

메틸트리클로로실란을 이용한 화학증착 탄화규소의 증착율 및 굽힘강도 특성에 미치는 온도의 영향

송준백*** · 임항준*† · 김영주** · 정연웅** · 류희범** · 이주호**

Effect of Temperature on the Deposition Rate and Bending Strength Characteristics of Chemical Vapor Deposited Silicon Carbide Using Methyltrichlorosilane

Jun-Baek Song***, Hangjoon Im*†, Young-Ju Kim**, Youn-Woong Jung**,
Hee-Beom Ryu**, Ju-Ho Lee**

ABSTRACT: The effects of deposition temperature on chemical vapor deposited silicon carbide (CVD-SiC) were studied to obtain high deposition rates and excellent bending strength characteristics. Silicon carbide prepared at 1250~1400°C using methyltrichlorosilane(MTS : CH_3SiCl_3) by hot-wall CVD showed deposition rates of 95.7~117.2 $\mu\text{m/hr}$. The rate-limiting reaction showed the surface reaction at less than 1300°C, and the mass transfer dominant region at higher temperature. The activation energies calculated by Arrhenius plot were 11.26 kcal/mole and 4.47 kcal/mole, respectively. The surface morphology by the deposition temperature changed from 1250°C pebble to 1300°C facet structure and multi-facet structure at above 1350°C. The cross sectional microstructures were columnar at below 1300°C and isometric at above 1350°C. The crystal phases were all identified as β -SiC, but (220) peak was observed from 1300°C or higher at 1250°C (111) and completely changed to (220) at 1400°C. The bending strength showed the maximum value at 1350°C as densification increased at high temperatures and the microstructure changed from columnar to isometric. On the other hand, at 1400°C, the increasing of grain size and the direction of crystal growth were completely changed from (111) to (220), which is the closest packing face, so the bending strength value seems to have decreased.

초 록: 화학기상증착 탄화규소(CVD-SiC)의 높은 증착율과 우수한 굽힘강도 특성을 얻기 위해 증착온도에 대한 영향을 연구하였다. Hot-wall CVD 방법으로 메틸트리클로로실란(MTS : CH_3SiCl_3)을 이용하여 1250~1400°C 조건에서 제조된 탄화규소는 95.7~117.2 $\mu\text{m/hr}$ 정도의 증착율을 보였다. 율속반응은 1300°C 미만에서는 표면반응, 그 이상의 온도에서는 물질전달 지배영역 특성을 나타내었다. Arrhenius plot을 통해 계산한 활성화 에너지는 각각 11.26 kcal/mole과 4.47 kcal/mole이었다. 증착온도별 표면 형상은 1250°C pebble에서 1300°C facet 구조로 변하였고, 1350°C 이상에서는 multi-facet 구조를 나타내었다. 단면 형상은 1300°C 이하에서 columnar, 1350°C 이상에서 isometric 구조를 보였다. 결정상은 모두 β -SiC로 확인되었지만 결정성장 방향은 1250°C (111)에서 1300°C 이상부터 (220) peak가 관찰되었으며, 1400°C에서는 (220)으로 완전히 변함을 알 수 있었다. 굽힘강도 특성은 증착온도가 증가할수록 치밀화되고, columnar에서 isometric 조직으로 변화되면서 1350°C에서 최대값을 나타내었으며, 1400°C에서는 grain size 증가와 결정성장 방향이 최밀충진면인 (111)에서 (220)으로 완전히 변하면서 감소된 것으로 보인다.

Received 22 January 2018, received in revised form 26 April 2018, accepted 28 April 2018

*Department of Advanced Materials Engineering, Korea Polytechnic University, Siheung 15073, Korea

*†Department of Advanced Materials Engineering, Korea Polytechnic University, Siheung 15073, Korea, Corresponding author (E-mail: hjim@kpu.ac.kr)

**R&D Center, DS Techno Co., Ltd., Wonju 26498, Korea

Key Words: 화학기상증착(Cheical Vapor Deposition), 탄화규소(Silicon Carbide), 증착온도(Deposition Temperature), 율속반응(Rate-limiting Reaction), 증착율(Deposition Rate), 굽힘강도(Bending Strength)

1. 서 론

탄화규소는 고온에서의 높은 강도와 우수한 내화학성, 내산화성, 열전도성, 낮은 열팽창계수 및 넓은 에너지 밴드 갭, 높은 전하 이동도, 내전압 특성으로 인해 기계 부품, 고온구조재료, 반도체용 부재, 전력반도체 등 광범위한 분야에 응용되고 있는 뛰어난 소재이다[1-6]. 특히 화학기상 증착법으로 제조된 탄화규소(CVD-SiC)는 Si 및 C를 포함하는 기체상을 사용하여 직접 탄화규소를 형성하기 때문에 일반 탄화규소 제조공정에서 요구되는 온도보다 낮은 1200~1500°C 범위에서 소결조제 첨가 없이 고순도이면서 이론 밀도에 근접하는 치밀한 탄화규소를 제조할 수 있다. 이에 따라 고온용 혹은 내식성 소재의 표면 보호층이나 기계적 특성 향상을 위한 코팅 연구가 활발히 진행되어왔다[7-18].

최근에는 MOCVD wafer carrier, plasma etcher, rapid thermal processing ring 등 반도체 공정용 부품을 중심으로 bulk 형태의 고기능성 CVD-SiC 소재에 대한 관심과 연구가 급증하고 있다[19-22]. 반도체 제조 공정에는 CVD 공정과 같은 고온 공정 및 산화 확산 공정, 에칭 공정 등이 포함되어 있어 갈수록 가혹한 제조 공정에서 CVD-SiC 소재의 활용성은 더욱 증가되고 있다. 특히 반도체 고기능화를 위한 선풍 미세화 및 3D 낸드 고적층화 추세에 따라 고출력 플라즈마 환경에서의 식각공정 증가로 CVD-SiC bulk 소재는 차세대 반도체 공정재료로 주목받고 있다.

CVD법에 의한 SiC 증착막 형성은 반응 가스 전구체로 주로 MTS를 사용하고 있으며, 원료기체 및 희석기체의 분압, 증착압력, 증착온도, 기체 유량 등과 같은 공정조건에 의한 SiC 증착율 및 증착막 특성에 관한 많은 연구들이 수행되어져 왔다[7-17]. 그러나 SiC 코팅층 두께가 수십~수백 마이크로미터 정도로 얇기 때문에 증착 기판과 분리하여 bulk 형태의 CVD-SiC 소재를 얻을 수 없었다. Bulk 형태의 CVD-SiC 제조를 위해서는 높은 증착율이 요구되지만 대부분 연구에서의 증착율은 50 $\mu\text{m/hr}$ 이내 수준이었다[8-10]. 따라서 SiC 코팅층 형태로 물성을 평가해야 하는 어려움과 한계에 봉착하였다. 즉, 기계적 특성평가의 경우 나노 인텐테이션을 이용한 경도와 탄성계수 측정으로 한정되었고[10,11,14] 굽힘강도 특성은 평가할 수 없었다.

한편, 기존의 SiC bulk 제조법으로는 growth from melt, Lely growth, seeded sublimation growth, HTCVD(high temperature chemical vapor deposition) 등이 있다. Growth from melt 방법은 SiC를 액체 상태로 유지하기 위하여 상당

한 비용이 필요하며, Lely growth와 seeded sublimation growth 방법은 powder를 source로 사용하기 때문에 균일한 막 생성이 어렵고, 성장 속도는 약 0.1 mm/hr 정도이다[23]. 반면 HTCVD 방법은 gas precursor의 직접적인 열분해를 이용하기 때문에 고순도의 균일막을 제조할 수 있으며, SiC 성장 속도는 1 mm/hr 이상으로 대단히 높다[24]. 그러나 다른 SiC bulk 제조법과 마찬가지로 1800~2600°C 정도의 높은 공정온도와 제조비용, 3 inch 이내의 소형 크기 제조에 적합한 방법으로 주로 전력반도체용 SiC 단결정 제조에 사용되고 있다.

따라서 본 연구에서는 반도체 공정용 부품 적용을 위해 hot-wall CVD 방법으로 1400°C 이하의 상대적으로 낮은 온도에서 외경 15 inch 정도의 bulk SiC 제조를 위한 실험을 진행하였다. 이때 화학양론적인 SiC 증착이 이루어지는 원료의 비 및 증착압력 조건에서 100 $\mu\text{m/hr}$ 이상의 높은 증착율과 우수한 기계적 특성을 얻기 위해 MTS 유량을 가능한 최대 수준에서 증착온도를 변수로 설정하여 각각의 bulk형 CVD-SiC 시편을 제조하였다. 증착온도에 대하여 증착율 산출과 율속반응을 결정하였고, Arrhenius plot으로부터 활성화 에너지를 계산하였으며, 미세구조 및 결정상 변화를 관찰하였다. 또한 밀도 및 기공율과 굽힘강도를 측정하였고, 증착온도에 대한 지배반응이 굽힘강도 특성 변화에 미치는 영향을 해석하고자 하였다.

2. 실험 방법

Hot-wall CVD 장비를 이용하여 ring 형태의 외경 380 mm, 내경 280 mm, 두께 6 mm 등방성 고순도 흑연(G330, Tokai Carbon, Japan) 위에 SiC를 증착하였다. Fig. 1은 CVD 장비의 개념도를 나타낸 것으로 SiC의 원료물질은 MTS (methyltrichlorosilane, CH_3SiCl_3 , 99%, KCC, Korea), 운송 및 희석 가스로는 수소를 사용하였다. Fig. 2는 CVD-SiC 실험공정을 나타낸 것으로 흑연 기판 로딩, 질소 퍼징 및 진공을 통한 챔버 내 공정압력 조절, 증착온도까지 승온, 반응가스 투입에 따른 SiC 증착, 질소 가스 공급을 통한 기판 상 미반응 물질 제거와 냉각 순서로 진행하였다. 이때 SiC 증착압력은 200 Torr, 가스 유량은 MTS 4.6 slpm 및 H_2 41.4 slpm으로 H_2/MTS 가스 비율을 9로 고정하였으며, 1250~1400°C 범위에서 증착온도별로 각각 48 hr 동안 증착을 실시하였다.

증착이 완료된 시편은 8등분하여 영상현미경(Xi-CAM, BESTECVISION, Korea)을 통해 증착두께를 측정하였고, 평

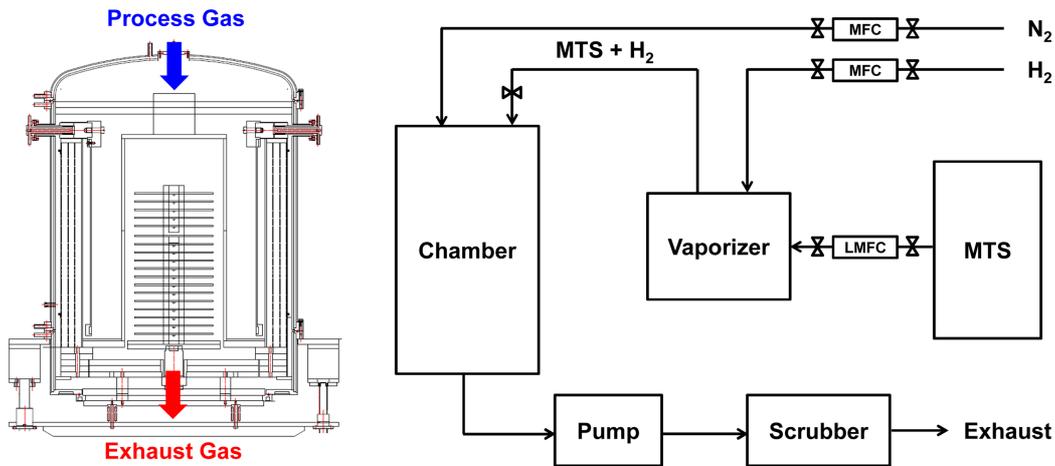


Fig. 1. Schematic diagram of CVD equipment

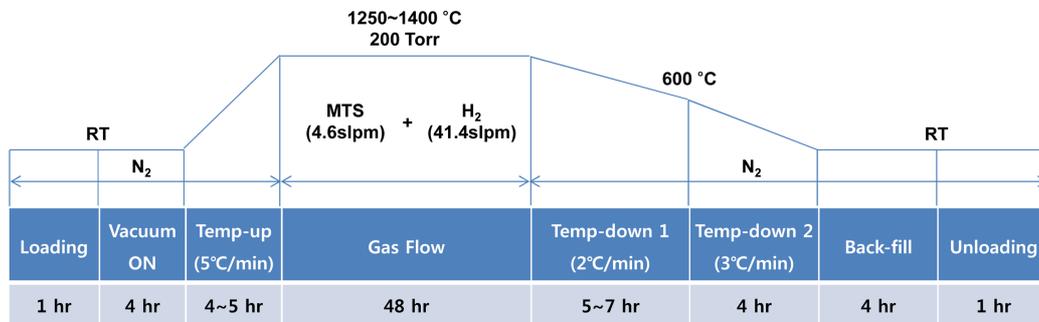


Fig. 2. Experimental process for CVD-SiC

균값을 이용하여 증착율을 계산하였다. 증착층의 표면과 단면 형상은 주사전자현미경(CX-200, COXEM, Korea)으로 관찰하였으며, X-선 회절 분석을 통해 결정상 및 우선성장 방향을 확인하였다. 또한 흑연 기판과 분리하여 표면 연마 및 절단 가공을 통해 40 mm × 10 mm × 4 mm 크기의 bulk형 CVD-SiC 시험편을 제작하여 굽힘강도와 밀도 및 기공율을 측정하였다. 굽힘강도는 KS L 1591(파인 세라믹스-단일체 세라믹스의 실온 꺾임강도 시험방법) 규격을 참고하여 3점 굽힘에 의한 강도값을 조건별로 5개의 시험편을 측정하여 평균값을 산출하였다. 밀도 및 기공율은 KS L ISO 18754(파인세라믹스-파인세라믹스 소결체의 밀도 및 겉보기 기공률 시험방법) 규격을 참고하여 조건별로 3개의 시험편을 측정하여 평균값을 산출하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 증착온도에 대한 증착율

Fig. 3은 SiC 코팅층의 두께를 보여주는 사진으로 영상현미경을 이용하여 8등분 위치별로 측정하여 평균값을 나타내었다. Fig. 4는 증착온도에 대한 증착율을 도시한 결과로 1250~1300°C 구간에서는 온도 증가에 따라 증착속도가 95.7 μm/hr에서 107.7 μm/hr으로 크게 증가하다가 1300°C

이상에서는 증가폭이 감소하여 1350°C와 1400°C에서의 증착율은 각각 113.2 μm/hr 및 117.2 μm/hr으로 나타났다. 일반적으로 화학증착 기구는 저온 영역에서는 기판에 흡착된 화학종의 핵생성 및 확산 등 표면반응에 의해 지배되는 kinetic limited 영역으로 증착속도는 온도에 크게 의존한다. 반면 고온 영역에서는 충분한 열에너지 공급으로 표면반응은 충분히 빠른 속도로 진행될 수 있어 기판으로의 반응가스 이동이 전체 반응을 지배하는 mass transport 영역이 된다[7-9]. 따라서 본 연구의 경우 증착온도 1300°C 미만에서는 표면반응, 그 이상의 온도에서는 물질 전달에 의해 증착 반응이 지배되는 것으로 생각된다.

또한 화학반응에서 반응속도상수와 온도의 관계를 나타내는 Arrhenius 식을 이용하여 증착온도에 대한 증착속도 관계를 식 (1)에 나타내었고, 선형회귀 분석을 위해 양변에 자연로그를 취하여 식 (2)를 유도하였다.

$$V_d = A \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) \quad (1)$$

여기서 V_d : 증착속도

A : 상수

E_a : 활성화에너지

R : 기체상수

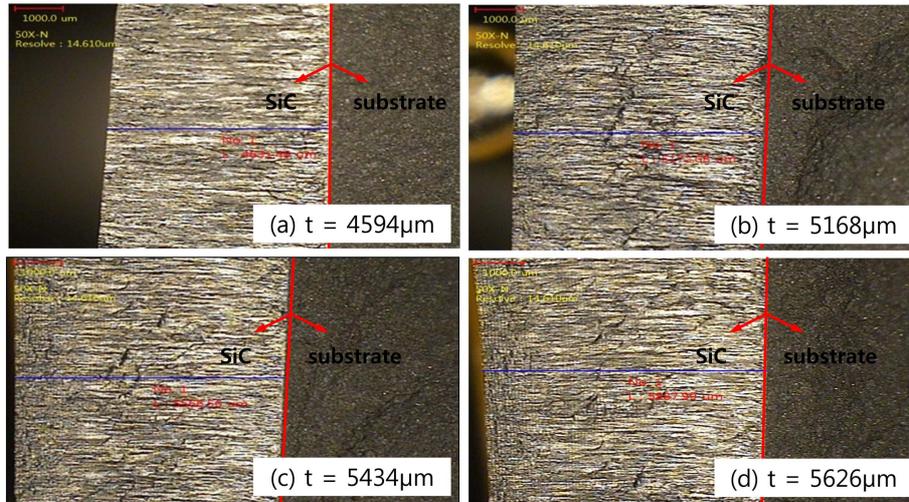


Fig. 3. Cross sectional thickness of SiC layers deposited at (a) 1250°C, (b) 1300°C, (c) 1350°C and (d) 1400°C

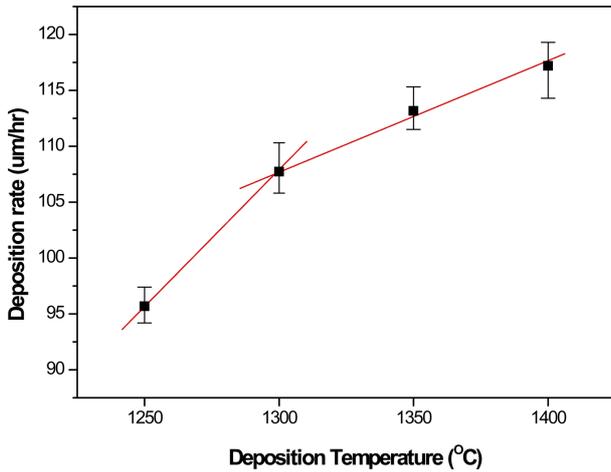


Fig. 4. Deposition rate as a function of deposition temperature

$$\ln(V_d) = \left(-\frac{E_a}{R}\right)\frac{1}{T} + \ln(A) \quad (2)$$

Fig. 5는 Arrhenius plot을 도시한 것으로 기울기로부터 활성화에너지 E_a , y절편으로부터 상수 A 를 계산하여 증착온도에 대한 증착속도식을 산출하였다. 활성화에너지는 표면반응 지배영역에서 11.26 kcal/mole, 물질전달 지배영역에서는 4.47 kcal/mole이었으며, 증착속도는 식 (3)과 (4)에 각각 나타내었다.

$$V_d = \exp(8.28013)\exp\left(\frac{-5664.5}{T}\right) \quad (3)$$

$$V_d = \exp(6.09738)\exp\left(\frac{-2249.4}{T}\right) \quad (4)$$

한편 Lee 등은 800~1150°C 범위에서 활성화에너지를 계산한 결과 950°C 이하에서는 28.2 kcal/mole, 그 이상의 온도

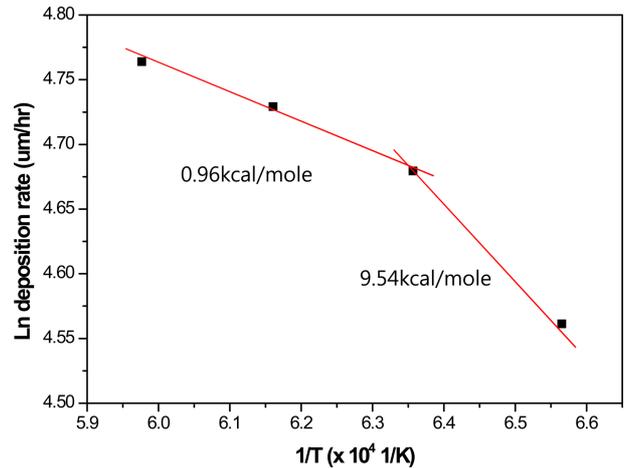


Fig. 5. Arrhenius plot of Ln(deposition rate) versus 1/T

에서는 4.5 kcal/mole이었다[8]. Oh 등은 1050~1300°C 범위에서 입력기체비($\alpha = P_{H_2}/P_{MTS}$)에 따른 영향을 연구한 결과 표면반응 지배영역은 α 가 1인 조건에서 1150°C 이하, α 가 4인 조건에서 1250°C 이하였고, 이때의 활성화 에너지는 각각 40 kcal/mole 및 35 kcal/mole이었다[7]. 본 실험에서 얻은 결과는 다른 연구결과와 비교해 볼 때 차이가 있는데 이는 반응기 종류와 형태, 원료가스 종류와 유량, 희석가스 종류 및 희석비율, 증착온도 등의 복합적인 영향에 의한 것으로 생각된다. 본 연구 결과는 Lee 및 Oh 연구와 비교하여 높은 원료가스 투입량으로 표면반응 지배영역 온도가 증가하였으며, 상대적으로 높은 증착온도로 인해 활성화에너지가 감소하여 높은 증착율을 보인 것으로 판단된다.

3.2 증착온도에 대한 미세구조 및 결정상

Fig. 6은 증착온도에 대한 SiC 표면 형상을 SEM(scanning electron microscope)으로 분석한 결과로 1250°C pebble,

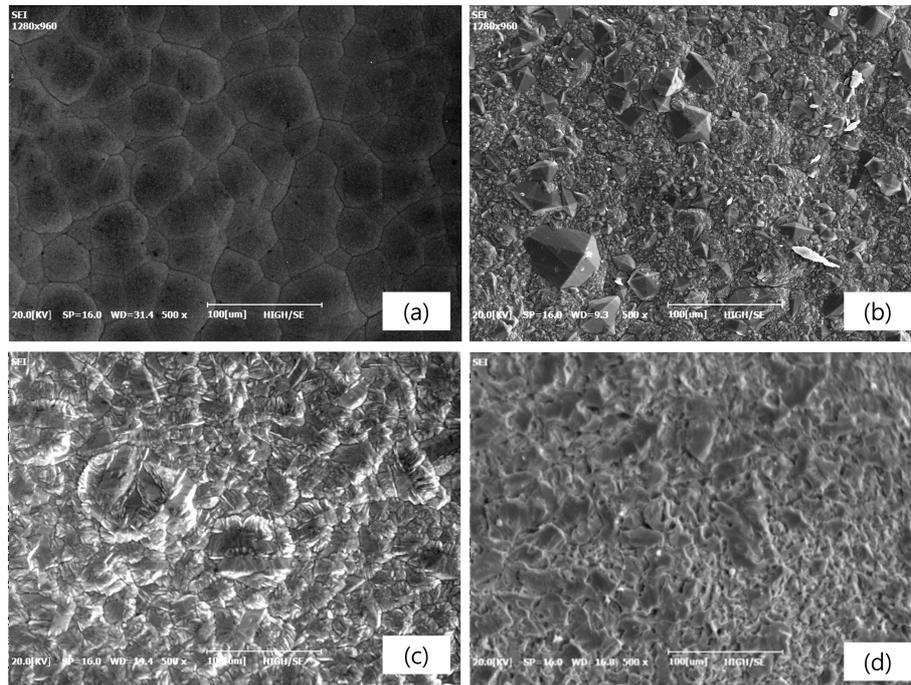


Fig. 6. Surface microstructures of SiC layers deposited at (a) 1250°C, (b) 1300°C, (c) 1350°C and (d) 1400°C

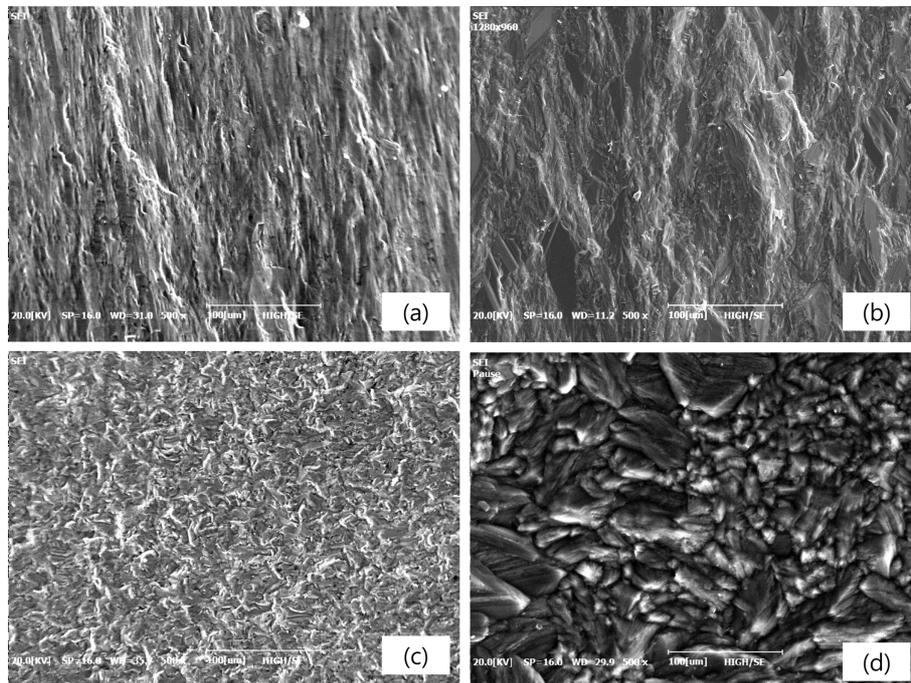


Fig. 7. Cross sectional microstructures of SiC layers deposited at (a) 1250°C, (b) 1300°C, (c) 1350°C and (d) 1400°C

1300°C facet, 1350~1400°C multi-facet 구조를 보였다. 보통 온도가 낮은 표면반응 지배영역에서는 기판 표면에서 흡착된 원자들의 운동성이 작기 때문에 균일한 핵 생성이 이루어져 미세한 입자로 구성된 덩어리 형상의 pebble 구조를 갖는다. 반면, 온도가 높은 물질전달 지배영역에서는 흡착된 원자들의 운동성과 표면확산 거리의 증가로 인하여

안정하게 성장할 수 있는 자리들(re-entrant edges, steps 등)에서 결정이 성장하여 facet 구조를 나타내는 것으로 알려져 있다[7,9,11].

Fig. 7은 증착온도에 대한 SiC 파단면 형상을 보여주는 결과로 1250~1300°C columnar, 1350~1400°C isometric 구조를 보였다. Thornton에 의하면 증착 입자가 기판 표면과 수

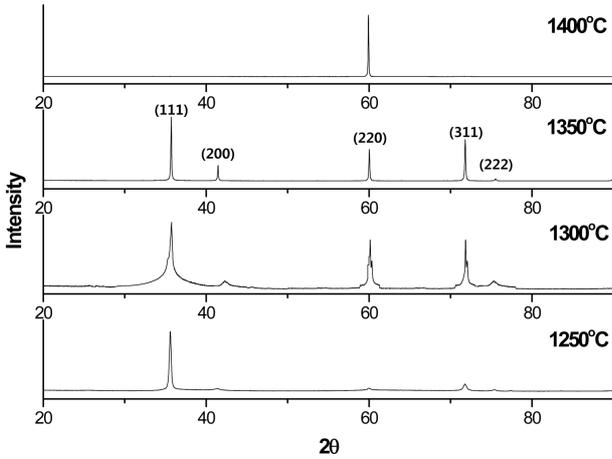


Fig. 8. X-ray diffraction results of SiC layers deposited at various temperatures

직이 아니라 어느 각도 이상으로 경사져 들어오면서 성장막 스스로가 입자의 진행을 방해하는 self shadowing 효과로 낮은 증착온도에서는 다공성의 columnar 조직이 생성되기 쉽다. 그러나 증착온도가 증가함에 따라 입자들의 이동성이 증가하여 치밀한 columnar 조직이 생성되고, 더 높은 온도에서는 활발한 원자 확산이 일어나는 bulk diffusion과 recrystallization으로 기판에 수직하게 성장하는 columnar 조직이 아닌 덩어리 형태의 isometric 조직이 생성되는 것으로 보고하였다[25]. 본 연구에서도 증착온도가 증가함에 따라 columnar 조직의 치밀도가 증가하였으며, 1350°C 이상에서 isometric 조직으로 변화됨을 확인할 수 있었다.

Fig. 8은 XRD(X-ray diffraction) 분석 결과로 1250°C (111), 1300~1350°C (111) (220) (311), 1400°C (200) 우선배향 β-SiC 결정구조를 보였다. 이때 1300°C XRD peak는 다른 결과에 비해 peak의 폭이 넓게 나타났는데, 이는 결정립 크기가 불균일하고, 미세입자들이 다수 포함되어있기 때문으로 판단된다. 한편 CVD-SiC 증착에서 우선방위는 증착기구의 영향을 받게 되는데, 표면반응 지배영역에서는 (111) 우선방위로, 물질전달 지배구간에서 온도가 높을 경우에는 (220) 방향으로 증착되어진다[9,11]. 우선방위 증착면이 (111)에서 (220)으로 변하는 온도는 MTS flow rate와 압력 및 mixing ratio의 차이에 의해 다르게 나타난다고 보고되고 있다[7,11].

3.3 증착온도에 대한 굽힘강도 및 밀도와 기공률

Fig. 9는 증착온도가 CVD-SiC의 굽힘강도 특성에 미치는 영향을 보여주는 그래프로 1250~1300°C구간에서는 온도 증가에 따라 굽힘강도가 434.1 MPa에서 523.0 MPa로 크게 증가하였고, 1350°C에서 543.6 MPa로 최대 굽힘강도 특성을 보였으며, 1400°C에서는 497.6 MPa로 감소됨을 확인할 수 있었다. 이는 증착온도가 증가함에 따라 치밀화되고, columnar에서 isometric 조직으로 변화되면서 굽힘강도 값

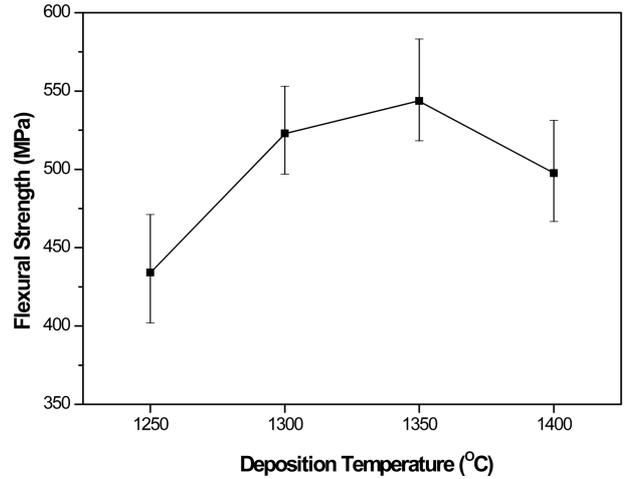


Fig. 9. Effects of deposition temperature on the bending strength of the CVD-SiC

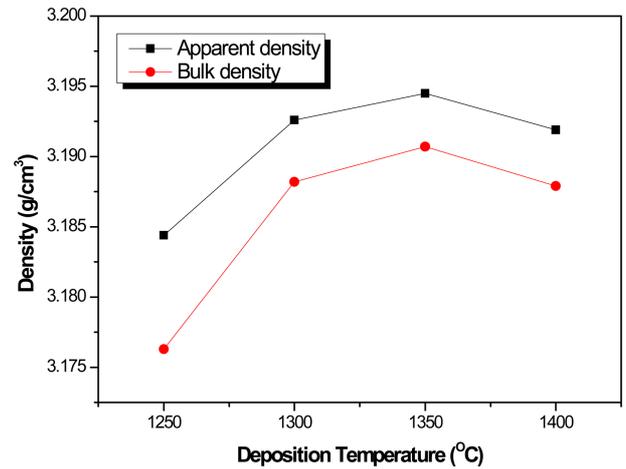


Fig. 10. Effects of deposition temperature on the density of the CVD-SiC

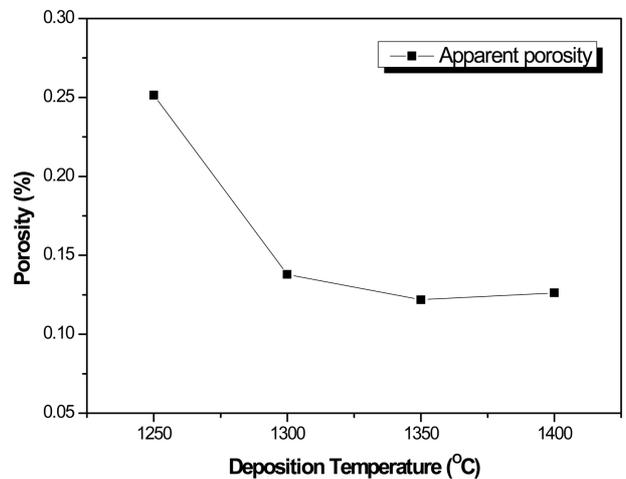


Fig. 11. Effects of deposition temperature on the porosity of the CVD-SiC

이 증진된 것으로 보이며, 1400°C에서는 입자성장으로 인하여 감소된 것으로 판단된다.

Fig. 10과 Fig. 11은 아르키메데스의 원리를 이용하여 측정한 CVD-SiC의 밀도 및 기공율을 나타낸 그래프로 1250~1350°C 구간에서는 온도 증가에 따라 치밀화되어 밀도는 겉밀도 3.1844 g/cm³에서 3.1945 g/cm³ 및 부피밀도 3.1763 g/cm³에서 3.1907 g/cm³으로 증가하고, 기공율은 겉기공율 0.2515%에서 0.1218%로 감소하는 경향을 확인할 수 있었다. 그러나 1400°C에서는 1350°C와 비교하여 밀도는 겉밀도 3.1919 g/cm³ 및 부피밀도 3.1879 g/cm³로 감소하였으며, 기공율은 겉기공율 0.1263%로 소폭 증가하였는데, 이는 우선방위(111)에서 (220)로 완전히 바뀌면서 나타나는 현상으로 판단된다. 또한 1300°C 시험편은 1350°C와 비교하여 상대적으로 (220) peak의 높이가 낮음에도 불구하고 굽힘강도 값이 작은 것은 치밀도 외에도 미세조직의 차이에서 오는 영향으로 생각된다.

일반적으로 낮은 온도에서는 증착층이 최소 표면에너지를 갖는 면으로 우선 성장하려고 하지만 온도가 증가함에 따라 덜 안정한 표면에너지를 갖는 면으로 성장하려는 경향 때문에 증착온도에 따라서 우선배향성이 변화되는 것으로 알려져있다[17]. 등방성 구조를 가지는 탄화규소의 최밀충진면인 (111)로의 성장속도가 불안정한 에너지를 가지는 면인 (220)로의 성장속도보다 빠를 경우 (111) 우선배향성을 나타내고, 반대로 (220)면으로의 성장속도가 (111)면으로 보다 빠를 경우 (220) 우선배향성을 나타낸다[7]. 이러한 특정한 면에서의 빠른 성장은 증착온도와 관계된 것으로 온도에 따른 미세조직과 배향성 차이로 인하여 굽힘강도 특성이 영향을 받는 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구를 통해 LP-CVD 방법으로 $\Phi 380$ mm ring 형태의

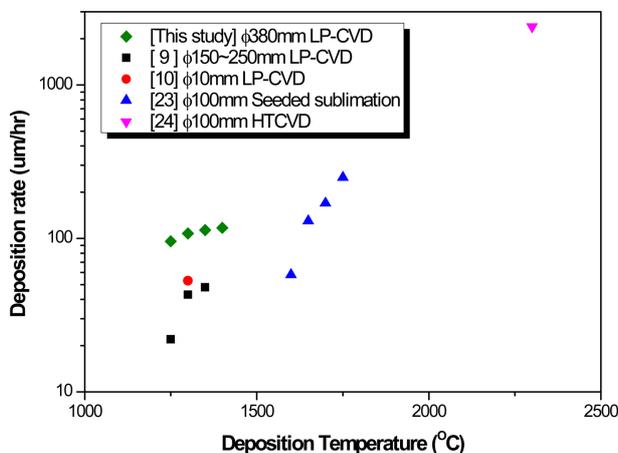


Fig. 12. Comparison of LP-CVD and other methods in deposition rates and deposition temperature of SiC

SiC bulk 시편을 제작하였다. 기존 연구결과와 비교해보면 Fig. 12에 나타난 것과 같이 LP-CVD 방법 중에서 우수한 증착율을 보였으며, seeded sublimation 및 HT-CVD 방법과 비교해서는 훨씬 낮은 온도에서 대면적의 SiC 시편을 제작할 수 있었다[9,10,23,24]. 또한 CVD-SiC의 증착온도에 대한 증착율 및 굽힘강도 특성과 관련하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

증착온도는 증착기구를 결정하는 주요 요인으로 1300°C를 기점으로 표면반응에서 물질전달 지배영역으로 바뀌었고, 활성화에너지는 각각 11.26 kcal/mole 및 4.47 kcal/mole 이었으며, 증착율은 95.7~117.2 $\mu\text{m/hr}$ 였다. 증착온도에 대한 미세구조 및 결정상은 증착기구와 관계된 것으로 표면반응 지배영역인 1250°C에서는 pebble 구조와 (111) 우선방위를 나타내었고, 물질전달 지배영역인 1300°C 이상부터는 facet 구조와 (220) peak가 관찰되기 시작했으며, 1400°C에서는 multi-facet 구조와 결정성장 방향이 (220)으로 완전히 변화했다. 굽힘강도 특성은 증착온도가 증가할수록 치밀화되고, columnar에서 isometric 조직으로 변화되면서 1350°C에서 543.6 MPa로 최대값을 나타낸 반면, 1400°C에서는 grain size 증가와 결정성장 방향이 최밀충진면인 (111)에서 (220)으로 완전히 변하면서 497.6 MPa로 오히려 감소하였다.

REFERENCES

- Kim, Y.W., Jang, S.H., Nishimura, T., Choi, S.Y., and Kim, S.D., "Microstructure and High-temperature Strength of Silicon Carbide with 2000 ppm Yttria," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 37, 2017, pp. 4449-4455.
- Eichentopf, I.M., Bohm, G., and Arnold, T., "Etching Mechanisms during Plasma Jet Machining of Silicon Carbide," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, 2011, pp. S430-S434.
- Yu, W., Wang, M., Xie, H., Hu, Y., and Chen, L., "Silicon Carbide Nanowires Suspensions with High Thermal Transport Properties," *Applied Thermal Engineering*, Vol. 94, 2016, pp. 350-354.
- Parshin, V., Serov, E., Denisov, G., Garin, B., Denisjuk, R., Vyuginov, V., Klevtsov, V., and Travin, N., "Silicon Carbide for High-power Applications at MM and THz Ranges," *Diamond & Related Materials*, Vol. 80, 2017, pp. 1-4.
- Kim, J.I., Park, I.S., and Joo, H.J., "Oxidation Behavior of SiC Coated Carbon/carbon Composite by Pack-cementation Method," *Journal of the Korean Society for Composite Materials*, Vol. 13, No. 2, 2000, pp. 22-29.
- Park, I.S., Oh, I.S., Kim, J.I., Joo, H.J., Son, W.K., and Kim, B.H., "Oxidation and Ablation Behavior of SiC-Coated Carbon/Carbon Composites," *Journal of the Korean Society for Composite Materials*, Vol. 11, No. 4, 1998, pp. 64-73.
- Oh, J.H., Yang, C.H., Choi, D.J., and Song, H.S., "Fabrication of CVD SiC Double Layer Structure from the Microstructural Change Through Input Gas Ratio," *Journal of the Korean*

- Ceramic Society*, Vol. 36, No. 9, 1999, pp. 937-945.
8. Lee, Y.S., Yoo, S.G., and Lee, B.S., "Effects of CVD Parameters on Deposition Rate and Thin Film Characteristics of the Chemical Vapour Deposited SiC on C/C Composites," *J. Korean Institute of Chemical Engineers*, Vol. 33, No. 1, 1994, pp. 1-8.
 9. Kim, W.J., Park, J.Y., Kim, J.I., Hong, G.W., and Ha, J.W., "Deposition of Large Area SiC Thick Films by Low Pressure Chemical Vapor Deposition (LPCVD) Method," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 38, No. 5, 2001, pp. 485-491.
 10. Kim, D.J., Lee, J.M., Kim, W.J., Yoon, S.G., and Park, J.Y., "Deposition of β -SiC by a LPCVD Method and the Effect of the Crystallographic Orientation on Mechanical Properties," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 50, No. 1, 2013, pp. 43-49.
 11. Lee, H.K., Kim, J.H., and Kim, D.K., "Mechanical Properties of Chemical Vapor Deposited SiC Coating Layer," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 43, No. 8, 2006, pp. 492-497.
 12. Choi, B.J., Park, D.W., Cho, M.C., and Kim, D.R., "Chemical Vapor Deposition of Silicon Carbide by the Pyrolysis of Methylchlorosilanes," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 32, No. 4, 1995, pp. 489-497.
 13. Lee, M.Y., Park, J.Y., Kim, W.J., Kim, J.I., Hong, G.W., and Yoon, S.G., "Effect of Total Reaction Pressure on the Microstructure of the SiC Deposited Layers by Low Pressure Chemical Vapor Deposition," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 38, No. 4, 2001, pp. 388-392.
 14. Er, K.H., and So, M.G., "Effect of Partial Pressure of the Reactant Gas on the Kinetic Model and Mechanical Properties of the Chemical Vapor Deposited Silicon Carbide," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 28, No. 6, 1991, pp. 429-436.
 15. Kim, Y.K., Kim, W.J., Yeo, S.H., and Cho, M.S., "Effect of Deposition Parameters on the Property of Silicon Carbide Layer in Coated Particle Nuclear Fuels," *Journal of Korean Powder Metallurgy Institute*, Vol. 23, No. 5, 2016, pp. 384-390.
 16. Lee, Y.J., Wang, C.H., Choi, D.J., Park, J.Y., and Hong, G.W., "The Effect of Diluent Gases of H_2 or N_2 on the Growth Behavior of CVD SiC," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 35, No. 7, 1998, pp. 764-774.
 17. Choi, D.J., and Kim, H.S., "The Effect of Diluent Gases on the Growth Behavior of CVD SiC," *Journal of the Korean Ceramic Society*, Vol. 34, No. 2, 1997, pp. 131-138.
 18. Neyret, E., Cioccio, L.D., Bluet, J.M., Pernot, J., Vicente, P., Anglos, D., Lagadas, M., and Billon, T., "Deposition, Evaluation and Control of 4H and 6H SiC Epitaxial Layers for Device Applications," *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. B80, 2001, pp. 332-336.
 19. Ryu, J.Y., "Silicon Carbide Components for a Semiconductor Manufacturing Process/Materials Technical Analysis Reports (in Korean)," pp. 24-39, KISTI, IOD Report (Serial#:4-0001) Seoul, 2005.
 20. Drieux, P., Chollon, G., Jacques, S., Couegnat, G., Jouannigot, S., and Weisbecker, P., "Synthesis and Characterization of Monolithic CVD-SiC Tubes," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 36, 2016, pp. 1873-1883.
 21. Cheng, H., Tu, R., Zhang, S., Han, M., Goto, T., and Zhang, L., "Preparation of Highly Oriented β -SiC Bulks by Halide Laser Chemical Vapor Deposition," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 37, 2017, pp. 509-515.
 22. Wellmann, P.J., Muller, R., Queren, D., Sakwe, S.A., and Pons, M., "Vapor Growth of SiC Bulk Crystals and Its Challenge of Doping," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, 2006, pp. 4026-4031.
 23. Schuh, P., Scholer, M., Wilhelm, M., Syvajarvi, M., Litrico, G., La Via, F., Mauceri, M., and Wellmann, P.J., "Sublimation Growth of Bulk 3C-SiC using 3C-SiC-on-Si (100) Seeding Layers," *Journal of Crystal Growth*, Vol. 478, 2017, pp. 159-162.
 24. Tokuda, Y., Makino, E., Sugiyama, N., Kamata, I., Hoshino, N., Kojima, J., Hara, K., and Tsuchida, H., "Stable and High-speed SiC Bulk Growth without Dendrites by the HTCVD Method," *Journal of Crystal Growth*, Vol. 448, 2016, pp. 29-35.
 25. Thornton, J.A., "High Rate Thick Film Growth," *Annual Review of Materials Science*, 1977, pp. 239-260.