

입방형 탄화규소 박막의 적층 성장

이경원 · 유규상 · 구수진 · 김창균 · 고원용 · 조용국* · 김윤수

한국화학연구소 박막재료연구팀, *경기대학교 물리학과
(1996년 1월 24일 접수)

Single Source Chemical Vapor Deposition of Epitaxial Cubic SiC Films on Si

K.-W. Lee, K.-S. Yu, S.-J. Ku, C. G. Kim, W. Koh, Y.-K. Joh* and Y. Kim

*Thin Film Materials Laboratory, Korea Research Institute of Chemical Technology,
Yusong P.O. Box 107, Taejeon 305-600, Korea*

**Department of Physics, Kyonggi University, Suwon 442-760, Korea
(Received January 24, 1996)*

요 약 - 단일 선구 물질인 1, 3-디실라부탄을 사용하여 고진공 하의 온도 영역 900-1000 °C에서 탄화규소 완충층이 형성된 Si(001) 기질 위에 입방형 탄화규소 박막을 적층 성장시켰다. 얻어진 탄화규소 박막의 화학량론적 비, 양질의 결정성 및 표면 형태의 특성을 반사 고에너지 전자 회절, X선 광전자 분광법, X선 회절, X선 극점도, 주사 전자 현미경 및 투과 전자 현미경으로 확인하였다. 이들 결과로부터 단일 선구물질인 1, 3-디실라부탄이 입방 구조를 가지는 탄화규소 박막의 적층 성장에 적절한 물질임을 밝혔다.

Abstract - Epitaxial cubic silicon carbide films have been deposited on carbonized Si(001) substrates using the single precursor 1, 3-disilabutane in the temperature range 900-1000 °C under high vacuum conditions. The films grown were characterized by *in situ* RHEED, XPS, XRD, x-ray pole figure, SEM, and TEM. The results show that epitaxial cubic SiC films with smooth morphology and good crystallinity were formed in this temperature range. The single precursor 1, 3-disilabutane has been found suitable for the epitaxial growth of cubic SiC on Si(001) substrates.

1. 서 론

탄화규소(SiC)는 열적, 물리적, 화학적 그리고 전자적 특성 등에 있어서 그것이 지니는 탁월한 성질 때문에 앞으로 이 물질의 응용이 가능한 분야는 상당수에 이를 것으로 예상되고 있다. 특히, 전자공학적인 관점에서 볼 때, 탄화규소는 상온에서 넓은 띠 간격(2.2-3.3 eV)[1], 높은 값의 포화 흐름 속도($2.4-2.7 \times 10^7$ cm/s)[2], 접합 파괴 전기장(5×10^6 V/cm)[3], 열전도도(3.5 W/cm°C)[4] 및 전자 이동도(1000 cm²/Vs)[5]를 갖고 있다. 따라서, 탄화규소는 현재 고온, 고출력, 고속 및 높은 진동수에서 동작하는 반도체 소자로서뿐만 아니라, 방사(radiation)에 의한 손상에도 내성이 강한 발광 소자로서 Si를 대체할 수 있는

가장 유망한 반도체 물질로 주목을 받고 있다[6, 7].

탄화규소는 조밀 쌓임구조(close-packed structure)를 가지는 물질로서, 공유 결합을 이루는 주배위 정사면체(primary coordination tetrahedra, SiC₄ 혹은 CSi₄중의 하나)의 조밀 쌓임면(close-packed planes)들이 이들 면에 수직한 방향으로 쌓여가는 순서의 조합에 따라 아주 많은(>170) 종류의 결정학적 구조를 가지는 것으로 알려져 있다[7, 8]. 이들 중에서 유일하게 입방 구조를 가지는 3C-SiC(종종 β-SiC로도 불림)는 다른 구조를 가지는 탄화규소와는 달리 Si 기질 위에서 이종 적층 성장(heteroepitaxial growth)이 가능하기 때문에 반도체 산업에서의 새로운 소자 개발을 위한 상업적 목적에서뿐만 아니라 순수 학술적 연구를 목적으로 하는 분야에서도

흥미와 관심의 대상이 된다.

3C-SiC 박막의 단결정 적층 성장에서의 주목할 만한 진전은 최근 10여년 사이에 이루어져 왔다. 입방형 탄화규소의 적층 성장을 위한 방법으로는 주로 화학 증착법(chemical vapor deposition)[9-12]과 기체원 분자살 적층법(gas source molecular beam epitaxy)[13, 14]이 이용되어 왔다. Si 기질 위에 탄화규소를 적층 성장시키기 위한 원료 물질로는 흔히 규소와 탄소 원자의 원천(source)으로 각각 실란(SiH_4) 및 프로판(C_3H_8)과 같은 별개의 물질을 운반 기체(carrier gas)와 함께 사용하여 왔다. 그러나 규소와 탄소 원자의 원천으로 각각 별도의 물질을 사용하는 것은 화학량론(stoichiometry)적인 편차를 유발할 수 있으며, 또한 이 방법은 침착(deposition)이 이루어지는 동안 아주 높은 온도(1300°C 이상)로 기질을 유지시켜야만 하는 단점을 가지고 있다. 특히, 후자는 3C-SiC/Si 계에 심각한 문제들 즉, Si과 SiC 사이의 격자상수 및 열팽창 계수의 불일치(각각 20% 및 8% 정도)로 인해 생길 수 있는 어긋나기(misfit dislocation)나 쌓임 결함(stacking fault)과 같은 고인장 변형력(high tensile stresses) 및 결정 결함(crystal defects) 등을 야기시킬 수 있다. 또 한편 실란의 사용은 이 물질이 강한 발화성을 지니고 있기 때문에 세심한 주의가 필요로 한다. 따라서 Si과 C 원자가 1:1의 비율로 함유되어 있는 단일 선구 물질은 이러한 문제들을 해결해 줄 수 있을 것으로 기대되며, 또한 단일 선구 물질의 사용은 CVD 장치를 간편하게 해 주는 이점도 제공한다. 최근 Golecki 등[15]은 탄소와 규소 원자가 1:1의 비를 가지는 단일 기체 선구 물질인 메틸실란(CH_3SiH_3)과 운반 기체로 수소(H_2)를 사용하여 저압력 화학 증착법(low-pressure CVD, LPCVD)으로 지금까지 보고된 가장 낮은 온도($750\text{--}900^\circ\text{C}$)에서 결정성이 좋은 3C-SiC 박막을 적층 성장시켰음을 보고했다.

고진공(high vacuum)이나 초고진공(ultrahigh vacuum) 하에서 행해지는 기체원 분자살 적층법은 깨끗한 환경에서 침착이 이루어지기 때문에 저온에서의 3C-SiC 박막 성장에 유망할 뿐만 아니라 또한 양질의 적층 박막을 제공하고 계면들의 제어가 용이한 것으로 여겨져 왔다. 이와 마찬가지로 고진공 조건 하에서 행해지는 CVD 또한 저진공 영역에서 행해지는 LPCVD나 대기압 근처에서 이루어지는 APCVD 방법에서 나타날 수 있는 불순물에 의한 영향을 크게 줄일 수 있기 때문에 GSMBE에서 얻을 수 있는 것과 같은 수준의 결과를 얻

을 수 있을 것으로 예상된다. 물론 이 방법은 운반 기체도 필요로 하지 않는다.

본 연구에 참여한 저자 중의 일부는 이미 직접 합성한 1, 3-디실라부탄($\text{H}_2\text{SiCH}_2\text{SiH}_2\text{CH}_3$)을 단일 선구 물질로 사용하여 저압력 유기 금속 화학 증착법(LP-OMCVD)으로 입방 구조를 가지는 다결정 탄화규소 박막을 낮은 온도 영역($650\text{--}900^\circ\text{C}$)에서 Si(001) 기질 위에 성장시킬 수 있음을 보고한 바 있다[16]. 그러나 그들은 LPCVD 방법으로 SiC 박막의 적층 성장에는 성공하지 못했다. 따라서 우리는 증착 장치의 내부 진공도, 선구 물질의 순도, 특히 침착 전의 Si 표면의 청정도 등에서 보다 향상된 조건이 SiC 박막의 적층 성장에 중요한 역할을 할 것으로 보고, 고진공 조건 하에서의 CVD를 시도했다. 본 논문에서는 규소 및 탄소 원자가 1:1의 비율로 함유된 1, 3-디실라부탄을 단일 선구 물질로 사용하여 Si(001) 기질 위에 적층 성장시킨 탄화규소 박막으로부터 얻은 표면의 화학량론적 비, 표면 형태(surface morphology) 및 결정성(crystallinity)에 대해 보고하고자 한다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 이미 서론에서 언급한 연구 목적과 실험 조건을 충족시킬 수 있도록 구워빼기(bakeout)가 가능한 스테인레스 강으로 제작된 초고진공 시스템을 이용하여 고진공 화학증착을 수행하였다. 이 시스템의 바탕 압력(base pressure)은 5.0×10^{-9} Torr 이하로 유지될 수 있었다. 증착용 진공실(vacuum chamber)에는 내부에 잔류하는 기체들의 질량 스펙트럼을 얻을 수 있는 사중극자 질량 분석기(quadrupole mass spectrometer)와 침착 전후뿐만 아니라 침착이 이루어지는 동안에 시료의 표면 구조의 변화를 바로 그 자리에서 관측할 수 있는 반사 고에너지 전자 회절(reflection high energy electron diffraction) 장치가 부착되어 있다. 연구에 사용된 Si(001) 단결정 기질은 비저항이 $1\text{--}4 \Omega\text{cm}$ 인 n형으로, 크기는 $12 \times 25 \text{ mm}^2$ 인 직사각형 모양이다. 이들 Si 시료들은 진공실에 들어가기 전에 Shiraki 방법[17]으로 알려진 화학적 세척 과정을 통해 미리 준비된다. 이 방법으로 시료 표면에 붙어 있는 오염 물질이 완전히 제거되고, 탄소와 같은 물질로 다시 오염되는 것을 방지해 주는 얇은 산화막이 깨끗한 표면 위에 형성된다.

본 연구에서 사용된 프로판(C_3H_8 , 순도 99.95%)과 1, 3-디실라부탄은 기체를 용이하게 다룰 수 있도록 고

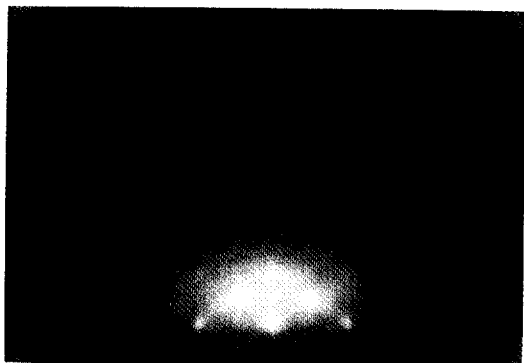


Fig. 1. RHEED pattern taken from a Si(001) surface during carbonization at 760 °C. The incident beam direction is parallel to [110].

안된 시스템에 부착된 개개의 유리구(glass bulbs)에 바탕 압력이 고진공(1×10^{-7} Torr 이하)인 조건에서 옮겨 담았다. 이들은 다시 액체 질소 온도로 얼려서 배기하고 녹이는 순환 과정을 여러 번 반복하여 고진공 하에서 충분한 정제 절차를 거쳐서 사용되었다.

시료가 진공실에 들어가면, 초고진공이나 고진공 하에서 5 시간 이상 650 °C에서 서서히 가열하여 시료 고정대 주위로부터 충분히 기체가 제거되도록 하였고, 완충층(buffer layer)을 만들기 위한 탄화(carbonization) 및 SiC 결정의 적층성장을 위한 침착 과정에 들어가기 직전에 950 °C에서 15 분간 다시 가열하여 보호 산화막을 제거하였다. 이렇게 하여 얻어진 표면을 RHEED로 관측한 결과, 2×1 구조를 가지는 선명한 회절상이 얻어졌고, 이것으로부터 Si 표면이 평탄하고 깨끗함을 확인한 후 탄화와 침착 과정으로 넘어갔다.

Si 기질과 SiC 사이의 격자 상수 및 열팽창 계수의 차를 최소화하기 위한 탄화 방법으로는 Matsunami[18, 19]가 제안한 방법과 유사한 과정을 이용했다. 이것은 가는 석영관 내에서 1200 °C 이상으로 가열되고 있는 Ta 코일을 통해 지나가는 기체 프로판을 열적으로 분해하여 Si 기질에 보내주어, 열분해로 생긴 반응성이 강한 라디칼 종(radical species)들이 Si 표면을 입방 구조의 SiC로 전환시키도록 하는 방법이다. 처음, Si 기질의 온도를 400 °C로 올리고, 이 때부터 열분해된 탄화수소 라디칼 종의 공급을 시작했다. 다음, 대략 10 °C/min의 온도 기울기로 750 °C 까지 Si 기질의 온도를 서서히 올리고 나서, Fig. 1에서 볼 수 있는 것과 같은 3C-SiC RHEED 무늬가 관측될 때까지 실험 조건에 따라 60-120 분

동안 750 °C에서 지속적으로 탄화를 수행했다. Fig. 1은 이 방법으로 Si(001) 표면 위에 단결정 3C-SiC 완충층이 형성되었음을 확인해 준다. 탄화 과정 중의 진공실 내부 압력은 대략 5×10^{-6} Torr로 유지시켰다.

탄화 과정이 완료되면, 진공실의 내부 압력을 1×10^{-8} Torr 이하로 배기하여 프로판으로부터 온 잔류 기체들을 제거한 후, 단결정 3C-SiC의 적층 성장을 위해 진공실 내부를 다시 1, 3-디실라부탄으로 8×10^{-6} Torr 정도의 압력으로 채웠다. 3C-SiC 박막은 전과정을 통해 $5-9 \times 10^{-6}$ Torr의 고진공 하에서 900-1000 °C의 온도 영역에서 Si(001) 표면 위에 침착되었다.

3. 결과 및 고찰

앞의 과정을 거쳐 얻어진 박막의 표면 상태 및 결정 구조의 특성은 반사 고에너지 회절(RHEED), X선 광전자 분광법(XPS), X선 전자 회절(XRD), X선 극점도(x-ray pole figure), 주사 전자 현미경(SEM) 그리고 투과 전자 현미경(TEM) 등을 이용하여 조사하였다. 본 연구에서 얻은 탄화규소 박막의 두께 및 성장률(growth rate)은 시료의 단면을 찍은 SEM과 타원 편광법(ellipsometry)으로부터 추정해 본 결과, 실험 조건에 따라 차이를 보였는데, 각각 0.06-1.0 μm 및 0.02-0.2 $\mu\text{m/h}$ 정도였다. 이들 두께 및 성장률은 침착 전과 침착 중의 진공실 내부의 압력차 및 침착 온도(deposition temperature)가 증가함에 따라 증가하는 일반적 경향을 보였다.

Fig. 2는 18 keV의 입사 에너지를 가지는 전자살을 이용하여 980 °C에서 5 시간 동안 침착된 탄화규소 박막으로부터 얻은 RHEED 패턴이다. 이 그림은 줄무늬를 띠는 점들로 이루어진 비교적 표면이 평탄해 보이는 입방형 탄화규소의 전자 회절상을 보여주고 있는데, 이것은 1,3-디실라부탄을 사용하여 이 온도에서 3C-SiC의 적층 성장이 성공적으로 행해질 수 있음을 나타내고 있다. 그러나 그림에서 주 회절점(main spots)들 주위에 규칙적으로 분포하는 여분의 회절점들이 또한 나타남을 볼 수 있다. 이것은 아마도 얻어진 탄화규소 층 내부에 존재하는 쌍정(twinning)이나 쌍임 결합에 의한 현상으로 판단된다.

CVD를 통해 만들어진 박막은 진공실 내부에서 바로 Fig. 2와 같은 RHEED 분석을 마치면, 이들 박막 표면의 조성비를 조사하기 위해 X선 광전자 분광 장치가 부착되어 있는 초고진공 시스템으로 옮겨졌다. Fig. 3는 본

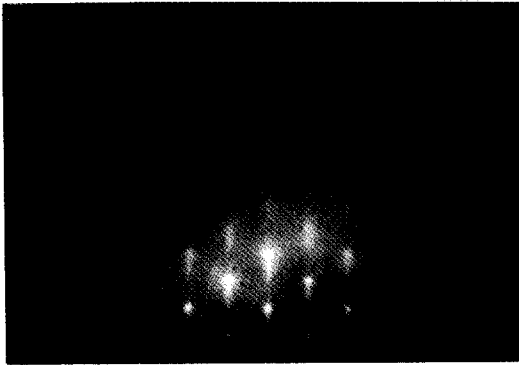


Fig. 2. RHEED pattern of 3C-SiC epilayer grown on a Si(001) substrate for 5 h at 980 °C.

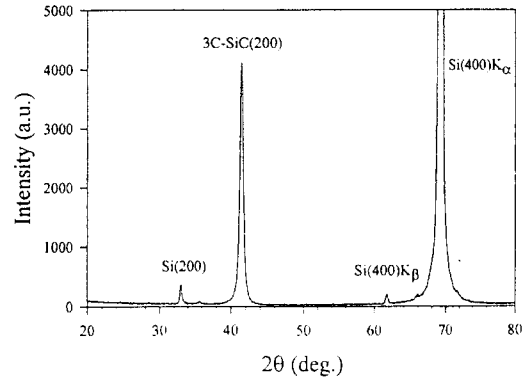


Fig. 4. X-ray diffraction spectrum of a cubic SiC film deposited on Si(001) for 8 h at 950 °C.

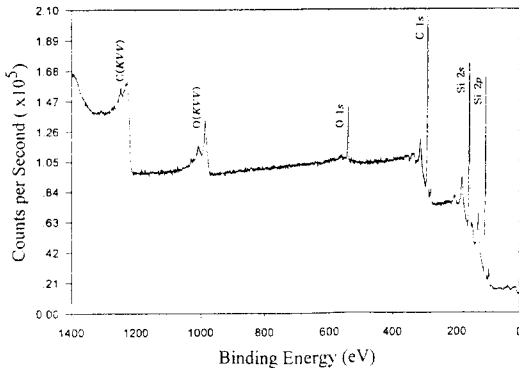


Fig. 3. X-ray photoelectron survey spectrum of a typical SiC film obtained in this work.

연구를 통해 얻어진 탄화규소 박막의 전형적인 X선 광전자 개관 스펙트럼이다. 이 스펙트럼은 주된 신호로 Si 2s(157.6 eV), Si 2p(106.5 eV) 및 C 1s(288.7 eV)의 광전자 봉우리와 함께 C(KVV, 1225 eV)에 의한 Auger 봉우리를 뚜렷이 보여주고 있다(여기서 주어진 결합 에너지들의 시료의 대전에 관한 보정은 하지 않았음). 이들 봉우리 외에 537.7 eV 근처와 983.6 eV 근처에서 산소의 광전자 봉우리와 Auger 신호를 볼 수 있는데, 이것은 시료를 옮기는 도중 대기중에 노출됨으로써 생긴 표면 오염에 기인한 것이다. Si 2p와 C 1s 봉우리에 대한 고분별 스펙트럼의 적분 봉우리 면적으로부터 계산된 규소와 탄소 원자의 조성비는 시료에 따라 약간의 차이를 보이기는 하나, XPS의 실험 오차 범위 내에서 평균값이 1:0.95 였다. 이 값은 정확한 화학량론 값(1:1)에 아주 근사한 결과를 나타낸다. 이들 XPS에 의한 정량 분석은

비록 얻어진 박막의 표면 근처에 대한 결과이긴 해도, 화학량론적으로 볼 때 적절한 탄화규소 박막이 형성되었음을 말해 주고 있다.

Fig. 4는 950 °C에서 8시간 침착하여 얻어진 SiC 박막의 X선 회절 스펙트럼이다. Si(001) 기질로부터 오는 봉우리들 외에는 면방향 (200)의 반사를 나타내는 각도 $2\theta = 41.4^\circ$ 근처에서 나타나는 탄화규소 박막의 입방 구조로 인해 생기는 한 개의 뚜렷한 봉우리만을 관찰할 수 있다. Fig. 4의 결과는 얻어진 박막층이 기질의 표면 방향과 일치하는 한 방향으로만 적층 성장하였음을 의미하고 있다. 우리는 또한 탄화규소 층 내부의 결정 방향들(crystal orientations)의 분포를 조사하기 위해 X선 극점도(Fig. 5)를 측정해 보았다. Fig. 5는 Fig. 4와 같은 시료로부터 측정된 (111) 극점도의 등고선 그림이다. 이 그림은 Si 기질의 면 방향과 그 위에 형성된 탄화규소의 면 방향이 일치하고 있을 뿐만 아니라 그 면에서 RD(rolling direction)에 평행한 방향들까지도 일치하고 있음을 나타내는 이중적층 방향 SiC(001)[110] || Si(001)[110]과 관련된 4개의 강한 (111) 극점 밀도의 극대점들(pole density maxima)만이 검출되었음을 보여 준다. Fig. 5의 결과는 입방형 3C-SiC만이 Si(001) 기질 위에 적층 성장되었음을 말해 주고 있다[20].

얻어진 탄화규소 박막의 표면 형태와 결정성을 조사하기 위해 각각 SEM 및 TEM 분석을 수행하였다. Fig. 6는 950 °C에서 4 시간 동안 적층 성장시킨 약 0.1 μm의 두께를 가지는 3C-SiC 박막의 표면(a)과 단면(b)을 찍은 SEM 사진을 보여 준다. 이들 사진으로 볼 때, 박막의 표면은 꽤 고르고 평활하게 보이기는 하나 약간의 구멍

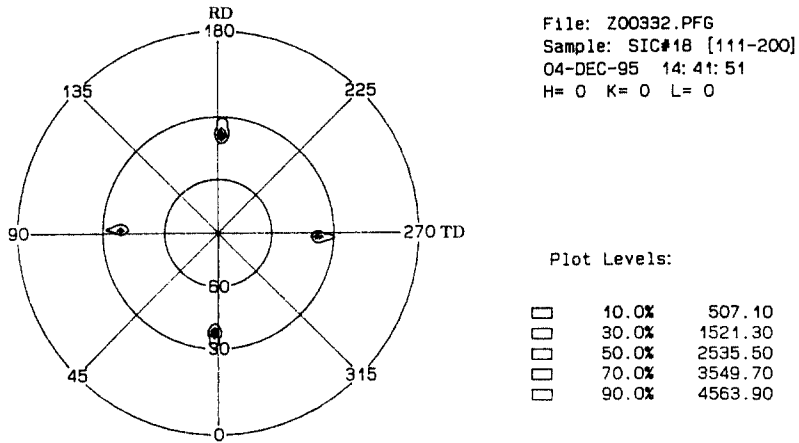


Fig. 5. Contour plot of the measured (111) pole figure of the same film as used in Fig. 4.

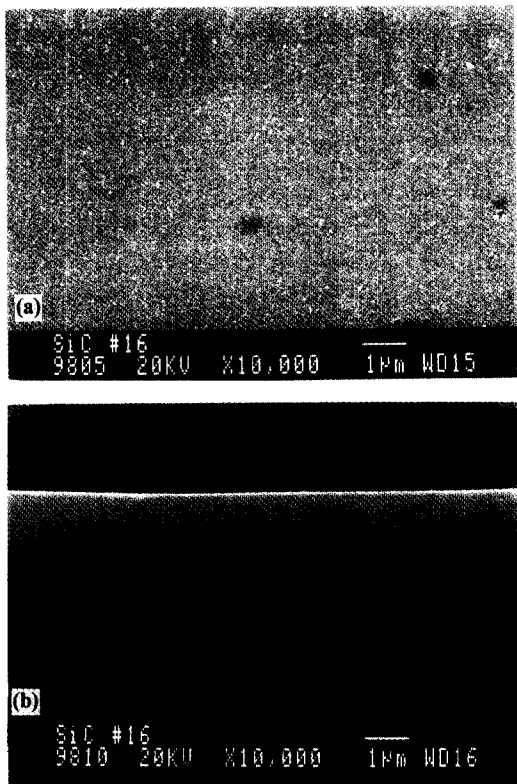


Fig. 6. SEM micrograph of 0.1- μm -thick, epitaxial, monocrystalline 3C-SiC film grown on Si(001) for 4 h at 950 $^{\circ}\text{C}$: (a) plan-view and (b) cross-sectional view.

(pits)이나 틈새(voids)로 보이는 결함들도 나타나 있음을 알 수 있다. 이는 Si 기질 위에 성장시킨 탄화규소 박막



Fig. 7. Plan-view transmission electron diffraction pattern of the same film as used in Fig. 6.

에서 흔히 관측되는 현상으로 알려져 있으며, 이들의 결합 밀도가 충분히 작아야($1/\text{cm}^2$ 이하) 이상적인 반도체 소자로서의 응용 가치와 기능을 발휘할 수 있다[21].

Fig. 7은 Fig. 6와 같은 시료로부터 얻은 박막 표면의 투과 전자 현미경 사진이다. Fig. 7의 TEM 분석을 위한 시료는 플루오르화수소산(HF)과 질산(HNO_3)의 혼합액을 이용해서 시료로부터 Si 기질만을 화학적으로 제거하여 준비하였다. Si 기질을 제거한 후에 남은 순수한 SiC 박막은 눈으로 보아 거의 투명하였다. Fig. 7의 투과 전자 회절 무늬는 얻어진 박막이 입방 구조임을 분명히 보여 주고 있다. 그러나 대부분의 회절점들이 완전한 원형이 아니고 타원형의 모양을 띠고 있음을 볼 수 있다. 이 결과는 본 연구에서 얻어진 탄화규소 박막이 완전한

단결정이기 보다는 낱알이 크고 한 방향으로의 아주 좋은 지향성을 가지고 성장된 다결정성의 적층막(large grain well-oriented polycrystalline material)일 수도 있다는 가능성을 배제하지 않고 있다.

4. 결 론

앞에서 얻은 연구 결과들로부터 우리는 단일 선구 물질인 1, 3-디실라부탄을 사용하여 고진공 조건 하의 온도 영역 900-1000°C에서 완충층을 가지는 Si(001) 기질 위에 성공적으로 탄화규소 박막을 적층 성장시킬 수 있었다. 얻어진 입방형 탄화규소 박막은 비교적 양질의 결정성과 표면 형태를 가질 뿐만 아니라 화학량론적으로도 적합함을 확인하였다. 이 결과는 규소와 탄소 원자가 1:1의 비율로 함유된 단일 선구 물질, 1, 3-디실라부탄이 Si 기질 위에서 입방형 탄화규소의 적층 성장에 적절한 물질임을 증명해 주고 있다. 따라서 앞으로 이 물질을 이용하여 보다 나은 결정성과 균질한 표면 형태를 가지며, 결합 밀도가 충분히 작은 박막의 성장 조건을 찾아 반도체 소자로서의 응용에 필요한 특성에 대한 광범위하고도 깊이 있는 연구가 지속되어야 할 것으로 본다.

감사의 글

본 연구는 과학기술처에서 지원하는 기본 연구 과제의 하나로 수행되었습니다. 저자 중의 한 사람(이경원)은 본 연구를 진행하는 동안 한국 과학 재단으로부터 제공된 부분적인 재정 지원에 감사하는 바입니다.

참고 문헌

1. N. W. Jepps and T. F. Page, "Polytypic transformations in silicon carbide", in *Progress in Crystal Growth and Characterization, Vol. 7-Crystal Growth and Characterization of Polytype Structures*, P. Krishna, Ed.(Pergamon, New York, 1983) chap. 6.
2. D. K. Ferry, *Phys. Rev.* **B1**, 2361 (1975).
3. W. Von Muench, and I. Pfaffender, *J. Appl. Phys.* **48**, 4831 (1977).
4. E. A. Bergemeister, W. Von Muench, and E. Pettenpaul, *J. Appl. Phys.* **50**, 5790 (1979).
5. W. E. Nelson, F. A. Halden, and A. Rosengreen, *J. Appl. Phys.* **37**, 333 (1966).
6. R. J. Trew, J.-B. Yan, and P. M. Mock, *Proceedings of The IEEE* **79**, 598 (1991).
7. R. F. Davis, G. Kelner, M. Shur, J. W. Palmour, and J. A. Edmond, *Proceedings of The IEEE* **79**, 677 (1991).
8. H. Matsunami, *Diamond and Related Materials* **2**, 1043 (1993).
9. H. Matsunami, S. Nishino, and H. Ono, *IEEE Trans. Electron Devices* **ED-28**, 1235 (1981).
10. S. Nishino, J. A. Powell, and H. A. Will, *Appl. Phys. Lett.* **42**, 460 (1983).
11. H. S. Kong, J. T. Glass, and R. F. Davis, *J. Appl. Phys.* **64**, 2672 (1988).
12. S. Karmann, W. Suttrop, A. Schöner, M. Schadt, C. Haberstroh, F. Engelbrecht, R. Helbig, and G. Pensl, *J. Appl. Phys.* **72**, 5437 (1993).
13. S. Motoyama, N. Morikawa, and S. Kaneda, *J. Crystal Growth* **100**, 615 (1990).
14. T. Yoshinobu, H. Mitsui, Y. Tarui, T. Fuyuki, and H. Matsunami, *J. Appl. Phys.* **72**, 2006 (1992).
15. I. Golecki, F. Reidinger, and J. Marti, *Appl. Phys. Lett.* **60**, 1703 (1992).
16. J.-H. Boo, K.-S. Yu, S. H. Yeon, and I. N. Jung, *Chem. Mater.* **7**, 694 (1995).
17. A. Ishizaka, and Y. Shiraki, *J. Electrochem. Soc.* **133**, 666 (1986).
18. T. Yoshinobu, H. Mitsui, Y. Tarui, T. Fuyuki, and H. Matsunami, *Jpn. J. Appl. Phys.* **31**, L1580 (1992).
19. T. Hatayama, Y. Tarui, T. Yoshinobu, T. Fuyuki, and H. Matsunami, *J. Crystal Growth* **136**, 333 (1994).
20. S. Henke, B. Stritzker, and B. Rauschenbach, *J. Appl. Phys.* **78**, 2070 (1995).
21. B. J. Baliga, "Power ICs in the saddle", in *IEEE Spectrum* **July**, 34 (1995).