



## Si(111) 기판 위에 MOCVD 법으로 성장시킨 GaN의 성장 특성에 관한 TEM 분석

신희연, 정성훈, 유지범, 서수정, 양철웅\*

\*성균관대학교 금속·재료공학부

## A TEM Study on Growth Characteristics of GaN on Si(111) Substrate using MOCVD

Hui-Youn Shin, S. H. Jung, J. B. Yoo, S. J. Suh, C. W. Yang\*

\*School of Metallurgical and Materials Engineering, Sungkyunkwan University,  
 300, Chunchun-dong, Jangan-Gu, Suwon, 440-746, Korea.

(Received 23 December 2002 ; accepted 20 February 2003)

### Abstract

The difference in lattice parameter and thermal expansion coefficient between GaN and Si which results in many defects into the grown GaN is larger than that between GaN and sapphire. In order to obtain high quality GaN films on Si substrate, it is essential to understand growth characteristics of GaN. In this study, GaN layers were grown on Si(111) substrates by MOCVD at three different GaN growth temperatures (900 °C, 1,000 °C and 1,100 °C), using AlN and LT-GaN buffer layers. Using TEM, we carried out the comparative investigation of growth characteristics of GaN by characterizing lattice coherency, crystallinity, orientation relationship and defects formed (transition region, stacking fault, dislocation, etc). The localized region with high defect density was formed due to the lattice mismatch between AlN buffer layer and GaN.

As the growth temperature of GaN increases, the defect density and surface roughness of GaN are decreased. In the case of GaN grown at 1,100°, growth thickness is decreased, and columns with out-plane misorientation are formed.

*Keywords* : Gallium nitride (GaN), Aluminum nitride (AlN), Metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD), Semiconductor, Transmission electron microscopy (TEM)

### 1. 서 론

GaN는 III-V족 화합물 반도체 중에 하나이며 에너지 갭이 3.39eV로 다른 화합물 반도체에 비해 상당히 크기 때문에 짧은 파장의 빛을 낼 수 있다. 따라서, 고밀도의 광학적인 저장 매체(DVD, LD)에 사용될 수 있으며 청색 광소자에 응용되어 디스플레이 장치(LED)에도 사용될 수 있다<sup>1)</sup>.

GaN는 녹는점과 질소의 해리압이 높기 때문에

Si 등 다른 반도체처럼 벌크로 성장시켜 얻는 것이 곤란하다. 따라서, 기판재료로 사용하기 위한 GaN를 얻기 위한 방법 중에 주목 받고 있는 것이 Si이나 사파이어 기판 위에 완충층을 성장시킨 후, 다른 결정성장 방법에 비해 성장 속도가 빠른 HVPE법으로 GaN를 두껍게 성장시키는 방법이다. 그러나, 완충층을 사용하여 HVPE법으로 GaN 후막을 성장시킨 결과, 격자부정합에 의한 높은 결함 밀도로 인하여 많은 문제점이 나타났다. 따라서, 최근에는 완충층 위에 MOMBE, MOCVD 법으

\* Corresponding author. E-mail : cwyang@skku.ac.kr

로 고품질의 GaN를 1 $\mu$ m 정도로 얇게 성장시킨 후, HVPE 법으로 두껍게 성장시키는 연구가 지속적으로 이루어지고 있다<sup>2)</sup>.

Si은 GaN와 다른 입방정 (diamond) 결정구조를 가지며 GaN와 격자부정합도가 16.9%로 사파이어보다 다소 크다. 그럼에도 불구하고, GaN의 기판으로써 관심을 모으는 이유는 값이 싸고 기존의 Si의 직접회로 공정에 GaN를 쉽게 접목시킬 수 있는 측면에서 다양한 장점이 있기 때문이다<sup>3)</sup>.

또한, 전자 소자 제작시 기판을 분리하는 과정에서 사파이어는 부도체이기 때문에 열적, 전기적 문제를 일으키지만 Si은 열 및 전기전도도가 우수하여 이러한 문제점을 줄일 수 있는 장점이 있다. 그러나, Si은 GaN와의 격자상수와 열팽창계수의 차이가 사파이어보다 크며, 이로 인해 격자부정합에 의한 여러 결함을 발생시킨다. 따라서, Si 기판 위에 고품질의 GaN를 얻기 위해서는 AlN과 같은 완충층을 사용하여 격자부정합에 의한 결함을 줄여야 한다.

완충층은 GaN와 기판의 격자부정합을 감소시키기 위해 사용되므로 GaN와 비슷한 결정구조를 가져야 하며 기판의 결정성을 이어받는 성장을 해야 한다. 가장 널리 연구되고 있는 ZnO, AlN 완충층은 기판의 결정성을 이어받아 기판에 수직인 일방향 정렬을 형성하며, 완충층 없이 직접 GaN를 성장시키는 방법에 비해 많은 GaN 시드(seed)를 형성시켜 균일도를 높여준다고 보고된 바 있다<sup>4)</sup>. 또한, 사파이어 기판 위에 ZnO, AlN 완충층을 사용하여 성장시킨 GaN는 우수한 품질로 성장된다고 보고된 바 있다<sup>5,6)</sup>. 본 연구에서 사용된 AlN은 III-V족 nitride 화합물 반도체중의 하나로써 2000°C 이상의 용점을 가진 단결정 성장이 매우 어려운 물질로 알려져 있다. 그러나, GaN와 마찬가지로 hcp의 결정구조를 가지며 GaN와 격자부정합도가 2.7%로 매우 작다. Si 기판 위에 AlN은

다양한 방법 (MOVPE<sup>7)</sup>, MOCVD<sup>8,9)</sup>, MBE<sup>10)</sup>)을 통해 고품질로 성장된다고 보고된 바 있다.

GaN 성장에 관련되는 물질 (GaN, AlN, Si, 사파이어)의 물리적 특성을 표 1에 비교해 보았다. 본 연구의 첫번째 목적은 AlN 완충층과 막의 초기 성장 단계인 LT-GaN 시편을 분석하여 핵 생성, 계면 상태, 격자부정합에 의한 결함, 완충층과 LT-GaN의 역할 등을 이해하는 것이다. 두 번째 목적은 Si 기판 위에 MOCVD 법으로 고품질의 GaN를 얻기 위하여 성장 온도가 GaN 성장에 미치는 영향을 알아보는 것이다. Si과 GaN의 열팽창계수의 차이 (37%)가 크기 때문에 성장 온도는 GaN의 품질에 결정적인 역할을 할 것이다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서는 Si(111) 기판 위에 AlN 완충층을 얻기 위하여 MOCVD 법을 사용하였고 같은 방법으로 GaN를 서로 다른 3가지 온도에서 성장시켰다. 분석을 위하여 A~E의 다섯 종류의 시편을 준비했다.

A 시편은 Si(111) 기판 위에 AlN 완충층을 MOCVD 법으로 성장시킨 AlN/Si 구조의 시편이다. 성장 온도는 1,020°C, 성장 압력은 55 mbar이며, 질소와 알루미늄의 소스로 각각 암모니아 (NH<sub>3</sub>)와 TMAL (trimethyl aluminum)이 사용되었다. 암모니아와 TMAL 유동속도는 각각 2 slm와 40 sccm로 하였고, 반응기내에서 반응가스의 유속을 일정하게 하기 위해서 H<sub>2</sub>를 12 slm의 속도로 사용하였다. B 시편은 AlN/Si 기판 위에 GaN를 MOCVD 법으로 성장시킨 LT-GaN/AlN/Si 구조의 시편이다. 성장 온도는 525°C이며 112초 동안 성장시켰다. C 시편은 A 시편 위에 GaN를 525°C에서 112초 동안 성장시킨 후 연속해서 5분 동안 900°C로 온도를 서서히 상승시킨 후 그

Table 1. Fundamental properties of materials involved in GaN growth

Material	Crystal structure	Lattice constant (a-axis) Å (c-axis)		Thermal mismatch (a) 10 <sup>-6</sup> /K (c)		Lattice mismatch (%)
GaN	Hexagonal	3.18	5.18	5.59	3.17	0
AlN	Hexagonal	3.104	4.966	4.2		-2.7
Si	Diamond	5.43	5.43	3.59		16.9
Sapphire	Hexagonal	4.758	12.99	7.5	8.5	16.1

온도에서 GaN를 성장시킨 것이다. 성장 시간은 60 min이며 성장 압력은 740 Torr로 하였다. 질소와 갈륨의 소스로 각각 암모니아와 TMGa (trimethyl gallium)이 사용되었으며, 암모니아와 TMGa 유동속도는 각각 5.6 slm와 36 sccm로 하였다. 반응기내에서 반응가스의 유속을 일정하게 하기 위해서 N<sub>2</sub>를 14 slm의 속도로 사용하였다. D 시편과 E 시편은 C 시편과 같은 방법으로 1,000°C와 1,100°C에서 성장시킨 것이다. 본 연구에 사용된 시편들을 표 2에 정리하였다.

A~E의 다섯 종류의 시편을 각각 단면과 평면 TEM (Transmission electron microscopy) 시편으로 제작하여 고분해능 TEM (JEOL JEM-3011, 300kV, LaB6 gun)으로 분석하였다. TEM은 계면과 column에서 원자단위의 결정결합을 밝혀낼 수 있는 유용한 분석도구이다<sup>11)</sup>. 본 연구에서는 고분해능 기법으로 계면에서의 나노 단위의 미세구조와 격자부정합을, 암시야상 기법으로 전위, 전위 밀도를 분석하였다. 또한, 회절도형을 통해 결정학적인 정보를 얻을 수 있었다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 초기 성장 단계

막의 초기 성장 단계는 그 재료의 품질을 결정하는 중요한 과정이다<sup>12)</sup>. 따라서, 고품질의 GaN를 얻기 위해서는 AlN 완충층과 LT-GaN 시편을 통해 초기 성장 과정에서의 핵 생성, 결정성, 표면 거칠기, 성장 방향 등을 이해하는 것이 매우 중요하다.

그림 1은 Si(111) 기판 위에 MOCVD 법으로 AlN 완충층을 성장시킨 시편의 고분해능 단면 (cross-sectional) TEM 사진과 평면 (plan-view) TEM 시편에서 얻은 SADP (제한시야 회절도형)이다. 단면 TEM 사진에서 보듯이 AlN 완충층은



Fig. 1. A cross-sectional high-resolution TEM image of AlN buffer layer grown on Si (111) substrate by MOCVD. Inset is a SADP taken from plan-view specimen. The diffraction pattern consists of [111] Si zone axis pattern and double diffracted [0001] AlN zone axis pattern.

평균 25nm의 성장 두께에 굴곡이 있는 거친 표면으로 성장된 것이 관찰 된다. 또한, 평면 시편의 SADP에서는 단결정인 Si의 점도형 (정대축-[111])과 AlN의 이중 회절도형 (정대축-[0001])을 동시에 얻을 수 있었다. 이는 AlN 완충층이 C-축 방향성을 지닌 주상정 형태의 다결정으로 성장한 것을 보여준다. 또한, 각 AlN 주상정들은 C-축에 대해 약 3~4° 정도 회전하여 (in-plane misorientation) 성장하였으며, AlN 완충층과 Si은 [0001]<sub>AlN</sub>//[111]<sub>Si</sub>, [1210]<sub>AlN</sub>//[110]<sub>Si</sub>의 방향 관계를 가지는 것으로 관찰되었다.

그림 2는 AlN/Si 기판 위에 MOCVD 법으로 LT-GaN를 성장시킨 시편의 단면 TEM 명시야상이다. 그림에서 보듯이 LT-GaN는 25~40nm의 성장 두께에 굴곡이 있는 거친 표면으로 성장된 것이 관찰된다. 또한, 적층 결합 영역인 천이 영역



Fig. 2. A cross-sectional TEM bright field image of LT-GaN/AlN/Si specimen. The transition region is formed on LT-GaN region.

Table 2. Specimens used in this study

	Specimen	Growth Method	Growth Temperature
A	AlN/Si(111)	MOCVD	1020°C
B	LT-GaN/AlN/Si (on A)	MOCVD	525°C
C	GaN/LT-GaN/AlN/Si (on A)	MOCVD	525°C→900°C
D	GaN/LT-GaN/AlN/Si (on A)	MOCVD	525°C→1000°C
E	GaN/LT-GaN/AlN/Si (on A)	MOCVD	525°C→1100°C

과 격자부정합에 의한 전위가 발생한 것도 관찰된다. 한편, 초기 핵생성 후 비정질의 GaN 시드들은 성장이 멈추고 결정성을 갖는 GaN 시드들만 주상정 형태로 계속 성장되는 것을 지난 연구를 통해 보고하였다<sup>13)</sup>.

그림 3은 LT-GaN/AlN/Si 시편에서 LT-GaN/AlN 계면 부근의 고분해능 단면 TEM 사진과 단면시편에서 얻은 SADP이다. 그림의 중앙 부분을 통해 주상정들이 결합을 이루면서 격자들의 뒤틀림에 의한 전위의 발생을 확인할 수 있다. 또한, 오른쪽 주상정은 약  $2^\circ$  정도 방향성이 틀어져 (out-plane misorientation) 성장되었음을 알 수 있으며 SADP의 0002 회절점이 이것을 뒷받침해 준다. 이러한 현상은 AlN 완충층의 거친 굴곡 때문에 GaN의 초기 성장 방향이 틀어져 발생되었다고 판단된다. SADP는 정대축이 GaN - [2110]이며 GaN의 회절도형과 AlN 완충층의 회절도형을 동시에 얻을 수 있었다. 두 층은 격자상수가 비슷하기 때문에 0002 회절점을 제외하고는 구분이 쉽지 않다. 또한, GaN는 초기 성장 단계이기 때문에 결정성이 좋지 않게 나타났다.

AlN 완충층의 다결정성과 거친 표면에 의해 GaN 초기성장 방향이 C-축 방향에서 틀어져 일어나는 AlN 완충층과 GaN의 격자부정합은 전위를 발생시킨다. 또한, 격자부정합에 의해 AlN 완충층과 GaN의 계면이 혼란스러운 상태가 되며 이

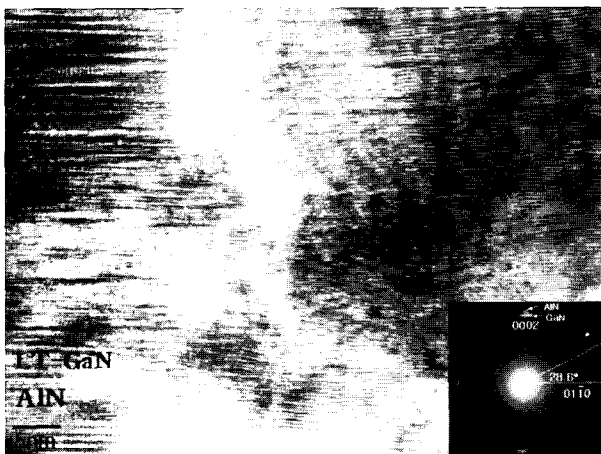


Fig. 3. A cross-sectional high-resolution TEM image of LT-GaN/AlN/Si specimen showing interface of LT-GaN/AlN. Inset is a SADP taken from LT-GaN/AlN region. The foil plane is  $\parallel$ , and the diffraction pattern consists of LT-GaN and AlN pattern.

것은 계면 근처 GaN 층 내에 많은 결함을 가진 천이 영역을 형성시킨다. 천이 영역은 격자부정합에 의한 내부 응력을 해소하기 위해 형성되며 그 영역은 전위 및 적층 결함 등의 결함으로 구성된다. 따라서, LT-GaN는 핵 생성을 고르게 일어나게 하고 AlN 완충층의 거친 굴곡에 의해 발생하는 격자부정합을 천이 영역을 통해 완화시킨다. 즉, 고품질의 GaN가 성장되게 하는 완충층의 역할을 하는 것이다.

### 3.3 성장 온도에 따른 특성

GaN는 Wurtzite 구조로써 hcp 격자점에 Ga와 N의 두 개의 원자가 배치된 형태이기 때문에 hcp 결정구조와 비슷한 격자결합과 슬립계를 갖는다. 전위의 발생 원인은 완충층과의 격자부정합, 완충층의 표면상태, GaN 주상정의 성장 방향, 기판 원소의 확산 등이 제시되고 있다<sup>14)</sup>. 또한, 초기 핵생성 과정 중에 결정질과 비정질의 GaN 시드가 생성되는데 이것들이 성장하면서 격자부정합을 일으키는 것도 전위 발생의 중요한 원인이다. 시드들 중에서 기판에 수직인 (0001) GaN 주상정이 우선성장을 하게 되며 이 과정에서 주상정간의 구조적인 차이가 칼날 유형의  $\langle 0001 \rangle$  전위를 형성한다. 그리고, 각 주상정은 작은 각도의 결정 방위차 (in-plane misorientation)가 있으며 이는 나선전위의 원인이 되어 칼날전위와 결합된 형태로 존재한다. 대부분의 전위들은 주상정의 위쪽으로 갈수록 급격히 감소한다. 그러나, 계면에서 발생되어 막의 표면까지 영향을 미치는 전위인 threading 전위는 소자의 품질을 저하시키는 가장 치명적인 결함으로 알려져 있다.

그림 4는 AlN/Si 기판 위에 MOCVD 법으로 LT-GaN를 성장시킨 후  $900^\circ\text{C}$ 에서 GaN를 성장시킨 시편의  $g=0002$ 을 이용한 단면 TEM 암시야상과 단면시편에서 얻은 SADP이다. 그림에서 보듯이 성장 두께는 약  $1\ \mu\text{m}$ 이고 표면 상태는 뾰족한 형태로 거칠게 나타났다. 이러한 모양은 주상정의 성장이 C-축 방향으로 매우 빠르게 이루어져 형성되었다고 판단된다. 또한, 계면에는 상당히 많은 전위들이 생성되었으며 이것들은 주상정 사이로 뻗쳐 표면까지 영향을 미치고 있다. 계면 부분을 제외하고 표면으로부터 아래쪽으로 400

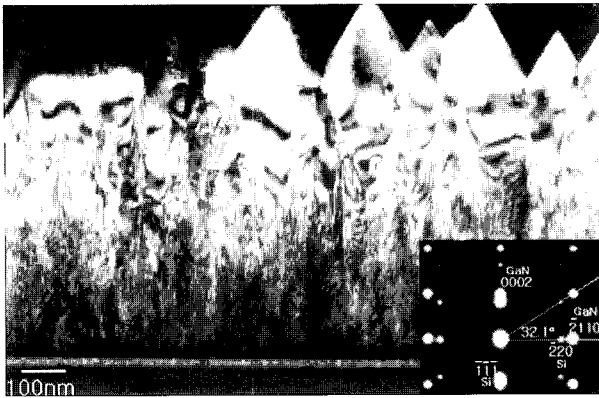


Fig. 4. A cross-sectional TEM dark field image of 900°C GaN/LT-GaN/AlN/Si specimen. The image using the diffracted beams of  $g = 0002$ . Inset is a SADP taken from GaN/LT-GaN/AlN/Si. The diffraction pattern consists of Si zone axis pattern and GaN zone axis pattern.

nm 범위에서 측정된 전위 밀도는 약  $8.5 \times 10^{13} / \text{cm}^2$ 로 높게 나타났다. 전위 밀도의 측정에는 Keh가 제안한 방법을 이용하였다<sup>15)</sup>.

SADP는 정대축이 GaN- $[0110]$ 이며 GaN와 Si의 점도형을 동시에 포함하고 있다. 회절 점은 GaN와 AlN 완충층의 격자상수가 비슷하기 때문에 동일한 점으로 나타났다. GaN와 Si은  $[0001]_{\text{AlN}} // [111]_{\text{Si}}$ ,  $\text{AlN} //_{\text{Si}}$ 의 방향 관계를 갖는다.

그림 5는 AlN/Si 기판 위에 MOCVD 법으로 LT-GaN를 성장시킨 후 1,000°C에서 GaN를 성



Fig. 5. A cross-sectional TEM dark field image of 1,000°C GaN/LT-GaN/AlN/Si specimen. The image using the diffracted beams of  $g = 0002$ . Inset is a SADP taken from GaN/LT-GaN/AlN/Si. The diffraction pattern consists of Si zone axis pattern and GaN zone axis pattern.

장시킨 시편의  $g = 0002$ 을 이용한 단면 TEM 암시야상과 단면시편에서 얻은 SADP이다. 그림에서 보듯이 성장 두께는 약 600nm이고 표면 거칠기가 거칠게 나타났지만 그림 4보다는 평탄해졌다. 또한, 계면에는 상당히 많은 전위들이 생성되었지만 표면까지 영향을 미치는 것은 그림 4 보다는 상당히 줄어들었음을 알 수 있다. 계면 부분을 제외하고 표면으로부터 아래쪽으로 400nm 범위에서 측정된 전위 밀도는 약  $2.9 \times 10^{11} / \text{cm}^2$ 로 나타났다. 한편, 회절 도형의 형태, 방향관계, 정대축 등은 그림 4의 SADP와 동일한 형태로 나타났다.

그림 6은 AlN/Si 기판 위에 MOCVD 법으로 LT-GaN를 성장시킨 후 1,100°C에서 GaN를 성장시킨 시편의  $g = 0002$ 을 이용한 단면 TEM 암시야상과 단면시편에서 얻은 SADP이다. 그림에서 보듯이 성장 두께는 약 450nm로 현저하게 줄어들었고 표면 거칠기는 평탄한 것이 관찰되었다. 또한, 계면에는 상당히 많은 전위들이 생성되었지만 표면까지 영향을 미치는 것은 거의 없을 정도로 줄어들었다. 계면 부분을 제외하고 표면으로부터 아래쪽으로 400nm 범위에서 측정된 전위 밀도는 약  $3.8 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 로 나타났다. 한편, 회절 도형의 형태, 방향관계, 정대축 등은 그림 4의 SADP와 유사한 형태로 나타났다. 그러나 SADP에서 GaN 회절 점의 경우 성장 방향이  $1 \sim 2^\circ$  정도 틀어진 것을 관찰할 수 있다. 이것은 C-축에서 약간 틀어진 (out-plane misorientation) 방향으로 성장된 초기 주상정이 성장 방향을 정확한 C-축으로 바꿀 만큼 두껍게 성장되지 못했기 때문에 (450nm) 나타났다고 판단된다.

GaN의 성장 온도를 900°C~1,100°C로 변화시켜 성장시킨 결과 각각의 성장 온도에서 성장 과정이 다르다는 것을 알 수 있었다. 900°C로 성장시킨 GaN의 경우에는 주상정의 성장이 C-축 방향으로 매우 빠르게 이루어져 거친 표면으로 성장되었으며 이로 인해 많은 threading 전위들이 주상정 사이로 뻗쳐 표면까지 영향을 미쳤다. 성장 온도가 올라갈수록 GaN의 성장 속도가 둔화되면서 threading 전위들이 주상정들 사이로 뻗치는 것이 현저하게 줄어들었으며 표면이 평탄화되는 결과를 볼 수 있었다. 하지만 1,100°C로 성장시킨 GaN의 경우에는 방향성이 틀어진 (out-plane

misorientation) 주상정이 나타났다. 따라서, 임계 온도 즉, 최적의 성장 온도는  $1,000^{\circ}\text{C} \sim 1,100^{\circ}\text{C}$  사이에 존재한다고 판단된다.

#### 4. 결 론

본 연구에서 Si(111) 기판 위에 AlN 완충층을 사용하여 GaN를 성장시켰다. TEM을 통해 GaN의 초기 성장 단계와 성장 온도 변화에 따른 성장 특성을 비교하였다. LT-GaN는 핵 생성을 고르게 일어나게 하고 AlN 완충층의 거친 굴곡에 의해 발생하는 격자부정합을 천이 영역을 통해 완화시킨다. 즉, 고품질의 GaN가 성장되게 하는 완충층의 역할을 한다. 한편, 적층 결함, threading 전위 등의 결함은 GaN와 완충층의 격자부정합, 완충층의 표면 거칠기, 성장방향의 틀어짐 등 여러 복합적인 원인으로 발생하는 것을 확인할 수 있었다. GaN의 성장 온도가 증가함에 따라 결함 밀도가 낮아지고 표면이 평탄해지는 좋은 특성이 나타났다. 그러나 성장 두께가 낮아지고,  $1,100^{\circ}\text{C}$ 로 성장시킨 GaN의 경우에는 방향성이 틀어진 (out-plane misorientation) 주상정이 나타나는 특성도 나타났다. 따라서, 최적의 성장 온도 조건은  $1,000^{\circ}\text{C}$ 와  $1,100^{\circ}\text{C}$  사이라고 판단되고 성장 시간을 적절하게 늘린다면 고품질의 GaN를 얻을 수 있을 것이라고 판단된다.

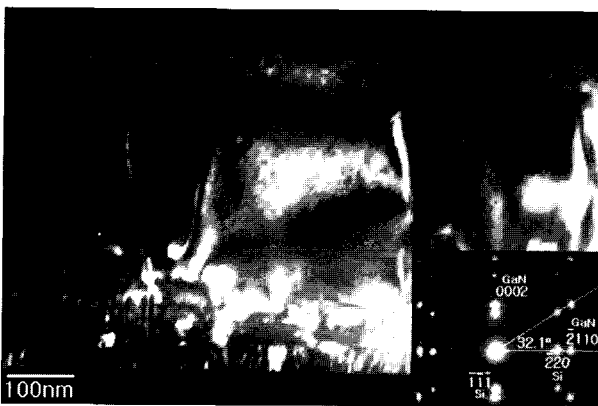


Fig. 6. A cross-sectional TEM dark field image of  $1,100^{\circ}\text{C}$  GaN/LT-GaN/AlN/Si specimen. The image using the diffracted beams of  $\equiv 0002$ . Inset is a SADP taken from GaN/LT-GaN/AlN/Si. The diffraction pattern consists of Si zone axis pattern and GaN zone axis pattern.

#### 후 기

본 연구는 한국과학기술재단의 지역협력연구센터(RRC)인 성균관대학교 '정보통신용 신기능성 소재 및 공정 연구센터'의 지원과 '2001 고가특수 연구기기 운영지원사업'의 지원으로 수행된 것으로 이에 감사드립니다.

#### 참고문헌

1. F.A. Ponce, D.P. Bour, Nature, 386 (1997) 27.
2. S.T. Kim, Electronic Materials, 13-1 (2000) 19.
3. S.T. Kim, S.H. Chung, D.C. Moon, J. Korean Phys. Soc., 33 (1998) 6.
4. I. Akasaki, J. Crystal Growth, 221 (2000) 231.
5. T. Ueda, T.F. Huang, S. Spruytte, H. Lee, J. Crystal Growth, 187 (1998) 340.
6. J.W. Lee, J.B. Yoo, H.G. Wang, J. Korean Phys. Soc., 1 (1997) 5.
7. K. Hiramatsu, S. Itoh, H. Amano, I. Akasaki, J. Crystal Growth, 115 (1991) 628.
8. H. Marchand, N. Zhao, Y. Golan, S.J. Rosner, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 4 (1999) 2.
9. H.M. Liaw, R. Doyle, P.L. Fejes, S. Zollner, A. Konkar, K. J. Linthicum, T. Gehrke, R. F. Davis, Solid State Electronics, 44 (2000) 747.
10. U. Rossner, A. Barski, J.L. Rouviere, A. Bourret, Materials Science and Eng, B29 (1995) 74.
11. H.K. Cho, J.Y. Lee, K.S. Kim, J. Korean Phys. Soc., 39 (2001) 4.
12. J.W. Lee, S.H. Jung, H.Y. Shin, C.W. Yang, J. B. Yoo, J. Crystal Growth, 237 (2002) 1094.
13. H.Y. Shin, J.W. Lee, S.H. Jung, J.B. Yoo, C.W. Yang, J. Korean Vac. Soc., 11 (2002) 50.
14. X.H. Wu, P. Fini, E.J. Tarsa, B. Heying, J. Crystal Growth, 189 (1998) 231.
15. C.M. Sung, Transmission electron microscopy, Bando publishing Co., (1992) 155.