

화학증착 탄화규소막의 방향성과 미세구조가 증착층의 기계적 성질에 미치는 영향

김동주 · 김영욱* · 박상환* · 최두진 · 이준근*

연세대학교 세라믹공학과

*한국과학기술연구원 세라믹스연구부

(1995년 6월 28일 접수)

Effects of Preferred Orientation and Microstructure on Mechanical Properties of Chemically Vapor Deposited SiC

Dong-Joo Kim, Young-Wook Kim*, Sang-Whan Park*, Doo-Jin Choi and June-Gunn Lee*

Dept of Ceram. Eng., Yonsei Univ.

*Division of Ceram., KIST

(Received June 28, 1995)

요 약

등방성 흑연 기판 위에 화학증착법을 이용하여 탄화규소막을 증착시켰다. 증착조건에 따라 탄화규소막의 미세구조와 우선성장 방위가 크게 변화하였다. 탄화규소막의 우선성장 방위는 (111) 또는 (220)를 나타내었고, 미세구조는 미세한 결정립으로 이루어진 stratified 구조 또는 faceted columnar 구조를 나타내었다. 증착층의 미세경도는 우선성장방위가 (111)일 때가 (220)일 때에 비하여 우수하였고, 미세한 결정립의 stratified 구조로 이루어진 미세구조가 columnar 구조에 비하여 우수한 경도값을 나타내었다. (111)로 우선성장한 막의 표면조도가 (220)로 우선성장한 막에 비하여 우수하였다. 흑연 기판과 증착층간의 접착력은 증착층이 결정질일 때는 100N 이상이었으며, 비정질일 때 49N이었다.

ABSTRACT

Silicon carbide (SiC) films have been deposited on the isotropic graphite by chemical vapor deposition. Change of deposition parameters affected significantly the microstructure and preferred orientation of SiC films. Preferred orientation of SiC films was (111) or (220), and microstructure showed the stratified structure consisting of small crystallite or faceted columnar structure depending on the deposition parameters. For microhardness, (111) oriented film and stratified structure were superior to (220) oriented film and faceted columnar structure, respectively. Surface of (111) oriented films was less rough than that of (220) oriented films. Adhesion force between graphite substrate and SiC films was above 100N for crystalline films and 49N for amorphous film.

Key words: SiC film, Chemical vapor deposition, Microhardness, Preferred orientation

1. 서 론

탄화규소(SiC)는 고온에서 기계적 특성이 우수하고, 내열성, 내식성, 내산화성, 내열충격성이 뛰어나기 때문에 오래전부터 고온구조용 재료로 널리 사용되었다. 엔지니어링 세라믹스의 경우 그 기계적 응용 목적에 부합한 bulk 성질을 갖추었으나, 그 성질의 유지를 위해 필요한

화학적 침식에 대한 저항성, 신화에 대한 저항성 또는 마모에 대한 저항성 등의 표면성질을 갖추지 못한 경우가 있다. 이와 같은 경우 재료 전체를 원하는 성질을 갖춘 물질로 구성하기보다는 그 재료의 표면에 원하는 성질의 얇은 박막층을 증착함으로써 재료 전체가 원하는 성질을 갖도록 하는 것이 훨씬 경제적이다. 특히, 화학증착법을 이용하여 제조한 탄화규소는 원료에 Si와 C를 포함한

기체를 이용하여, 소결과정을 거치지 않고 기체로부터 직접 고체를 합성하므로, 소결온도보다 훨씬 낮은 온도에서도 소결조제를 첨가하지 않고 이론밀도의 치밀한 탄화규소를 제조할 수 있는 장점을 가지고 있다. 또한, 화학증착변수를 적절히 조절함으로써 증착층의 결정구조, 미세조직 및 기계적 특성을 변화시킬 수 있다¹⁻⁵⁾.

최근 화학증착법을 이용한 탄화규소 코팅기술은 반도체용 흑연 susceptor의 표면코팅⁶⁾, 복합재료의 제조⁷⁾, 열교환기⁸⁾ 등 많은 분야로의 응용이 기대되고 있다. 이때 증착되는 탄화규소 코팅층은 대개 다결정(polycrystalline)이며, 순도가 높고 치밀한 미세조직을 갖추어야 하며, 기판에 균일하게 증착되어야 하고, 기판과 접착력(adhesion force)이 강해야 한다. 또한, 증착된 탄화규소가 실제로 응용되기 위해서는 우수한 기계적 성질이 요구된다.

따라서, 본 연구에서는 저압화학증착법으로 다결정 탄화규소를 증착시킬 때, 증착변수에 따라 발생하는 탄화규소막의 미세구조와 우선성장방위에 따른 미소경도, 표면조도(surface roughness), 접착력을 조사하여 탄화규소층의 미세구조와 방향성에 따른 증착층의 기계적 물성변화를 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 탄화규소 화학증착용 흑연기판은 탄화규소와 열팽창계수가 비슷한 등방성흑연(Tokai Carbon Co., G347, Japan)을 사용하였다. 탄화규소 화학증착용 흑연기판은 지름이 24 mm이고 두께가 4 mm인 원판 형태로 가공한 후, 0.05 μm $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ paste를 사용하여 표면을 연마하였다. 탄화규소 화학증착 장치는 hot wall형의 수평반응관이며, 증착반응에 필요한 반응물로는 온도에 따른 증기압이 알려져 있고 Si : C의 함량비가 1 : 1로 되어 있어서 증착층의 조성이 화학양론적으로 되기 쉬운 methyltrichlorosilane(MTS ; CH_3SiCl_3 , >99.5%, ShinEtsu Co., Japan)을 사용하였다. 운반가스(carrier gas)는 고순도(99.9%)의 수소를 산소 및 수분 정화기(purifier)를 통과시켜 사용하였고, purging 용으로는 고순도 Ar를 사용하였다. 반응관 내의 압력은 반응관에 부착된 진공게이지를 이용하여 압력변화를 감지하고, 반응관과 진공펌프 사이에 있는 bellows valve를 사용하여 rotary pump로 흡입되는 기체의 양을 조절하여 압력을 결정하였다. 탄화규소 증착 후 발생하는 생성기체는 HCl과 수소를 함유하고 있으므로, alkalitrap과 burning chamber를 사용하여 배출하였다. 탄화규소 화학증착은 온도

1000~1400°C, 총유량($\text{H}_2 + \text{MTS}$) 1100 sccm, 압력 10 torr, $\text{H}_2 : \text{MTS}$ 비 10 : 1인 조건에서 증착하였다.

증착층의 표면 및 단면형상은 주사전자현미경(SEM, Akashi Co., Japan, SX-40A)으로 관찰하였다. 탄화규소 증착층의 결정성 및 우선성장방향은 X선 회절기(X-ray Diffractometer, Philips Co., Holland, PW1820)로 조사하였으며, 분석에는 Ni를 필터로 사용한 $\text{CuK}\alpha$ radiation을 이용하였다. X선 튜브(tube)의 인가전압 및 전류는 각각 30 kV, 30 mA이며, 2θ 는 30°~80° 범위에서 측정하였고, 측정속도는 1.5°/min로 하였다. 증착층의 미소경도는 미소경도계(Microhardness tester, Tukon Co., U.S.A., 300-FM)를 이용하여 측정하였으며, Vickers 압자(indentor)에 걸리는 하중은 100~500 g으로 100 g 간격으로 하여 각 시편에 대하여 약 10회 측정한 후 아래와 같은 식⁹⁾을 이용하여 미소경도를 결정하였다.

$$H_v = \frac{P}{A_s} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = \frac{1.8544P}{d^2} \quad (1)$$

여기서, P는 Vickers 압자 하중(kg·f), A_s 는 압인의 면적(mm^2), d는 압인의 평균 대각선 길이, 그리고 α 는 압자의 면각이다. 이때, 기판의 영향을 배제하기 위하여 증착층의 두께는 약 250 μm 로 일정하게 한 후 측정하였다. 증착조건에 따른 탄화규소막의 표면조도값 R_a 를 측정하기 위하여 표면조도계(Surface roughness tester, Taylor-Hobson Co., Talysurf 6)를 사용하여 측정하였고, 측정 길이는 4 mm, 측정횟수는 시편당 약 5회로 하였다. 이때 사용한 식은 아래와 같다.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_{x=0}^{x=L} |y| \cdot dx \quad (2)$$

여기서, L은 측정된 기준길이, x는 중심선과 평행한 축, |y|는 중심선으로부터의 y축 편차의 절대값이다. 기판과 증착층의 접착력은 탄화규소 증착층을 5 μm 로 연마한 후, 스크래치 접착력 측정기(Scratch adhesion tester, Switzerland, CSEM Revetest)를 이용하였고, 측정 조건은 다음과 같다. Stylus는 Rockwell C hardness tester, tip은 R(up의 반경)=0.2 mm, 하중속도=100 N/min, scratching 속도=10 mm/min이며, 임계하중값 L_c 는 SEM을 이용하여 결정하였다

3. 결과 및 고찰

3.1. 상분석 및 결정성장방위

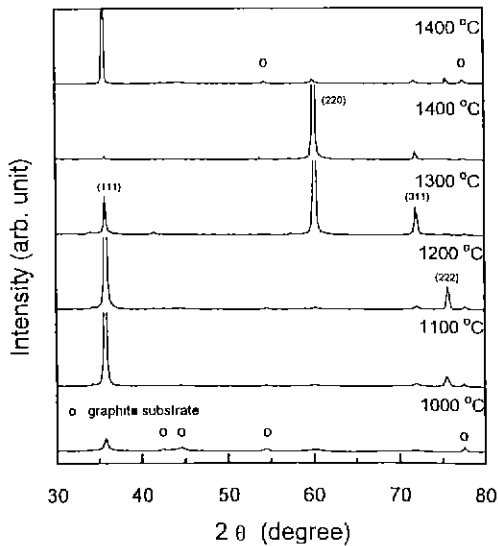


Fig. 1. XRD patterns of SiC films deposited at various conditions.

Fig. 1은 $H_2 : MTS$ 를 10 : 1, 전체압력을 10 torr에서 증착온도 및 기판 위치 변화에 따라 발생한 탄화규소 증착층의 XRD 분석 결과이다. 증착온도가 1000°C일 때는 비정질로 나타났고, 1100°C 이상에서는 증착온도가 증가하면서 강한 방향성을 갖는 β -SiC가 관찰되었다. 증착온도가 1100~1200°C에서는 (111)로 우선성장하였으며, 1300°C 이상에서는 증착조건에 따라 (111) 또는 (220)로 우선성장하였다. 1300°C 이상의 증착온도에서는 수평반응판에서 유체흐름방향으로 기판위치가 변함에 따라 우선방위는 (220)에서 (111)로 바뀌었다. 1300°C 이상에서 위와 같이 우선성장방위가 변화한 것은 수평반응판에서 증착원료의 고갈현상에 따른 증착속도 차이에 의한 것으로 여겨진다^{10,11}. 즉, 증착온도가 높고 반응기체의 농도가 클 때, 화학증착 탄화규소는 증착속도가 빠르고 변형에너지(strain energy)가 크므로 덜 충전된 면이고 표면에너지가 높은 결정면인 (110) 면으로 성장하고, 반응기체의 농도가 감소하여 증착속도가 느릴 때는 최밀면이고 표면에너지가 가장 낮은 (111) 면으로 우선성장한다¹²(Fig. 2 참조). 본 실험결과와 유사한 경향을 나타낸 것이 일부 보고되었는데, Lee 등¹³은 FCC 금속의 경우, 반응물의 농도 및 기판의 온도가 증가함에 따라 증착속도가 증가하여, 증착층의 우선방위는 {111}, {100}, {110} 면으로 바뀌었으며, 이는 최밀충진면인 {111} 면의 표면에너지가 가장 낮고, {110} 면의 표면에너지가 가장 높기 때문이라고 설명하였다 Garbriel 등¹⁴은 TiN를 화학증

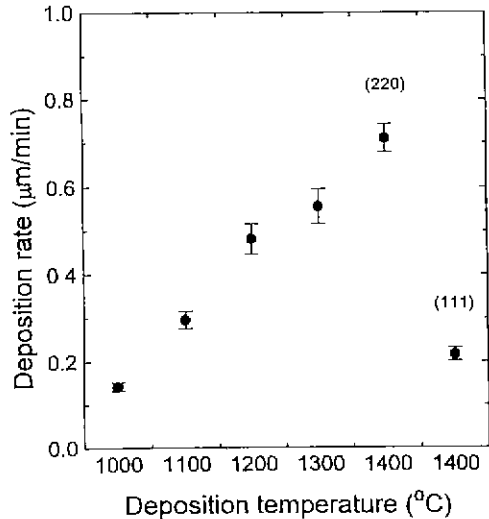


Fig. 2. Deposition rates of SiC films deposited at various conditions.

착시 증착속도가 빠를 때에는 (111) 우선방위가 강하게 나타나고, 증착속도가 느릴 때에는 (200) 우선방위가 나타난다고 보고하고 있다. TiN은 B1-NaCl 구조를 가지고 있으므로 (100)의 최밀면을 가지고 있어서 표면에너지 관계는 $\gamma(100) < \gamma(110) < \gamma(111)$ 이다¹⁵. 따라서, 증착속도가 느린 경우는 표면에너지가 가장 작은 (200) 우선방위가 나타나고, 증착속도가 빠른 경우 (111) 면으로 성장하였다고 설명하였다.

3.2. 미세구조

기계적 성질의 향상을 위한 박막의 경우 그 박막 자체의 미세구조가 중요할 것은 틀림이 없는 사실이다. Fig. 3은 증착조건에 따른 증착층의 표면형상과 파단면을 보여준다. 증착온도가 1200°C일 때는 매우 작은 결정립으로 이루어졌고, 약 50 μm 정도 크기의 거대한 cone이 형성되었다. 파단면은 equiaxed와 유사한 stratified 구조³⁾를 나타내었다. 1400°C에서 형성된 (111) 우선성장된 막과 (220)로 우선성장된 막 모두 faceted columnar 구조로 성장하였다. 일반적으로 faceted columnar 구조는 기상의 과포화도가 증가하고 증착표면의 이동도가 낮아질 때 얻어지며, 기상의 과포화도가 더욱 증가하고 표면의 이동도가 더욱 낮아지면 표면에서의 핵생성 속도의 증가에 의하여 equiaxed grain이 얻어진다¹⁶. 즉, 증착온도가 증가하면서, equiaxed grain에서 columnar grain으로 변화하는 경향과 일치하였고, 이에 따라

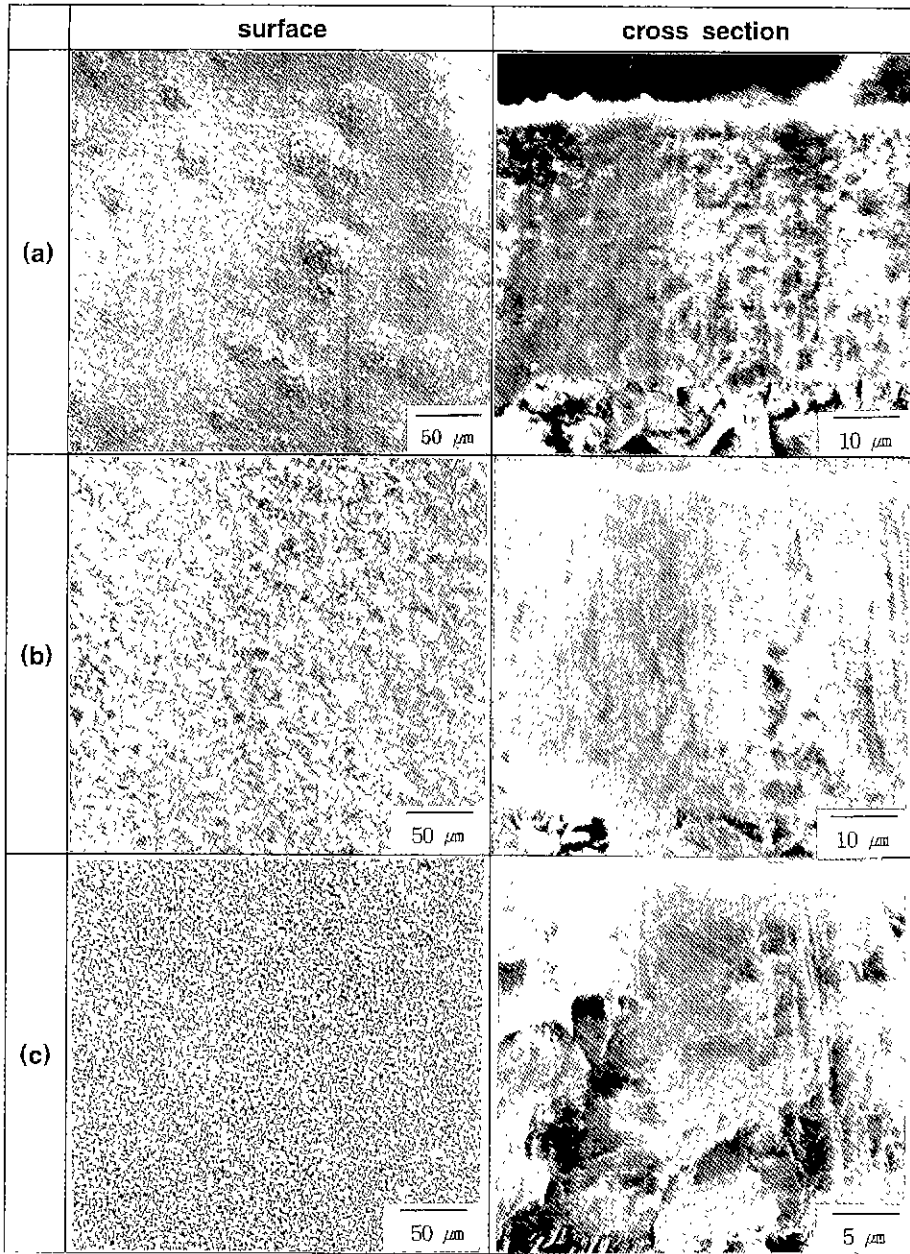


Fig. 3. Microstructure of SiC films deposited at various conditions (H_2 : MTS=10 : 1, pressure: 10 torr, total flow rate: 1100 sccm).

- (a) (111) oriented SiC deposited at 1200°C
- (b) (220) oriented SiC deposited at 1400°C
- (c) (111) oriented SiC deposited at 1400°C

기계적 성질이 저하될 수 있음을 예측할 수 있다.

3.3. 미소경도

Fig. 4(a)에서 탄화규소 증착온도에 따른 증착층의 Vickers 미소경도를 나타내었다. 1000°C에서 증착한 미정질 탄화규소는 결립력이 약해 약 2150 kg/mm²의 낮

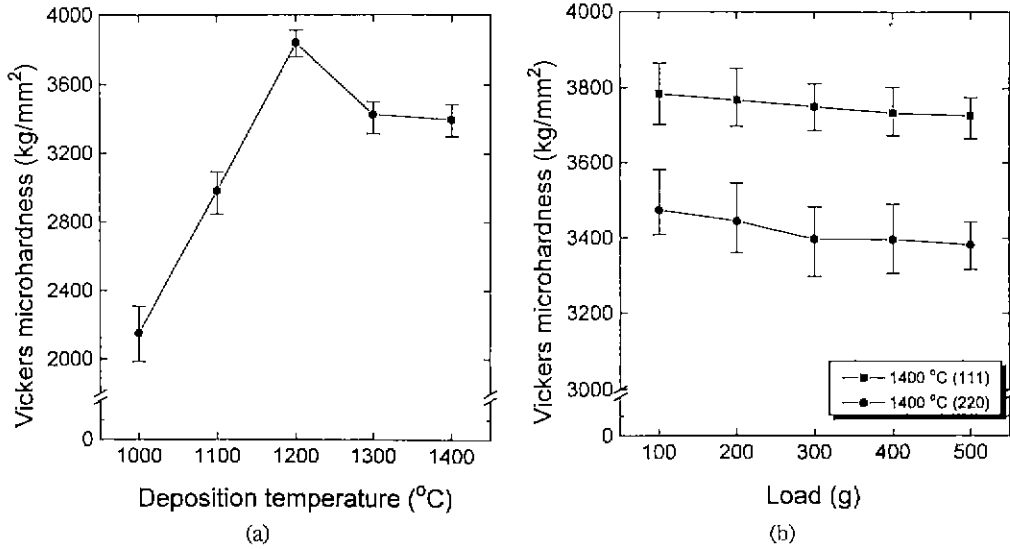


Fig. 4. Vickers microhardness of SiC films (a) as a function of deposition temperature and (b) as a function of preferred orientation.

은 미소경도값을 나타냈다. 증착온도가 증가함에 따라 미소경도 값은 1200°C에서 3840 kg/mm²로 최대값을 나타낸 후 다시 감소하였다. 일반적으로 미소경도값은 조직이 치밀하고 결정립이 미세할수록 증가하며, 우선방위, 잔류응력, 결정결함 및 불순물의 혼입 등의 요인도 증착층의 경도에 영향을 미친다. 본 실험결과에 의하면 1100°C 이상의 증착온도에서 증착한 탄화규소는 상압소결 탄화규소의 미소경도 값¹⁷⁾(2800 kg/mm²)에 비하여 높은 값을 나타내었다. 이는 Fig. 3에서 볼 수 있듯이 고순도의 미세한 탄화규소가 치밀하게 형성되었으며, 상압소결에서는 boron이나 carbon 등과 같은 소결조제를 사용함으로써 입계에 불순물 등이 존재하여 경도가 약해지는 효과가 화학증착 탄화규소에서는 없어졌기 때문이라고 생각된다.

본 실험에서 얻어진 화학증착 탄화규소는 1200°C의 증착온도까지는 탄화규소 증착층의 결정성이 강해짐에 따라 미소경도값이 계속 증가하였다. 1300°C 이상의 증착온도에서는 미소경도값이 감소하게 되었으며, 이유는 grain size 증가, (220) 면으로 우선배향 그리고, 탄화규소 증착층이 columnar 구조를 갖기 때문이라고 생각된다. 미소경도값과 탄화규소 증착층의 grain size 관계는 Motojima 등¹⁸⁾이 보고한 결과로 잘 설명할 수 있다. Motojima 등에 의하면, 증착온도가 증가함에 따라, Vickers 미소경도는 서서히 증가하여 1000~1150°C에서 약 3300 kg/mm²의 최대값을 보인 후 1150°C 이상의 증착온도에서 다시 감소하였다. Motojima 등이 실험한 조건하에

서는 증착층의 우선방위의 변화가 없고 증착층의 구조 차이가 거의 발생하지 않았으며 grain size 만 증가하였다. grain size가 증가할 때, 미소경도 값이 낮아지는 이유는 경도 측정 장치의 압자에 의해 증착층에 발생하는 전위(dislocation)가 입계(grain boundary)에 의하여 정지되는 효과가 grain size가 커짐에 따라 감소하기 때문이다.

증착층의 미세구조가 equiaxed 구조보다 columnar 구조를 나타낼 때, 증착층의 기계적 성질이 저하되는 것은 이미 여러 논문에서 보고된 바 있다^{16,18)}. 다결정 탄화규소막의 우선방위와 미소경도값의 상관관계는 보고된 것이 거의 없지만, 탄화규소와 결정구조가 유사한 다이아몬드를 예를 들어 설명할 수 있다. 다이아몬드는 C 원자의 층진밀도가 큰 {111} 면의 경도가 다른 면의 경도에 비하여 높은 것으로 알려져 있다¹⁹⁾. 그러므로, 탄화규소 경우에도 {111}으로 우선배향하는 것이 {110} 면으로 우선배향하는 것보다 경도값이 높다고 예측할 수 있다.

본 실험에서는 화학증착 탄화규소막의 우선방위와 미소경도간의 관계를 조사하기 위하여 1400°C의 증착온도에서 각각 다른 방위로 성장한 탄화규소를 미소경도 측정하였다. Fig. 4(b)는 1400°C에서 다른 우선방위에 따른 미소경도값을 보여주며, Fig. 5에서 탄화규소 증착층의 경도 측정 사진을 나타내었다. 압자 하중이 증가하면서 미소경도값은 감소하였고, 증착층의 방향성이 (220)에서 (111)로 우선배향될수록 미소경도값은 증가하였다. 일반

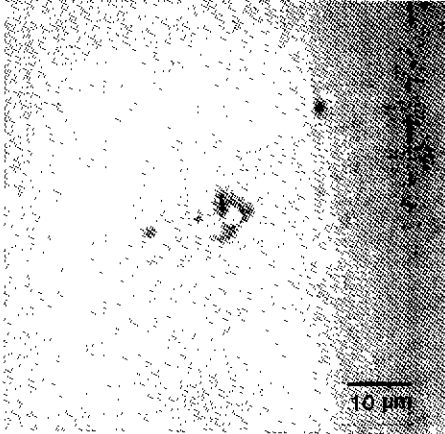


Fig. 5. Typical optical micrograph showing the indentation made by a diamond pyramidal indenter at an indenter load of 300 g on (111) oriented SiC film deposited at 1400°C.

적으로 탄화규소와 같은 세라믹스는 고유의 공유결합특성에 의하여 입계의 성질이 bulk에 비하여 다르다. 그러므로, 압자 하중이 작을 때(약 100 g~3 Kg), 실제의 Vickers 경도값은 아래의 식²⁰⁾과 같이 가해준 하중에 좌우된다.

$$\frac{dH}{dL} = \frac{m-2}{m} K_2 \left(\frac{K_1}{L} \right)^{\frac{2}{m}} \quad (3)$$

여기서, L은 가해준 하중, $K_2=1.854$, 그리고 m은 물질상수이다. 다결정 탄화규소는 m이 1.70이므로²⁰⁾ dH/dL 값은 음의 기울기를 나타낸다. 즉, 하중이 증가하면 경도값은 감소하는 경향을 나타낸다. 그리고, (111) 면으로 우선성장한 탄화규소 증착층이 (220) 면으로 우선성장한 탄화규소 증착층에 비하여 높은 값을 나타내는 이유는 탄화규소의 최밀충진면이 {111} 면이고, 탄화규소의 active slip system이 {111}[110]이기 때문이라고 판단된다²⁰⁾. 그러므로 화학증착에 의한 다결정 탄화규소 증착층의 우선방위는 (111)로 배향하는 것이 (220)로 배향하는 것보다 기계적 특성이 우수하였다.

3.4. 표면조도

Fig. 6은 증착온도에 따른 증착층의 표면조도를 나타낸 것이다. 증착층의 표면조도는 핵생성, 성장 및 흡착 원자의 표면이동도에 의해 결정되어진다. 증착층의 결정상이 비정질인 증착온도가 1000°C일 때를 제외하고는 증착온도에 따라 표면조도 값은 약간 감소하는 경향

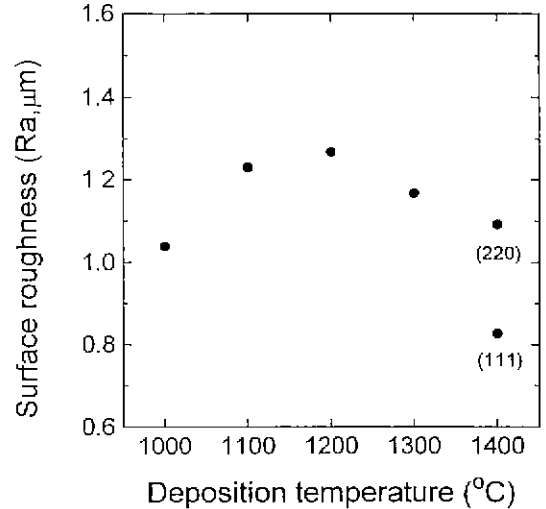


Fig. 6. Variation of surface roughness at various deposition parameters.

을 나타냈다. 일반적으로 박막이 우선방위를 나타내면서 성장하는 경우에는 증착온도가 증가함에 따라 texture growth 하면서 표면조도값이 증가하지만 본 연구에서 성장시킨 탄화규소 막에서는 증착층의 두께가 비교적 두꺼운 후막으로서, 1200°C 이하의 저온영역에서 증착층 표면에 존재하는 nodule 형태의 primary cone이나 1300°C 이상의 고온영역에서 존재하는 거대성장된 facet grain이 표면조도에 영향을 미치는 주요 인자로 생각된다. 증착온도가 증가함에 따라, 우선 배향 및 facet 구조가 강하게 성장하지만 1200°C 이하의 증착온도에서 볼 수 있었던 primary cone은 나타나지 않았다. 따라서, 증착층의 두께를 약 50 μm로 성장시킨 본 실험의 경우에는 위의 두가지 인자에 의한 표면조도 차이가 크게 발생하지 않아 증착온도가 증가함에 따라 표면조도 값이 약간 감소하는 경향을 나타냈다. 그러나, 1400°C에서 (111)로 성장한 증착층은 (220)로 성장한 막에 비하여 월등히 우수한 표면조도를 나타냈다. 1400°C 이상에 높은 증착온도에서는 반응물이 고갈되어 증착속도가 느려질 때 발생하는데, 이는 반응물 농도가 감소하면서 흡착원자의 표면이동도가 증가하기 때문이라고 생각된다. 따라서, Fig. 3에서와 같이 (111)로 성장한 증착층에는 (220)로 성장한 것과는 달리 과대성장 grain을 발견할 수 없었다.

3.5. 접착력(adhesion) 측정

흑연 위에 탄화규소 막의 코팅은 연질인 흑연 모재를

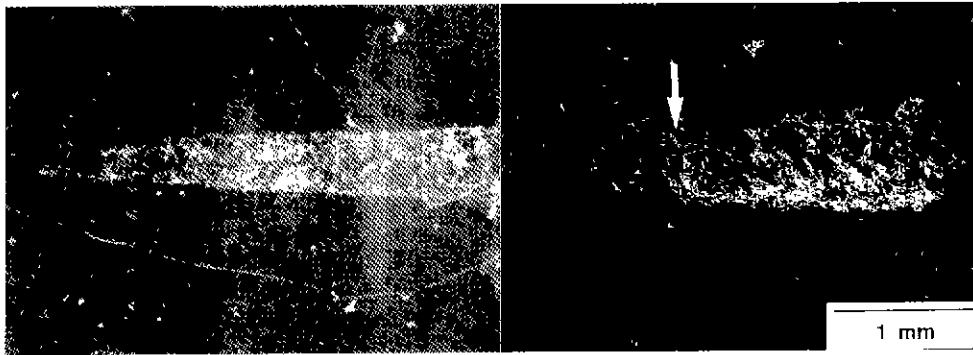


Fig. 7. Scanning electron micrograph of scratch channel of amorphous SiC film deposited at 1000°C (white arrow indicates failure point of film at critical load).

보호하고 수명을 향상시키는 보호막 역할을 한다. 따라서, 증착층 자체의 특성뿐 아니라 모재와 증착층간의 계면 특성이 접착력의 크기를 나타내는 임계하중(critical load)값에 영향을 미친다. 특히, 우수한 접착력을 가지고 균열이 없는 박막의 증착을 위해서는 증착층의 열팽창 계수와 비슷한 열팽창계수를 가지는 기판의 선정이 필수적이다. 계면특성에 영향을 미치는 인자로는 증착조건 외에도 기판의 조도, 세척정도 및 증착 반응 전에 반응로 내에 존재하는 여러 기체 불순물 등이 있다. 본 실험에서는 각 증착온도와 다른 우선성장상을 나타낸 시편에 대한 접착력을 측정하였고, 임계하중은 acoustic signal과 SEM 관찰을 통하여 파괴지점을 찾았다. 1000°C에서 증착한 비정질 탄화규소 코팅층은 약 46N에서 acoustic signal이 발생하였고, 결정질 탄화규소는 측정하도인 100N 범위 내에서 파괴가 발생하지 않았다. scratch test는 adhesion 파괴와 cohesion 파괴시 발생하는 acoustic signal, 그리고 기판의 불균일성으로 인해 발생하는 signal의 구별이 불가능하므로 이를 확인하기 위해 SEM으로 관찰하였다. Fig. 7은 1000°C에서 증착한 탄화규소 막을 접착력 측정 후 SEM 관찰한 것으로 49N에서 파괴가 발생하였다. 결정질 탄화규소 막은 100N 이하에서 파괴가 발생하지 않아 결정질 탄화규소 막간의 차이는 분석할 수 없었지만, PVD 등으로 고속도강에 증착한 TiN 등이 약 70 N의 값을 나타내는 것에 비하여²⁹⁾ 화학증착 탄화규소는 접착력이 대체로 우수하였다.

4. 결 론

저압화학증착법에 의해 H₂ : MTS 비 10 : 1, 증착압력 10 torr에서 다결정탄화규소 후막을 성장시킬 때, 증착 변수가 증착층에 미치는 영향과 증착층의 특성에 따른

미소경도, 표면조도를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 내릴 수 있었다.

1. 다결정 탄화규소 증착층의 결정상과 우선성장 방향은 증착온도가 1000°C에서는 대부분 비정질이었으며, 1100°C에서부터 1200°C까지는 (111)로 우선성장한 입방정의 β-SiC로 나타났다. 1300°C 이상의 증착온도에서는 (220)로 우선성장하였으며, 반응기체의 흐름방향으로 반응기체가 고갈되면서 (111) 방향을 나타내었다.
2. 탄화규소 증착층의 표면미세구조는 증착온도가 증가하면서 미세한 결정립으로 이루어진 stratified 구조에서부터 faceted columnar 구조를 나타내었으며, grain size는 증가하였고, 결정립의 균일도는 감소하였다.
3. 증착층의 미소경도는 증착층의 미세구조와 우선성장방위에 관계가 있는 것으로 나타났다. 즉, faceted columnar 구조보다 stratified 구조를 나타낸 증착층의 미소경도가 높았으며, (220)보다 (111)로 우선성장 했을 때 특성이 향상되는 것으로 나타났다.
4. 증착층의 표면조도는 증착온도 및 반응기체의 농도에 의한 primary cone 수와 파대성장 grain이 영향을 미치는 것으로 나타났으며, 접착력은 비정질 탄화규소만이 49.2N에서 파괴가 일어났고, 다결정 탄화규소는 100 N 이하에서 파괴가 발생하지 않았다.

감사의 글

본 연구는 국민은행에서 지원한 중소기업 기술개발 지원사업의 일부로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. J. Schlichting, "Review 13: Chenucal vapor deposition

- of silicon carbide." *Powder Metall Int.*, **12**(3), 141-47 (1980). continued in (4), 196-200 (1980).
2. J. Chin, P.K. Gantzel and R.G. Hudson, "The structure of chemical vapor deposited silicon carbide," *Thin Solid Films*, **40**, 57-72 (1977).
 3. D.J. Cheng, W.J. Shyy, D.H. Kuo and M.H. Hon, "Growth characteristics of CVD beta-silicon carbide," *J Electrochem Soc.*, **134**(12), 3145-49 (1987).
 4. S. Motojima, H. Yagi and N. Iwamori, "Chemical vapour deposition of SiC and some of its properties," *J. Mater. Sci. Lett.*, **5**, 13-15 (1986).
 5. S. Tanaka and H. Komiya, "Growth mechanism of silicon carbide films by chemical vapor deposition below 1273K," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(10), 3046-52 (1990).
 6. M.L. Hammond, "Epitaxial Silicon Reactor Technology-A Review Part 1: Reactor Technology," *Solid State Tech.*, **May**, 159-64 (1988).
 7. Young-Wook Kim, Jun-Soo Song, Sang-Whan Park and June-Gunn Lee, "Nicalon-fibre-reinforced silicon-carbide composites via polymer solution infiltration and chemical vapor deposition," *J. Mater. Sci.*, **28**, 3866-68 (1993).
 8. ASM Committee on Furnace Atmospheres, "Furnace Atmospheres," pp. 389-419 in *Metals Handbook*, Vol. 4, 9th ed. American Society for Metals, Metals Park, OH, 1981.
 9. M. Ohring, *The Materials Science of Thin Films*, pp. 562, Academic Press, 1992.
 10. Dong-Joo Kim, Doo-Jin Choi, Young-Wook Kim and Sang-Whan Park, "A study on the surface modification of graphite by CVD SiC," *J. Kor Ceram. Soc.*, **32**(4), 419-28 (1995).
 11. Dong-Joo Kim, Doo-Jin Choi and Young-Wook Kim, "Effect of reactants' depletion on the microstructure and preferred orientation of polycrystalline SiC films by chemical vapor deposition," *Thin Solid Films* (in press).
 12. R.F. Bunshah, *Deposition Technologies for Films and Coatings*. pp. 412-13, Noyes Publication, 1982.
 13. D.N. Lee, "A model for development of orientation of vapour deposits," *J Mater Sci.*, **24**, 4375-78 (1989).
 14. H.M. Gabriel and K.H. Kloos, "Morphology and structure of ion-plated TiN, TiC and Ti(C,N) coating," *Thin Solid Films*, **118**, 243-54 (1984).
 15. L. Hultman, J.E. Sundgren, L.C. Market and J.E. Greene, "Ar and excess N incorporation in epitaxial TiN films grown by reactive bias sputtering in mixed Ar/N₂ and pure N₂ discharge," *J. Vac. Sci. Technol.*, **A7**(3) 1187-93 (1989).
 16. D.P. Stinton, T.M. Besmann and R.A. Lowden, "Advanced ceramics by chemical vapor deposition techniques," *Ceram Bull.*, **67**(2), 350-355 (1988).
 17. 이홍림, 엔지니어링 세라믹스, pp 24, 반도출판사, 1986.
 18. E. Minford, R.E. Stevens, V.L. Magnooa, P.N. Dyer, T.R. Watkins and D.J. Green, "Effects of deposition conditions on the microstructure and properties of CVD SiC," *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **168**, 233-238 (1989).
 19. 橋本一, 非金屬材料の工學的性質, pp. 82, 地人書館, 1979.
 20. M. Ohring, *The materials science and thin films*, pp. 563-64, Academic Press, 1992.
 21. C.A. Brookes, *Science of Hard Materials*, Plenum Press, New York, 1983.
 22. I.J. McColm, *Ceramic Hardness*. pp. 76-77 and pp. 119-124. Plenum Press, 1990.
 23. C.B. In, B.J. Jung, W.J. Lee and S.S. Chun, "A comparative study on characteristics of TiN films deposited by plasma-assisted CVD, Ion plating and reactive sputtering," *J Kor Ceram. Soc.*, **31**(7), 731-38 (1994)