

MBE법으로 InP 기판위에 성장한 InAlAs 에피층의 특성에 대한 성장온도의 효과

우용득* · 김문덕*

우석대학교 반도체과학과, *충남대학교 물리학과
(2003년 8월 11일 접수)

Effects of growth temperatures on properties of InAlAs epilayers grown on InP substrate by molecular beam epitaxy

Yong-Deuk Woo* and Moon-Deok Kim*

Department of Semiconductor Science, Woosuk University, Wanju Chnubuk 565-80

*Department of Physics, Chungnam National University, Taejon 305-764

(Received August 11, 2003)

요 약

분자선에피택시법을 이용하여 InP(001) 기판위에 성장한 InAlAs 에피층의 특성에 대한 성장온도 (370-430 °C)의 효과를 Normalski 현미경, 원자력현미경 (AFM), 광발광 (PL), 이중결정 x-선 회절법 (DCXRD)을 사용하여 분석하였다. InAlAs 에피층의 표면형상, 구조적, 광학적 특성은 370-400 °C에서 성장한 시료에서는 성장온도의 증가로 향상되지만, 430 °C로 성장한 시료에서는 특성이 나빠졌다. 결과적으로 400 °C로 성장한 InAlAs 에피층의 특성이 가장 우수하였다.

주제어 : 성장온도, 인듐알루미늄아세나이드 에피층, 분자선에피택시

Abstract

Indium aluminum arsenide(InAlAs) was grown by molecular beam epitaxy on (001) indium phosphide (InP) substrate and the effects of growth temperature on the properties of epitaxial layers were studied. In the temperature range of 370-400 °C, we observed that the surface morphology, optical quality and structural quality of InAlAs epilayers were improved as growth temperature increased. However, the InAlAs epilayers grown at 430 °C have the bad surface morphology and show the same trends as structural and optical quality. As a result of these measurements, it is suggested that the InAlAs epilayers of very good properties can be grown at 400 °C.

Key Words : growth temperature, InAlAs epilayer, molecular beam epitaxy

1. 서 론

III-V 화합물 반도체는 직접천이 밴드갭을 갖기 때문에 Si 보다 광소자로 많은 관심의 대상이 되어

왔으며 InP나 GaAs 기판 위에 금속유기물 화학증착법 (MOCVD) [1-3]과 분자선에피택시법 (MBE) [4,5] 등의 방법에 의해 고품질의 박막을 얻을 수 있다. 이중에 InAlAs는 InP나 InGaAs에 쉽게 격자를 일

* E-mail : wooyongd@woosuk.ac.kr

치시킬 수 있으며, 최근에는 InP(100) 기판위에 격자 정합된 $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ 의 에피택셜 성장은 양자우물 광학 변조기와 같은 광전소자와 높은 전자이동도의 트랜지스터 (HEMT)와 같은 고속전자소자에 광범위하게 적용되기 때문에 많은 관심을 받아왔다 [6-8]. 하지만 InP는 P의 확산과 합금 덩어리의 문제를 피해야 하기 때문에 다루기 어려운 물질이다. InAlAs 에피층의 품질을 향상시키기 위해 고려되어야 할 가장 중요한 변수는 성장온도와 As_4 의 압력이다 [9]. 고품질의 InAlAs의 MBE 성장에는 낮은 Al의 이동율과 열역학적으로 $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ 합금의 불안정성 같은 성장온도에 관계하는 많은 어려움이 나타난다. 이러한 많은 문제점들에도 불구하고, 양질의 소자 특성을 갖는 InAlAs 물질에 대한 많은 요구는 표면 거칠기, 넓은 PL 반폭치, 낮은 이동도 등, 전기적 광학적 특성의 향상을 위한 많은 지속적인 노력을 하게 하였다. 하지만 그 결과는 아직까지 만족스럽지 못하다.

본 연구에서는 InAlAs 에피층의 최적의 성장조건을 찾기 위하여, InAlAs 에피층을 성장온도를 변화시키며 성장하였다. 성장된 에피층의 특성은 Normalski 광학현미경 (Normalski optical microscopy : NOM)과 원자력현미경 (atomic force microscopy : AFM)으로 시료의 표면형상을 살펴보고, 광발광 (photo-luminescence : PL)을 사용하여 광학적 특성과 이중결정 X선회절법 (double crystal x-ray diffraction : DCXRD)으로 구조적인 특성을 연구하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용한 시료는 반 절연성 InP(001) 기판 위에 InAlAs를 MBE 법으로 성장하였다. 먼저 InP(001) 기판을 유기물 세척을 한 후, 2×10^{-10} torr의 초 고진공의 분자선에 에피택시 챔버에 넣었다. 그 다음에 3×10^{-5} torr의 As 증기압에서 430 °C로 가열하여 산화막을 제거하고, 기판표면이 As 표면인 2×4 의 RHEED 패턴을 얻은 후 성장하였다. 대표적인 성장조건은 In, Al, As의 압력은 각각 6.2×10^{-7} , 2.3×10^{-7} , 2.4×10^{-5} torr이다. 시료의 최적의 성장조건을 찾기위하여, V/III 압력의 비를 28로 일정하게하고 성장온도를 370 °C에서 430 °C로 변화시키면서 InAlAs 에피층을 6500

Å/hour의 속도로 1 μm 성장한 뒤, 산화를 방지하기 위하여 InGaAs를 50 Å 성장하였다.

InAlAs 에피층의 표면형상 (surface morphology)을 Normalski 광학현미경과 PSI (Park Scientific Instruments) AFM-BD2로 관찰하였다. 저온 PL 실험은 20 K에서 수행하였다. PL은 시료에 Ar 레이저의 514.5 nm의 파장으로 여기시켜 발생되게 하였다. 단색화장치의 초점 거리는 0.75 m이고 내부에는 1200 groove의 회절 격자 (grating)가 내장되어 있다. 단색화장치에 의해 분광된 PL 신호는 광증배관 (PM tube : photomultiplier tube)에 의해 광학적 신호가 전기적 신호로 바뀐다. DCXRD 측정은 시료의 구조적 특성을 조사하기 위한 것으로 영국 Bede 사의 D1 X선 회절장치를 사용하여 수행하였다. 실험은 Si(220) CCC (channel cut collimator)로 구성된 빔 조절장치는 두 번째 축에 놓여 있는 시료와 첫 번째 축에 Si(111) 단색광계로 사용하였다. 2차결정은 시료로서 (400)면에 대해 측정하였으며, X선은 Cu-K α 선 1.540 Å을 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

InP 기판에 격자정합되는 InAlAs 에피층의 표면형상은 성장온도에 크게 영향을 받는다. Fig. 1은 InP 기판위에 성장온도를 변화시키면서 성장한 InAlAs 에피층의 광학현미경 사진이다. (a)는 370 °C, (b)는 380 °C, (c)는 400 °C, (d)는 430 °C에서 성장한 시료의 사진으로, 배율은 모두 500배이다. 각각의 사진을 상세히 살펴보면, 370 °C에서 성장한 시료는 체크무늬를 형성하고, 380 °C에서 성장한 시료는 약간의 피트(pit)를 형성하고 있고, 430 °C에서 성장한 시료는 굴뚝질 모양의 다소 거칠은 표면을 나타내고 있다. 그 중에서도 400 °C에서 성장한 시료가 전체적으로 가장 평탄한 표면을 갖고 있었다. 따라서 성장온도의 변화에 따른 InAlAs 에피층의 광학현미경 사진의 관찰에서는 400 °C에서 성장한 시료가 최고의 표면상태를 나타내었다. 표면형상을 좀 더 자세히 관찰하기위하여 AFM을 사용하였다. Fig. 2는 성장온도의 변화에 따른 InAlAs 에피층의 표면형상의 AFM 사진이다. (a)는 370 °C에서 성장한 시료의 AFM 사진으로 스케일은 X축은 0.2 $\mu\text{m}/\text{div}$ 이고, Z축은 10 nm/div이다. 사진은 시료가 비교적 평

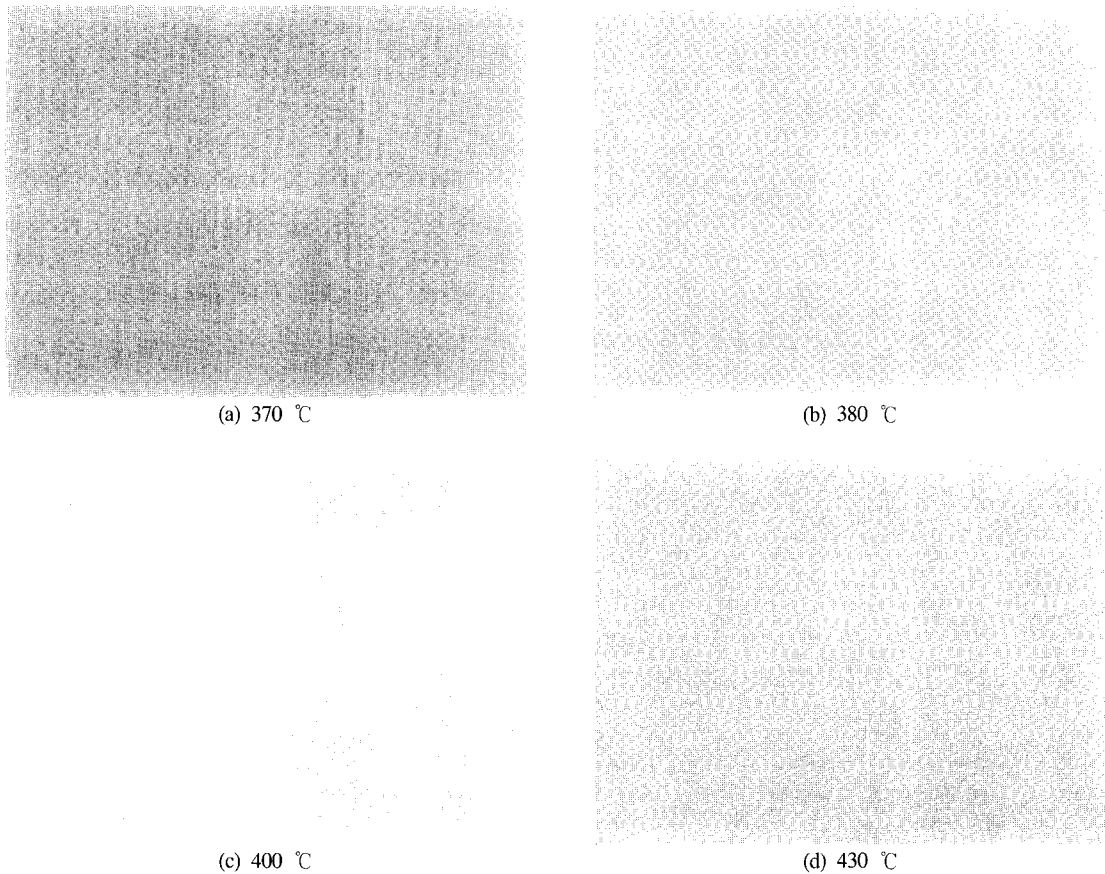


Fig. 1. NOM image of InAlAs surface as a function of growth temperature.

탄하다는 것을 보여준다. (b)는 400 °C에서 성장한 시료의 AFM 사진으로 스케일은 (a)와 같다. 사진은 시료의 표면이 (a)보다 훨씬 더 평탄하는 것을 보여주고 있다. (c)는 (b)의 시료의 표면형상을 정량적으로 측정된 AFM 사진이다. 이 사진의 root mean square (RMS) 거칠기가 0.140 nm로 매우 좋은 표면을 보이고 있다. (d)는 430 °C에서 성장한 시료의 AFM 사진으로 스케일은 X축은 0.2 $\mu\text{m}/\text{div}$ 이고, Z축은 50 nm/div이다. 사진에서 hillock을 관찰 할 수 있다. AFM 사진을 분석한 결과 400 °C에서 성장한 시료가 가장 낮은 표면의 거칠기를 갖는다는 것을 알 수 있었다.

Fig. 3은 20 K에서의 370 °C와 430 °C 사이의 성장온도의 변화에 대한 InAlAs 에피층의 PL 스펙트럼이다. 이중에서 370 °C에서 성장한 InAlAs 에피층의 PL 스펙트럼은 1.45 eV 부근에서 피크를 갖는다.

PL 스펙트럼의 반폭치는 58.0 meV이다. 이 PL 피크의 에너지는 다른 최근에 보고한 PL 스펙트럼의 에너지인 1.52 eV [10] 보다는 약 60 meV가 적다. 이러한 에너지의 이동은 In 조성비의 변화나 변형 때문이 아니고 구조적인 질서화 때문이라고 보고되고 있다 [2].

Fig. 4는 성장온도에 대한 PL 피크의 에너지와 반폭치의 온도의존성을 나타내는 그림이다. 그림을 보면 PL 피크의 반폭치와 PL 피크의 에너지는 성장온도가 370 °C와 400 °C 사이에서는 성장온도의 증가로 감소하였으나, 430 °C에서는 증가하였다. PL 피크의 반폭치는 성장온도가 400 °C인 시료에서 최소값을 갖는 오목한 모양을 나타내는데, 이것은 성장온도가 400 °C 일 때 결정성이 가장 좋다는 것을 의미한다.

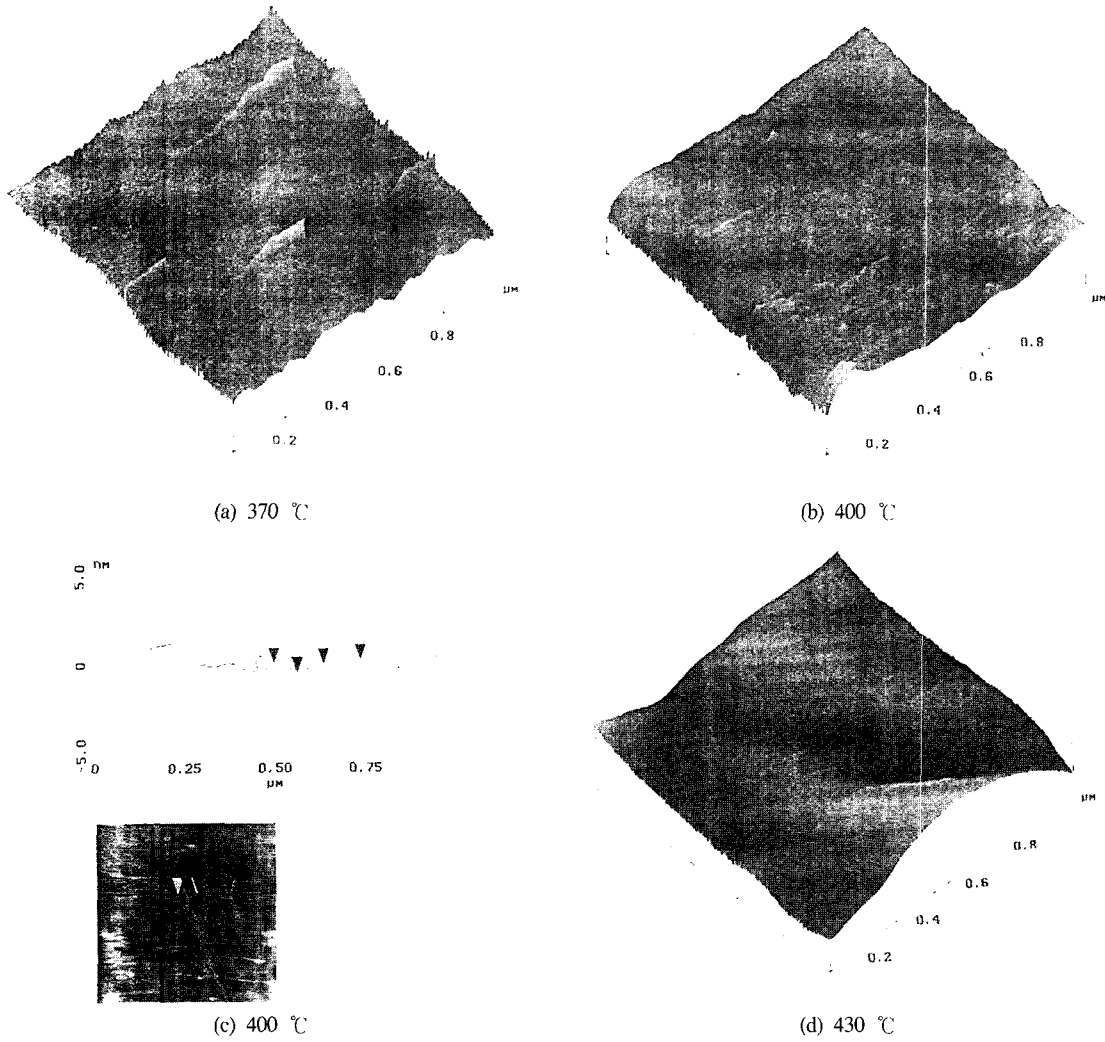


Fig. 2. AFM image of InAlAs surface as a function of growth temperature.

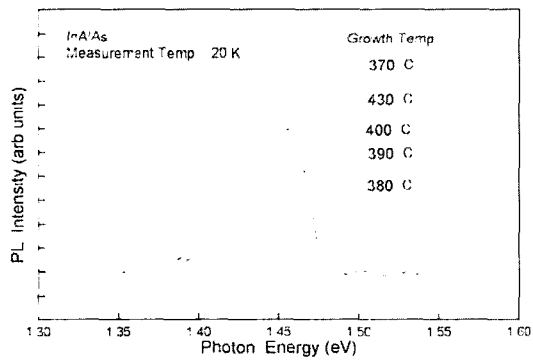


Fig. 3. PL spectra InAlAs as a function of growth temperature.

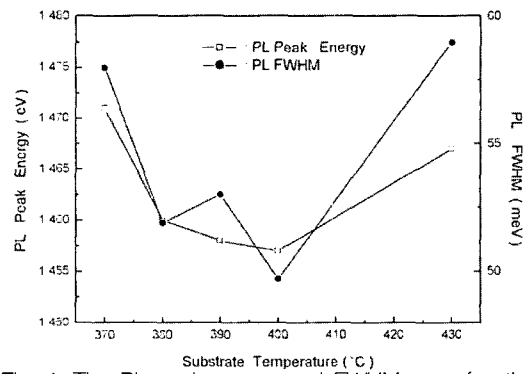


Fig. 4. The PL peak energy and FWHM as a function of growth temperature.

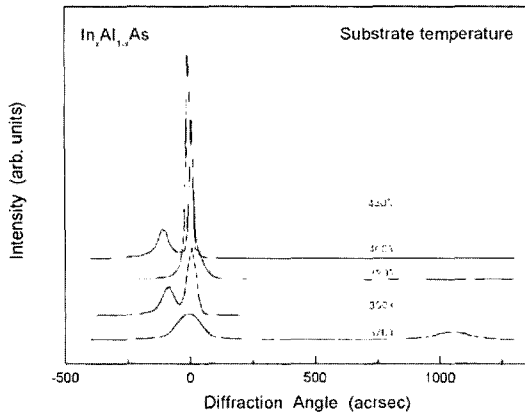


Fig. 5. DCXRD curves of InAlAs as a function of growth temperature.

성장된 시편의 구조적 특성을 분석하기 위하여 DCXRD를 측정하였다. Fig. 5은 성장온도가 다른 InAlAs 에피층의 DCXRD 측정결과이다. 370 °C와 400 °C에서 성장한 InAlAs 에피층의 곡선은 약하고 넓었다. 반면에 400 °C에서 성장한 InAlAs 층에 관계되는 곡선은 더 좁은 반폭치를 갖으므로 향상된 구조적 특성을 갖는다. Fig. 6은 성장온도의 변화에 대한 DCXRD 피크의 반폭치와 격자부정합의 값을 나타낸 그림이다. 성장온도가 370 °C에서 400 °C까지의 온도 범위에서, 성장온도가 증가할수록 에피층의 반폭치는 감소하였다. 또한 390 °C에서 성장한 시료는 InAlAs 에피층의 피크가 분리되지 않아서 반폭치를 구할 수 없었다. 이것은 이 시료가 기판과 에피층이 거의 격자정합을 이루고 있다는 것을 나타내고 있다. DCXRD로 측정된 InAlAs 에피층은

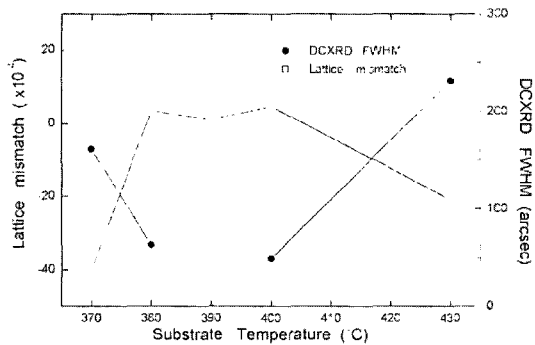


Fig. 6. The lattice mismatch and FWHM of DCXRD curves as a function of growth temperature.

380 °C에서 400 °C까지의 온도 범위에서 작은 격자 부정합을 갖고, 370 °C와 430 °C에서 성장한 시료는 큰 격자부정합을 갖는다. 최소의 격자부정합은 400 °C에서 성장한 시료에서 얻었다.

성장온도의 감소로 PL 피크의 반폭치와 DCXRD의 반폭치가 증가하는 것은 Al원자의 표면이동도에 관계한다. 성장온도는 Al 원자의 이동도를 조절하여 에피층과 기판 사이 계면의 품질을 결정한다. 저온에서 Al과 In 원자의 확산길이는 에너지적으로 선호하는 결합자리에 도달하는데 충분하지 못하다. 그러므로 덩어리가 생긴다 [11]. 덩어리는 이중접합 계면에서 국부적인 변형 영역을 만들 수 있다. 이것은 에피층과 기판 사이에 격자부정합의 증가로 설명할 수 있다. 이들의 합금 덩어리 효과는 덩어리로부터 기인되는 물질의 구조적 특성의 감소와 부수적인 광학 산란 효과 때문에 XRD 반폭치와 저온 PL 반폭치를 넓어지게 한다. 성장온도가 증가함에 따라 표면에서 Al 원자의 이동은 더 활성화되고 에너지적으로 안정한 자리를 찾을 확률이 증가하므로, 더 적은 합금덩어리를 만들어 PL과 DCXRD의 반폭치의 감소와 격자부정합의 최소값을 유도할 것이다. 하지만 430 °C에서 성장된 InAlAs 에피층의 PL과 DCXRD의 반폭치는 크게 증가하였다. 성장온도의 증가로 PL 반폭치와 DCXRD의 반폭치가 넓어지는 메커니즘은 온도의 증가로 표면에서 As이 떨어져 As 공격자를 형성하여 결정성이 감소하기 때문이다 [12].

이상의 실험결과에서 PL 반폭치와 DCXRD의 반폭치는 성장온도에 크게 의존하였으며, 400 °C의 성장온도에서 성장한 시료에서 최소의 PL 반폭치와 XRD 반폭치를 얻었다. 그러므로 가장 좋은 구조적 광학적 특성을 갖는 InAlAs 에피층을 얻는 최적의 성장온도는 400 °C이다.

4. 결 론

분자선 에피택시법을 이용하여 (001) InP 위에 격자 일치된 InAlAs 에피층을 성장하였다. As₄의 압력과, V/III 압력의 비를 2.4×10^5 torr와 28로 일정하게 하고 성장온도를 변화시키면서 성장한 InAlAs 에피층의 물성의 변화를 Normal-ski, AFM, PL, DCXRD를 사용하여 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 에피층의 특성은 성장온도에 크게 의존하였다. 에피층의 특성은 370-400 °C의 성장온도에서 성장한 시료에서는 성장온도의 증가로 향상되지만, 430 °C의 성장온도에서 성장한 시료에서는 감소하였다.
2. 성장온도에 대한 InAlAs 에피층의 특성은 성장온도가 370-430 °C 범위에서는 성장 온도가 400 °C에서 성장한 InAlAs 에피층의 표면상태, 구조적, 광학적 특성이 가장 우수하였다.
3. 낮은 기판온도(370°C 부근)에서 성장한 시료의 특성이 나쁜 것은 Al과 In 양이온의 표면이동율의 감소의 결과로 덩어리가 생기기 때문이며, 또한 높은 기판온도(430 °C 부근)에서 성장한 시료의 특성이 나쁜 것은 온도의 증가로 표면에서 As이 떨어져 As 공격자를 형성하기 때문이다.

감사의 글

본 연구는 우석대학교 교내연구비의 지원을 받아 수행되었습니다.

참 고 문 헌

- [1] N. Pan, J. Carter, S. Brierlev, and H. Hendriks, *Appl. Phys. Lett.* **61**, 2572 (1992).
- [2] W. S. Han, B. Lee, J. H. Baek, J. H. Lee, B. S. Jung, and E. H. Lee, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 1905 (1998).
- [3] L. Aian, M. Mattingly, A. Fathimulla, E. A. Martin, T. Loughran, and L. Stecker, *J. Cryst. Growth.* **93**, 911 (1991).
- [4] W. E. Quinn, M. C. Tamargo, M. J. S. P. Brasil, R. E. Nahory, and H. H. Farrell. *J. Vac. Sci. Technol. B* **10**, 978 (1992).
- [5] E. Tournie, Y. H. Zhang, N. J. Pulsford, and K. Ploog, *J. Appl. Phys.* **70**, 7362 (1991).
- [6] L. Aina, M. Mattingly, and L. Stecker, *Appl. Phys. Lett.* **53**, 1620 (1988).
- [7] T. Itoh, T. Griem, G. W. Wicks, and L. F. Eastman, *Electron. Lett.* **21**, 223 (1987).
- [8] D. Vasileska, T. Eldridge, and D. K. Ferry, *J. Vac. Sci. Technol. B* **14**, 2780 (1996).
- [9] S. T. Chou and K. Y. Cheng, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 2815 (1985).
- [10] W. Z. Shen, W. G. Tang, Z. Y. Li, S. C. Shen, and A. Dimoulas, *J. Cryst. Growth* **152**, 28 (1995).
- [11] A.S. Brown, M.J. Delaney, and J. Singh, *J. Vac. Sci. Technol. B* **7**, 384 (1989).
- [12] D. F. Welch, G. W. Wicks, and L. F. Eastman, *Appl. Phys. Lett.* **46**, 169 (1985).