ML/s)이 높을수록 {136} facet 형성이 두드러지게 된다(혹은 low aspect ratio)[29]. 이는 adatom의 표면 이동현상과 밀접한 관련이 있다. 한편, MOCVD로 580°C에서 성장된 InP/InGaP/GaAs계의 경우 {001}, {110}, {111} facet면들로 이루어진 island를 형성하기도 한다. Ge/Si(001)의 경우 {113}, {102} facet 면을 갖는 dome형이 성장되기도 하고 {105} facet 으로 이루어진 pyramids도 보고 되었다[37, 38].

평형상태에서 양자점의 크기 L 은 strain ϵ 와 $L \propto \epsilon^{-2}$ 의 관계에 있고[39] confined energy E 는 양자점 크기 L 과 $E \propto L^{-2}$ 의 관계에 있다. 따라서 strain 조절을 통한 양자점의 모양제어는 에너지 준위를 제어하는 중요한 변수가 된다. 그리고 양자점의 크기가 큰 경우 기저상태의 에너지 준위는 낮아지게 되어 발광파장은 장파장 영역으로 이동하고 base 크기가 같은 경우 aspect ratio가 클수록 에너지 준위는 낮아진다.

4.2 Capping 및 buffer 층의 물질

현재까지 알려진 양자점의 물질계로는 Ge(Si)/Si, CdSe/ZnSe, CdS/Zn(S)Se, PbSe/PbEuTe, (InGa)As/(AlGa)As, AlInAs/AlGaAs, In(Ga)As/InP, InP/GaAs, InAs/GaP, InP/GaP, GaInP/GaP, GaN/AlN, InGaN/GaN, InP/InGaP, GaSb/GaAs, InAs/Si 등 다양하게 보고되고 있다[14, 27, 38, 40~44]. 한편, 양자점 주변을 둘러싸고 있는 물질계는 양자점에 미치는 strain을 조절할 수 있는 유일한 변수가 되는데 InAs/GaAs계의 경우 InAs양자점은 compressive stress를 받게 되는데 SRL을 이용하면 이 stress를 해소할 수 있고, 양자점의 모양 및 구속 에너지 상태가 달라진다. 이를 통하여 실제 소자에 응용되는 발광파장의 변조를 행할

수 있는 방법을 제공하게 된다. SRL을 도입하는 방법에도 몇 가지 종류가 있다. 즉 buffer층과 capping 층의 두께를 같은 비율로 하는 대칭적 SRL을 도입하는 경우와 다른 비율로 하는 비대칭적 SRL을 도입하는 경우에 따라서 양자점의 특성이 달리 나타난다. Capping 층은 strain을 해소하는 역할을 할 뿐만 아니라 Ga 혹은 In 원자를 InAs 양자점 주위로 공급을 해주어 조성변화를 야기하고 상대적인 양자점의 크기를 변화시킨다. 그리고 양자점의 가장자리와 꼭대기 부분은 기저 에너지 준위 및 부피(sublevel)간 에너지 준위에 민감하여 이 부분을 Al 성분이 함유된 층으로 덮어주면 측면 포텐셜의 구속효과를 얻을 수 있다.[45] 이를 이용하여 에너지 부피간 준위를 비교적 정밀하게 조절할 수도 있다. 이같은 engineering 방법은 양자점의 부피간 준위를 이용하는 소자응용에 중요한 기술로 사용될 수 있다. 또한 GaAs 기판에서 성장시킨 InAs, InAsP, 그리고 InP의 다양한 양자점을 통해 발광특성을 다양하게 변화시킬 수 있음도 최근 발표되고 있다[46]. 그러므로 양자점 주변의 물질계 및 기하학적 구조도 매우 민감한 요소이므로 이를 잘 고려하여야만 한다.

4.3 Thermal annealing 효과

양자점 성장 후 적절한 조건에서 행하는 열처리공정은 발광파장이 짧아지고, 반치폭이 감소하는 경향이 있다. 이는 cation의 상호섞임(intermixing)현상과 관련되어 양자점의 유효크기가 균일해지고 성분도 달라지기 때문에 나타나는 결과이다. 열처리공정은 양자점과 barrier 사이의 계면특성이 바뀌면서 에너지 부피간 준위도 달라지게 된다. 결합감소에 따른 광특성의 향상효과도 얻을 수 있다. 한편, post-annealing 효과로써 (311)B기판을 사용하여 gas-source MBE 방법으로 성장하는 경우 [110] 방향에서 약 60도 회전된 방향으로 정렬된 균일한 크기의 양자점을 얻을 수도 있다[47].

5. QD ensemble

양자점의 광전소자 응용시 중요한 점은 활성층으로 사용되는 양자점들의 밀도와 크기의 분포를 얼마

나 잘 조절할 수 있는가 하는 것뿐만 아니라 임의 위치에 형성되는 자발형성 양자점의 위치제어를 위한 연구도 중요하다. 특히 단전자 소자 응용시에는 양자점의 형성위치를 정확히 제어할 필요가 있다. 또한 qubit 응용 가능성이 대두되는 결합 양자점 구조에 대한 연구도 진지하게 진행되어야 할 필요가 있다.

5.1 위치제어

양자점의 위치를 제어하기 위한 방법으로는 성장 방향을 따라 배열화하는 적층구조와 수평적으로 배열화 하는 측면배열로 나눌 수 있다. 먼저 수직 적층 구조는 하부층에 있는 양자점이 상부층에 형성되는 양자점의 strain 영향 때문에 핵생성 에너지가 적게 되어 하부 양자점 상부에 우선적으로 양자점 형성이 이루어짐으로써 가능해진다. 단, 하부 양자점과 상부 양자점 사이에는 spacer라는 층이 놓이게 되는데 이 두께에 따라서 적층구조의 양자점을 배열화시킬 수도 있고 임의의 위치를 갖게 할 수도 있다. 즉 수직 적층 배열화를 위해서는 임계두께이하의 spacer를 두고 양자점을 성장해야만 적층 배열화를 피할 수 있고, 이 경우 상부층의 양자점은 크기의 균일도가 향상되고 하부층의 양자점보다 크기도 증가되는 경향이 있다[48].

한편, 양자점의 측면배열은 여러 가지 방법들이 있는데 그 중, multiautomic step을 따라 배열화를 시키는 방법, misfit dislocation을 이용하는 방법, corrugated 혹은 masked substrate 상에 성장하는 방법등이 있다 [49~54]. 예로 2° 기울어진 GaAs기판을 이용하여

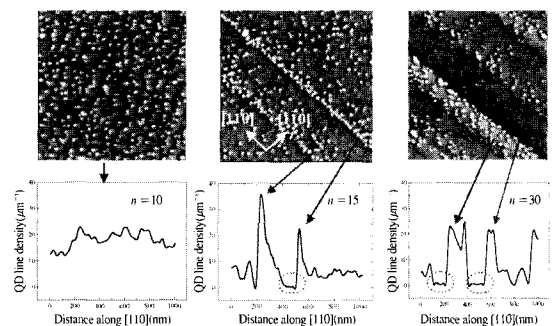


그림 5. Strain superlattice를 buffer층으로 하여 측면 배열시킨 InAs 양자점[52].

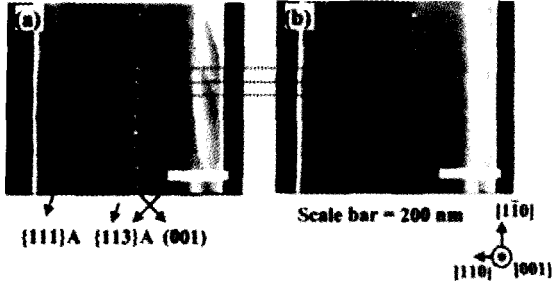


그림 6. 산화막 마스크를 이용한 선택성장시 atomic step상에 배열시킨 양자점[55].

InGaAs 양자점을 atomic step에 정렬시키거나 GaAs 기판상에 $\text{In}_{0.61}\text{Ga}_{0.39}\text{P}$ 의 buffer layer를 성장하여 misfit dislocation을 형성한 후 그 위에 InP 양자점을 $\langle 110 \rangle$ 방향으로 정렬시킬 수 있다. 뿐만 아니라 기판의 원자계단을 이용하여 step edge에 양자점을 형성하는 기술[55]과 최근에는 AFM tip을 이용하여 국부적인 산화를 시켜 에칭공정으로 이를 제거한 후 양자점 성장을 하면 에칭된 부위에 선택적으로 양자점을 위치시킬 수 있다.[56] 그림 5는 strain superlattice를 buffer층으로 하여 그 위에 측면 배열된 양자점을 성장한 결과를 보여주는 것이다. 양자점이 성장되는 표면에 strain의 변화를 국부적으로 이룰 수 있고 따라서 양자점의 1차원 혹은 2차원적인 배열화를 피할 수 있는 방법이다. 또한 그림 6은 산화막 마스크를 이용한 선택성장시 atomic step상에 형성시킨 배열된 양자점의 모습이다.

5.2 결합 구조

전 세계의 주요 연구기관들이 기존의 단순한 양자점, 양자세션 연구에서 벗어나 양자점 형성기술의 고급화를 통해 크기와 모양이 균일하며 수직 또는 수평적으로 정렬된 양자점군의 형성에 박차를 가하고 있다. 수직 또는 수평으로 정렬된 양자점의 경우 양자점들간의 파동함수가 자연스런 결합을 하게 되는데 이런 형태의 결합된 구조는 소자응용시 매우 중요한 요소로 작용된다. 또한 결합된 양자점의 형성과정과 관련된 물리적인 원인에 대한 규명이 진행되고 있고 여러 가지 물질계에 있어 양자점 결합구조를 형성하기 위한 다양한 방법이 제시되고 있다.

현재로서는 3D kinetic model을 이용하여 spacer층 두께, 성장중지시간 및 초기 양자점의 형상이 그 후에 형성되는 3차원적인 양자점 초격자의 형성에 미치는 영향을 계산한 결과 중간에 적절한 두께의 spacer층을 삽입하고 최적의 성장 중지시간을 선택하면 (111)기판 위에 형성되는 양자점들은 face centered cubic (fcc) 구조와 같은 규칙적인 정사각형 array형태가 아래층과 엇갈려 A-B-C-A-B-C 와 같은 적층순서대로 형성되는데 비해 기판이 (100)인 경우 A-B-A-B 와 같은 적층구조로 형성될 수 있다. 실제로 fcc-like stacking 방법으로 tunable lattice constant를 갖는 양자점의 결합구조 형성방법이 이미 보고된 바 있다[14, 15].

결합된 양자점 구조의 최근 응용은 양자정보 처리 분야에서 qubit으로의 이용가능성에 대한 연구이다.[57, 58] 이같은 응용을 위해서는 잘 제어된 양자점의 결합구조가 필요하다. 이같은 인공양자점 결정구조가 가능해 지는 것은 물질계 조합에 따른 strain engineering으로 달성될 수 있고 비록 자발형성 양자점의 특성을 지니고 있음에도 불구하고 이들의 제어 변수를 극대화함으로써 다양한 양자점 구조형성 및 소자응용이 가능하도록 해야 한다.

6. 자발형성 양자점을 이용한 소자개발

자발형성 양자점을 이용하는 양자소자로서 광소자는 상용화 가능성이 가장 이를 것으로 예상되고 있는 가운데 양자점 LD가 최근 제작되어 보고되고 있다. 양자점을 이용한 소자의 실용화는 아직 이르지만 전자의 상태밀도가 델타함수분포를 가지기 때문에 이를 이용한 LD의 동작전압을 매우 작게 할 수 있을 뿐만 아니라 고이득, 높은 미분이득, 온도에 대한 안정성, 고속동작등의 장점을 갖고 있다. 그리고 비선형 광학소자의 응용 등에도 가능성이 많다. 일반적으로 자발형성 양자점의 크기 분포가 상대적으로 크고 발광 선폭도 넓기 때문에 균일한 고밀도의 양자점 제조기술에 대한 연구는 전술한 바와 같이 현재도 계속되고 있다. 그러나 양자점의 크기가 불균일한 것을 역으로 이용하여 메모리 소자 혹은 광대역 동작 SOA(semiconductor optical amplifier)등에

응용하는 방법도 현재 연구되고 있다. 구체적으로는 $1.3\mu\text{m}$ 의 파장대와 $1.5\mu\text{m}$ 의 파장대가 정보통신용 소자로서 주 관심의 대상이 되고 있다. 특히 광통신용 소자응용을 위해서 현재 고출력 LD와 더불어 VCSEL(vertical cavity surface emitting laser) 개발이 그 예라고 할 수 있는데 최근에는 $1.3\mu\text{m}$ 대의 파장을 갖는 4W의 고출력 양자점 LD가 발표되기도 하였다. 이는 양자점이 갖는 낮은 Auger 효과와 운반자 구속 효과에 의한 높은 온도안정성에 기인한다.

그리고 양자점의 에너지 부피간 천이(subband transition)를 이용한 원적외선 광검출기 소자의 응용도 매우 큰 관심의 대상이 되고 있다. 이는 양자점이 갖는 델타함수의 상태밀도함수 때문에 암전류(dark current)를 줄일 수 있기 때문이다. 따라서 상온 동작의 검출능력을 가질 수 있고 검출도(detectivity)가 클 뿐 아니라 빠른 동작속도 등의 장점을 가지게 된다. 실제 이같은 양자점을 이용한 광검출기의 구조를 제작하여 그 특성이 보고 된 바 있다.

양자점을 이용하는 소자중 또 하나의 경우는 데이터 기억매체를 들 수 있다. 여기서 bit 정보의 기본수단은 양자점안에 구속된 전자 혹은 홀이 된다. 이를 이용한 기억소자의 장점은 정보를 한 개 또는 수 개의 전자로 기록할 수 있으므로 매우 작은 전력으로 동작이 된다는 것이다. 이미 많은 연구가 진행되고 있지만 전기적 회로를 통하여 양자점 안으로 전하를 주입할 수 있다. 그러나 이것은 광조사에 의해서도 가능하다. 즉, 파장의 선택과 local probe를 이용하면 광기록이 되는데 양자점 한 개의 전하상태가 정보를 담은 한 bit에 대응되는 기억기능을 가지게 된다. 이와 같은 양자점 기록밀도는 Tbit/inch²급으로 초고밀도 기억용량을 달성할 수 있다.

한편, 양자점을 이용한 단전자 소자의 개발은 현재 연구단계에 있지만 아직까지는 주로 저온에서 동작하는 소자특성만이 보고 되고 있다. 단전자 소자는 전자가 몇 개 만으로도 동작될 수 있으므로 소비전력을 줄일 수 있고 소자구조가 작기 때문에 높은 동작온도에서도 유리하여 현재 발열문제 등을 안고 있는 집적회로의 문제점을 일부 해결 할 수 있는 가능성이 있다. 그러나 불순물 등의 영향을 쉽게 받거나 이득을 얻기 어려운 점등 해결해야 할 과제가 남아

있는 상황이다. 또한, 양자점이 매우 독립적인 에너지 준위를 가지고 구속전자(또는 엑시톤)가 주변환경(phonon)에 커플링되는 정도를 감소시켜 decoherence time(수십-수백 ps)을 증가시키고, 결국 스핀의 life-time을 증가시켜 각각의 스핀/에너지 상태가 충분한 시간동안 제어 가능할 것으로 기대되어, 양자점을 이용한 인공 분자구조는 양자 정보처리 분야에서도 관심의 대상이 되고 있다.

끝으로, 반도체 자발형성 양자점의 성장기술을 극대화 한다면 반도체를 기반으로 한 인공분자구조를 제조할 수 있다는 것을 의미하고 이는 더 이상 자발형성 양자점이란 단어가 부적당한 표현이 될 수 있을 것이다. 즉 양자점의 random behavior를 최소화함으로써 양자점 기반의 소자성능 향상이 기대되고 동시에 신기능의 소자제조에 응용될 수 있을 것으로 기대된다. 특히, 양자점의 커플링 특성을 이용하면 신소자 개발과 관련된 분야로의 전이가 이루어 질 것으로 생각된다.

7. 결 론

지금까지 최근 관심의 대상이 되고 있는 반도체 자발형성 양자점의 형성방법과 그와 관련된 제어변수 및 소자응용가능성에 대해 간략히 기술하였다. 현재 이 분야에 대한 국내의 연구수준은 부분적으로 세계적인 수준과 대등하나 대부분의 분야에서는 아직 연구역량의 결집이 덜 이루어진 것으로 생각된다. 나노기술의 핵심적 위치에 있는 반도체 자발형성 양자점의 소자응용에 관한 연구는 작년부터 국책사업의 일환으로 본격적으로 시작되어 선진국의 연구수준을 따라잡을 수 있는 환경이 되었다. 이제 시작단계에 있으므로 중장기적인 시야를 가지고 기초연구뿐만 아니라 응용성과 연계되어 연구를 계속한다면 세계적인 기술수준과 대등하게 될 것으로 기대된다.

참고 문헌

- [1] L. Esaki, and R. Tsu, IBM J. Res. Develop. Vol. 14, p. 61, 1970.
- [2] E. Kapon, D.M. Hwang, and R. Bhat, Phys. Rev.

- Let., Vol. 63, p. 430, 1989.
- [3] H. P. Rocksby, *J. Soc. Glass Technol.* Vol. 16, p. 171, 1932.
- [4] A. I. Ekimov, and A. A. Onushenko, *JETP Lett.*, Vol. 40, p. 1137, 1984.
- [5] S. Fujita, S. Maruno, H. Watanabe, Y. Kusumi, and M. Ichikawa, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 66, p. 2754, 1995.
- [6] A. Scherer, and H.G. Craighead, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 49, p. 1284, 1986.
- [7] J. Werner, E. Kapon, N.G. Stoffel, E. Colas, S.A. Schwarz, and N. Andreadakis, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 55, p. 540, 1989.
- [8] K. Kash, J. M. Worlock, M. D. Sturge, P. Grabbe, J. P. Harbison, A. Scherer, and P. S. D. Lin, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 53, p. 782, 1988.
- [9] H. Lipsanen, M. Sopanen, and J. Ahopelto, *Phys. Rev. B*, Vol. 51, p. 13868, 1995.
- [10] E. Kapon, M. C. Tamargo, and D. M. Hwang, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 50, p. 347, 1987.
- [11] M. Sugawara, *Phys. Rev. B*, Vol. 51, p. 10743, 1995.
- [12] W. Wegscheider, G. Schedelbeck, G. Abstreiter, M. Rother, and M. Bichler, *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 79, p. 1917, 1997.
- [13] D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. DenBaars, and P. M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 63, p. 3202, 1993.
- [14] G. Springholz, V. Holy, M. Pinczolits and G. Bauer, *Science*, Vol. 282, p. 734, 1998.
- [15] P. Liu, Y. W. Zhang, C. Lu, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 80(21), p. 3910, 2002.
- [16] K. Ozasa, Y. Aoyagi, Y. J. Park, L. Samuelson, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 71(6), p. 797, 1997.
- [17] J. Oshinowo, M. Nishioka, S. Ishida, and Y. Arakawa, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 65, p. 1421, 1994.
- [18] I. N. Stranski, and L. Krastanow, *Sitzungsberichte d. Akad. d. Wissenschaften in Wien, Abt. IIb, Band Vol. 146, p. 797, 1937.*
- [19] E. Bauer, *Z. Kristallogr.* Vol. 110, p. 372, 1958.
- [20] L. Goldstein, F. Glas, J. Y. Marzin, M. N. Charasse, and G. Le Roux, *Appl. Phys. Lett.* Vol. 47, p. 1099, 1985.
- [21] D. J. Eaglesham, and M. Cerullo, *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 64, p. 1943, 1990.
- [22] D. Bimberg, *QUEST Workshop on Quantum Structures, Colloquim Abstract, Santa Barbara*, p. 15, 1994.
- [23] A. Madhukar, Q. Xie, P. Chen, and A. Konkar, *Appl. Phys. Lett.* Vol. 64, p. 2727 1994.
- [24] J. M. Moison, F. Houzay, F. Barthe, L. Leprince, E. Andre, and O. Vatel, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 64, p. 196, 1994.
- [25] I. Daruka and A. L. Barabasi, *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 79, p. 3708, 1997.
- [26] B. Lewis and J.C. Anderson, *Nucleation and Growth of Thin Films* (Academic press, New York, 1978).
- [27] D. Leonard, K. Pond, and P. M. Petroff, *Phys. Rev. B*, Vol. 50, p. 11687, 1994.
- [28] Y. J. Park, E. K. Kim, S-K. Min, K. Ozasa, and Y. Aoyagi, *J. Kor. Asso. Cryst. Growth*, Vol. 6(3), p. 351, 1996.
- [29] K. Yamaguchi, T. Kaizu, K. Yujobo, Y. Saito, *J. Cryst. Growth*, Vol. 237-239, p. 1301, 2002.
- [30] S. V. Ivanov, P. S. Kop'ev and N. N. Ledentsov, *J. Crystal Growth*, Vol. 104, p. 345, 1990.
- [31] K. Mukai, N. Ohtsuka, and M. Sugawara, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 70, p. 2416, 1997.
- [32] S. Sanguinetti, T. Mano, M. Oshima, T. Tateno, M. Wakaki, and N. Koguchi, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 81, p. 3067, 2002.
- [33] S. Sanguinetti, M. Henini, M. G. Alessi, M. Capizzi, P. Frigeri, and S. Franchi, *Phys. Rev. B*, Vol. 60, p. 8276, 1999.
- [34] R. Notzel, J. Temmyo, and Tamamura, *Nature*, Vol. 369, p. 131, 1994.
- [35] R. P. Mirin, J. P. Ibbetson, J. E. Bowers, and A. C. Gossard, *J. Crystal Growth*, Vol. 175/176, p. 696,

- 1997.
- [36] I. Mukhametzhnov, Z. Wei, R. Heitz, and A. Madhukar, Appl. Phys. Lett. Vol. 75, 85 (1999).
- [37] G. Medeiros-Ribeiro, A. M. Bratkovski, T. I. Kamins, D. A. A. Ohlberg, and R. S. Williams, Science, Vol. 279, p. 353, 1998.
- [38] Y. W. Mo, D. E. Savage, B. S. Swartzentruber, and M. G. Lagally, Phys. Rev. Lett., Vol. 65, p. 1020, 1990.
- [39] V. A. Shchukin, N. N. Ledestov, P. S. Kop'ev, and D. Bimberg, Phys. Rev. Lett., Vol. 75, p. 2968, 1995.
- [40] G. Jin, J. L. Liu, S. G. Thomas, Y. H. Luo, K. L. Wang, and B. Y. Nguyen, Appl. Phys. Lett., Vol. 75, p. 2752, 1999.
- [41] F. Flack, N. Samarth, V. Nikitin, P.A. Crowell, J. Shi, J. Levy, and D. D. Awschalom, Phys. Rev. B, Vol. 54, p. R17312, 1996.
- [42] V. Bressler-Hill, S. Varma, A. Lorke, B. Z. Nosho, P. M. Petroff, and W. H. Weinberg, Phys. Rev. Lett., Vol. 74, p. 3209, 1995.
- [43] P. Ramvwl, S. Tanaka, S. Nomura, P. Riblet, and Y. Aoyagi, Appl. Phys. Lett., Vol. 75, p. 1935, 1999.
- [44] N. Carlsson, W. Seifert, A. Petersson, P. Castrillo, M. E. Pistol, and L. Samuelson, Appl Phys. Lett., Vol. 65, p. 3093, 1994.
- [45] E. T. Kim, Z. Chen, and A. Madhukar, Appl. Phys. Lett., Vol. 81, p. 3473, 2002.
- [46] E. Ribeiro, R. L. Maltez, W. Carvalho, Jr., D. Ugarte, and G. Medeiros-Ribeiro, Appl. Phys. Lett., Vol. 81, p. 2953, 2002.
- [47] K. Nishi, T. Anan, A. Gomyo, S. Kohmoto, and S. Sugou, Appl. Phys. Lett., Vol. 70, p. 3579, 1997.
- [48] X. Qianghua, A. Madhukar, P. Chen, and N. P. Kobayashi, Phys. Rev. Lett., Vol. 75, p. 2542, 1995.
- [49] H. J. Kim, Y. J. Park, Y. M. Park, and E. K. Kim, Appl. Phys. Lett., Vol. 78, p. 3252, 2001.
- [50] M. Kitamura, M. Nishioka, J. Oshinowo, and Y. Arakawa, Appl. Phys. Lett., Vol. 66, p. 3663, 1995.
- [51] K. Hausler, K. Eberl, F. Noll, and A. Trampert, Phys. Rev. B, Vol. 54, p. 4913, 1996.
- [52] K. M. Kim, Y. J. Park, Y. M. Park, C. K. Hyon, E. K. Kim, and J. H. Park, J. Appl. Phys., Vol. 92, p. 5453, 2002.
- [53] A. Konkar, A. Madhukar, and P. Chen, Appl. Phys. Lett., Vol. 72, p. 220, 1998.
- [54] C. K. Hahn, Y. J. Park, S. K. Jung, E. K. Kim, S-K. Min, and J. H. Park, Appl. Phys. Lett., Vol. 73, p. 2479, 1998.
- [55] H. J. Kim, J. Motohisa, T. Fukui, Appl. Phys. Lett., Vol. 81, p. 5147, 2002.
- [56] 26th International Conference on Physics of Semiconductor(EICC, Edinburgh, Scotland) abstract (2002. 7. 29-8.2)
- [57] H. Sasakura, S. Muto, and T. Ohshima, Physica E, Vol. 10, p. 458, 2001.
- [58] M. Bayer, P. Hawrylak, K. Hinzer, S. Fafard, M. Korkushinski, Z. R. Wasilewski, O. Stern, and A. Forchel, Science, Vol. 291, p. 451, 2001.

· 저 · 자 · 약 · 력 ·

성명 : 박용주

❖ 학력

- 1983년 2월 고려대 물리학과 학사
- 1985년 2월 고려대 대학원 물리학과 석사
- 1997년 2월 일본동경공업대 반도체 공학박사

❖ 경력

- 1994년 11월 - 1995년 10월
이화학연구소(RIKEN) 객원연구원
- 1998년 2월 - 현재
한국과학기술연구원 나노소자연구센터,
연구원/선임연구원