

메틸클로로실란류의 열분해를 이용한 탄화규소의 화학증착

최병진 · 박동원 · 조미자* · 김대룡

경북대학교 공과대학 금속공학과

*포항전문대학 금속과

(1994년 12월 27일 접수)

Chemical Vapor Deposition of Silicon Carbide by the Pyrolysis of Methylchlorosilanes

B. J. Choi, D. W. Park, M. C. Cho* and D. R. Kim

Dept. of Metallurgical Eng., Kyungpook National University

*Dept. of Metallurgy, Pohang College

(Received December 27, 1994)

요 약

MTS(CH_3SiCl_3) + H_2 를 반응기체로 사용하여 SiC를 화학증착할 때 free Si의 증착을 방지하기 위하여 화합물 내에 C가 과잉으로 존재하는 DDS($(\text{CH}_3)_2\text{SiCl}_2$) + H_2 혼합기체를 사용하였다. 증착속도는 MTS에 비하여 빨랐으나, MTS의 경우와는 달리 1400°C에서 최대를 보인 후 감소하였다. DDS를 사용한 결과 1500°C에서 열분해 C가 다소 존재하였으나 모든 온도구간에서 증착층의 stoichiometry가 크게 개선되었다. 증착층의 우선방위는 MTS를 사용한 경우 (220) 면이었으나 DDS에서는 항상 (111) 면으로 나타났다. 증착층의 조직은 기판온도가 낮을 경우 치밀하였으나 온도의 증가에 따라 거칠게 발달하였다.

ABSTRACT

The DDS($(\text{CH}_3)_2\text{SiCl}_2$) + H_2 gas mixture, where C atoms exist in excess in the molecules, was used for chemical vapor deposition of SiC in order to prevent codeposition of free Si in MTS(CH_3SiCl_3) + H_2 system. The deposition rate was more rapid than MTS, however differ from that of MTS, it decreased after showing a maximum at 1400°C. The stoichiometry was highly improved by using the DDS as a precursor, although there exist a little pyrolytic C at 1500°C. The preferred orientation was (220) in MTS, however, it changed to (111) in DDS. The microstructure of the layer deposited at lower temperature were dense, however it grew coarse with the increase in the temperature.

Key words: CVD, DDS, SiC, Stoichiometry, Free Si

1. 서 론

탄화규소(SiC)의 화학증착에 있어서 반응기체의 공급 방법으로는 Si 원과 C 원을 독립적으로 공급하는 방법과, Si 및 C를 동시에 함유하고 있는 유기실리콘 화합물의 열분해를 이용하는 방법이 있다. 그러나 Si 원과 C 원을 독립적으로 공급하는 방법은 Si를 함유하는 반응기체와 C를 함유하는 반응기체의 열적, 화학적 성질이 서로 달라서 증착변수의 조절에 많은 어려움이 따르므로 최근에는 기체분자 내에 Si와 C가 동시에 존재하는 유기실

리콘 화합물의 열분해를 이용하는 방법이 많은 관심을 받고 있다. 유기실리콘 화합물 가운데서도 특히 methyl-trichlorosilane(MTS : CH_3SiCl_3)은 기체분자 내에 Si와 C의 비가 1 : 1로 되어 있어서 증착층의 화학적 조성이 stoichiometry로 되기 쉽다는 기대 때문에 널리 이용되고 있는 반응기체이다.

그러나 MTS를 반응기체로 사용하여 SiC를 화학증착한 여러 연구자들의 보고^{1) 3)}를 보면, MTS 분자 내의 Si와 C의 비가 1 : 1로 되어 있음에도 불구하고 증착조건에 따라 SiC 뿐 아니라 free Si가 함께 증착되는 것으로

나타나 있다. 저자들의 최근 연구⁴⁾에서도 MTS를 반응기체로 사용하였을 때 조건에 따라 증착층 내에는 SiC 이외에 free Si가 존재하였으며 또 free Si의 함량은 기판온도가 낮을수록 크게 증가함을 보고한 바 있다. 이와 같이 기판온도가 낮을 경우 함께 증착되는 free Si를 제거하기 위하여 저자들은 MTS와 함께 C₃H₈과 같은 excess C 원을 외부에서 추가로 공급한 결과 저온에서도 free Si가 존재하지 않는 SiC 단일상을 얻을 수 있었다⁵⁾.

그러나 이상과 같은 방법을 사용하여 SiC 단일상을 얻을 수는 있지만 MTS와 C₃H₈를 각각 독립적으로 공급해야 하는데 이들 두 반응기체는 열분해온도가 서로 다르고, 또 혼합기체의 C/Si 비의 조절에 많은 어려움이 따른다. 따라서 본 연구에서는 excess C 원을 외부로부터 공급하지 않고 화합물 자체내에 Si보다 C가 과잉으로 존재하는 dimethyldichlorosilane(DDS : (CH₃)₂SiCl₂)을 반응기체로 사용하여 SiC를 화학증착하였다. 또 DDS는 표준생성열(ΔH_{f,298})⁶⁾ 및 결합해리에너지(D₀ : bond dissociation energy)⁷⁾가 MTS보다 매우 낮은 값이기 때문에 (CH₃)₂SiCl₂ → 2CH₃· + SiCl₂ 반응이 저온에서도 비교적 쉽게 일어나서 반응성이 강한 CH₃·를 생성할 수 있으므로 화학증착시 free Si의 생성이 억제될 것으로 예측되어진다.

따라서 본 연구는 DDS+H₂를 반응기체로 사용하여 DDS의 농도, 기판온도를 변화시킬 때 나타나는 증착속도, 증착층의 화학적 조성, 미세조직의 변화 등을 조사하여 비교적 저온에서도 free Si가 존재하지 않는 stoichiometric SiC를 얻고자 하였다. 또 이와 함께 DDS+H₂를 반응기체로 사용한 본 연구결과와 MTS+H₂ 혹은 MTS+C₃H₈+H₂를 반응기체로 사용하여 얻어진 저자들의 최근 연구결과들^{4,5)}을 서로 비교검토하여, 반응기체를 달리함으로써 나타나는 여러가지 변화에 대한 원인을 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 시료 및 실험장치

화학증착용 반응관은 고주파 유도가열되는 내경 26 mm, 길이 650 mm의 수평식 석영관을 사용하였다. 반응기체인 DDS는 비교적 순도가 낮았지만, (DDS : 95%, SiCl₄ : 1.5%, MTS : 2%, TCS((CH₃)₃SiCl) : 1.5%)⁸⁾, 불순물로 존재하는 물질은 대부분 methylchlorosilane 류이므로 정제는 생략하였다. Susceptor와 기판은 미리 SiC로 coating 된 graphite와 graphite plate(10×10×1 mm)를 각각 사용하였다. DDS는 0°C 로 유지되는 항온조로부터 H₂

carrier gas에 의하여 반응관으로 도입하였다. 이 때 총 유량 및 혼합기체의 농도는 float type의 flow meter로 조절하였으며, 총유량은 흐름이 층류범위인 1600 sccm (standard cubic centimeter)으로 고정하였다.

2.2. 측정방법

증착층의 두께는 증착전후의 기판의 무게변화로써 측정하였고, 정성분석은 X선 회절분석법(Cu K_α)으로 조사하였다. 또 X선 회절분석 결과로부터 증착층의 우선방위⁹⁾를 (1) 식으로 구하였다.

$$TC_{(hkl)} = \frac{I_{(hkl)}/I_{0(hkl)}}{n \sum I_{(hkl)}/I_{0(hkl)}} \quad (1)$$

여기서 TC_(hkl)은 (hkl) 면의 texture coefficient, n은 회절피크의 수, I_(hkl)는 실험적으로 측정된 (hkl) 면의 회절강도, I₀는 ASTM의 표준회절강도를 각각 나타낸다.

증착층의 화학적 조성은 EDS 분석(Electron Diffraction Spectroscopy) 및 AES 분석(Auger Electron Spectroscopy)으로 정량화하였다. 기타 실험 및 측정방법은 전보¹⁰⁾와 같다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 총유량 1600 sccm, 기판온도 1300°C, carrier gas인 H₂ 내에서의 DDS((CH₃)₂SiCl₂)의 몰분율(DDS/(DDS+H₂))을 0.01로 일정하게 유지하였을 때, 증착시간에 따른 증착량을 나타낸 것이다. 여기서 반응기체를 MTS(CH₃SiCl₃)+H₂ 혹은 MTS+C₃H₈+H₂를 사용하여 얻어진 자료^{4,5)}를 점선으로 함께 도시하였다. Fig. 1에서 증착량은 반응기체의 종류에 관계없이 시간에 따라 거의 직선적으로 증가하고 있다. DDS를 사용하였을 때의 증착속도는 MTS와 함께 C₃H₈을 추가로 공급한 경우와 거의 동일하였으나, MTS 만을 사용한 경우보다는 크게 증가하였다. 일반적으로 SiC의 화학증착반응시 실리콘 염화물(silicon chloride)은 탄화수소류(hydrocarbon)보다 반응성이 크기 때문에 기판상에 우선적으로 흡착된다. Fischman 등¹¹⁾은 그 이유를 실리콘염화물은 분자들의 기하학적 구조가 비대칭이므로 극성을 띄게 되어 대칭 구조를 갖는 탄화수소류 분자들보다 반응성이 더 큰 것으로 설명하고 있다. 따라서 증착반응속도는 탄화수소류의 농도와 그들의 반응성에 의하여 지배되므로, DDS는 (CH₃)₂SiCl₂ → 2CH₃· + SiCl₂ 반응에 따라 반응성이 강한 CH₃·를 MTS보다 2배의 농도로 공급할 수 있으므로 Fig. 1과 같이 증착속도가 증가한 것으로 생각된

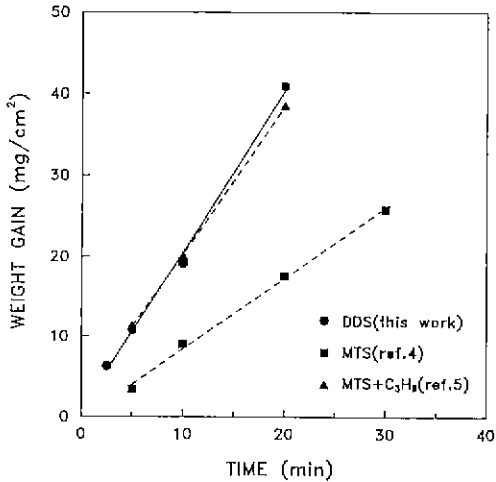


Fig. 1. Weight gain as a function of deposition time at DDS molar fraction of 0.01 and temperature of 1300°C.

다.

Fig. 2는 기판온도가 1500°C, DDS의 몰분율을 0.01로 하여 각각 2.5, 5, 10 및 20분 동안 화학증착하였을 때 얻어진 증착층표면의 전자현미경 조직이다. 증착초기 (Fig. 2-a) 및 b))에는 매우 미세한 침상조직을 나타내다가 증착시간에 따라 기판과 수직인 방향의 판상으로 정

장하고 있다. DDS로부터 증착된 이러한 표면조직은 MTS를 사용하였을 때와는 크게 다른 것이며, 오히려 MTS + C₃H₈를 사용하여 화학증착한 경우와 거의 동일한 것이다¹⁰⁾.

Fig. 3은 기판온도 1300°C에서 DDS의 몰분율을 변화시켰을 때의 증착속도의 변화를 도시한 것이다. DDS의 몰분율에 따른 증착속도의 변화는 MTS를 사용한 경우⁴⁾⁾와 같이 농도에 따라 직선적으로 증가하였으나 그 기울기는 더 크게 나타났다. Hunt와 Stirl¹²⁾⁾은 화학증착반응시 반응기체의 총유량과 농도에 대한 증착반응속도(r)를 실험적으로 다음과 같이 나타내었다.

$$r = \eta_E \cdot P_0 \cdot T_P \quad (2)$$

여기서 η_E 는 실험적으로 측정되는 증착수율, P_0 는 반응기체의 분압, T_P 는 총유량을 각각 나타낸다. 따라서 증착속도는 반응기체의 농도 및 총유량에 따라 직선적으로 증가하게 된다. 그러나 반응기체의 농도가 매우 높거나 총유량이 난류유동(turbulent flow)이 될 정도로 매우 높을 경우 직선성에서 벗어나 포물선적으로 증가하지만 일반적인 화학증착은 층류유동(laminar flow) 및 저농도에서 이루어지므로 대개 Fig. 3과 같은 경향을 따르고 있다. 또 Fig. 3에서 DDS의 경우 MTS보다 증착속도가 훨씬 크게 나타나 있음을 알 수 있다. 이것은 Fig.

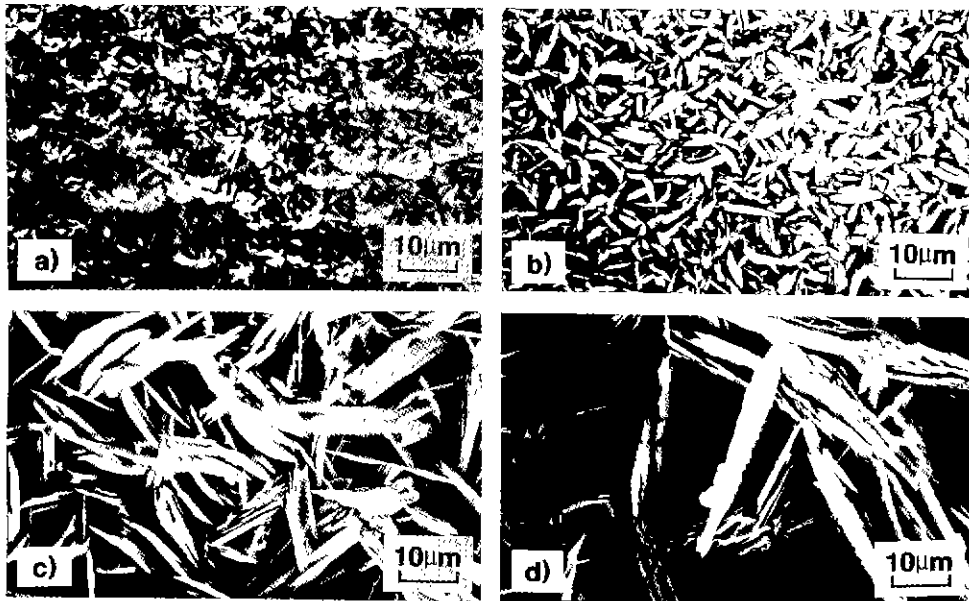


Fig. 2. Scanning electron micrographs of surface deposited at 1500°C for a) 2.5 min, b) 5min, c) 10 min and d) 20 min.

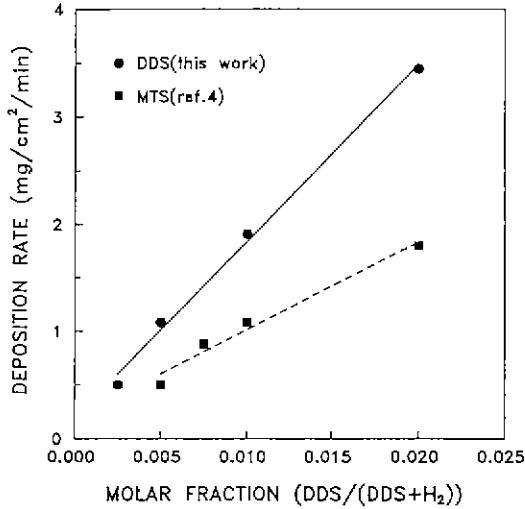


Fig. 3. Deposition rate as a function of DDS molar fraction at 1300°C.

1에서 이미 설명한 바와 같이 methylchlorosilane이 분해되어 생성된 chlorosilane의 반응성이 hydrocarbon보다 더 크므로 증착속도는 hydrocarbon의 반응성에 의하여 지배된다. 따라서 DDS의 경우 반응성이 강한 CH₃·를 MTS보다 2배의 농도로 공급할 수 있으므로 증착속도가

크게 증가된 것으로 판단된다.

Fig. 4는 기판온도 1300°C에서 동일한 시간동안 증착하였을 때 DDS의 물분율에 따른 증착층 표면조직의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 4의 a) 및 b)에서 볼 수 있듯이 DDS의 농도가 매우 낮을 경우 SiC 결정은 휘스커 조직으로 성장하고 있다. 그러나 DDS의 물분율이 증가함에 따라 SiC 결정은 cell 형태를 이루고 또 그 크기가 증가하고 있음을 볼 수 있다. 일반적으로 증착층의 조직은 반응기체의 농도가 낮을수록, 증착온도가 높을수록 다결정조직→조대한 다결정조직→휘스커→에피텍시 순으로 성장되는 것으로 보고¹⁰⁾되어 있는데, 본 실험에서도 반응기체의 농도가 낮고 기판온도가 높을 경우 이러한 변화를 관찰할 수 있었다. 한편 Fig. 4의 c) 및 d)에 나타난 조직은 MTS+C₃H₈를 사용하여 얻은 전보의 결과¹⁰⁾와 거의 동일하게 나타났다.

Fig. 5는 DDS의 물분율이 0.01일 때 기판온도에 따른 증착속도의 변화를 Arrhenius 형으로 나타낸 것이다. 여기서 MTS+H₂ 혹은 MTS+C₃H₈+H₂와의 비교를 위하여 전보의 자료¹⁰⁾를 점선으로 함께 나타내었다. MTS+H₂ 혹은 MTS+C₃H₈+H₂의 경우 증착속도의 온도 의존성은 기울기가 서로 다른 두개의 직선적 구간으로 뚜렷이 구분되었으나 DDS+H₂의 경우 고온역에서 증착속도가 최대치를 보인 후 감소하였다. 이와 같이 고

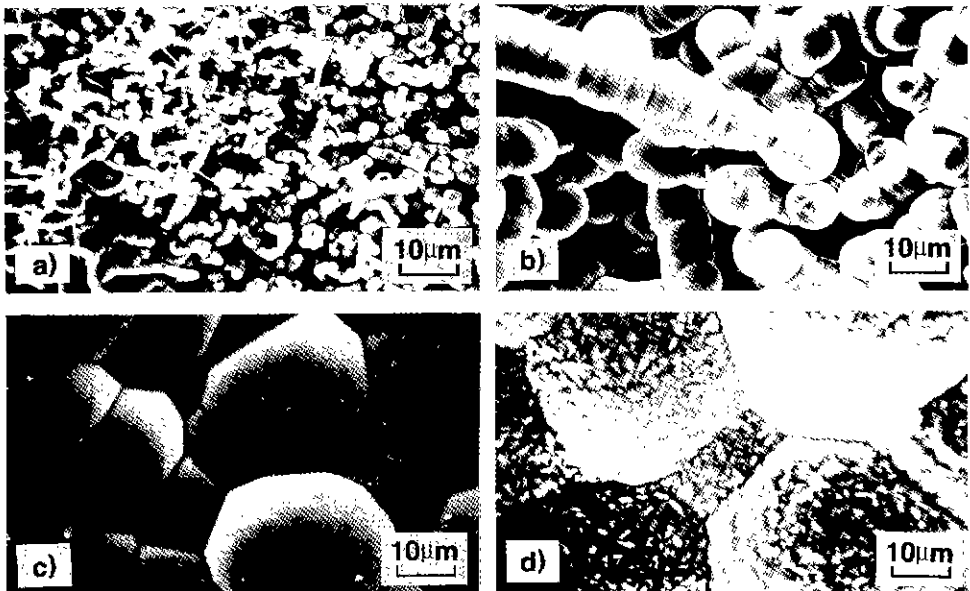


Fig. 4. Scanning electron micrographs of surface deposited at 1300°C and DDS molar fraction of a) 0.0025, b) 0.05, c) 0.01 and 0.02.

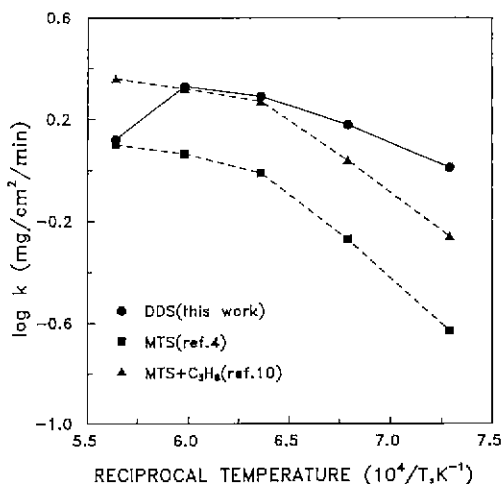
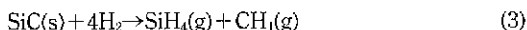


Fig. 5. Temperature dependence of deposition rate at DDS molar fraction of 0.01.

온역에서 증착속도가 감소하는 현상은 문헌에서 Si 혹은 SiC의 화학증착시 종종 보고되고 있다. Kuo 등¹⁰⁾과 Cheng 등¹⁵⁾은 MTS+H₂를 반응기체로 하여 화학증착 하였을 때 1400°C 및 1300°C에서 최대의 증착속도를 나타낸 후 감소한다고 보고하였다. 그들은 그 이유로서 기관상에 증착된 SiC가 고온에서 재증발(re-evaporation) 되거나 혹은 H₂에 의하여 에칭되기 때문인 것으로 추측하였다. 그러나 본 실험 결과 이 온도에서 SiC의 재증발 혹은 다음과 같은 H₂에 의한 에칭반응이 일어나기는 대단히 어려운 것으로 추측된다.



만약 고온역에서 증착속도의 감소가 SiC의 재증발 혹은 에칭 때문이라면 MTS+H₂ 혹은 MTS+C₂H₆+H₂에서도 증착속도가 감소해야 하지만 DDS+H₂에 있어서만 이러한 경향이 나타났으므로 DDS를 사용하였을 때 고온역에서의 증착속도의 감소는 재증발 혹은 에칭에 의한 것이 아니라 반응기체가 기관상에 도달하기 전에 기상에서 증착반응을 일으켜 성장계면에서의 농도고갈에 의한 것으로 생각된다. MTS와 DDS의 표준생성열 ($\Delta H_{(298)}^\circ$)을 비교해 보면, MTS는 그 값이 131.09 kcal/mol 인 반면 DDS는 109.89 kcal/mol로서 MTS보다 크게 낮다. 또 methyl-silane 결합에 대한 해리에너지(D₀: bond dissociation energy)⁷⁾를 비교하면 다음과 같이 DDS 내에서의 결합이 매우 약하다.

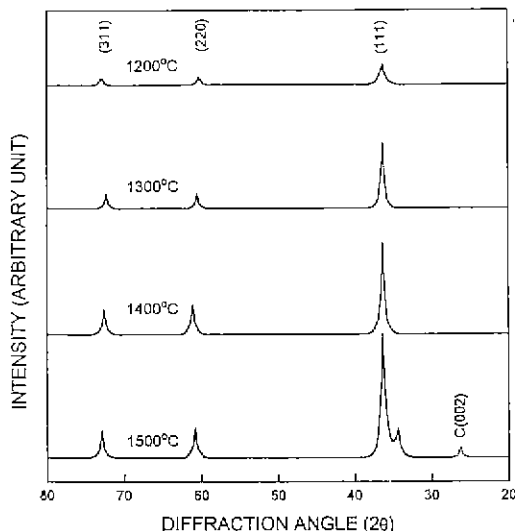
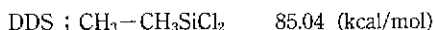


Fig. 6. Change of X-ray diffraction patterns with the deposition temperature (Cu K_α radiation).



따라서 DDS는 MTS에 비하여 더 쉽게 분해하여 C와 Si 원이 되는 radical을 공급하여 높은 온도에서 기상반응에 의해 SiC를 생성할 수 있다. 실제 DDS를 이용하여 1400°C 이상에서 SiC를 증착시킬 경우 반응관 내부에 미세한 분말상의 반응생성물이 생성되었으며, 이를 분석하여 본 결과 대부분 SiC임을 확인하였다. 따라서 본 실험에서 DDS를 사용하였을 때 고온역에서 증착속도가 감소한 것은 기상반응에 의해 기관 주위에 반응기체의 농도고갈에 의한 것으로 생각된다.

Fig. 6은 기관온도를 달리하여 증착하였을 때 얻어진 증착층의 X선 회절패턴의 변화를 도시한 것이다. Fig. 6에 나타난 바와 같이 1400°C 이하에서는 β-SiC의 (111), (220) 및 (311) 회절만이 관찰되었으나 1500°C의 고온에서는 흑연의 (002) 면 회절이 존재하였다. 이것으로 보아 1500°C에서 얻어진 증착층 내에는 SiC 이외에도 열분해 탄소가 존재하고 있음을 알 수 있다. 또 이 온도에서 육방정 α-SiC의 한 modification인 2H-SiC 피크가 관찰되는 것은 특기할 만하다. 그러나 본 실험에서 채택한 온도구간 내에서 free Si는 전혀 관찰되지 않았다. 한편 Fig. 6에서 β-SiC의 주 피크인 (111), (220) 중에서 (111) 회절이 (220)에 비하여 매우 강하게 나타나고 있음을 볼 수 있다.

기관온도에 따른 증착층의 우선방위의 변화를 알아보기 위하여 앞 절의 (1) 식과 같은 방법으로 texture coef-

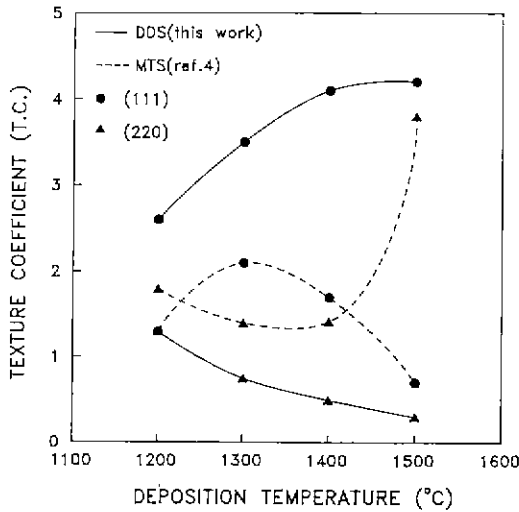


Fig. 7. The texture coefficient of (111) and (220) as a function of deposition temperature.

efficient(T.C)를 조사하여 Fig. 7에 도시하였다. Fig. 7에서 볼 수 있듯이 DDS를 사용하였을 때의 증착층의 우선방위는 항상 (111) 면이지만 온도증가에 따라 (111) 면의 편향이 더욱 현저하게 나타나고 있다. 반면, MTS를 반응기체로 사용한 경우(Fig. 7에서 점선)¹⁰⁾의 우선방위는 1500°C에서 (220) 면이 지배적이다. 여기서 1400°C 이하의 온도에서 우선방위가 뚜렷이 나타나지 않고 있는 것은 MTS를 사용하였을 때 free Si가 함께 증착되었고 Si의 주회절면이 (111) 면이기 때문이다.

한편, SiC의 화학증착에 있어서 증착층의 우선방위에 대한 연구는 아직 문헌상 소거된 바가 없으나, Si 및 GaAs에 대하여는 다음과 같은 몇 가지 결과가 보고되어 있다. 특히 GaAs는 SiC와 동일한 첨가연광구조(zinc blend)를 가지고 있기 때문에 SiC의 우선방위를 비교하는데 좋은 자료가 될 수 있다. Shaw¹⁶⁾는 Ga+AsCl₃를 이용한 GaAs의 화학증착시 (111) 면에서의 증착속도는 (220) 면보다 약 5배 정도 빠르며, 일반적으로 면지수가 낮은 면에서의 성장속도가 빠를 것으로 추측하였다. 한편 Gardenier 등¹⁷⁾은 Si-H-Cl 계로부터 Si의 화학증착시 step coverage가 가장 나쁘게 나타났는데 그 원인으로서 증착속도가 매우 빠를 경우 (111) 면의 우선방위를 가지기 때문인 것으로 보고하였다. 화학증착과정은 매우 많은 화학종들이 기관상에서 복잡한 과정들을 통하여 이루어지기 때문에 증착층의 우선방위에 대한 체계적인 연구를 위해서는 화학종의 표면흡착과 이동, 성장계면의 step 형성, 속도론, 결정열역학 등 종합적인 해석을 필

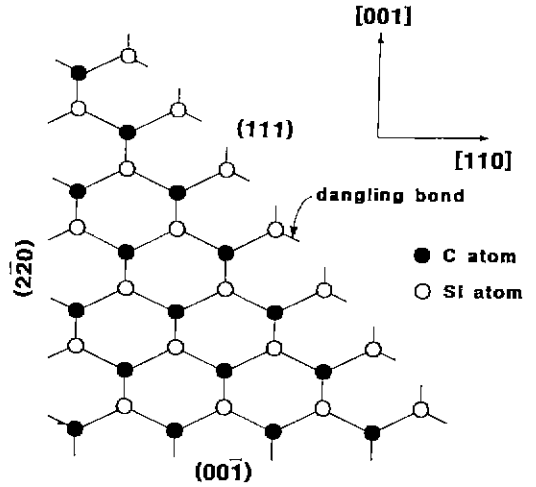


Fig. 8. Atomic configurations on (100), (220) and (111) in SiC growing surface.

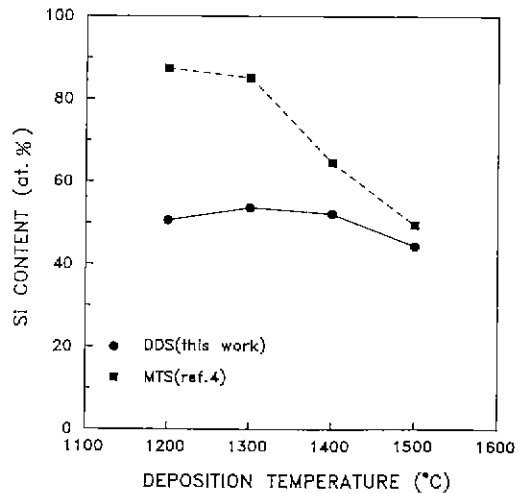


Fig. 9. Si content of the CVD layer as a function of deposition temperature.

요로 한다. 그러나 이상과 같은 몇 연구자들의 단편적인 보고와 본 실험결과들을 종합하여 볼 때 DDS를 사용하여 화학증착하였을 때 (220)에서 (111)으로 우선방위가 변화된 이유는 Fig. 8에 도시한 바와 같이 bulk gas와 SiC의 성장계면에서 나타나는 dangling bond에 원인이 있는 것으로 추측된다.

Fig. 8은 성장계면에서의 β-SiC의 원자배열구조를 도시한 것이다. 첨가연광 구조를 가진 β-SiC의 (111) 면의 적층은 Si/C/Si/C의 순으로 Si 및 C가 교대로 적층되며, (220) 면은 동일한 면내에 Si와 C가 함께 존재하고 있다.

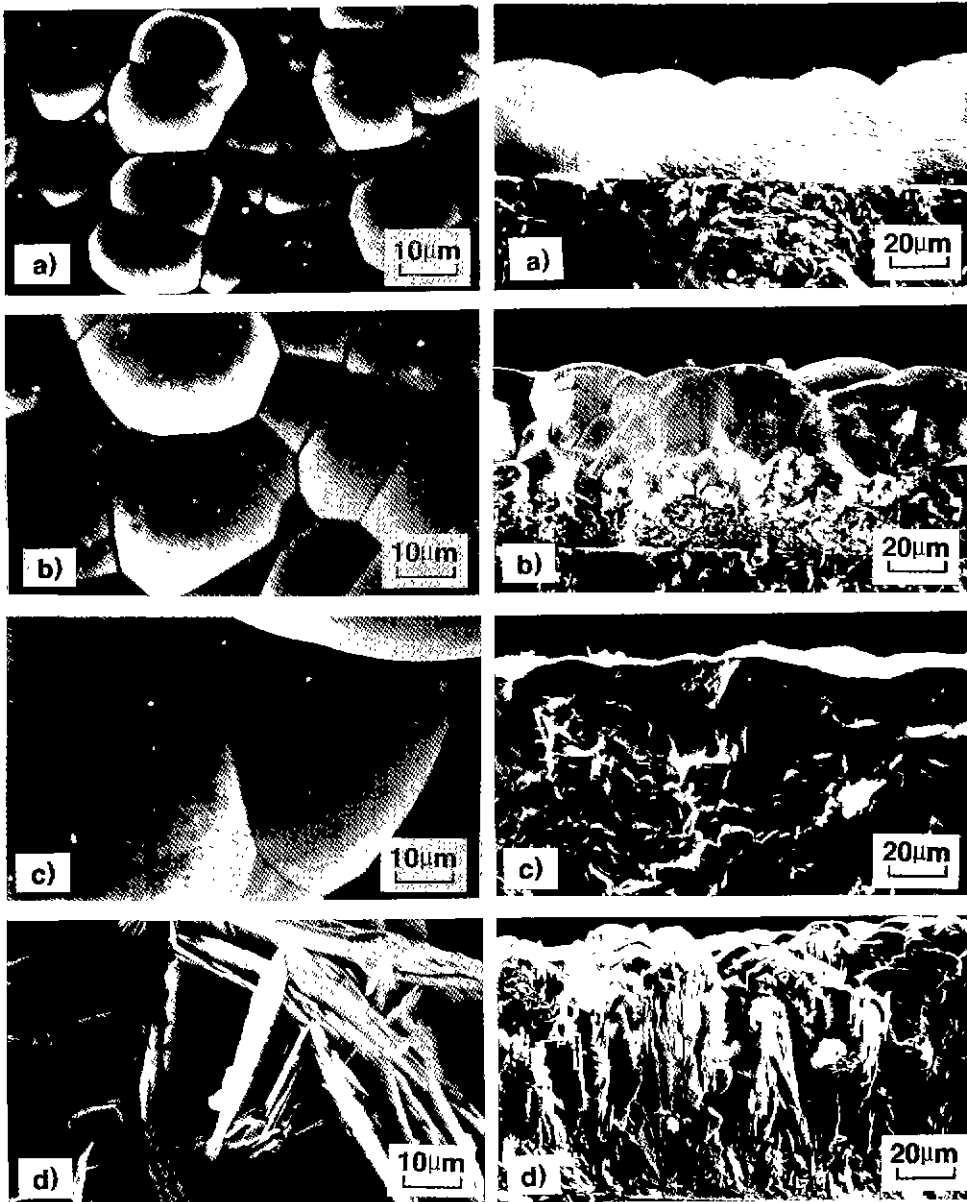


Fig. 10. The SEM microstructure of CVD layer deposited at a) 1200°C, b) 1300°C, c) 1400°C and d) 1500°C (left column: surfaces, right column: cross-sectional surfaces).

그런데 (111) 면상에 존재하는 Si 혹은 C 원자들은 반응기체와의 계면에서 두 개의 dangling bond를 형성하고 있는 반면에 (220) 면상에 존재하는 Si와 C 원자들은 단 한개의 dangling bond를 형성하고 있다. 따라서 기판부근의 반응기체들은 두 개의 dangling bond를 가진 (111) 면에 우선적으로 결합하게 되며, 특히 온도가 높아서 기판상에서 화학반응이 매우 빠르게 일어나고 확산경계

층을 통한 물질확산에 의하여 반응속도가 지배되는 경우 증착층은 (111) 면으로 매우 거칠게 성장할 것으로 예측된다.

Fig. 9는 기판온도에 따른 증착층의 화학적조성의 변화를 도시한 것이다. MTS를 반응기체로 사용하였을 때 1400°C 이하에서는 free Si의 존재로 인하여 증착층의 화학적 조성이 stoichiometry로부터 크게 벗어나 있다.

그러나 DDS를 반응기체로 사용한 결과 고온역에서 다소 C excess로 나타나는 경향이 있지만 대부분의 온도에서 stoichiometry가 크게 개선되었음을 알 수 있다.

Fig. 10은 DDS의 몰분율 0.01로 고정하고 1200°C, 1300°C, 1400°C 및 1500°C에서 각각 20분 동안 증착하였을 때 얻어진 증착층의 표면(left column) 및 단면(right column)의 조직을 나타낸 것이다. 전체적으로 증착층은 매우 치밀하며 증착온도에 증가에 따라 SiC의 결정들이 점점 조대하게 성장하고 있다. 그러나 1500°C에서는 이와는 달리 비교적 치밀하지 못한 판상조직으로 성장하고 있다. 이와같이 1500°C에서 증착층이 치밀하지 못한 것은 기판온도가 매우 높아서 표면에서의 화학반응속도는 매우 빠르지만 반응기체의 공급이 충분하지 못하여 거칠은 판상조직으로 성장하기 때문인 것으로 생각된다.

4. 결 론

MTS(CH₃SiCl₃)+H₂를 반응기체로 하여 SiC를 화학 증착하였을 때, 1400°C 이하에서 항상 free Si가 증착되므로 free Si의 증착을 방지하기 위하여 화합물 자체 내에 C/Si가 2로 이루어진 DDS((CH₃)₂SiCl₂)+H₂를 반응기체로 사용한 결과 다음과 같은 몇 가지 결론을 얻을 수 있었다.

DDS를 이용한 SiC의 증착속도는 MTS를 사용한 경우에 비해 상당히 빨랐으며, 증착층의 stoichiometry도 크게 개선되었다. 이것은 DDS 내의 결합에너지가 낮아서 C 원의 radical 공급이 쉽기 때문이라 생각된다.

기판온도에 따른 증착속도는 MTS의 경우와는 달리 1400°C에서 최대를 보인 후 감소하였다. 또 1200°C ~ 1500°C의 모든 온도범위에서 free Si는 관찰되지 않았으며 1500°C 이상에서는 오히려 열분해 C가 약간 존재하는 것으로 나타났다.

증착층의 우선방위는 MTS 때의 (220)과는 달리 (111)면이 기판과 수직으로 성장하였으며, 이러한 경향은 MTS+C₃H₈을 반응기체로 사용한 경우와 동일하였다.

증착층의 미세조직은 DDS의 농도증가에 따라 워스커에서 cell 형태로 변화하였다. 또 기판온도가 비교적 낮을 경우 증착층의 조직은 치밀하였으나 온도의 증가에 따라 (111)면으로 매우 거칠게 발달하였다.

후 기

“이 논문은 1994년도 한국학술진흥재단의 공보과제

연구비에 의하여 연구되었음.”

REFERENCES

1. K. Minato and K. Fukuda, "Structure of Chemically Vapor Deposited Silicon Carbide for Coated Fuel Particles," *J. Mater. Sci.*, **23**, 699-706 (1988).
2. R.J. Price, "Properties of Silicon Carbide for Nuclear Fuel Particle Coatings," *Nuclear Technol.*, **35**(9), 320-336 (1977).
3. C. Kawashima, N. Setaga and J. Nakagawa, "Silicon Carbide Coatings by a Vapor Phase Reaction at High Temperature-Fundamental Studies on Chemical Vapor Deposition," *Int. Chem. Eng.*, **7**(4), 749-755 (1967).
4. B.J. Choi and D.R. Kim, "Growth of Silicon Carbides by Chemical Vapour Deposition," *J. Mater. Sci. Lett.*, **10**, 860-862 (1991).
5. B.J. Choi, S.H. Jeun and D.R. Kim, "The Effects of C₂H₆ on the Chemical Vapor Deposition of Silicon Carbide in CH₃SiCl₂+H₂ System." *J. Eur. Ceram. Soc.*, **9**, 357-363 (1992).
6. A.J. Vanderwielen, M.A. Ring and H.E. O'Neal, "Kinetics of the Thermal Decomposition of Methylidisilane and Trisilane," *J. Am. Chem. Soc.*, **97**(5), 993-998 (1975).
7. R. Walsh, "Bond Dissociation Energy Values in Silicon Containing Compounds and Some of Their Implications," *Acc. Chem. Res.*, **14**, 246-252 (1981).
8. W. Brenner, "A Chemical Approach to the Synthesis of Silicon Carbide. Silicon Carbide-A High Temperature Semiconductor," pp. 110, Ed. by J.R. O'Connor and J. Smiltens, Pergamon Press, New York, 1960.
9. C.S. Barrett and T.B. Massalski, "Structure of Metal," pp. 204, 3rd Ed., McGraw Hill, 1966.
10. 최병진, 박병욱, 김대룡, "MTS의 열분해를 이용한 β-SiC의 화학증착 및 Excess C 공급원의 영향," *요업학회지*, **30**(1), 46-54 (1993).
11. G.S. Fischman and W.T. Petuskeg, "Thermodynamic Analysis and Kinetic Implications of Chemical Vapor Deposition of SiC from Si-C-Cl-H Gas System," *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**(4), 185-194 (1985).
12. L.P. Hunt and E. Stirl, "Thermodynamic Equilibria in the Si-H-Cl and Si-H-Br Systems," *J. Electrochem. Soc.*, **135**, 206-302 (1988).
13. J.M. Blocher, Jr, "Intergrating Factors in the Chemical Vapor Deposition," in Proceedings of Refractory Metals, Alloys and Compounds, pp. 3. *Am. Nuclear Soc.*, Gatlingburg, Tennessee, 1967.
14. D.H. Kuo, D.J. Cheng and W.J. Shyy, "The Effects of CH₄ on CVD β-SiC Growth," *J. Electrochem. Soc.*,

- 137(11), 3688-3692 (1990).
15. D.J. Cheng, W.J. Shyy, D.H. Kuo and M.H. Hon, "Growth Characteristic of CVD β -Silicon Carbide," *J. Electrochem. Soc.*, **134**(12), 3145-3150 (1987).
16. D.W. Shaw, "Influence of Substrate Temperature on GaAs Epitaxial Deposition Rates," *J. Electrochem. Soc.*, **115**(4), 405-408 (1968).
17. J.G.E. Gardenier, W.E.J.R. Maas, R.Z.C. von Meerten and L.J. Giling, "Influence of Temperature on the Crystal Habits of Silicon in the Si-H-Cl CVD System," *J. Cryst. Growth*, **96**, 821-831 (1989).