

자기조직화에 의한 InAs 양자점 구조 형성에 미치는 수소플라즈마의 효과

박용주, 김은규, 민석기, K. Ozasa*, Y. Aoyagi*

한국과학기술연구원 반도체재료연구센터, 서울, 130-650

* *Semiconductors laboratory, RIKEN, 2-1 Hirosawa, Wako, Saitama 351-01, Japan*

Effects of hydrogen plasma on the formation of self-organized InAs-quantum dot structure

Y.J. Park, E.K. Kim, S.-K. Min, K. Ozasa* and Y. Aoyagi*

Semiconductor Materials Research Center, KIST, Seoul 130-650, Korea

* *Semiconductors laboratory, RIKEN, 2-1 Hirosawa, Wako, Saitama 351-01, Japan*

요 약 ECR(electron cyclotron resonance) 플라즈마원이 장착되어 있는 화학선에피택시(chemical beam epitaxy : CBE) 장치를 사용하여 InAs 양자점 구조형성에 미치는 수소플라즈마의 효과에 대하여 조사하였다. 자기조직화(self-organized)에 의해 GaAs 기판위에서 InAs 양자점의 형성을 RHEED(reflection high energy electron diffraction)로 관측한 결과 수소가스 및 수소플라즈마의 영향을 받지 않은 상태에서는 1.9 ML(monolayer)의 InAs 층성장(layer growth) 후에 형성되는데 비해 수소플라즈마를 조사한 상태에서는 약 2.6 ML의 InAs층이 성장된 후 뒤늦게 이루어짐을 확인하였다. 기판의 온도 370°C에서 동일한 조건으로 형성시킨 InAs 양자점의 밀도 및 크기는 수소플라즈마의 영향을 받지 않은 경우 $1.9 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 및 17.7 nm에서 수소플라즈마를 쪼인 경우 $1.3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 및 19.4 nm로 양자점 형성이 다소 완화된 것으로 나타났다. 또한, 수소플라즈마에 의한 InAs 양자점의 PL(photoluminescence) 신호의 적색이동(red shift)과 반치폭 증가로부터 양자점 크기의 증가와 균일성이 다소 감소되는 모습을 알 수 있었다. 이와같은 수소플라즈마의 영향은 GaAs 기판과 InAs 사이의 부정합 변형환화 효과에 의해 InAs의 층 성장을 강화시키는 원자상 수소의 작용때문인 것으로 고려되었다.

Abstract We have investigated the effect of hydrogen plasma on the formation of InAs QDs (quantum dots) structure by using a CBE (chemical beam epitaxy) system equipped with ECR (electron cyclotron resonance) plasma source. It is confirmed that the formation of self-organized InAs-QDs on GaAs is started after the growth of InAs layer up to 2.6 ML (monolayer) with the irradiation of hydrogen plasma while it is started after 1.9 ML without hydrogen gas and hydrogen plasma through the observation of RHEED patterns. Density and size of the QDs formed at $T_{\text{sub}}=370^{\circ}\text{C}$ are $1.9 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ and 17.7 nm without hydrogen plasma, and $1.3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ and 19.4 nm with hydrogen plasma, respectively. It is also observed from the PL (photoluminescence) measurement on InAs-QDs that red shift in PL peak energy and broadening in FWHM (full width at half maximum) of PL peak caused by the effects of hydrogen plasma on the increment of size and its distribution. These effects of hydrogen plasma are considered as a act of atomic hydrogen which enhances the layer-growth of InAs on GaAs resulted from the relief of misfit strain between GaAs substrate and InAs.

1. 서 론

3차원 양자구조, 즉 양자점의 형성기술은 신기능 소자뿐만 아니라 새로운 물리적 현상을 관찰할 수 있다는 관점 때문에 최근까지 많은 연구들이 진행되어 왔다[1-3]. 이같은 양자구조를 제작하기 위해서는 전자빔 리소그라피(lithography) 혹은 집속전자빔 등의 미세 패터닝(patterning) 기술들이 사용되어진다[4,5]. 최근에는 리소그라피 과정없이도 3차원 구조인 양자점을 제작할 수 있는 방법으로 Stranski-Krastanov 성장방식[6]에 의한 자기조직화의 성질을 이용하여 유기금속 증기상 에피택시(MOVPE: metal organic vapor phase epitaxy), 분자선 에피택시(MBE: molecular beam epitaxy) 법으로 양자점을 형성하는 연구가 많이 진행되어 왔다[7-9]. 일반적으로 에피택시 성장방식은 층-층(layer-by-layer)으로 결정성장이 이루어지는 Frank-van der Merwe(F-M)[10], 기판위에 덩어리-상(bulk-phase)의 핵형성이 이루어져 결정성장이 되는 Volmer-Weber

(V-W)[11], 그리고 층-층(layer-by-layer) 성장에 이어 섬(island) 성장이 연달이 이어져 결정성장이 되는 Stranski-Krastanov (S-K) 성장방식[6]으로 구분할 수 있다. 특히, GaAs 기판상에 성장되는 InAs의 2원계 화합물은 S-K 성장방식으로 약 1-2 단일층(monolayer)이 성장된 후에 섬 성장이 이루어져 3차원(3D) 구조가 되는 방식이다.

이와같은 자기조직화에 의해 형성되는 양자점들에 대해 최근 많은 연구들이 보고되고 있는데, 그 중 결정성장 조건에 따라 그 밀도 및 크기를 변화시킬 수 있으며, 이들이 형성되는 위치를 제어할 수 있는 방법도 보고되고 있다[8,9]. 즉, 패터닝 기판위에 InAs의 양자점을 1차원적으로 정렬시켜 형성한 경우[12], 그리고 기울어진(misoriented) 기판 표면의 다중계단(multistep) 모서리(edge)를 이용하여 그곳에만 양자점을 형성한 경우[13]가 그것이다. 그러나 자기조직화에 의한 양자점 성장과 관련된 정확한 메커니즘을 이해하기 위해서는 보다 많은 연구가 필요하다.

본 연구는 이들 양자점 구조 형성에 미치는 수소플라즈마의 효과에 대하여 논하고자 한다. 특히 ECR 플라즈마원이 장착되어 있는 화학선 장치를 사용하여 InAs 양자점을 형성하였는데, 이는 지금까지 대부분의 InAs 양자점들에 관한 연구가 유기금속 증기상 에피택시법과 분자선 에피택시법으로 이루어져 온 점을 고려하여, 수소플라즈마원을 사용하여 화학선법으로 양자점 형성을 처음으로 시도하였다.

2. 실험

본 연구에 사용된 화학선 에피택시(chemical beam epitaxy) 장치는 진공일관 반도체 공정에 적합한 system으로써 성장실(growth chamber), 이동실(transfer chamber), 터널실(tunnel chamber), 시료장입실(loading chamber) 및 전자빔(electron beam)실 등 5개의 진공실로 이루어져 있다[14]. 진공실내의 기본압력은 각각 화학선 성장실이 2×10^{-9} torr, 이동실이 1×10^{-8} torr, 터널실이 1×10^{-6} torr, 시료장입실이 3×10^{-7} torr, 그리고 전자빔실이 2×10^{-9} torr이다. 화학선 성장실에는 TEGa(triethylgallium) 및 TMIIn(trimethylindium)의 유기금속원료를 위한 Knudsen effusion cell을 비롯하여 AsH₃의 cracking cell이 구비되어 있다. ECR(electron cyclotron resonance) 플라즈마원은 화학선 장치중 성장실에 장착되어 있어 결정성장중에도 수소플라즈마를 쏘여줄 수 있도록 되어있다. 기관으로는 (001) 반절연 GaAs를 사용하였고, 580°C 부근에서 GaAs 표면에 형성된 자연산화막을 제거한 후 약 550°C의 기관온도에서 30분간 GaAs 에피성장을 하여 청정표면을 만들었다. V/III 비는

약 8이며, 이때의 결정성장율은 0.075 ML/s이다. 이같은 조건에서는 보통 (2×4)의 RHEED(reflection high energy electron diffraction) 모양이 관측되며, 이는 As 안정면임을 의미한다. 이와같이 GaAs를 에피성장하여 청정표면으로 만든 후, 그 위에 InAs를 성장하였는데 As과 In의 flux 비율을 약 39로 하였으며, 기관의 온도는 370~520°C로 하였다. 2차원 (2D)구조에서 3차원(3D)구조(이하 양자점이라 기술함)로의 변화는 RHEED 모양을 통하여 확인하였고, AFM(atomic force microscope)으로 표면형상을 관찰하였다. 광학적 특성은 77 K에서 PL(photoluminescence)를 통하여 조사하였다. 수소 ECR 플라즈마는 microwave의 전력을 100 W, 가스유량을 8 sccm으로 고정하였고, 기관과 플라즈마원의 거리는 약 10 cm이다.

3. 결과 및 논의

GaAs 기관상에 TMIIn의 원료가스를 도입하여 InAs 양자점을 형성할 때 관측되는 RHEED 모양의 변화모습을 Fig. 1에 나타내었다. InAs 성장이 시작된 시점의 줄무늬모양(streak pattern)은 GaAs 표면이 평탄한 것을 의미하며, As 안정면의 (2×4)표면 재구성 모습을 보이고 있다. 그러나 InAs의 성장이 진행됨에 따라 [110]에서 관측되는 RHEED 모양의 2-fold 줄무늬는 TMIIn 원료가스 도입 후 수십초 만에 1-fold로 변해감을 볼 수 있는데(Fig. 1 (b) 참조), 이 때 InAs의 성장률을 고려할 때 약 0.75 ML의 InAs 성장이 이루어진 시점이 된다. 그리고 Fig. 1 (c)는 [110] 방향에서의 RHEED 모양으로 줄무늬에서 점무늬로 변화되는데, 이 시점이 양자점의 형성이 이루어진 상태를 나

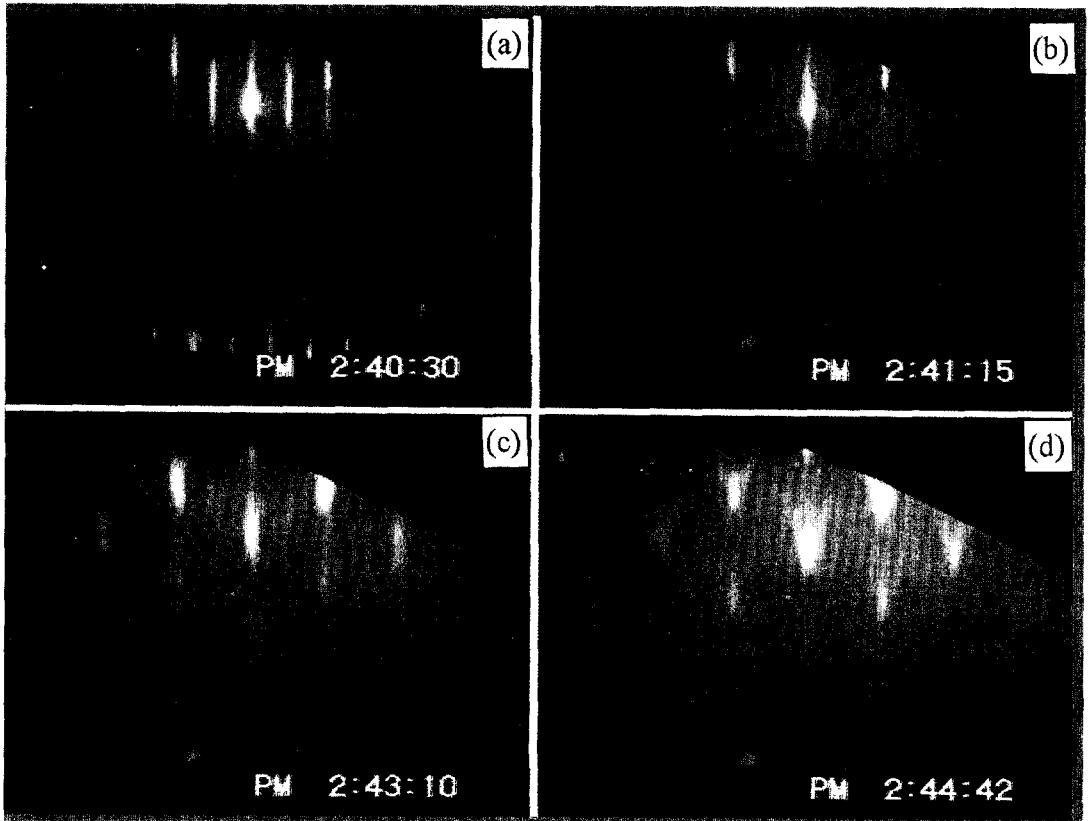


Fig. 1. Typical RHEED pattern changes during self-organized growth of InAs-QDs(quantum dots) on GaAs substrate. (a) 2-fold pattern just after the growth of InAs, (b) 1-fold pattern after 45 s, (c) 3D-spot pattern observed in $[110]$ direction after the formation of QDs and (d) 3D-spot pattern observed in $[110]$ direction after the formation of QDs.

타내는 것이다. Fig. 1 (d)는 Fig. 1 (c)와 같은 시점의 점무늬(spotty) 모양으로서 $[110]$ 방향에서 관측한 모습이다. $[110]$ 방향에서의 점무늬 모양은 일정한 각도(약 54°)를 가지고 번져진 모습을 나타내는데, 이는 InAs 양자점들의 (113)면 facet에 의해 회절된 모습들을 나타낸다[15]. InAs 양자점 형성과정시 변화되는 RHEED 모양 자체에 있어서는 수소플라즈마를 쪼였을 경우와 그렇지 않은 경우와의 차이는 거의 확인할 수 없었다. 이는 GaAs상에 형성되는 InAs 양

자점의 모양이 수소플라즈마에 의해 뚜렷하게 달라지지 않는다는 것을 의미한다. 그러나 3D 점무늬의 모양과는 달리 그것이 형성되는 시간을 비교해 보면 수소플라즈마를 쪼인 경우가 그렇지 않은 경우보다 확연히 늦어지는 것을 알 수 있다.

Fig. 2는 $[110]$ 방향에서 관측된 RHEED 모양의 회절강도 변화모습을 시간의 함수로 나타낸 것이다. 이때의 기판 온도는 370°C 이다. InAs의 양자점이 형성됨에 따라서 3D 점무늬의 회절강도는 수소플라즈마 및 수소

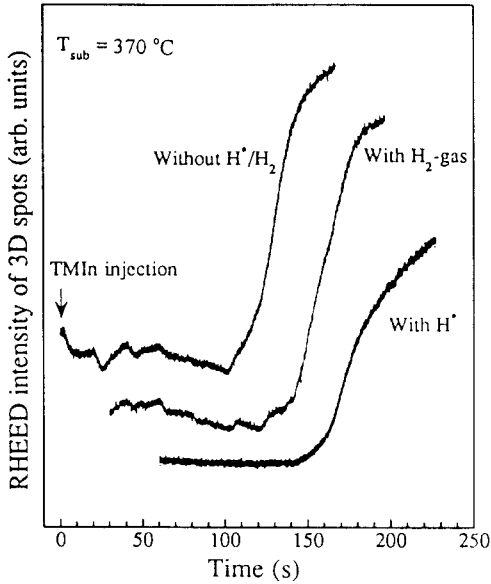


Fig. 2. Occurrence of 3 dimensional spots in RHEED pattern with elapsed time. The substrate temperature was fixed at 370°C.

가스를 도입하지 않은 경우, 약 110초 후에 급격하게 증가되는데, 일단 3D 점무늬 RHEED 회절강도가 증가한 후 포화상태가 되는 시점에서 TMIn의 원료공급을 중단하였다. 그리고 수소가스를 도입하는 상태에서는 3D 점무늬의 회절강도가 약 150초 후에, 수소플라즈마를 조사한 경우는 그보다 늦어진 170초 후에 급격히 증가하는 것을 볼 수 있다. 즉, 수소플라즈마를 쬐이지 않은 상태에서는 1.9 ML의 InAs층 성장후에 3D 양자점이 형성되었고, 수소플라즈마를 조사한 상태에서는 약 2.6 ML의 InAs층 성장 후 양자점이 형성됨을 알 수 있다. 그리고 3D 점무늬 RHEED 강도의 증가모습은 수소플라즈마를 조사한 경우가 수소가스 혹은 수소플라즈마를 조사하지 않은 경우에 비해 완만하게 나타난 것을 알 수 있다. 이같은 결과는 수소플라즈마에 의해 GaAs와 InAs간의 부정합

변형(misfit strain)이 보다 완화되어 InAs의 2D 성장에서 3D 성장으로의 천이가 늦어지도록 작용하는 것으로 생각된다. 즉 GaAs상에 InAs를 형성할 때 수소플라즈마는 2D 층 성장을 증진시키는 역할을 하는 것으로 판단된다. 부정합 변형이 큰 GaAs/Si 이중 에피택시성장에서 원자상 수소를 조사시켰을 때 수소는 2차원적 성장방식을 증강시키는 효과가 있어 임계두께의 증가를 가져올 수 있다고 보고한 Ohta등[16]의 결과와 InAs/GaAs계에서의 Chun등[17]의 결과와 잘 일치함을 알 수 있다. 특히 분자선 에피택시법으로 원자상 수소를 조사한 Chun 등은 원자상 수소효과와 관련하여 2차원 성장의 증강이 표면활성제(surfactant)로 작용하는 수소가 부정합변형을 평면으로 균일하게 분포시켜주는 역할을 한다고 하였다. Fig. 2의 결과로부터 화학선 에피택시법에 의한 수소플라즈마의 효과도 이들의 결과와 잘 부합되어 나타났다.

Fig. 3은 기판온도에 따른 양자점의 밀도 변화를 나타낸 것으로 흰색네모로 표시된 것이 TMIn의 원료가스만을 AsH₃ 분위기하에서 연속적으로 공급했을 때의 실험치이고, 검정색 네모는 수소가스를 함께 공급했을 때의 경우이다. 한편 검정색 네모와 흰색원형은 TMIn의 원료가스를 5초간 도입/15초간 차단(interruption)하는 식으로 수소가스 및 수소플라즈마를 쬐여주는 상태에서 성장한 경우이고, 검은색 원형은 수소플라즈마를 쬐이지 않은 상태에서 TMIn 원료가스를 차단하면서 성장한 경우이다. InAs 양자점 구조 형성시 기판의 온도를 370°C에서 520°C까지 올리면 Fig. 3과 같이 양자점의 밀도가 약 2×10^{11} 에서 $9 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ 으로 감소하며, 그 크기는 약 17.7 nm에서 98.8 nm(AFM 형상으로부터 구한 직경임)로 커지는 경향을 나

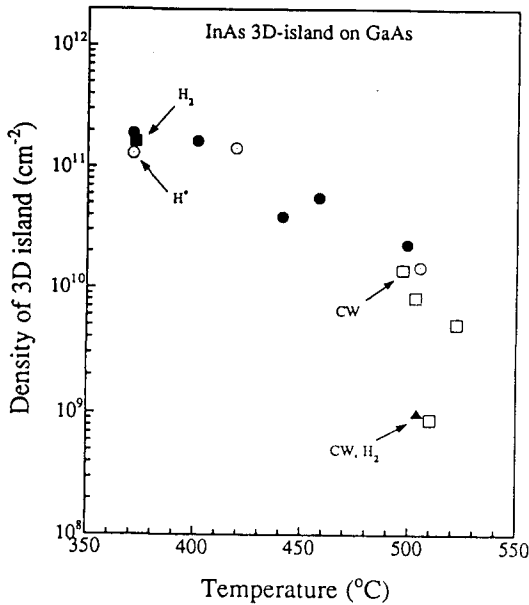


Fig. 3. Dependence of quantum dot density with different substrate temperature.

타낸다(온도에 따른 양자점의 크기 분포는 표시하지 않았음). 한편, 기판의 온도가 약 530°C 이상이 되면 양자점의 형성이 이루어지지 않음을 알 수 있다. 정성적으로 Fig. 3의 기판온도에 따른 양자점의 밀도변화는 In의 이동(migration) 거동을 고려함으로써 설명될 수 있다.

기판온도에 따라 양자점 구조의 형성이 크게 좌우되는 것은 측면변형(lateral strain)과 관련된 In의 이동(migration)이 기판의 온도에 의해 많은 영향을 받기 때문이다. 즉 In의 편석은 국부적으로 In의 성분을 증가하게 하여, 바로 아래층에 균일하게 형성된 에피층에 대해 변형(strain)을 감소시키게 되고, In의 흡착원자(adatom)들은 이동후에 측면변형이 적은 장소에 유입되게 되므로 In의 편석은 곳곳에 국부적으로 전개되어, 결과적으로 3D 구조, 즉 양자점이 형성되게 되는 것이다. 특히 기판의 온도가 높을 경우에는

흡착원자들에게 보다 큰 역학적 에너지(kinetic energy)를 제공할 수 있기 때문에 In의 편석이 보다 빨리 진행되어 양자점 성장이 이루어지게 되므로 양자점의 크기는 수직 및 수평방향으로 동시에 증가되고, 반면 양자점의 밀도는 줄어든다.

한편 수소플라즈마를 쪼인 상태하에서 형성된 양자점의 AFM 영상을 Fig. 4에 나타내었다. 이 때 기판의 온도는 370°C로 하였다. Fig. 4 (a)~(c)는 GaAs상에 형성된 InAs 양자점의 AFM 영상을 나타낸 것으로 각각 수소플라즈마 및 수소가스의 영향이 없는 상태에서(Fig. 4 (a)), 수소플라즈마의 영향을 받은 상태에서(Fig. 4 (b)), 그리고 수소가스의 영향하에서(Fig. 4 (c)) 성장된 양자점들의 영상을 각각 나타낸다. 이들의 밀도는 각각 (a) $1.9 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, (b) $1.3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, (c) $1.63 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 이고, 양자점 직경의 크기는 각각 17.7 nm, 19.4 nm, 19.0 nm이며, 높이는 모든 경우에서 대략 6~7 nm이다. 수소플라즈마 및 수소가스의 효과로써 양자점 직경의 크기는 수소의 영향을 받지 않은 경우보다 약간 크게 나타났으며, 밀도에 있어서도 수소가스 및 수소플라즈마에 의해 다수 줄어드는 경향을 나타내고 있다.

한편, 수소플라즈마 및 수소가스의 영향을 받은 양자점들과 그렇지 않은 양자점들에 대한 광학적 특성을 조사하기 위해 GaAs상에 형성된 InAs 양자점 위에 약 130 Å의 두께를 갖는 GaAs 뚜껑층(capping layer)을 370°C의 기판온도에서 연속적으로 성장시킨 후 77 K에서 PL 측정을 하였다. Fig. 5는 InAs 양자점들에 의한 PL 스펙트럼의 모습이다. Fig. 5에서 볼 수 있듯이 수소플라즈마 및 수소가스의 영향을 받은 시료의 PL 스펙트럼 반치폭은 각각 117 meV와 103 meV로써 아무런 영향을 받지 않은 시료의 그것(73

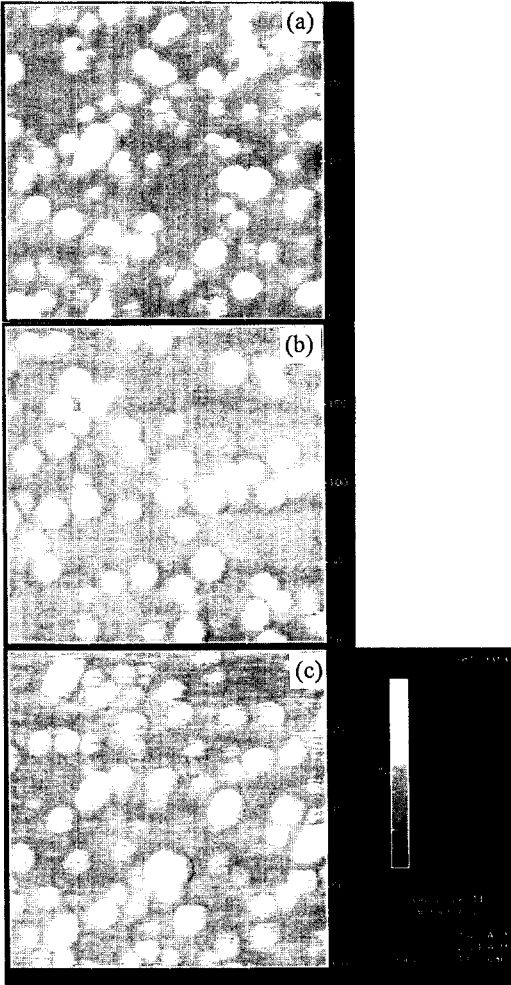


Fig. 4. AFM images of quantum dots formed on GaAs (a) without hydrogen plasma/or hydrogen gas, (b) with hydrogen plasma and (c) hydrogen gas irradiation.

meV)보다 크며, 발광에너지 위치도 1.11 eV 로써 수소의 영향을 받지 않은 시료에서의 PL 피크 에너지인 1.17 eV에 비하여 적색이동(red shift) 되어 있는 것을 볼 수 있다. Marzin등[18]에 의하면 양자점들에 의한 발광은 양자점들의 크기에 따라 달라지는데 그 크기가 클수록 적색이동한다. 따라서 PL 측

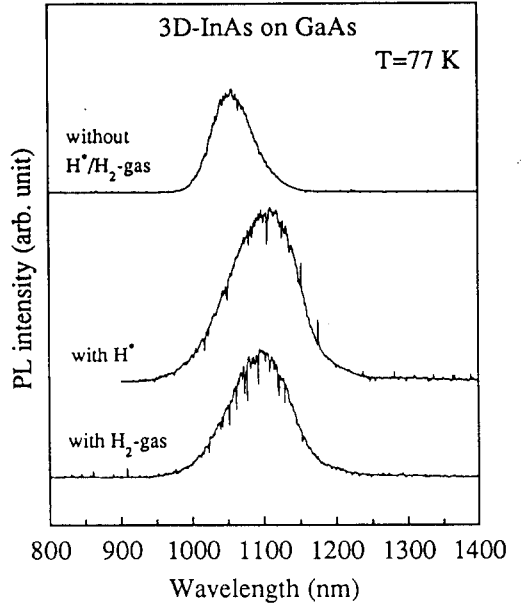


Fig. 5. PL emission spectra for InAs-quantum dots.

정결과에서 얻은 적색이동 정도로부터 역으로 양자점의 크기를 산정할 수 있는데 이는 PL 측정을 위한 시료의 경우 GaAs의 뚜껑층으로 인해 AFM 측정이 불가능하기 때문이다. RHEED 모습(Fig. 1참조)에서 볼 수 있듯이 수소플라즈마를 쬐었을 경우와 쬐이지 않았을 경우에서 양자점의 모양에는 차이가 없으므로 PL 피크이동으로부터 쉽게 양자점의 크기 차이를 산정할 수 있다. 수소플라즈마를 쬐었을 경우와 쬐이지 않았을 경우의 PL 피크이동으로부터 산정한 양자점의 크기 차이는 1.5 nm로써 AFM의 영상으로부터 구한 두가지 경우(Fig. 4 참조)의 양자점 크기 차이가 1.7 nm임을 고려할 때 잘 일치하고 있음을 볼 수 있다. 한편, PL 피크의 반치폭은 양자점들의 크기분포 차이에 의하여 달라질 수 있는데 반치폭이 넓을수록 양자점 크기의 분포차이가 크게 나타나므로 수

소플라즈마에 의해 양자점 크기의 분포차이가 증가되었음을 알 수 있다. 이같은 결과는 상기 논의한 바와 같이 수소플라즈마에 의해 GaAs와 InAs간의 부정합 변형(misfit strain)이 보다 완화되어 InAs의 층성장이 증진되어 나타나는 결과로 판단된다. 즉 수소플라즈마에서 생성되는 원자상 수소는 2D 성장에서 3D 성장으로의 전이를 지연시키는 효과가 있음을 알 수 있다. 한편 수소가스 도입에 의한 효과는 분자상 수소에 기인하므로 수소플라즈마의 경우와는 차이가 있으며 그 효과도 원자상 수소의 경우보다는 크지 않았다.

4. 결 론

본 연구는 InAs 양자점 구조 형성에 미치는 수소플라즈마의 효과에 대하여 조사한 것이다. 특히 ECR 플라즈마원이 장착되어 있는 화학선 장치를 사용하여 수소플라즈마를 쪼이는 상태에서 양자점을 형성하여 그 영향을 관찰하였는데, GaAs상에 형성되는 양자점이 수소가스 및 플라즈마의 영향을 받지 않은 상태에서는 1.9 ML의 InAs 층성장 후에 형성되는데 비해 수소플라즈마를 조사한 상태에서는 약 2.6 ML의 InAs층이 성장된 후 뒤늦게 이루어짐을 확인하였다. 기판의 온도 370°C에서 같은 조건으로 성장한 양자점의 밀도 및 크기는 수소플라즈마의 영향을 받지 않은 경우가 $1.9 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 및 17.7 nm이고, 수소플라즈마를 쪼인 경우가 $1.3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 및 19.4 nm으로 양자점이 다소 완화되었으며, PL 피크의 반치폭 증가로부터 수소플라즈마에 의한 양자점 크기의 불균일성이 다소 증가하는 것으로 나타났다. 이같은 수소플라즈마에 의한 효과는 부정합 변형의

완화 효과에 기인하여 층성장을 강화시키는 원자상 수소의 작용때문인 것으로 사료된다.

감사의 글

본 연구는 일한산업기술협력재단의 연구자·기술자 교류지원사업의 일환으로 이루어진 것이며 K-2000 project(No. 2V00152)의 일부지원에 의해 수행되었습니다.

참 고 문 헌

- [1] Y. Arakawa and H. Sasaki, Appl. Phys. Lett 40 (1982) 939.
- [2] M. Asada, Y. Miyamoto and Y. Svetmatsu, Jpn. J. Appl. Phys. 24 (1985) L95.
- [3] C. Weisbuch and G. Vinter, Quantum Semiconductor Structures (Academic, Boston, MA, 1991).
- [4] L. Birotheau, A. Izrael, J.Y. Marzin, R. Azoulay, V.T. Mieh and F.R. Ladan, Appl. Phys. Lett. 61 (1992) 3023.
- [5] E. Kapon, M.C. Tamargo and D.M. Hwang, Appl. Phys. Lett. 50 (1987) 347.
- [6] I.N. Stranski and V.L. Krastanov, Akad. Wiss. Lit. Mainz Math.-Natur. Kl. Iib 146 (1939) 797.
- [7] R. Notzel, J. Temmyo, A. Kozen, T. Tamamura, T. Fukui and H. Hasegawa, Appl. Phys. Lett. 66 (1995) 2525 and references therein.
- [8] J.M. Moison, F. Houzay, F. Barthe, L. Leprince, E. Andre and O. Vatel, Appl.

- Phys. Lett. 64 (1994) 196.
- [9] A. Madhukar, Q. Xie, P. Chen and A. Konkar, Appl. Phys. Lett. 64 (1994) 2727.
- [10] F.C. Frank and J.H. van der Merwe, Proc. Roy. Soc. London A198, (1949) 205.
- [11] M. Volmer and A. Weber, Z. Phys. Chem. 119 (1926) 277.
- [12] D.S.L. Mui, D. Leonard, L.A. Coldren and P.M. Petroff, Appl. Phys. Lett. 66 (1995) 1620.
- [13] M. Kitamura, M. Nishioka, J. Oshinowo and Y. Arakawa, Appl. Phys. Lett. 66 (1995) 3663.
- [14] K. Ozasa, T. Ye and Y. Aoyagi, J. Vac. Sci. Technol. A12 (1994) 120.
- [15] P.N. Fawcett, B.A. Joyce, X. Zhang and D.W. Pashley, J. Crystal Growth 116 (1992) 81.
- [16] S. Ohta, Y. Okada and M. Kawabe, J. Crystal Growth 150 (1995) 661.
- [17] Y.J. Chun, Y. Okada and M. Kawabe, J. Crystal Growth 150 (1995) 497.
- [18] J-Y. Marzin, J-M. Garard, A. Izrael and D. Barrier, Phys. Rev. Lett. 73 (1994) 716.