



단일전구체 (1,3-DSB) 에 의한 저온 SiC 박막 성장에 관한 연구

양재웅^{a*}, 노대호^b, 윤진국^b, 김재수^b

^a 대진대학교 신소재공학과

^b 한국과학기술연구원

A Study on the Low Temperature Growth of SiC Film with a 1,3-DSB Precursor

J.W. Yang^{a*}, D.H. Rho^b, J.K. Yun^b, J.S. Kim^b

^a Dept. of Advanced Materials Science and Engineering, Daejin University

11-1, Sondon-ri, Pochion-up, Poch'on-Gun, Kyonggi-do, Korea.

^b Materials Metal Processing Research Center, Korea Institute of Science and Technology (KIST)

39-1 Hawolgok-gu. Seoul, 136-791, Korea.

(Received 10 January 2003 ; accepted 26 February 2003)

Abstract

Silicon carbide thin film was deposited in APCVD and LPCVD system with 1, 3-DSB precursor. 1, 3-DSB is the single precursor to deposit SiC on Si at low temperature. SiC film was deposited at 850°C lower than ordinary temperature (1000~1200°C) in CVD process. SiC thin film grew to high oriented (111) plane in APCVD system. In LPCVD system, SiC film grew to preferred (220) plane at same temperature. This discrepancy between preferred planes can be described by the difference of deposition mechanism. Amorphous phase and crystal defect were observed in APCVD system with the main growth mechanism of mass transport limited region. But in LPCVD system, we got the SiC film of uniform, faceted structure and high quality.

Keywords : SiC, CVD, precursor

1. 서 론

SiC 박막은 그 전기적, 화학적, 열적 특성이 우수하여 주로 고온, 고주파, 고출력용 전자소자 및 고온이나 부식환경에서 사용되는 전자 소자로서 주목받고 있다. 그 중 3C-SiC는 큰 에너지 밴드 갭과 높은 전자 이동도, 고온에서 안정성이 뛰어나다¹⁾. SiC 단결정 박막을 성장을 시키기 위하여 많은 연구가 진행되어 왔으며, PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition), APCVD (Atmosphere Pressure CVD), LPCVD (Low Pressure CVD) 등의 화학적 증착방법과, MBE (Molecular Beam Epitaxy)²⁾ 등의 방법들이 시도되었다.

APCVD는 반응기의 압력을 상압으로 유지시키

며 반응을 시킴으로서 박막의 성장속도가 매우 빠르다. 그러나 빠른 성장속도에 따라 비정질이 형성될 가능성을 증가시킨다. 이는 결정 및 비정질의 원자배열의 불완전성을 증가시키며, 이는 성장에 관여되는 라디칼이나 분자들이 열역학적으로 보다 안정한 배열의 형성에 필요한 에너지를 얻지 못하기 때문이다. 이러한 불완전성은 대부분의 경우 소자 특성에 악 영향을 미칠 수 있다. APCVD의 경우 반응물속을 결정하는 구간은 LPCVD와는 다른 mass transport limited region에 의해 좌우되며, 이는 gas가 반응표면에 도착하자마자 반응을 일으키는 구역이다.

LPCVD의 경우 반응관 내의 압력이 낮아 gas의 확산속도가 현저히 빨라지고, 물질이 빠르게 고체

* Corresponding author. E-mail : jwyang@daejin.ac.kr

표면으로 전달될 수 있다. 표면에서 반응속도가 유입되는 gas를 따라주지 못하는 경우 전체 반응속도가 표면반응속도에 의해 결정되는 surface reaction region으로 결정된다. 이 구역에서는 mass transport limited region에 비하여 단차 피복성(step coverage)이 뛰어나다. 그러나 온도 증가에 따라서 mass transport limited region으로 반응속도가 결정된다.

대부분의 화학적 증착방법을 통하여 SiC 박막을 증착시키는 경우, 고온에서 Si과 C이 각각 함유된 두 가지 전구체를 사용함으로써 Si 기판과 큰 격자상수의 차이(20%)와 열팽창률 차이(8%)에 의한 높은 인장응력과 이에 따른 결함이 발생한다³⁾. 또한 Si 전구체(SiCl₄, SiH₄ 등)의 경우, 대부분 Cl이 포함되어 있으므로 전체적으로 반응기구가 복잡하고, 반응속도가 감소되는 경향이 있으며 화학양론(stoichiometry)적인 편차를 유발할 수도 있다. Cl이 포함된 가스를 사용하는 경우, 가스의 분해를 위하여 높은 온도(1000~1400°C)가 요구되며, Si기판의 에칭현상이 보고되었으며⁴⁾, 장비의 수명을 단축시키는 단점이 있다.

따라서 이러한 문제점을 해결하기 위하여 Si과 C가 같이 함유된 단일 전구체(methylsilane⁵⁾, hexamethyldisilane⁶⁾, silacyclobutane⁷⁾ 등)를 사용한 연구가 진행되고 있다.

단일 전구체를 사용하는 경우 반응온도를 800~1000°C로 낮춤으로서 Si의 열팽창률 차이에 의한 결함을 감소시킬 수 있으며, Si와 C의 상대적인 비율을 비교적 정확하게 유지할 수 있다.

본 연구에서 사용된 1, 3-DSB(1, 3-Disilabutane, H₃SiCH₂SiH₂CH₃, 98+%, KIST)의 경우, 국내에서 제조된 단일전구체로서 Si와 C의 비율이 1:1로 포함되어 있어, 고품질의 3C-SiC 박막을 제조할 수 있다^{8,9)}. 본 연구에서는 단일전구체로서 1, 3-DSB를 사용하여 증착조건의 변화에 따른 SiC 박막의 성장 특성을 비교, 조사하였다.

2. 실험방법

IR 램프를 열원으로 사용하는 수평 반사로 안에 내경 24mm의 석영튜브를 장착하여 사용하였으며 실험에 사용된 CVD장비의 개요도를 그림 1에 나

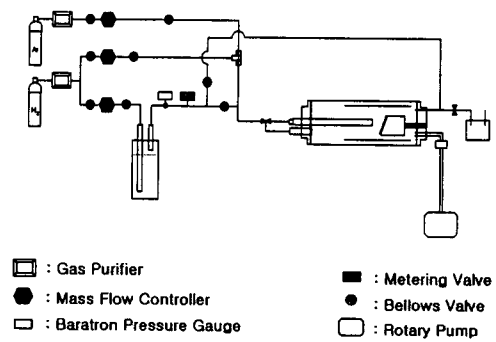


Fig. 1. Schematic diagram of CVD system of SiC deposition using 1, 3-DSB.

타내었다.

Si (100) 기판(p-type, Boron doped)을 Ishizaka와 Shiraki가 제안한 세척방법¹⁰⁾을 사용하여 세척하였다. 먼저 TCE(trichlorethylene), acetone, methylalcohol을 사용하여 각각 10분간 초음파 세척을 통하여 표면의 이 물질을 제거하였다. 이후 표면에 생성된 산화 피막의 제거를 위하여 130°C의 HNO₃ 용액에서 10분간 세척 후 2.5% HF용액을 사용하여 표면의 산화피막을 제거하였다. 이어서 NH₄OH : H₂O₂ : H₂O (1 : 1 : 3) 용액에서 10분간 끓인 후 다시 2.5% HF 용액을 사용하여 세척하였다. 마지막으로 HCl : H₂O₃ : H₂O (3 : 1 : 1) 용액 안에서 90°C로 10분간 유지 후 증류수를 사용하여 세척하였다.

증착조건은 먼저 H₂ 분위기에서 thermal etching을 실시한 후 증착하거나, 진공분위기에서 thermal etching을 실시한 후 증착을 실시하였으며 전체 반응을 APCVD와 LPCVD를 통하여 진행시킴으로서 증착조건이 결정성에 미치는 영향을 조사하였다. 시편을 SiC susceptor 위에 올려놓은 후, 내부의 불순물 가스를 제거하기 위하여, 99.9999% 순도를 가진 Ar 가스를 2slm의 유량으로 약 10분간 흘려주었다. 이후 다양한 조건으로 thermal etching을 실시한 후, 수소를 carrier gas로 사용하여 1, 3-DSB 용액을 H₂ gas로 bubbling하여 증착하였다. LPCVD의 경우 bubbler 내의 압력을 조정하여 박막을 증착하였다.

증착된 막의 조성은 XRD(X-ray diffraction : Geigerflex, DMAX-IIA, Rigaku)를 사용하여 관찰하였으며, 표면과 단면의 조직은 FE-SEM(Field Emission-Scanning Electron Microscope : S-4100,

Hitachi) 과 광학현미경 (Axioplan 2, Zeiss) 을 사용하여 관찰하였다. 비정질 박막의 조성은 FTIR/Raman (Fourier Transform Infrared/Raman Spectrometer : IFS 120HR, Bruker), 시편의 결정성은 STEM(Scanning Transmission Electron Microscope : CM-30, Philips)을 사용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

APCVD system에서 H₂ 분위기를 사용하여 850 °C부터 1000 °C까지 온도를 변화시켜 30분간 열처리 한 후, 850 °C에서 10분간 1, 3-DSB를 흘려주면서 SiC를 증착시킨 경우, XRD 분석결과 모든 소스가스의 공급량에 관계없이 그림 2의 (a)와 같이 나타남으로서 SiC가 증착되지 않음을 알 수 있었으며, 또한 전처리 시간을 변화시켜며 측정된 결과도 SiC는 관찰되지 않았다. 즉, H₂ 분위기에서 열처리 후 증착한 시편에서는 SiC가 증착되지 않았으며, 이는 전형적인 APCVD에서 일어나는 비정질 박막의 형성과 관련이 있는 것으로 여겨진다.

그림 2는 진공분위기에서 850 °C에서 30분간 열처리 후 희석가스로 수소 300sccm을 흘려주면서 전구체의 공급량을 바꾸어가며 증착한 시편의 조성을 XRD로 분석한 결과이다. 전구체의 공급량이 50sccm의 경우 H₂ 분위기의 열세척의 경우와 같이 SiC가 증착되지 않음을 알 수 있었으며 100 sccm 이상 일 때 (111)방향의 SiC peak가 관찰되었다. 그림 3은 증착온도가 950 °C일 때 증착된 시편의 XRD 분석결과이며, 초기에 단결정으로 성

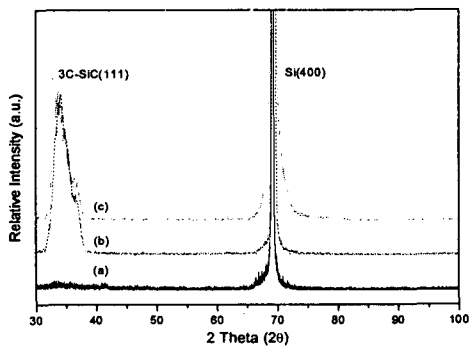


Fig. 2. XRD patterns of SiC deposited films in APCVD system at 850 °C during 10 minutes with each precursor flow, (a) 50sccm (b) 100sccm (c) 500sccm.

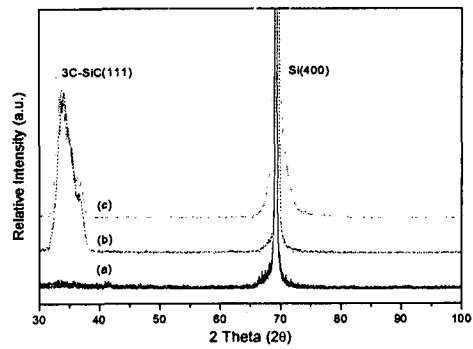


Fig. 3. XRD patterns of SiC deposited films in APCVD system at 950 °C during 10 minutes with 100sccm flow of 1, 3-DSB.

장되었던 SiC가 증착온도 증가에 따라 다결정화됨을 알 수 있었다.

그림 4는 LPCVD system을 사용하여 0.3torr로 반응로 내의 압력을 고정시킨 후, 1,3-DSB의 공급량을 5sccm으로 흘려주면서 (bubbler내의 압력 : 500torr) 증착한 결과로서 30분 증착 후 SiC (220) peak가 관찰됨을 알 수 있었다.

그림 2, 3, 4에서 보는 바와 같이 Fischman 등이 제안한 1, 3-DSB와 유사한 단일 전구체인 MTS (Methylsilane)의 열역학적 예측 연구¹¹⁾에서 존재할 것으로 고려되었던 free carbon peak는 관찰되지 않음을 알 수 있었다. 이는 증착층 내에서 비극성의 C 함유 화학종이 극성을 가진 Si 함유 화학종에 비하여 흡착 및 반응 속도가 느리기 때문에 free carbon이 존재하지 않는 것으로 생각된다. 또한 LPCVD공정의 경우에 관찰된 SiC의

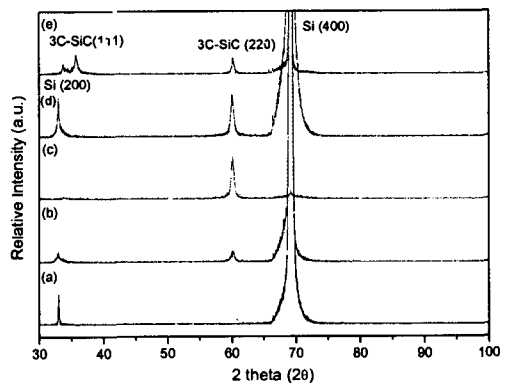


Fig. 4. XRD patterns of SiC deposited films in LPCVD system. (a) 750 °C during 30 minutes (b) 750 °C during 60 minutes (c) 850 °C during 30 minutes (d) 850 °C during 60 minutes (e) 950 °C during 30 minutes.

peak가 APCVD와 다른 (220)면의 우선방위성을 가지고 증착됨을 알 수 있었으며 증착온도가 950 °C에 이르면 (111)면의 SiC가 관찰되어 다결정화를 알 수 있었다.

일반적으로 증착된 박막이 강한 우선 방위성을 가지고 있으며, 이러한 우선방위는 핵 생성·성장 단계와 밀접한 관계를 가지고 있다. 우선방위에 영향을 미치는 주요 인자로는 기판재료, 표면층의 구조, 조성이외에 증착공정변수(온도, 시간, 압력, 증착속도) 등이다. 특히 SiC의 경우 우선방위성에 영향을 미치는 주요인자로는 다결정성 핵의 존재, non-stoichiometry, 소스가스의 농도 등이다. 이러한 현상을 Walton¹²⁾은 임계 핵구조의 관점에서 설명하였고, Drift¹³⁾는 가장 빨리 수직으로 성장되는 결정면들에 의하여 성장된다는 “Evolutionary Selection rule”을 주장하였다. 또한 Lee¹⁴⁾는 “유리하게 배향된 결정들의 생존된 선택 (The selection for survival of crystals which are favorably oriented)” 이라는 모델로 설명하였다. 이 모델은 낮은 반응온도에서는 증착물이 최소 표면에너지를 가지는 면으로 우선 성장하려고 하지만 반응물의 농도 및 온도의 증가에 따라 덜 안정된 표면에너지를 가지는 면으로 배향성이 변화된다는 것이다. Chin 등¹⁵⁾의 연구에 의하면 2H-SiC 단결정이 존재할 경우, (111)면의 intensity를 증가시키고, 3C-SiC의 경우 (220)면의 intensity를 증가시킨다고 보고하였다. Lee 등¹⁴⁾은 진공 증착한 금속박막의 우선 성장기구조 증착온도와 반응가스의 농도를 제시하였으며, FCC 구조를 가진 금속의 경우 온도와 농도에 따라 증착속도가 증가하고 우선방위는 {111}, {100}, {110}의 순서이며 이유로는 {111} 방향의 표면에너지가 가장 낮기 때문이라고 제시하였다. 즉 온도 증가에 따라 (111), (100), (110)면의 순서로 배향성이 변화된다는 것이다. 이와 같은 현상은 ceramic 박막의 증착공정에서 검증되었다. Garbriel 등의 TiN 증착 연구¹⁶⁾에서 증착속도가 느려짐에 따라서 (111) 방향에서 (200) 방향으로 우선 결정방위가 변화하였으며, 이는 B1-NaCl구조를 가진 TiN의 경우 표면 에너지의 크기 관계가 식 (1)과 같기 때문이라고 보고하였다.

$$\gamma(100) < \gamma(110) < \gamma(111)^{17)} \quad (1)$$

SiC의 경우, 증착온도가 높고 반응기체의 농도가 높을 때 증착속도가 증가하고, strain energy가 증가하여 (110)면으로 성장하고, 증착속도가 느릴 경우, 표면에너지가 낮은 (111)면으로 우선 성장한다고 보고되었다¹⁸⁾. Pampunch 등의 연구¹⁹⁾에서 3C-SiC의 성장방향은 <110>이며, 이는 facet의 주된 성장면이 (110)이 된다고 설명하였다. 이러한 관점에서 APCVD와 LPCVD system에 의한 증착결과를 비교하면 APCVD system의 경우 상대적인 증착속도는 LPCVD system에 비하여 빠르나, 반응의 주된 율속단계가 mass transport limited region에 의하여 진행되어 표면 에너지가 낮은 (111)면으로 표면에 흡착된 화학종이 이동하게 되고, 이에 의하여 (111)면의 우선방위로 성장하는 것으로 보인다. APCVD system의 경우, 기판에 도착하는 기체 화학종이 가지는 에너지가 낮고, 반응에 참여할 확률이 LPCVD system 비하여 매우 낮아서 반응기체가 표면에 유동될 가능성이 크다. 이러한 증착공정에 의해 생성된 박막은 불완전한 원자배열을 가질 확률이 증가하여 표면에 비정질화 될 가능성이 존재한다.

LPCVD system을 사용하여 증착한 경우, 앞서 설명된 연구 결과와 같은 방향인 (220)면을 우선방위로 하여 성장하였으며, 온도증가에 따라 다결정화 되면서 (111)면의 peak가 관찰되기 시작함을 알 수 있었다. LPCVD system에서는 분해되어 기판에 도착하는 반응종이 가지는 에너지가 크고 충돌되어 표면에 쉽게 유동할 확률이 적기 때문이다.

그림 5 (a)는 APCVD system에서 950°C, 10분 동안 1, 3-DSB를 100sccm 흘려주면서 증착시킨 시편의 표면사진이다. 매우 거친 표면조도를 가지는 모자이크 구조를 보여주고 있으며 이는 전형적인 다결정질 SiC 박막의 특징을 보여준다. 이와 비교하여 LPCVD system을 이용하여 얻어진 (d)의 표면은 매우 균일한 표면을 보여주고 있으며 우수한 질의 박막이 얻어짐을 알 수 있었다. (b)와 (c)는 APCVD system을 사용하여 850°C 10분간 증착시킨 시편의 표면과 단면 사진이다. 전형적인 facet 구조를 가지며 표면에 SiO₂ 덩어리(가운데 밝은 이미지의 덩어리)와 결정립을 따라 형성된 작은 구형의 조직이 관찰되었다. 단면 사진

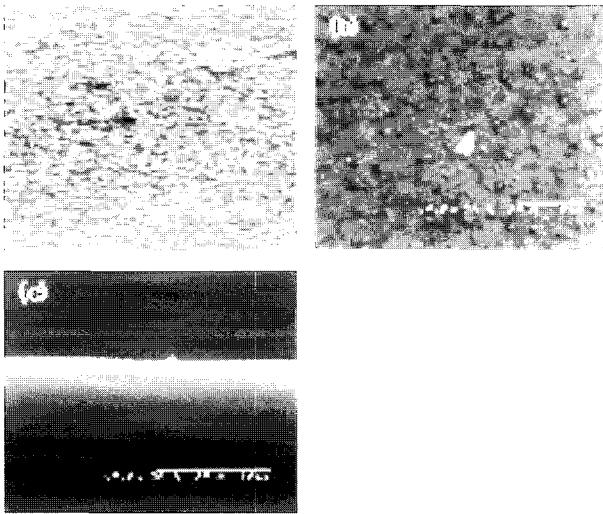


Fig. 5. SEM images of deposited SiC films with various conditions,
 (a) surface of film at 950°C, 10min with 100sccm of 1, 3-DSB in APCVD
 (b) surface of film at 850°C, 10min with 100sccm of 1, 3-DSB in APCVD
 (c) cross section of film at 850°C, 10min with 100sccm of 1, 3-DSB
 (d) surface of film at 850°C, 30min with 5sccm of 1, 3-DSB in LPCVD.

에서 알 수 있듯이 표면 근처에서 수 μm 크기의 void가 형성됨을 알 수 있었다. 이러한 현상의 원인으로 추정되는 것은 APCVD system에서 주된 율속단계인 mass transport limited region의 영향으로 여겨지며, 증착반응 중 일어나는 균일반응 (homogeneous reaction)이 상당한 기여를 하여 생성된 핵들에 의하여 기판표면에 핵 생성위치 (nucleation site)로 작용하여 이를 중심으로 작은 구형의 입자가 형성되는 것으로 생각된다. 또한 이러한 입자들이 표면의 비정질 막 형성에 기여를 한다고 생각된다. 그림 5 (c)의 단면사진에서 관찰되는 Si 기판과 SiC 증착면 사이의 void는 증착반응 시간이 짧아서 발생하는 반응의 불완전성 때문에 형성된다. 이러한 현상을 억제하기 위하여 일반적인 경우 CH_4 등의 가스를 먼저 불어넣어 carbon buffer층을 형성시키기도 한다²⁰⁾.

증착된 박막의 morphology는 핵 생성 및 성장간의 상대적인 경쟁관계에 의해 좌우된다. 저온영역에서 생성되는 미세한 결정립은 상대적으로 낮은 열에너지를 가지는 기체들이 흡착된 후 표면이동에 제한을 받게되고, 결국 growth site 보다는 nucleation site에 증착이 쉽게 이루어져 성장보다

핵생성이 촉진되기 때문이다. 온도가 증가함에 따라서 표면에 흡착된 기체들이 growth site로의 표면이동이 활발해지고, 결정립 성장과정을 거치게 된다. 또한 온도가 더 증가하면 facet구조를 나타내게 된다. 즉 온도가 증가함에 따라서 충분한 에너지를 가지고 흡착된 기체가 에너지적으로 덜 안정된 표면에너지를 가지는 면, 즉 facet의 성장면 (220)에 이동을 함으로서 안정된 구조를 가지게 되고, 시간의 증가에 따라 명확한 facet 구조를 가지게 된다.

LPCVD system을 사용하여 증착된 시편의 경우에 일반적인 결정질 박막에서 그림 5 (b)에서 형성된 것보다 미세한 facet 구조가 관찰되었으며 이것은 고품위의 박막 특성을 보여준다. 이러한 현상은 충분한 에너지를 갖고 흡착된 기체종들의 상호경쟁이 증가되고, 이 영향으로 인하여 growth site 보다 nucleation site에 쉽게 증착이 이루어지기 때문으로 보인다. 이런 현상에 대하여 Sladek 등²¹⁾은 균일반응이 반응관 외벽에 분말형성 외에도 막의 성장에 중요한 역할을 한다고 설명하였다. 즉, 균일반응에 의하여 생성된 핵 (nuclei)들이 기판 표면에 핵 생성위치 (nucleation site)로 작용하여 핵형성보다 성장단계가 우세하게 표면반응을 진행시킨다고 볼 수 있다.

850°C에서 30분간 열처리한 후, 850°C에서 10분간 소스가스를 50sccm 흘려주면서 증착시킨 시편의 투과전자현미경 관찰에 의한 결과를 그림 6 (a), (b)에 나타내었다. 약 0.6 μm 의 비정질 막이 형성됨을 알 수 있었다. XRD 측정결과(그림 2 (a))와 비교하여 보면 SiC가 성장되지 않는 조건에서 아주 균일한 SiC 비정질 박막이 형성됨을 알 수 있었으며, 그림 7은 비정질박막으로 성장된 SiC film을 FTIR로 분석한 결과로서 대부분 C-Hn과 Si-CH₂-Si로 구성된 비정질 박막임을 알 수 있었다. 앞서 설명된 APCVD system의 증착기구에 의해 비정질 막이 생성된 것으로 보이며, 이 경우 반응에 필요한 충분한 양의 소스가스가 도달하지 않았기 때문이었다.

같은 조건에서 소스량을 100sccm으로 변화시켜 증착시킨 경우, XRD 결과(그림 2 (b))에서는 관찰할 수 없었던 500nm 두께의 비정질 층이 관찰되었고 그 아래에 결정화된 SiC가 존재함을 알 수

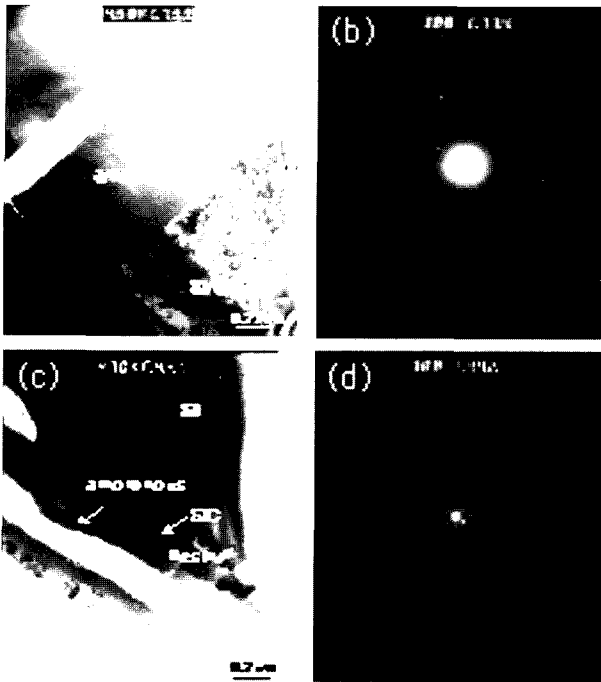


Fig. 6. TEM images and SAED patterns of SiC deposited films in APCVD system at 850°C during 10 minutes, (a), (b) 50sccm of 1, 3-DSB (c), (d) 100sccm of 1, 3-DSB.

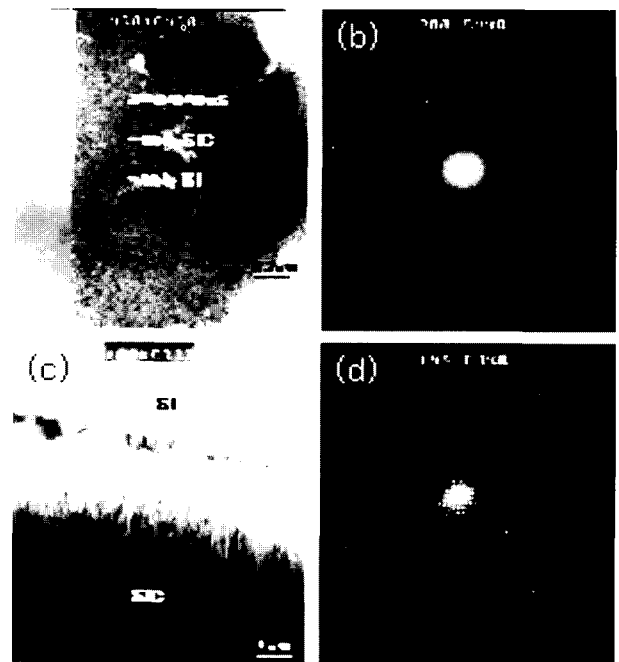


Fig. 8. TEM images and SAED patterns of SiC deposited films, (a), (b) 950°C, 10min with 100sccm of 1, 3-DSB in APCVD (c), (d) 850°C, 10min with 5sccm of 1, 3-DSB in LPCVD.

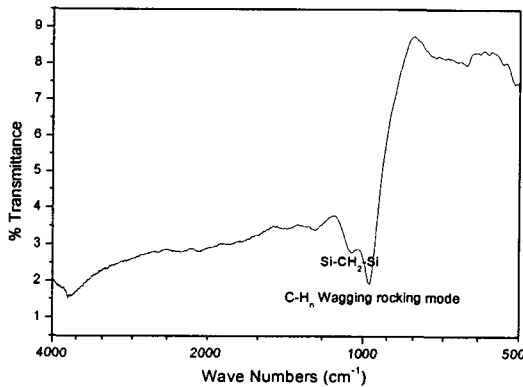


Fig. 7. Infrared spectrum of SiC deposited film in APCVD system at 850°C during 10 minutes with 50sccm of 1, 3-DSB.

있었다. APCVD system을 사용한 시편의 경우, 대부분 일정두께 이상의 비정질 박막을 가지고 있음을 알 수 있었으며 이때 형성된 표면에 형성된 비정질 막은 nucleation site로 이동하여 결정화되기 충분한 시간을 가지지 못한 화학종들이 빠른 냉각속도를 가진 냉각과정 중 비정질 막을 형성하는 것으로 보인다.

그림 8 (a), (b)는 APCVD system에서 950°C의 온도에서 10분간 100sccm의 1, 3-DSB를 흘려

주면서 증착시킨 시편의 투과전자현미경 사진이다. 다결정화된 Si과 다결정화된 SiC가 관찰되었으며, 이는 그림 3에 보여진 XRD 결과와도 일치한다. 높은 반응온도와 충분한 소스가스의 공급량에 의하여 다결정화된 SiC 핵이 형성되고, 이에 따라 다결정질화 되는 것으로 생각되며, 이때에도 마찬가지로 비정질화된 SiC가 내부에 관찰되었다.

그림 8 (c), (d)는 LPCVD를 사용하여 850°C에서 10분 증착시킨 시편의 투과전자현미경 분석 결과이며, 비정질 막이 없는 결정질 SiC가 형성됨을 알 수 있었다. 그림 8 (d)에서 보여진 SAED(Selected Area Electron Diffraction) pattern을 분석한 결과, 입방정 구조를 가지는 단결정 박막임을 알 수 있었다. 그림 8 (c)에서 보이는 것과 같이 Si와 SiC 증착막 사이의 입계가 선명하게 구분되며, 일반적인 고온에서(1000~1200°C) 화학증착으로 형성된 계면에서 관찰되는 void가 존재하지 않음을 알 수 있었다. 이는 낮은 증착온도로 인하여 결함의 생성이 억제되고, 고품질의 박막이 형성되어 있음을 알 수 있다. 그림 8 (c)에서는 Chin 등의 연구¹⁵⁾에서 관찰된 columnar 구조가 관찰되

었으며, 이것은 증착과정 중 반응관에서의 과포화도가 크고 시편내의 온도구배가 적어 핵생성이 우선적으로 발생되고 증착층에서 결정성장이 표면반응을 제어하기 때문이라고 생각된다.

4. 결 론

3-DSB를 사용하여 APCVD와 LPCVD system을 사용하여 SiC 박막을 증착시킨 결과는 다음과 같이 요약된다.

1) H₂ 분위기에서 열세척 공정을 거치면 대부분 비정질 박막이 형성되어 SiC가 증착되지 않았다.

2) 진공 중에서 열세척 후 APCVD system을 사용하여 증착시킨 결과, 100sccm 이상의 유량에서 (111)면으로 배향된 SiC 박막이 증착되었으며, LPCVD의 경우 (220)면으로 배향된 SiC가 증착되었다. 전체적인 반응온도는 850°C로 기존의 고온공정보다 낮은 온 도에서 증착이 이루어졌다. 증착 system의 차이에 의한 우선 성장면의 변화는 증착시 일어나는 반응의 율속단계의 차이에 의한 것으로 보인다.

3) APCVD system에서 증착된 박막의 경우 대부분 비정질 막이 존재하였으며, 이는 충분 하지 못한 기체분자종의 표면이동의 제한과 함께 nucleation site로 이동하여 결정화되 기에 충분한 시간을 가지지 못한 화학종들이 빠른 냉각과정 중 비정질막을 형성한 것으로 생각된다. 한편, LPCVD system을 사용하여 증착시킨 경우, 비정질 층과 SiC/Si 계면의 결합이 없는 고품질의 단결정 SiC 박막을 얻을 수 있었다.

REFERENCE

1. D. J. Cheng, W. J. Shyy, D. H. Kuo, M. H. Hon, *J. Electrochem. Soc.*, 134(12) (1987) 3145.
2. T. Fuyuki, M. Nakayami, T. Yoshinobu, H. Shiomi, H. Matsunami, *J. Cryst. Growth*, 65 (2) (1989) 461.
3. C. H. Wu, C. Jacob, X. J. Ning, S. Nishino, P. Pirouz, *J. Cryst. Growth*, 158 (1996) 480.
4. A. Josiek, F. Langlais, *J. Cryst. Growth*, 160 (1996) 253.
5. Doo-Jin Choi, Joon-Woo Kim, *J. Kor. Ceram. Soc.*, 34 (8) (1997) 825.
6. K. Takahashi, S. Nishino, J. Saraie, *J. Electrochem. Soc.*, 139 (1992) 3565.
7. A. J. Steckl, C. Yuan, J. P. Li, M. J. Loboda, *Appl. Phys. Lett.*, 63(24) (1993) 3347.
8. K. W. Lee, K. S. Yu, Y. Kim, *J. Cryst. Growth*, 179 (1997) 153.
9. K. W. Lee, K. S. Yu, J. H. Boo, Y. Kim, T. Hayatayama, T. Kimoto, H. Matsunami, *J. Electrochem. Soc.*, 144 (4) (1997) 1474.
10. Ishizaka A., Shiraka Y., *J. Electrochem. Soc.*, 133 (1986) 666.
11. G. S. Fischman, W. T. Petuskey, *J. Am. Ceram. Soc.*, 68 (4) (1985) 185.
12. D. Walton, *Phil. Mag.*, (1962) 1971.
13. A. Van der Drift, *Philips Res. Repts.*, 22 (1967) 267.
14. D. N. Lee, *J. Mater. Sci.*, 24 (1989) 4375.
15. J. Chin, P. K. Gantzel, R. G. Hudson, *Thin Solid Films*, 40 (1977) 57.
16. H. M. Gagriel, K. H. Kloos, *Thin Solid Films*, 118 (1984) 243.
17. L. Hultman, J. E. Sundgren, L. C. Market, J. E. Greene, *J. Vac. Sci. Technol.*, A7(3) (1989) 1187.
18. Dong-Joo Kim, Doo-Jin Choi, Young-Wook Kim, Shang-Whan Park, *J. Kor. Ceram. Soc.*, 32 (4) (1995) 419.
19. R. Pampuch, L. Stobierski, *Ceramurgia International*, 3(2) (1977) 43.
20. A. Addamiano, J. A. Sprague, *Appl. Phys. Lett.*, 44(5) (1984) 525.
21. K. J. Sladek, *J. Electrochem. Soc.*, 118(4) (1971) 654.