

GaAs(100) 기판에 사전 열분해하지 않은 Monoethylarsine을 사용하는 Chemical Beam Epitaxy방법에 의한 InGaAs박막의 Facet 성장에 관한 연구

김성복 · 박성주* · 노정래 · 이일항

한국전자통신연구소 기초기술연구부, *광주과학기술원 신소재공학과
(1996년 2월 16일 접수)

Facet Growth of InGaAs on GaAs(100) by Chemical Beam Epitaxy Using Unprecracked Monoethylarsine

Sung-Bock Kim, Seong-Ju Park*, Jeong-Rae Ro and El-Hang Lee

Electronics and Telecommunications Research Institute, Taejon 305-600

*Department of Materials Science and Engineering, Kwangju Institute of Science and Technology, Kwangju, 506-303

(Received February 16, 1996)

요 약 - InGaAs 박막의 facet 성장을 연구하기 위하여 triethylgallium (TEGa), trimethylindium (TMIn)과 사전 열분해하지 않은 monoethylarsine (MEAs)을 사용하여 chemical beam epitaxy (CBE) 법으로 InGaAs 박막을 선택적으로 성장시켰다. 성장 온도와 패턴의 방향에 따라 facet 형성이 매우 다르게 나타났다. 마스크를 $[0\bar{1}1]$ 방향으로 제작한 기판에서는 facet의 면이 (311), (377)과 $(1\bar{1}1)$ 의 여러 면이 형성되었으나 성장 온도가 올라감에 따라 (311) 한 면으로 발전하였다. 또한 마스크를 $[011]$ 방향으로 하였을 때는, 성장 온도가 증가함에 따라 facet은 $(0\bar{1}1)$ 과 (111) 면에서 (111) 면으로 변화하였다. 이러한 결과들은 측면(sidewall)에서 원료 가스의 표면 이동 거리가 성장 온도에 따라서 변화하는 차이에 기인하는 것으로 믿어진다. U자 형태를 가지는 (100)의 윗면은 간단한 dangling bond 모형으로 설명할 수 있었다.

Abstract - InGaAs epitaxial layers have been selectively grown on patterned GaAs(100) substrates by chemical beam epitaxy (CBE) using triethylgallium (TEGa), trimethylindium (TMIn), and unprecracked monoethylarsine (MEAs). Facet growth of InGaAs epilayers has also been investigated at the various growth temperatures and Si₃N₄ dielectric pattern directions. In $[0\bar{1}1]$ direction of mask, the change from (311), (377) and $(1\bar{1}1)$ facets to (311) facet with increasing growth temperature was observed. In $[011]$ direction, however, the change from $(0\bar{1}1)$ and (111) facets to (111) facet with increasing growth temperature was observed. These results are attributed to the sidewall growth caused by different surface migration lengths of reactants. The formation of U-shaped (100) top surface is also discussed in terms of dangling bond model.

1. 서 론

최근 박막 성장 기술의 비약적인 발전과 성장 장비의 발달로 저차원 미세구조를 구현하기 위한 많은 연구들이 진행되고 있다. 특히 양자세선 (quantum wire)이나 양자점 (quantum dot) 등의 저차원 미세구조 반도체는

고성능소자 (high performance device)[1]나 고효율의 광전소자 (opto-electronic device)[2, 3]를 구현할 수 있는 물리적인 성질과 잠재성 때문에 연구가 활발히 진행되고 있다. 이와 같은 저차원의 양자구조를 제작하기 위해서는 물리적이거나 화학적인 방법을 이용하여 측면의 크기 (lateral dimension)를 조절하는 방법이 매우 중요하

다. 이러한 미세구조를 제작하는 방법으로 전자빔 리소그라피의 건식 식각을 통한 재성장법 (re-growth)법이 일반적으로 수행되고 있다. 그러나 이러한 방법은 식각과정시 계면에 손상을 주어 양자효율을 떨어뜨리는 심각한 단점을 수반한다. 따라서 공기중으로 노출이나 식각 과정이 없이 *in situ*한 방법으로 성장하여 계면에 손상을 입히지 않고 측면의 크기를 조절할 수 있는 선택 에피택시 방법이 연구되고 있다. 이때 facet 형성의 조절과 성장 메카니즘의 이해는 저차원 양자구조 제작에 매우 중요한 문제이다.

GaAs의 선택 에피택시[4]가 처음 발표된 이후로 III-V족 화합물 반도체의 선택 에피택시 연구가 여러 그룹에서 활발히 진행되고 있다. 특히 chemical beam epitaxy (CBE) 법을 이용한 GaAs[5, 6], InGaAs[7, 8] 그리고 InP[9, 10] 등의 III-V족 화합물 반도체의 선택 에피택시에 대한 많은 연구들이 진행되고 있다. 일반적으로 metalorganic vapor phase epitaxy (MOVPE)[11, 12]나 molecular beam epitaxy (MBE)[13] 법을 이용하여 선택적으로 에피택시를 성장하고 있으나, 이들은 선택성, 박막의 두께의 균일도등의 점에서 많은 제한을 가지고 있는 것으로 보고되어 있다. 그러나 CBE 방법은 일반적인 성장 온도에서도 선택 에피택시를 구현할 수 있는 최적의 성장 방법으로 알려져 있다[14].

본 연구에서는 사전 열분해하지 않은 monoethylarsine (MEAs)을 사용하여 CBE 방법으로 성장된 InGaAs 박막의 선택 성장 및 facet 형성 과정을 연구하고자 하였다. 본 연구에 사용한 MEAs은 독성의 arsine (AsH₃)의 대체 원료 가스로서 사전 열분해하지 않고 사용하여도 CBE 방법으로 GaAs와 InGaAs의 성장이 가능하고, 저온 성장시에도 탄소의 농도를 낮출 수 있다고 알려져 있다. 이러한 효과는 표면에서 MEAs으로부터 분해된 수소 원자들이 기관 표면에 흡착되어 있는 탄소 불순물과 결합하여 효과적으로 탄소 불순물을 제거하는 역할을 하기 때문인 것으로 판단된다[15, 16].

선택 에피택시와 facet 형성의 메카니즘을 알아보기 위하여 Si₃N₄ 박막을 사용하여 [0 $\bar{1}$ 1]과 [011]의 두 방향으로 패터닝된 GaAs 기관을 사용하였다. 또한 띠 모양의 유전체 마스크는 opening의 폭과 마스크의 폭을 다양하게 제작하여 선택 성장의 과정을 고찰하였다. InGaAs 박막의 선택성과 표면 형상은 Nomarski 현미경으로 관찰하였고, facet과 박막의 두께를 측정하기 위하여 주사전자 현미경 (scanning electron microscope: SEM)을 이

용하였다. InGaAs 박막은 넓은 성장 온도 구간에서 선택적으로 잘 성장되었다. 또한 facet은 성장 온도와 패터닝의 방향에 따라 매우 상이함을 관찰했다. 특히, 패터닝의 방향이 [0 $\bar{1}$ 1]방향과 나란할 때 facet은 성장 온도가 증가함에 따라 (311), (377), (1 $\bar{1}$ 1)의 여러 면에서 (311) 방향의 한 면으로 발전하였으며, 패터닝 방향이 [011]인 경우 성장 온도의 증가에 따라 facet은 (0 $\bar{1}$ 1)과 (111)면에서 (111)면으로 발전하였다. 이러한 실험 결과는 온도의 변화에 의한 원료 기체의 표면 이동 거리의 변화와 여러 면에서의 비소 원자가 가지는 dangling bond 밀도의 차이에 의한 것으로 설명하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 사용된 자체 제작한 CBE 성장 장비의 자세한 내용은 참고문헌[17]에 기술되어 있으므로 성장 순서만 기술하면 다음과 같다. 성장 장비는 크게 가스 공급 장치, 성장실, 준비실로 구성되어 있다. 시편은 몰리브덴 블록에 부착되어 준비실에 장착된 후, 이온 펌프를 이용하여 10⁻⁸ Torr 까지 진공 배기한 후 3×10⁻¹⁰ Torr 이하의 진공도를 유지하는 성장실로 옮겨진다. 이동된 기관은 온도가 조절되는 가열 장치에 고정되어 성장에 사용되었다. 성장에 사용한 원료 가스는 운반 가스를 사용하지 않고 자동 압력 조절기 (automatic absolute pressure controller)에 의하여 일정한 압력으로 조절되어 성장실에 인입되며, 가스 공급 장치의 모든 가스 라인은 turbo-molecular 펌프에 의하여 10⁻⁸ Torr 정도로 기본 진공도가 유지된다. InGaAs 박막은 III족 원료 가스로 triethylgallium (TEGa)과 trimethylindium (TMIn)을 사용하고 V족의 원료 가스로 사전 열분해하지 않은 MEAs을 사용하여 (110) 방향으로 2° 경사진 GaAs(100) 기관에 성장되었다. 선택 에피택시 성장에 사용하기 위한 패터닝된 기관을 제작하기 위하여 Si₃N₄ 유전체 박막을 GaAs 기관위에 plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD)법으로 증착한 후 광 리소그라피와 습식 식각을 통하여 다양한 폭을 가지는 마스크를 [0 $\bar{1}$ 1] 방향과 [011] 방향에 나란하게 제작하였다.

패터닝된 기관은 유기 세척이 끝난 후 성장실에 장착된 후 성장 전에 150°C에서 10분간 가열하여 수분을 제거하였으며 기관 표면의 산화막을 제거하기 위하여 600°C에서 15분 동안 MEAs 분위기에서 thermal cleaning을 실시하였다. InGaAs 박막 성장시 MEAs은 사전

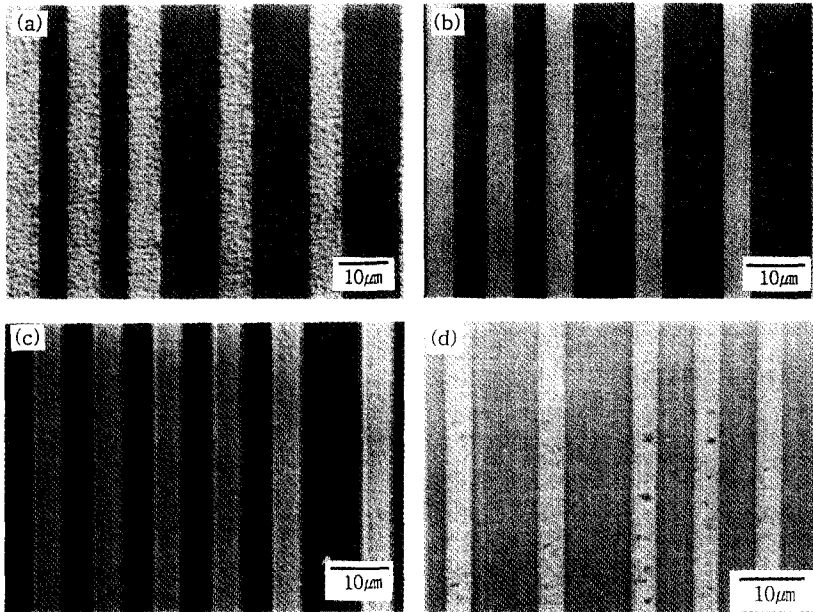


그림 1. 성장 온도 변화에 따른 InGaAs 박막의 Nomarski 표면 형상 사진. (V/III = 10) (어두운 부분 : 마스크) (a) T = 540°C, [011] 방향 (b) T = 555°C, [011] 방향 (c) T = 570°C, [011] 방향 (d) T = 640°C, [011] 방향.

열분해하지 않고 사용하였으며 540에서 640°C의 성장 온도 구간에서 원료 가스의 압력은 8×10^{-4} Torr 정도였다. 이때 TEGa와 TMIn의 비율은 7:3으로 일정하게 유지하였다. 또한 성장이 끝난 후 박막 표면에서 비소가 증발되는 것을 억제하기 위하여 기판의 온도가 200°C에 이를 때까지 MEAs 분위기에서 온도를 낮추었다. 표면 형상과 선택 에피택시를 확인하기 위하여 Nomarski 현미경을 사용하여 관찰하였고, 단면의 형상과 박막의 두께는 stain 에칭하여 주사 전자 현미경을 이용하여 측정하였다.

3. 실험결과

그림 1의 (a)-(d)는 성장 온도를 540-640°C로 변화시키며 패턴된 GaAs 기판 위에 성장한 InGaAs 박막 표면 형상의 Nomarski 현미경 사진이다. V/III 비율은 10으로 고정하였으며 III족 원료 가스인 TEGa와 TMIn의 부분 압을 7:3으로 일정하게 하였다. 이러한 성장 조건에서 성장된 InGaAs 박막의 In 조성은 photoluminescence (PL) 및 double crystal X-ray diffraction (DCXD) 측정으로 대략 15%임을 확인하였다. 그림 1에서 보는 바와 같이 InGaAs 박막이 넓은 성장 온도 구간에서 선택적으로

성장하였다. 또한 InGaAs 박막의 성장 속도는 노출된 기판의 크기에 따라서 변하지 않고 일정함을 알 수 있었다. 이들 결과는 MEAs를 사전 열분해하지 않고 CBE 법으로 선택 에피택시 할 경우 원료 가스와 기판과의 표면 화학 반응에 의하여 박막이 성장되지만, 유전체인 마스크에 입사된 원료 가스들은 화학 반응에 참여하지 못하고 마스크로부터 쉽게 탈착되기 때문인 것으로 믿어진다. 성장실의 고진공의 분위기에서는 탈착된 원료 가스의 평균 자유 이동거리가 매우 길기 때문에 마스크에서 탈착된 원료 가스들은 인접 부위인 노출된 GaAs 기판으로 이동하지 못하고 제거된다. 따라서 마스크의 크기에 무관하게 박막의 성장 속도가 일정하게 된다. 이들 결과는 초고진공을 이용하여 성장하는 일반적인 CBE나 MOMBE[9]의 경우와 일치한다. 반면 MOVPE 방법에서는 마스크 위에서의 원료 물질의 표면 이동[18, 19]과 기체 상태에서의 확산[9, 20]에 의해 선택적으로 박막이 성장한다고 알려져 있다. 즉, 마스크 위에 입사된 원료 가스는 표면 이동이나 가스 상태의 확산을 통하여 인접 부위인 노출된 기판으로 이동하여 박막 성장에 다시 참여하게 된다. 따라서 마스크의 면적과 모양에 따라 성장에 참여하는 원료 가스의 양이 변하게 되어 성장 속도가 filling factor에 의존하게 된다.

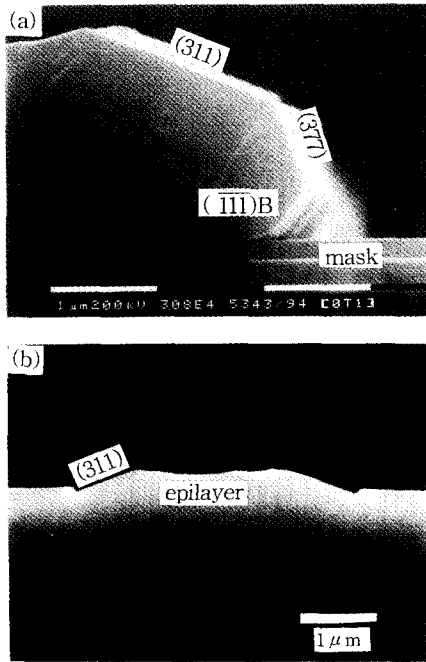


그림 2. 패턴을 $[0\bar{1}1]$ 방향에 평행하게 제작한 GaAs(100) 기판위에 성장한 InGaAs 박막의 단면 SEM 사진. (a) 성장 온도 $T = 560^\circ\text{C}$ 인 경우 (311), (377)과 $(1\bar{1}\bar{1})$ 면이 나타나고 (b) 성장 온도 $T = 640^\circ\text{C}$ 인 경우 (311)면만 나타남.

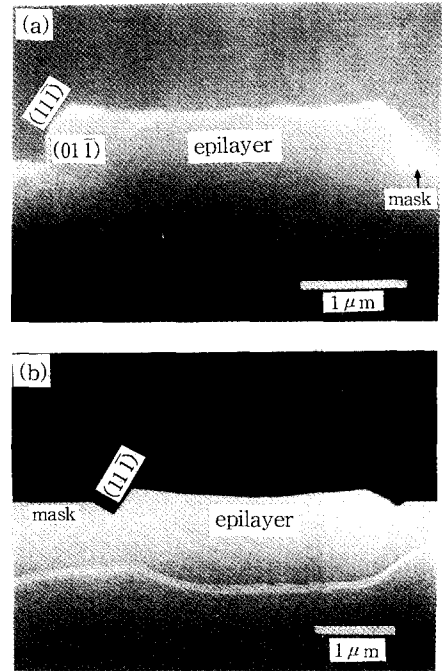


그림 3. 패턴을 $[011]$ 방향에 평행하게 제작한 GaAs(100) 기판위에 성장한 InGaAs 박막의 단면 SEM 사진. (a) 성장 온도 $T = 555^\circ\text{C}$ 인 경우 (111)면과 $(0\bar{1}\bar{1})$ 면이 나타나고 (b) 성장 온도 $T = 600^\circ\text{C}$ 인 경우 (111)면만 나타남.

또한 삼원 화합물이나 사원 화합물 반도체의 경우 III족 원료 가스의 표면 확산 계수의 차이에 의하여 패턴의 형태에 따라 조성의 변화를 가져오기도 한다. MOVPE 방법에서 이러한 두께의 변화와 조성의 변화는 소자 제작시 심각한 문제를 야기 시킬 수 있다. 그러나 본 실험에서 사용한 CBE 법은 마스크로부터 탈착된 원료 가스가 다시 성장에 참여하지 않으므로 앞서 언급한 문제점을 해결할 수 있는 방법이라 여겨진다[21].

패턴의 방향에 따른 InGaAs 박막의 facet 성장을 알아보기 위하여 Si_3N_4 마스크를 GaAs(100) 기판의 $[0\bar{1}1]$ 방향과 $[011]$ 방향에 평행하게 제작하고 InGaAs를 성장하였다. 그림 2는 마스크의 방향을 $[0\bar{1}1]$ 방향에 평행하게 제작한 기판 위에 온도에 따라 성장한 InGaAs 박막의 단면 형상의 주사 전자 현미경 사진이다. 그림 2의 (a)는 560°C 에서 성장한 시편으로 윗면인 (100)면은 U자 형태를 보이며 facet은 (311), (377) 그리고 $(1\bar{1}\bar{1})$ 면이 나타나고 이들은 (311) 방향으로 발전함을 알 수 있다. 그림 2의 (b)는 640°C 에서 성장한 시편으로 (100)면은 U자

형태를 가지나 facet은 단지 (311)면만 존재하고 나머지 면들은 사라진다. 그림 3은 마스크 방향을 $[011]$ 방향에 평행하게 제작하여 성장한 InGaAs 박막의 단면 사진으로 그림 3의 (a)는 555°C 에서 성장한 시편으로 $(0\bar{1}\bar{1})$ 면과 (111)면이 존재하고 이들은 (111)면으로 발전한다. 그림 3의 (b)는 성장 온도를 600°C 로 높였을 때의 성장된 박막의 단면 사진으로 단지 (111)면만 나타난다. 이때 (100)면은 역시 U자 형태를 가진다. 그림 2와 3에서 보는 바와 같이 패턴의 방향에 따라 관찰되는 facet은 매우 상이한 결과를 보이며 성장 온도가 높아짐에 따라 여러 개의 facet에서 하나의 면으로 발전함을 알 수 있다. 또한 성장 온도가 낮은 경우 (560°C 이하)에는 측면 성장과 마스크 윗쪽으로 과성장 (overgrowth)되는 형상을 보이고 성장 온도를 높였을 경우 (600°C 이상)에는 마스크 윗쪽으로 과성장되는 것을 관찰할 수 없었다. 이와같이 성장 온도에 따라 facet의 개수나 방향이 달라지는 이유는 성장된 facet 표면에서 성장 온도에 따른 반응물의 이동 거리 변화에 기인하는 것으로 믿어진다.

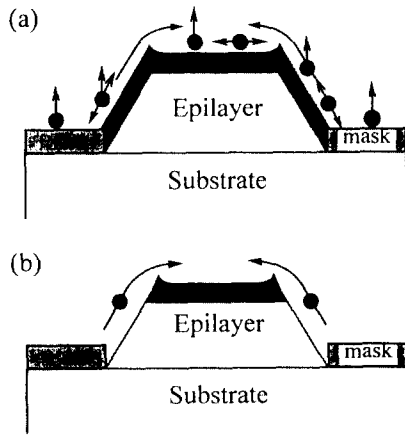


그림 4. 측면 성장 메커니즘의 개략도 (a) 560°C 이하의 저온 성장시 측면 성장과 마스크 윗쪽으로 과성장되지만 (b) 600°C 이상의 고온 성장시 안정된 한 면으로 발전.

그림 4는 성장 온도에 따른 facet 성장 과정을 간략하게 보여주고 있다. 그림 4에서 보는바와 같이 facet 성장 과정은 대략 3부분으로 나눌 수 있다. 첫째 (100) 윗면에서는 유기 금속 분자 (metalorganic molecule)들이 일반적인 패턴이 되지않은 GaAs(100) 기판에서와 같이 흡착-분해-결합의 CBE 성장법에 따라 성장한다. 둘째로 유전체 마스크인 Si_3N_4 에서는 filling factor에 따른 In-GaAs 성장 속도의 변화가 없는 것으로부터 원료 기체 분자가 완전히 기판으로부터 제거되는 것을 알 수 있다. 마지막으로 InGaAs 측면에서는 성장 온도에 따라서 원료의 이동 거리가 변화하기 때문에 성장 온도에 따라서 원료 기체가 완전히 (100)면으로 이동하지 못하고 측면에서 안정된 면을 형성하거나(그림 4(a)), (100) 윗면으로 완전히 이동하여 성장에 참여한다(그림 4(b)). 그림 4(a)에서 보는 바와 같이 낮은 성장 온도에서는 측면으로 입사된 원료 가스들이 (100)의 윗면까지 충분히 이동을 하지 못하고 측면에서 여러 방향으로 성장이 이루어지며 특히 마스크 윗쪽으로도 과성장이 이루어진다. 그러나 그림 4(b)에서 보는 바와 같이 성장 온도를 증가시키면 노출된 InGaAs의 측면에서 반응물들이 충분히 자유롭게 이동할 수 있으므로 측면 성장이나 마스크 윗쪽에서의 과성장은 일어나지 않고 (100)의 윗면으로 반응물들이 이동하여 측면은 가장 안정된 한 면으로만 발전한다. 본 실험의 경우 600°C 이상의 온도에서는 반응물들이 노출된 기판 표면에서 충분히 자유롭게 이동함을 알 수 있으며 패턴의 방향을 $[0\bar{1}1]$ 방향으로 제작한 경

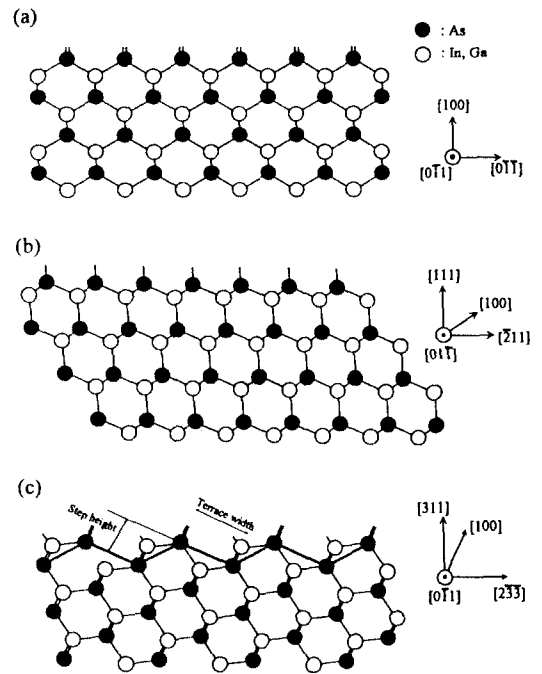


그림 5. U자 형태의 (100)면 성장을 설명하는 dangling bond 모델로 $[0\bar{1}1]$ 방향에서 본에서 각면의 원자배열 (a) 1개의 원자당 2개의 dangling bond를 가지는 (100)면 (b) step-edge 원자의 경우 1개의 dangling bond를 가지며, terrace 원자의 경우 2개의 dangling bond를 가지는 (311)면 (c) 1개의 원자당 1개의 dangling bond를 가지는 (111)면.

우에는 가장 안정된 InGaAs면은 (311)면이고, $[011]$ 방향으로로는 (111)면이 가장 안정함을 알 수 있다.

높은 성장 온도에서 안정된 facet을 가지는 시편(그림 2(b)와 그림 3(b))의 경우 (100)면은 항상 U자 형상으로 관찰되는데, 이는 노출된 기판의 중앙보다 양 끝단에서 막막이 보다 잘 성장함을 의미한다. Facet 성장시 두면이 접하게 되면, 원료 분자들이 dangling bond 수가 적은 면으로부터 dangling bond 수가 많은 면으로 이동하여 성장한다. 따라서 facet의 형태는 두면이 접했을 때 III족 원료 가스의 이동 양태를 보여준다. Ando 등 [22]이 이러한 facet 형성의 mechanism을 dangling bond 모델을 이용하여 제시하였다. 그림 5는 $[0\bar{1}1]$ 방향에서 본 (100)면, (111)면과 (311)면의 원자 배열과 각 면에서의 dangling bond를 개략적으로 도시하였다. (100)면에서 1개의 비소 원자는 2개의 dangling bond를 가지며, (311)면에서는 step-edge 원자의 경우 1개의 dangling

bond를 가지며 terrace 원자의 경우 2개의 dangling bond를 가진다[23]. 또한 (111)면에서 각각의 비소 원자는 1개의 dangling bond를 가진다. 따라서 면방위에 따른 dangling bond 밀도가 (100), (311) 그리고 (111)면의 순으로 작아진다. 그러므로 (100)면과 (311)면이 접한 경우(그림 2(b))나, (100)면과 (111)면이 접하는 경우(그림 3(b)), 측면에 입사한 III족 원료 가스인 갈륨과 인듐은 (311)면이나 (111)면에서 보다 자유롭게 (100)면 방향으로 이동할 수 있게 된다. 이때 (100)면의 양 끝단에서는 비소 원자의 dangling bond의 밀도가 높으므로 III족 원료들이 이들 dangling bond와 결합하여 박막을 쉽게 형성할 수 있다. 따라서 (100)면의 중앙까지 이동하는 III족 원료들이 상대적으로 적어지므로 (100)면은 U자 형태의 단면을 가지게 되는 것으로 판단된다.

이와같이 V족 원료 가스인 MEAs을 사전 열분해하지 않고 TEGa과 TMIn을 이용하여 InGaAs 박막을 CBE 법으로 선택 에피택시 하였을 경우, 패턴의 방향과 성장 온도에 따라 측면에서의 원료 가스의 이동 거리가 변화하게 되어서 여러 면들이 나타남을 관찰할 수 있었다. 따라서 본 실험에서는 이러한 성질을 이용하여 초미세 구조의 성장에 필요한 여러 가지 면을 인위적으로 만들 수 있는 가능성을 제시하였다.

4. 결 론

TEGa 및 TMIn과 사전 열분해하지 않은 MEAs을 사용하여 CBE 방법으로 Si_3N_4 로 패턴된 GaAs(100) 기판 위에 InGaAs 박막을 선택적으로 성장하였다. 540에서 640°C의 넓은 성장 온도 구간에서 InGaAs 박막이 선택적으로 성장됨을 확인하였다. 또한 패턴의 크기에 상관없이 InGaAs 박막의 두께가 일정하였으며 이로부터 CBE에서의 선택 에피택시 메커니즘을 제안하였다. 즉, 마스크에 입사된 원료 가스는 효과적으로 탈착되고, 성장실의 낮은 압력으로 인하여 이들 탈착된 가스들의 평균 자유 이동 거리가 매우 크므로 노출된 InGaAs 부위의 성장에 참여하지 못하고 배기된다고 믿어진다. 또한, InGaAs의 facet 형상은 패턴의 방향 및 성장 온도와 매우 밀접한 관계를 가지는 것으로 관찰되었다. $[0\bar{1}1]$ 방향으로 패턴을 제작한 경우에는 성장 온도가 증가함에 따라 facet은 (311) 면으로 발전하였으며, 패턴의 방향이 $[011]$ 인 경우에는 (111)면으로 발전하였다. 고온에서 성장된 InGaAs의 윗면은 항상 U자 형태를 보였다. 이러

한 결과는 측면과 윗면에서의 비소 원자의 상대적인 dangling bond의 밀도 차이와 성장 온도에 따른 III족 원료의 표면 이동 거리로 설명하였다.

감사의 글

본 연구는 정보통신부의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. K. Imamura, N. Yokoyama, T. Ohnishi, S. Suzuki, K. Nakai, H. Nishi and A. Shibatomi, Japan. J. Appl. Phys. **23**, L342(1984).
2. B. Rose, D. Remienes, V. Hornung and D. Robein, J. Cryst. Growth **107**, 850(1991).
3. J.B. D. Soole, H. Schumacher, H.P. LeBlanc, R. Bhat and M.A. Koza, Appl. Phys. Lett. **56**, 1518(1990).
4. J.P. Duchemin, M. Bonnet, F. Koelsch and D. Huyghe, J. Cryst. Growth **45**, 181(1978).
5. E. Tokumitsu, Y. Kudou, M. Konagai and K. Takahashi, J. Appl. Phys. **55**, 3163(1984).
6. G.J. Davies, P.J. Skevington, C.L. French and J.S. Foord, J. Cryst. Growth **120**, 369(1992).
7. Y. Chen, J.E. Zucker, T.H. Chiu, J.L. Marshall and K.L. Jones, Appl. Phys. Lett. **61**, 10(1992).
8. S. Goto, Y. Morishita, Y. Nomura, Y. Katayama and T. Isu, J. Cryst. Growth **120**, 382(1992).
9. O. Kayser, J. Cryst. Growth **107**, 989(1991).
10. H. Heineke, B. Baur, R. Schimpe, R. Matz, C. Cremer, R.H. ger and A. Miklis, J. Cryst. Growth **120**, 376(1992).
11. Y.D. Galeuchet, H. Rothuizen and P. Roentgen, Appl. Phys. Lett. **58**, 2423(1991).
12. T. Fukui, S. Ando, Y. Tokura and T. Toriyama, Appl. Phys. Lett. **58**, 2018(1991).
13. A. Okamoto and K. Ohata, Appl. Phys. Lett. **51**, 1512(1987).
14. H. Heinecke, A. Brauers, F. Grafahrend, C. Plass, N.Pütz, K. Werner, M. Weyers, H.Lüth and P. Balk, J. Cryst. Growth **77**, 303(1986).
15. S.J. Park, J.R. Ro, J.K. Sim and E.H. Lee, J. Cryst. Growth **136**, 138(1994).
16. J.R. Ro, S.J. Park, S.B. Kim and E.H. Lee, J. Cryst. Growth **150**, 627(1995).
17. 박성주, 심재기, 박경호, 유병수, 이일항, 응용물리 **4**, 380(1991).

18. K. Hiruma, T. Haga and M. Miyazaki, *J. Cryst. Growth* **102**, 717(1990).
19. Y.D. Galeuchet, P. Roemtgen and V. Graf, *J. Appl. Phys.* **67**, 560(1990).
20. E. Colas, A. Shahar, J.B.D. Soole, W.J. Tomlinson, J.R. Hayes, C. Caneau and R. Bhat, *J. Cryst. Growth* **107**, 226(1991).
21. 김성복, 박성주, 노정래, 이일항, *한국진공학회지* **4**, 275(1995).
22. S. Ando and T. Fukui, *J. Cryst. Growth* **98**, 646(1989).
23. Y. Hsu, W.I. Wang, and T.S. Kuan, *Phys. Rev.* **B50**, 4973(1994).