

## MOCVD방법으로 InP 기판 위에 성장시킨 InAs 박막에서의 부정합 전위 생성 연구

김 좌 연 · 윤 의 중\* · 박 경 순\*\*

호서대학교, 재료공학과, \*전기전자제어공학과, \*\*충주산업대학교, 재료공학과

## A Study on Misfit Dislocation Generation in InAs Epilayers Grown on InP Substrates by Metalorganic Chemical-Vapor Deposition

Jwayeon Kim, Euijung Yun\* and Kyeongsoon Park\*\*

Hoseo University, Dept. of Materials Engineering,

\*Dept. of Electrical, Electronics and Control Engineering

\*\*Chung-Ju National University, Dept. of Materials Engineering

### ABSTRACT

A misfit dislocation generation in InAs epilayers grown on (001) InP substrates (oriented  $2^\circ$  off (001) toward the [110] direction) using metalorganic chemical-vapor deposition was studied. The InAs film of 17 nm thickness grown at  $405^\circ\text{C}$  showed the three different arrays of dislocations: a straight orthogonal array to the  $\langle 110 \rangle$  direction, an array to the  $\langle 100 \rangle$  direction, and an array tilted by a degree of  $5\sim 45^\circ$  from the [110] direction. All of the dislocations had  $a/2\langle 101 \rangle$  Burgers vectors inclined  $45^\circ$  to the interface. Upon annealing at  $660^\circ\text{C}$  the InAs films with 60, 140 and 220 nm thicknesses, most of the misfit dislocations became the Lomer type ( $\sim 100\%$ ) oriented exactly along the  $\langle 110 \rangle$  direction. These misfit dislocation spacings were decreased with increasing the InAs thickness up to 220 nm thickness. This phenomena was interpreted by the relationship between the dislocation interaction energy among parallel misfit dislocations and the opposite remnant InAs epilayer strain energy. The distance between misfit dislocations was measured by transmission electron microscopy.

**Key words** : Misfit dislocation, Epilayer, Lomer dislocation, Transmission electron microscopy

### 서 론

InAs는 상온에서  $3.2\text{ m}^2/\text{V} \cdot \text{sec}$ 의 높은 전자 이동

도와 낮은 energy gap (0.35 eV)을 갖기 때문에 파장 길이가  $3.4\ \mu\text{m}$  이상인 장파장 소자 (Harbeke *et al.*, 1982), optoelectronic 소자 (Kalem *et al.*, 1989), 그리고 magnetoresistive sensor (Heremans *et al.*,

1990)에 응용 가능하며 이를 위해서는 우수한 단결정 InAs 박막의 성장이 요구된다. InP는 InAs와 3.2%의 격자 불일치를 가지고 있으나, 현재까지는 다른 물질에 비해서 InAs와 격자 불일치가 가장 작기 때문에 기판으로 사용하기에 가장 적합한 것으로 알려져 있다.

그러나 이러한 격자 불일치를 갖는 InP 기판 위에 InAs 박막을 성장시킬 경우, 계면에서 전위, 쌍정 등의 많은 결함이 형성된다. 쌍정이나 다른 결함은 적당한 공정조건 선택으로 피할 수 있으나 (Washburn *et al.*, 1991), 3차원 메카니즘을 따르는 InP 기판 위에 InAs 박막 성장시 격자 불일치에 의해 생성된 부정합 전위 끝 부분과 박막의 island와 island 계면에서 생성되는 threading 전위를 제거하기는 매우 어렵다. 따라서 threading 전위를 줄이기 위해서 두 단계 성장과 (001) 기판으로부터 [110] 방향으로부터 약간 기울어진 기판을 사용하고 있다 (Fischer *et al.*, 1986). 두 단계 성장은 처음에 낮은 온도에서 성장시킨 후 계속해서 높은 온도에서 성장시키는 기술이다. 이 방법으로 초기에 우수한 표면 형상을 얻을 수 있고 계속해서 높은 온도로 성장시킬 때 초기에 성장된 박막은 소둔처리 효과로 박막의 질이 개선된다. (001) 기판으로부터 [110] 방향으로 약간 기울어진 기판을 사용하는 경우에는 [110] 방향으로 단층이 생겨 [1 $\bar{1}$ 0] 방향으로 비교적 쉽게 긴 부정합 전위가 생성되어 부정합 전위 끝 부분에서 생성되는 threading 전위 밀도를 감소시킬 수 있다. 우수한 박막을 얻기 위해서는 박막 초기상태에서의 부정합 전위와 threading 전위의 생성 메카니즘을 이해하는 것이 매우 중요하다.

이 연구에서는 초기상태에서 부정합 전위 상태를 여러 소둔처리 온도와 InAs 박막 두께에서 조사하였다. InAs 박막과 InP 기판 계면에서 생성된 부정합 전위 종류와 부정합 전위 사이의 거리는 투과전자현미경으로 확인하였고, 부정합 전위 사이의 거리를 이용하여 InAs 박막의 탄성 변형율을 계산하였다. 그리고 계면에 Lomer형 부정합 전위를 갖는 InAs 박막의 응력 이완은 평행한 전위 사이의 상호 작용 에너지와 박막의 잔류 탄성 에너지를 이용하여 해석하였다.

## 2. 재료 및 방법

이 연구를 위해서 InAs 박막은 Ethyldimethylindium (EDMIn)과 비소의 반응을 이용하여 metalorganic chemical-vapor deposition (MOCVD) 방법으로 (001) InP 기판 위에 일반적인 방법으로 성장하였다 (Partin *et al.*, 1991). 이때 사용한 InP 기판은 Fe로 doping된 [110] 방향으로 2° 기울어진 (001) 면 3인치 기판을 사용하였다.

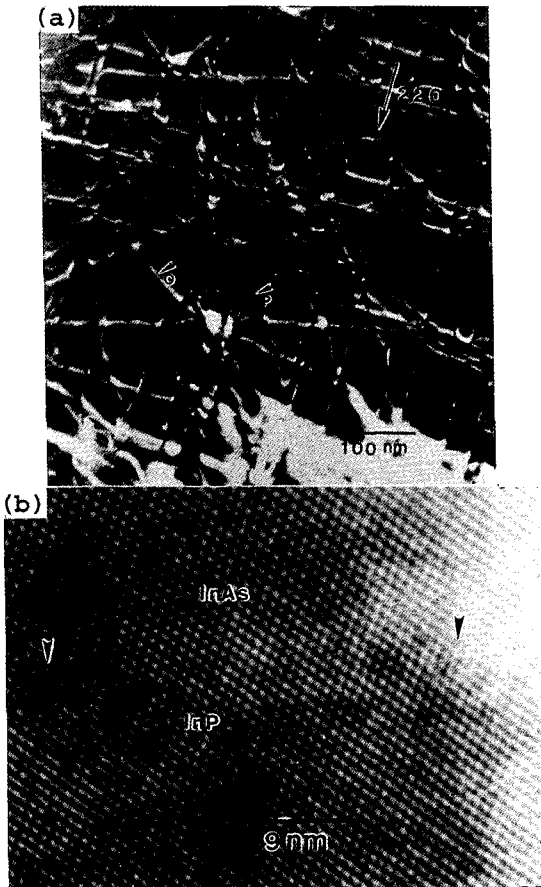
각 시편의 성장온도, 박막두께 그리고 소둔처리 온도와 시간은 표 1과 같다. 투과전자현미경 시편은 ion miller (Gatan, Model 600-CTMP DuoMill™)를 이용하여 제작 하였고, 200 kV JEOL 2000 FX-II 투과전자현미경을 이용하여 명시야상, 암시야상 그리고 고분해능상으로 생성된 전위를 분석 하였다.

**Table 1.** Growth temperatures, annealing conditions and film thicknesses of InAs epilayers grown on InP substrates by MOCVD.

Samples	Growth Temperature (°C)	Annealing temp (°C)/time (min)	InAs film thickness (nm)
A	405	-	17
B	405	660/5	66
C	405	660/0.25	140
D	405	660/5	140
E	405	660/5	220
F	405	660/5	1000

## 결과 및 고찰

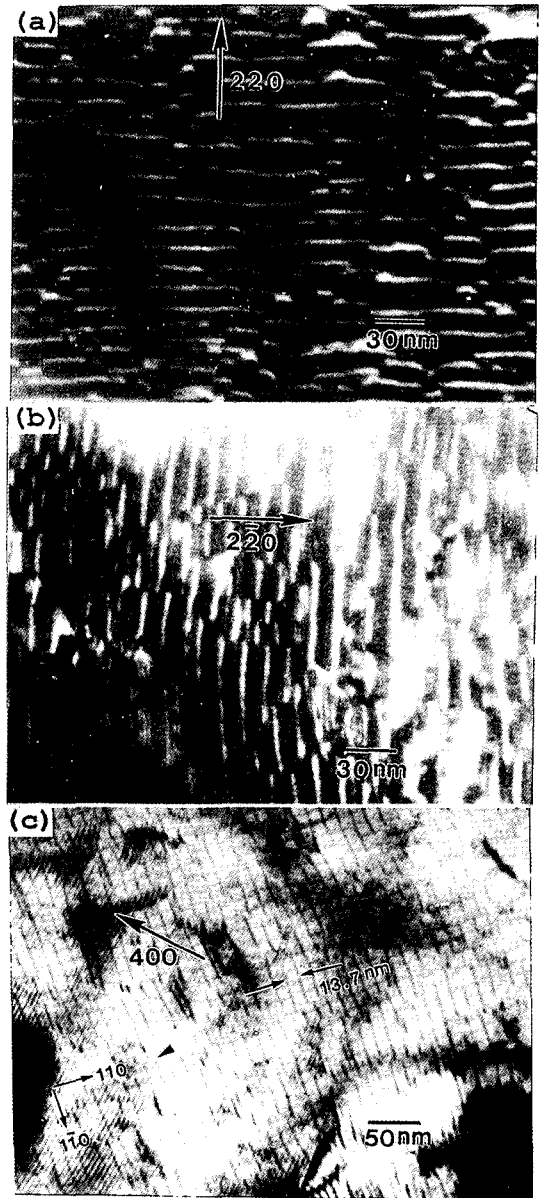
그림 1의 (a)와 (b)는 405°C에서 InP 기판 위에 InAs 박막을 17 nm 성장시킨 시편 (시편 A)의 평면 2-beam 명시야상과 단면 고분해능상이다. 그림 1(a)로부터 부정합 전위는 <110> 방향과 <100> 방향 (P) 그리고 [110] 방향에서 약간 기울어진 방향 (O)으로 배열되어 있음을 알 수 있다. 그리고 전위가 모두 보이는 조건에서 [1 $\bar{1}$ 0] 방향에 놓여 있는 부정합 전위 밀도가 [110] 방향에 놓여 있는 부정합 전위 밀도 보다 높은 것이 관찰 되었다. 이것은 [110] 방향으로 2° 기울어진 기판을 사용하여 계면단층으로 인한 부정합 전위가 쉽게 생성 되었기 때문이라 생각된다.



**Fig. 1.** (a) TEM plan-view and (b) cross-sectional HREM images of 17 nm (average) not annealed InAs epilayer (Sample A) grown on (001) InP substrates at 405°C.

[110] 방향에서 벗어난 부정합 전위의 배열은 60° 형 부정합 전위 보다 edge component가 크기 때문에 효과적으로 탄성변형 에너지를 줄여 줄 수 있다. 그림 1(b)에서 보이는 바와 같이 계면에 보이는 부정합 전위 (V)는 계면에서 45° 기울어진 부정합 전위이었다.

그림 2는 405°C에서 InP 기판 위에 InAs 박막을 140 nm 성장 시킨 후 660°C에서 0.25분 동안 소둔처리한 시편(시편 C)의 (a) (220) 암시야상, (b) (2 $\bar{2}$ 0) 암시야상, (c) (400) 명시야상 들을 보여주고 있다. 이 시편에서 부정합 전위는 모두 [110] 과 [1 $\bar{1}$ 0] 방향으로 놓여 있다.  $\vec{G} \cdot \vec{b} = 0$  불가시성 조건 (invisibility criterion)으로 부터  $\vec{G}$ 가 (220)인 경우



**Fig. 2.** TEM plan-view (a) (220) dark field, (b) (2 $\bar{2}$ 0) dark field and (c) (400) bright field images of 140 nm InAs Epilayer (Sample C) grown on (001) InP substrate at 405°C followed by annealing at 660°C for 0.25 minutes.

[1 $\bar{1}$ 0] 방향으로만 전위가 보이고,  $\vec{G}$ 가 (2 $\bar{2}$ 0)인 경우 [110] 방향으로만 전위가 보이므로 이들 전위는

(001)면에  $a/2\langle 110 \rangle$ 형 ( $a$ : 격자상수) Burgers vector를 갖는 Lomer형 임을 알 수 있다. 위 불가시성 조건 관계식에서  $\vec{G}$ 는 역격자이고  $\vec{b}$ 는 버거스 벡터이다.

그림 1과 그림 2로부터 405°C에서 성장한 초기상태에서 전위는 계면에서 45° 기울어진 버거스 벡터를 가지고 있으나, 660°C에서 0.25분 동안 소둔처리하여 전위가 교차 슬립(cross slip) 또는 상승(climb) 그리고 이들 전위끼리의 반응으로 인하여 Lomer형 전위로 바뀌었음을 알 수 있다. 이는 다이아몬드 또는 섬 아연광 구조에서  $\langle 110 \rangle$  방향으로 놓여있는 전위가 가장 낮은 코어 에너지(core energy)를 갖고 있으며, 계면에서 45° 기울어진 두개의 전위가 반응하여(예:  $a/2[10\bar{1}] + a/2[011] = a/2[110]$ ) Lomer형의 전위를 형성함으로써 부정합 탄성 변형 에너지는 변하지 않고, 부정합 전위의 총 에너지는 감소되기 때문이다.  $[110]$ 와  $[1\bar{1}0]$  방향의 직각 망상조직 Lomer형 전위는 그림 2(c)와 같이 매우 규칙적이므로 660°C에서 소둔처리 할 경우, 박막의 탄성 에너지에 의한 부정합 전위의 생성은 쉽게 이루어지며, 전위는 피어스(Pierce) 장벽의 영향을 받지 않고 쉽게 이동하여 서로 반응할 수 있음을 예측 할 수 있다.

계면에 평행한 부정합 Lomer형 전위를 갖는 시편에서 Lomer형 전위 사이의 거리가 InAs 박막의 두께가 증가함에 따라 감소(표 2)하고, 전위가 평행(그림 2)한 것은 계면에서의 부정합 전위의 상호 작용 에너지와 박막의 탄성잔류 에너지의 관계로 해석 할 수 있다.

InAs 박막과 InP 기판 사이의 격자 불일치는 3.2%이므로 박막의 탄성 변형 에너지를 완전히 제거할 수 있는 Lomer형 부정합 전위 사이의 거리  $D$ 는 식  $D = |\vec{b}|/\epsilon$ 로 부터 13.2 nm이다. 여기서  $|\vec{b}|$ 는 Burgers

vector의 크기이고,  $\epsilon$ 은 격자 불일치 값이다. 표 2에서 Lomer형 부정합 전위 사이가 13.2 nm 보다 큰 것은 Lomer형 부정합 전위 상호 작용 에너지와 InAs 박막에 잔류하는 탄성변형 에너지로 해석 하였다.

전위 이론에 의하면 등방성 물질에서 두 평행한 전위 단위 길이당 이웃 전위와의 상호작용 에너지  $W_{12}/L$ 는 아래와 같이 정의 된다(Nabarro, 1952).

$$\frac{W_{12}}{L} = \frac{G}{2\pi} \ln R (\vec{b}_1 \cdot \xi) (\vec{b}_2 \cdot \xi) + \frac{1}{1-\nu} (\vec{b}_1 \cdot \xi) (\vec{b}_2 \cdot \xi) + \frac{1}{1-\nu} \frac{1}{R^2} [(\vec{b}_1 \cdot \xi) \cdot \vec{R}] [(\vec{b}_1 \cdot \xi) \cdot \vec{R}] \quad (1)$$

여기서  $L$ 은 전위길이,  $G$ 는 전단 탄성계수,  $\nu$ 는 포아송 비,  $\vec{b}_1$ 과  $\vec{b}_2$ 는 전위의 버거스 벡터이고,  $\xi$ 는 전위의 벡터,  $\vec{R}$ 는 임의의 부정합 전위에서 이웃전위 벡터,  $R$ 은  $\vec{R}$ 의 크기이다. 좌표 축의 전위 방위는  $[110]$ 와  $[1\bar{1}0]$ 을 사용하여  $\xi = (1/\sqrt{2})[1\bar{1}0]$ 와  $\xi = (1/\sqrt{2})[110]$ 의 단위 길이를 사용하였다.

전위와 버거스 벡터와의 각이 90°인 Lomer형 전위 사이의 상호 작용은 평행인 전위 사이에서만 오직 미는 힘이 존재하며 직각인 전위 사이에는 존재하지 않는다. 그러므로 평행인 Lomer형 두 부정합 전위 1과 2의 단위 길이당 상호작용 에너지는 아래와 같다.

$$\frac{W_{12}}{L} = \frac{Gb^2}{4\pi} \frac{1}{1-\nu} \ln R \quad (2)$$

Stiffer 등(Stiffler *et al.*, 1992)은 60°형 부정합 전위 사이의 단위 길이당 상호작용 에너지를 계산하기 위해서 cutoff(임의의 부정합 전위로부터 상호 작용할 수 있는 거리)를 도입하였다. 그러므로 상호작용 총 에너지는 cutoff 거리를 넘지 않는 거리에 있는 부정합 전위들의 상호 작용 에너지의 합으로 얻었다. 식 (2)에 의한 임의의 Lomer형 부정합 전위 단위 길이당 이웃 부정합 전위와 상호 작용하는 총 에너지는 아래와 같다.

$$\frac{E_I}{L} = \frac{Gb^2}{2\pi} \frac{1}{1-\nu} \sum_{j=1}^n \ln \frac{R_c}{R \cdot j} \quad (3)$$

여기서  $n$ 은 cutoff 영역에서 상호작용하는 전위(가장 이웃한 부정합 전위 순으로  $j=1, 2, 3$ 으로 정의 함)

**Table 2.** Average Distance between Lomer misfit dislocations.

Samples	Distance between misfit dislocations (nm)
A	-
B	158
C	137
D	137
E	135
F	135

이고,  $R$ 은 가장 이웃한 부정합 전위와의 거리이다.

또한 이 임의의 Lomer형 부정합 전위 단위길이가 갖는 박막 부피의 버거스 방향쪽으로 잔류하는 탄성 변형 에너지  $E_h/L$ 은 아래와 같다(People et al., 1985).

$$\frac{E_h}{L} = G \frac{1+\nu}{1-\nu} S h f^2 \quad (4)$$

여기서  $S$ 는 부정합 전위 단위 길이가 갖는 면적,  $h$ 는 박막의 두께, 그리고  $f$ 는 버거스 방향쪽으로 잔류하는 탄성 변형률이다.

식(3)과 식(4)의 에너지가 같을 때, 임의의 Lomer형 부정합 전위가 이웃 부정합 전위와 상호 작용하는 총 에너지는 이 Lomer형 부정합 전위 단위길이가 갖는 박막의 부피 ( $Sh$ )에서 버거스 방향쪽으로 잔류하는 탄성 변형 에너지와 균형을 이룬다. 박막의 두께가 증가하면 잔류 탄성 에너지(식 4)가 증가하여, 이로 인해 Lomer형 부정합 전위들 사이의 거리가 감소하여 Lomer형 부정합 전위 상호 작용 에너지(식 3)가 증가하게 된다.

예를 들어, 60 nm의 InAs 두께를 갖는 시편 B의 경우, 임의의 Lomer형 부정합 전위 단위길이 당 이웃 부정합 전위와 상호작용하는 총 에너지  $E_l/L$ (식 3)과 이 전위 단위길이가 차지하는 부피 ( $Sh$ )의 버거스 방향쪽으로 잔류하는 탄성 변형 에너지  $E_h/L$ (식 4)를 계산 하였다.  $\nu=0.33$ ,  $G=4.8$  GPa,  $b=0.42$  nm 그리고  $R_c=47.4$  nm로 식(3)과 식(4)에 대입할 경우,  $E_l/L$  값과  $E_h/L$  값은 각각  $\sim 20$  GPa-nm<sup>2</sup>과  $\sim 2400$  GPa-nm<sup>2</sup>로 잘 일치 하였다. 또한 220 nm 이상의 두께에서는 더이상 부정합 전위사이의 거리가 감소하지 않았다. 이는 Lomer형 부정합 전위 사이의 거리(13.5 nm)가 탄성 변형 에너지를 완전히 이완할 수 있는 거리 13.2 nm에 접근 되어서 더 이상의 부정합 전위사이의 거리는 감소하지 않았다.

## 결 론

[110] 방향으로 2° 기울어진 (001) InP 기판위에 MOCVD방법으로 성장시킨 InAs 박막과 InP 기판의 계면에 존재하는 부정합 전위에 대해서 연구하였다. 405°C에서 InP 기판위에 17 nm 성장시킨 InAs 박막

시편의 경우, 계면에서의 부정합 전위는 (001)면에서 45° 기울어진 버거스 벡터를 갖는 전위이었다. 405°에서 60 nm 이상 성장된 InAs 박막을 660°C에서 소둔처리한 시편의 경우, 계면에서의 부정합 전위는 Lomer형이었다. 이들 Lomer형의 부정합 전위 사이의 거리는 InAs 박막의 두께가 증가함에 따라 감소하였고, 220 nm 이상의 InAs 박막의 두께에서 13.5 nm 거리를 유지하였다. 이들 현상을 평행하게 놓여 있는 Lomer형 부정합 전위의 상호 작용 에너지와 InAs 박막의 잔류 탄성 변형 에너지의 관계를 이용함으로써 잘 설명되었다.

## 후 기

본 연구는 호서대학교 공업연구소에서 지원한 연구비로 연구되었으며 이에 감사 드립니다.

## 참 고 문 헌

- Fisher R, Morkoc H, Neumann DA, Zabel H, Choi C, Otsuka N, Longerbone M, Erickson LP, 1986. Material properties of high-quality GaAs epitaxial layers grown on Si substrates, J. Appl. Phys. 60, p.1640
- Harbeke G, Madelung O, Rossler U, 1982. Landolt-Bornstein 17a, ed. O. Madelung, Springer Press, Berlin, p.297
- Kalem S, 1989. Molecular-beam epitaxial growth and transport properties of InAs epilayers, J. Appl. Phys. 66, p.3097
- Nabarro FRN, 1952. Interaction energy between two parallel straight dislocations, Adv. Phys. 1, p.269
- Partin DL, Green L, Morelli DT, Heremans J, Fuller BK, Thrush CM, 1991. Growth and characterization of indium arsenide thin films, J. Electron. Mater. 20, p.1109
- People R, Bean JC, 1985. Calculation of critical layer thickness versus lattice mismatch for Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub>/Si strained-layer heterostructures, Appl. Phys. Lett. 47, p.322
- Stiffler SR, Stanis CL, Goorsky MS, Chan KK,

1992. The role of dislocation-dislocation interaction in the relaxation of pseudomorphically strained semiconductors, *J. Appl. Physics.* 71, p.4814

Washburn J, Kvam EP, LiLiental-Weber Z, 1991  
Defect formation in epitaxial crystal growth, *J Electron. Mater.* 30, p.155