

## RTCVD법을 이용한 Si(111) 기판 위에 3C-SiC(111) 박막의 성장 및 분석

서영훈 · 남기석 · 황용규\* · 서은경\*\* · 이형재\*\*

전북대학교 공과대학 화학공학부

\*원광대학교 물리학과

\*\*전북대학교 물리기술학부 반도체 물성 연구소

### Growth and Analyses of 3C-SiC(111) Thin Films on Si(111) Substrate Using Rapid Thermal Chemical Vapor Deposition

Young Hun Seo, Kee Suk Nahm, \*Yong Gyo Hwang, \*\*Eun Kyung Suh and \*\*Hyung Jae Lee

School of Chemical Engineering and Technology, Chonbuk National University Chonju, 561-756

\*Department of Physics, Wonkwang University, Iksan, 570-749

\*\*School of Physics and Technology and Semiconductor

Physics Research Center, Chonbuk National University, Chonju, 561-756

(1997년 2월 6일 받음, 1997년 4월 8일 최종수정본 받음)

**초 록** TMS(tetramethylsilane,  $\text{Si}(\text{CH}_3)_4$ )를 이용하여 RTCVD(rapid thermal chemical vapor deposition)장치에서 Si(111)기판 위에  $\beta$ -SiC(111)를 성장시켰다. 실험변수로는 반응온도, TMS유량, 반응시간,  $\text{H}_2$ 유량을 변화시켰으며, XRD, IR, SEM, RBS, TEM등을 이용하여 성장된 박막을 분석하였다. 성장된 박막은 crystallized Si, C 또한 Si-H, C-H결합은 관찰할 수 없었으나 다결정이었다. TMS의 유량이 증가함에 따라, 성장온도가 감소함에 따라서 미려한 박막을 성장시킬 수 있었으며, 반응의 활성화에너지는 20kcal/mol · K이었다.

**Abstract** The  $\beta$ -SiC(111) thin films were grown on silicon(111) substrate by rapid thermal chemical vapor deposition method as functions of reaction temperature, TMS flow rate, reaction time,  $\text{H}_2$  flow rate. The grown films were investigated by XRD, IR, SEM, RBS and TEM. The grown films were polycrystal SiC without crystallized Si, C and Si-H, C-H bonding. The 3C-SiC thin films with smooth morphology were obtained at high TMS flow rate and low growth temperature. The activation energy for SiC thin film growth was calculated to be about 20kcal/mol · K.

### 1. 서 론

SiC는 넓은 에너지간격(2.2~3.3eV)과 높은 전자 이동도(1000cm<sup>2</sup>/Vs), 높은 포화 전자 이동도( $\sim 2.7 \times 10^7$ cm/s), 높은 파괴전압( $5 \times 10^6$ V/cm)과 열안정성 등의 특성을 지니고 있기 때문에 고온, 고주파, 고출력영역에서 사용할 수 있는 전자소자를 위한 반도체물질로 각광받고 있다<sup>1,2)</sup>.

SiC의 이러한 특성 때문에 여러 연구자들에 의하여 실리콘 함유기체( $\text{SiH}_4$ ,  $\text{SiCl}_4$  등)와 탄화수소기체( $\text{CH}_4$ ,  $\text{C}_2\text{H}_4$ ,  $\text{C}_3\text{H}_8$  등)를 사용하여 Chemical vapor deposition(CVD)법으로 silicon 기판 위에 3C-SiC를 성장시키는 연구가 활발히 발표되고 있다<sup>3)</sup>. 그러나 이 방법은 성장시 비교적 고온(1200~1400°C)을 필요로 하고, 사용하는 기체가 폭발,성과 독성을 지니고 있다는 단점을 안고 있다. 또한 대부분의 연구가 RF-induction에 의해 SiC-coated graphite를 가열시켜 박막을 증착시키는 방법을 사용하고 있으므로 graphite susceptor에 의한 carbon오염을 막을 수 없다는 단점을 지니고 있다.

이러한 문제점을 극복하기 위하여 현재 여러 연구자들에 의해 낮은 온도에서 분해가 되고, 위험성이 없는 여러가지

유기실란류(methylsilane( $\text{CH}_3\text{SiH}_3$ , MS), methyltrichlorosilane( $\text{CH}_3\text{SiCl}_3$ , MTS), dimethyldichlorosilane( $(\text{CH}_3)_2\text{SiCl}_2$ , DMS), hexamethyldisilane( $(\text{CH}_3)_6\text{Si}_2$ , HMDS 등)를 이용하여 Si기판 위에 양질의 SiC박막을 성장시키기 위한 연구가 진행되고 있으며<sup>4,5)</sup>, RF-induction방법 대신 lamp를 이용하여 기판만을 유도방사가열하는 RTCVD방법<sup>6,7)</sup> 등 다른 방법을 이용한 SiC성장을 시도하고 있다. 특히 RTCVD방법은 빠른시간에 온도조절이 용이하고 기판만을 직접 빛으로 가열하므로 반응기 내부가 전체적으로 고온화 되어 기판을 가열하는 방식인 hot-wall type 반응기에서 문제가 되는 homogeneous reaction을 방지할 수 있다는 장점을 지니고 있을 뿐만 아니라 graphite susceptor를 사용하지 않기 때문에 RF-induction방법에서 문제가 되고 있는 carbon 오염문제도 없앨 수 있다는 장점도 지니고 있다.

이에 본 연구에서는 Cl기가 함유되어 있지 않고 crystallized Si나 C가 없는 SiC film을 성장시킬 수 있으며, 비교적 저온(1100°C)에서 SiC를 성장시킬 수 있다는 장점을 지니고 있는 것으로 알려진<sup>8)</sup> tetramethylsilane( $(\text{CH}_3)_4\text{Si}$ , TMS)을 원료로 사용하는 한편, rapid thermal chemical

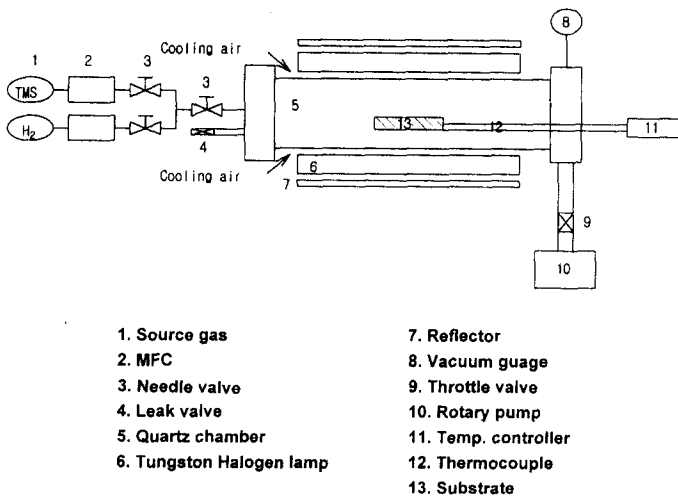


Fig. 1. A schematic diagram of rapid thermal chemical vapor deposition apparatus.

vapor deposition(RTCVD) 장치를 이용하여 저압에서 Si(111) 위에 SiC 박막을 성장시키하고자 하였다. 주요실험변수로써 TMS의 유량, 반응온도, 반응시간, H<sub>2</sub>의 유량 등을 변화시켰으며, 다양한 분석장비를 이용하여 성장된 SiC 박막의 결정성, 조성, 표면조성 등을 관찰하여 RTCVD 반응기에서 성장된 SiC 박막의 성장조건 및 특성 등을 조사하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 RTCVD장치의 개략도를 Fig. 1에 도시하였다. 이 장치는 반응기, 진공부분, 가열부분, 가스공급부분으로 구성되어 있다. 반응기는 텅스텐 할로젠 램프로부터 방사되는 빛을 투과시키는 직경 51mm, 두께 3mm, 길이 500mm의 quartz tube를 사용하였으며, 반응관의 진공은 rotary pump를 이용하여 기본 진공을 10<sup>-5</sup>Torr로 유지하였다. 기판의 가열은 1kW 용량의 텅스텐 할로젠 램프 8개를 원형으로 배치하여 적외선으로 Si wafer만을 가열시킬 수 있도록 하였으며, heater의 몸체는 스테인레스 스틸로 제작하는 한편, 내부에 냉각수를 흘려주어 몸체의 과열을 방지하였다. 또한 반응관 벽의 온도를 낮추기 위하여 cooling air를 공급하여 주었고, 가열효율을 극대화하기 위하여 반사판을 이용하여 램프의 빛이 반응관 안으로만 비추도록 하였으며, 반응관의 온도는 Pt/Ru thermocouple을 이용하여 조절하였다. 반응기체로는 H<sub>2</sub>와 tetramethylsilane (Si(CH<sub>3</sub>)<sub>4</sub>, TMS)를 사용하였으며, MFC를 이용하여 반응에 사용되는 원료가스를 정량 공급할 수 있도록 하였다.

사용한 시편은 p-type silicon(111)이었으며, Si 기판을 반응기 안으로 장착하기 전에 Si 기판의 유기물과 산화막을 제거하기 위하여 acetone과 HF를 각각 1hr, 1min씩 처리하였으며, N<sub>2</sub>로 blowing한 후 반응기 안에 장착하였다. 장착 후 실험순서는 다음과 같으며, 각각의 기판 가열속도는 20°C/sec로 고정하였다.

1. Cleaning : 기판을 반응기 안에 장착한 후 10분간 수

소로 반응기를 purge하고, 장착도중에 발생할 수 있는 자연산화막을 제거하기 위하여 수소분위기 하에서 온도를 1100°C까지 올린 후 5분간 유지시켰다.

2. SiC growth : SiC의 성장을 위하여 성장온도로 온도를 보정한 후 TMS을 흘려 보내주면서 반응을 시작하였으며, 반응이 끝난 후 5분간 잔류기체를 수소로 purge한 후 진공을 잡는 방법으로 박막을 성장하였다. 이때 H<sub>2</sub>의 유량은 20sccm으로 고정시켰으며, TMS의 유량을 0.2~5.0sccm으로, 반응온도를 1000~1100°C로, 반응시간을 5~30분으로 변화시켜가면서 실험을 실시하였다. 본 실험에서는 Si와 TMS의 초기 성장과정과 반응특성을 조사하기 위하여 Si와 SiC의 lattice mismatch를 줄여 단결정 SiC의 성장을 용이하게 해주는 것으로 알려진 carbonization 공정은 수행하지 않았다.

이렇게 제작된 시료는 성장된 막의 두께와 시료의 표면 morphology를 측정하기 위하여  $\alpha$ -step과 scanning electron microscopy(SEM)를 이용하였으며, 성장된 막의 결정성, 구성성분 및 조성비를 관찰하기 위하여 X-ray diffraction(XRD), infrared spectroscopy(IR)와 Rutherford backscattering spectroscopy(RBS)분석을 수행하였고, 성장된 시료의 결정성과 Si/SiC계면을 관찰하기 위하여 transmission electron microscopy(TEM)분석을 수행하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 1. SiC박막의 성장

Fig. 2는 TMS의 유량 변화(0.1, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0, 5.0sccm)에 따른 성장속도변화를 나타낸 것이다. 이때 H<sub>2</sub>의 유량은 20.0sccm으로, 반응시간은 15분으로, 반응압력은 12.0Torr로 고정한 후 실험을 수행하였으며, 반응온도는

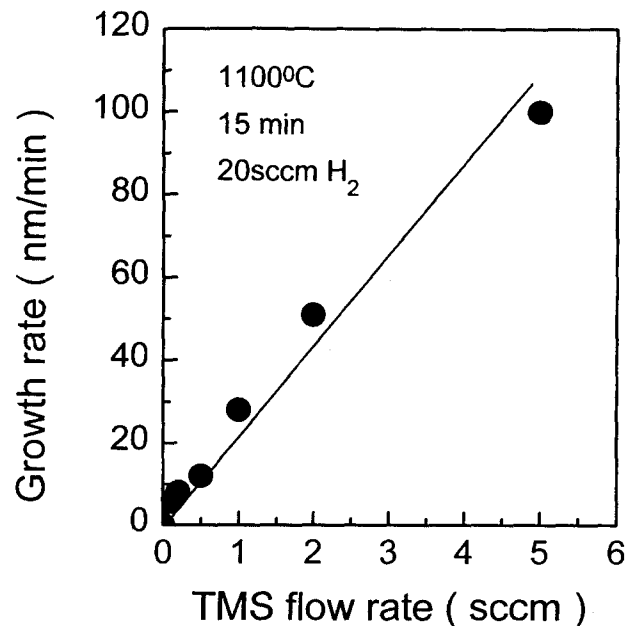


Fig. 2. The effect of TMS flow rate on the growth rate of 3C-SiC thin film grown for 15min at 1100°C and 20sccm H<sub>2</sub>.

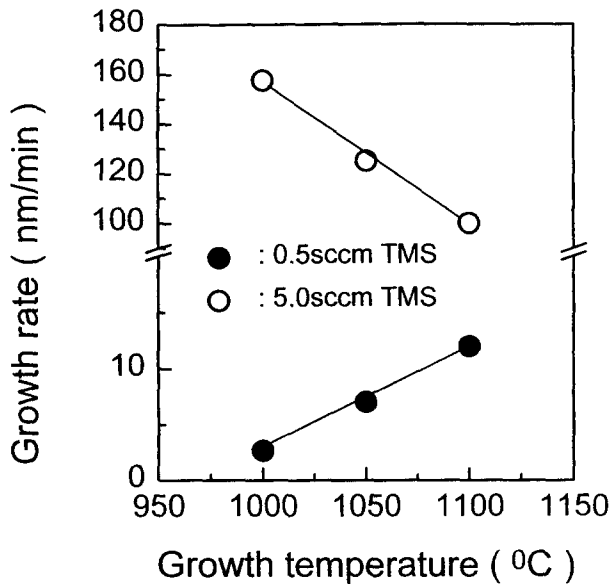


Fig. 3. The effect of growth temperature on the growth rate of 3C-SiC thin film grown for 15min at 20sccm  $H_2$ ; ● : 0.5sccm TMS, ○ : 5.0sccm TMS.

1100°C로 고정시켰다. Fig. 2에서 관찰할 수 있듯이 TMS의 유량이 증가함에 따라 즉 반응종의 양이 증가함에 따라 성장속도가 증가함을 관찰할 수 있었다.

Fig. 3은  $H_2$ 의 유량을 20.0sccm으로, 반응시간을 15분으로, 반응압력을 12.0Torr로 고정시켜 놓고, 0.5sccm과 5.0sccm TMS에서 반응온도변화에 따른 성장속도변화를 나타낸 것이다. 이때 낮은 온도범위(800°C~950°C)에서는 두 유량 모두 박막이 성장되지 않아 반응온도 1000°C~1100°C의 범위에 대하여 도시하였다. 이와 같이 낮은 온도에서 박막이 성장되지 않는 원인은 이전보고<sup>9)</sup>에서 QMS 분석을 통해 밝힌 바와 같이 1000°C 이하에서는 TMS의 분해가 일어나지 않기 때문으로 사료된다. Fig. 3에서 관찰할 수 있듯이 낮은 TMS 농도(0.5sccm)에서는 온도가 증가함에 따라 성장속도가 선형적으로 증가함을 관찰할 수 있었으며, 높은 TMS 농도(5.0sccm)에서는 온도가 증가함에 따라 성장속도가 증가하지 않고 감소함을 관찰할 수 있었다. 이와 같은 높은 TMS 유량에서 낮은 TMS 유량 조건과는 달리 온도가 증가함에 따라 성장속도가 감소하는 현상은 cold-wall type 반응기에서는 관찰되지 않는 결과로서 이와 같은 현상은 본 실험장치의 특성으로 인하여 나타나는 현상으로 사료된다. 본 실험에서 사용한 실험장치는 lamp를 이용하여 내부의 기관만을 가열시키는 방사가열방법을 사용하고 있으며 cooling air를 이용하여 반응관 벽의 온도를 낮추고는 있으나, lamp에서 발생하는 열이 완전히 제거가 되지 않는 warm-wall type 반응기이다. 이러한 열의 완전한 제거가 어렵다는 문제로 인하여 높은 TMS 농도에서 반응기안에 존재하는 다량의 TMS와 반응기 벽면이 반응하게 되고, 반응관 벽면이 Carbonization되어 검게 변화되므로 lamp의 빛이 벽면에도 흡수되는 현상을 일으켜 반응관 전체가 가열되는 hot-wall type 반응기 형태로 반응

기가 변하게 된다. 일반적으로 hot-wall type 반응기의 경우 높은 농도, 높은 온도에서는 가스종의 depletion effect 때문에 반응온도가 증가함에 따라 반응속도가 거꾸로 감소한다고 알려져 있다<sup>10)</sup>. 이와 같은 사실로 본 실험에서 관찰되는 높은 TMS 유량에서 관찰되는 성장속도 감소현상은  $H_2$ /TMS의 비를 증가시키거나 반응기를 완전한 cold-wall type 반응기로 변화시켜 반응관 벽면에서의 반응을 억제한다면 제거될 것으로 사료된다.

이상거동을 보이지 않는 20.0 : 0.5sccm, 1000°C~1100°C 조건에서 활성화에너지를 구하여 본 결과 20 kcal/mol·K의 값을 얻을 수 있었다. 일반적으로 활성화에너지는 연구자들이 사용한 반응관의 형태, 기관의 가열방식, 반응기체의 종류에 따라 서로 다르게 보고되고는 있으나, 본 실험에서 얻은 활성화에너지값은 다른 연구자<sup>11,12)</sup>들이  $Si_2H_6/C_2H_2/H_2$ ,  $SiH_4/C_2H_2$ ,  $SiCl_4/C_3H_8/H_2$ 를 이용하여 900°C~1200°C 범위에서 얻은 활성화에너지값인 34.6, 27, 25 kcal/mol보다는 다소 낮은 값을 나타내는 것이다. 이러한 활성화에너지의 차이는 각기 사용한 가스의 종류에 기인한 것으로 사료된다. 즉 본 논문에서는 다른 연구자들이 Si-와 C-source가 따로따로 존재하는 가스( $SiH_4$ ,  $SiCl_4$ ,  $C_2H_2$ ,  $C_3H_8$  등)를 공급하여 SiC 박막을 성장시키는 것과는 달리 Si-와 C-source가 같이 존재하는 TMS를 이용하여 SiC 박막을 성장시켰는데, 이러한 가스는 낮은 온도에서 분해가 되는 것으로 알려져 있다. 따라서 TMS를 사용할 경우 기관에서 사용가스의 분해반응이 쉽게 일어남으로 본 논문에서 활성화에너지가 낮게 나타나는 것으로 사료된다.

Fig. 4는  $H_2$ 의 유량을 20.0sccm으로, 반응온도를 1100°C로, 반응압력을 12.0Torr로 고정시켜 놓고, 0.5sccm과 5.0sccm TMS에서 반응시간변화에 따른 성장속도변화를 나타낸 것이다. 그림에서 관찰할 수 있듯이 반응시간이 증

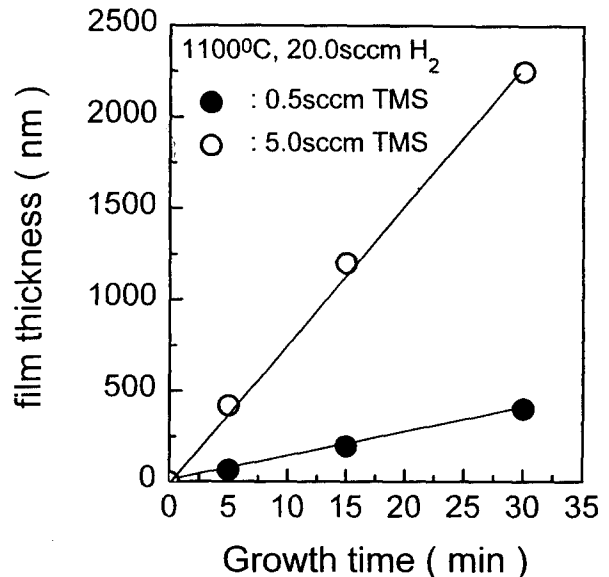


Fig. 4. The effect of growth time on the growth rate of 3C-SiC thin film grown at 1100°C and 20sccm  $H_2$ ; ● : 0.5sccm TMS, ○ : 5.0sccm TMS.

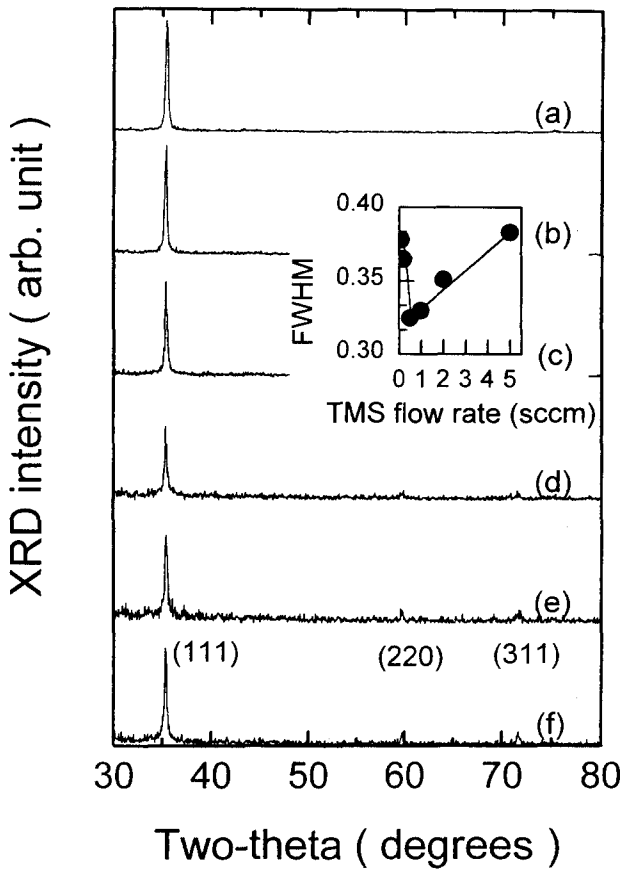


Fig. 5. X-ray diffraction patterns of 3C-SiC thin films grown for 15min at 20sccm H<sub>2</sub> and 1100°C as a function of TMS flow rate. ; (a) 0.1sccm, (b) 0.2sccm, (c) 0.5sccm, (d) 1.0sccm, (e) 2.0sccm and (f) 5.0sccm.

가함에 따라 온도변화에서 TMS의 유량변화시 이상거동을 보이는 현상과는 관계없이 성장두께가 선형적으로 증가함을 관찰할 수 있었다.

2. 성장된 박막의 분석

이상의 TMS 유량변화, 온도변화에 따라 성장된 박막을 XRD, IR, SEM, TEM 분석을 수행하여 박막의 결정성 및 성분 등을 분석하여 보았다. Fig. 5는 1100°C, 15분, H<sub>2</sub> 20sccm에서 TMS의 유량 변화(0.1, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0, 5.0sccm)에 따른 XRD 결과를 나타낸 것이다. Fig. 5 안의 작은 박스는 성장된 박막의 결정성을 관찰하기 위하여 3C-SiC(111)면의 특성피크인  $2\theta = 35.6^\circ$ 에서 관찰된 XRD 피크의 FWHM 결과를 나타낸 것이다. Fig. 5에서 관찰할 수 있듯이 TMS의 유량변화에 따른 모든 시료에서  $2\theta = 35.6^\circ$ 의 3C-SiC(111) 피크를 관찰할 수 있었으며, graphite와 Si의 성장과 연관된 피크는 관찰할 수 없었다. 그러나 TMS의 유량이 1.0sccm이상의 유량에서부터는  $2\theta = 69.8^\circ, 72.0^\circ$ 에서 3C-SiC(220), (311)면의 피크가 약하게 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 FWHM값이 TMS의 유량이 증가함에 따라 감소하다가 0.5sccm에서 0.32로 최소값을 보이고 다시 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 이러한 FWHM값은 Matsunami<sup>13)</sup>등이 단결정 SiC의

경우 약 0.28이하의 값을 가진다는 보고보다 큰 값으로서 비록 0.5sccm TMS유량에서 FWHM값이 최소를 나타내지만 성장된 박막은 single-crystal이 아닌 polycrystal이라고 생각된다.

성장된 박막의 결정성저하가 표면에 성장되는 박막의 화학성분 변화에는 영향이 없는지를 관찰하기 위하여 IR분석을 수행하여 Fig. 6에 도시하였다. 이때 모든 시료에서 1400cm<sup>-1</sup> 이상의 wavenumber에서 관찰되는 것으로 알려진 2080cm<sup>-1</sup>의 Si-H stretching mode, 2900cm<sup>-1</sup>의 C-H stretching mode 피크<sup>14)</sup>는 관찰할 수 없었으므로 Fig. 6은 1400cm<sup>-1</sup>~500cm<sup>-1</sup> wavenumber에 대하여 도시하였다. Fig. 6에서 관찰할 수 있는 바와 같이 낮은 TMS 유량(0.1~0.5sccm)에서는 800cm<sup>-1</sup>부근에서 Si-C의 stretching vibration에 의한 피크<sup>15)</sup>만을 관찰할 수 있었으며, TMS의 유량이 증가함에 따라 피크의 세기가 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 그러나 TMS의 유량이 1.0sccm에서부터는 피크가 800~900cm<sup>-1</sup>부근까지 피크가 넓어지는 것을 확인할 수 있었으며, 이 넓어짐이 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 현상은 XRD에서 결정성이 저하되는 것과 일치하는 결과이다. 또한 화학양론비의 변화는 없는지를 조사하기 위하여 RBS분석을 수행하여 본 결과 이전보고<sup>9)</sup>에서 발표한바와 같이 모든 시료에서 화학양론비는 1 : 1임을 확인할 수 있었다.

XRD 분석에서 관찰된 높은 TMS 유량에서 성장된 SiC 박막의 성장면이 다양해지는 현상은 비록 다른 반응기체를 사용하여 연구를 수행하였지만 몇몇 연구자들에 의하여 관찰된 바 있는데, Chin<sup>16)</sup>등은 성장박막에 2H상이 존재하기 때문에 박막의 결정상이 다양해진다고 보고하고 있으며, Chiu<sup>17)</sup>등은 반응초기에 기판표면의 구조변화 때문에 영향을 받는다고 보고하고 있고, 다른 연구자<sup>18)</sup>들은 성장속도와 화학양론비 때문에 크게 영향을 받는다고 보고하고 있는 등 아직까지는 상관관계가 불분명한 상태이다.

그러나 RBS 분석에서 화학양론비의 일치와 XRD 분석에서 2H 구조가 관찰되지 않은 점 또한 IR 분석에서 다른 불순물 또는 C-H, Si-H 결합이 존재하지 않는다는 실험 결과로부터 TMS의 유량이 증가함에 따라 XRD에서 다른 면의 성장과 결정성이 저하되는 이유는 Chiu 등이 주장하는 기판표면의 구조변화 때문인 것으로 사료된다. 즉 TMS의 유량이 증가함에 따라 기판표면에 존재하는 반응종이 증가하게되어 SiC박막의 초기성장동안 기판 표면의 거칠기 또는 무질서한 SiC의 성장을 증가시켜 초기 기판구조 및 초기성장박막의 구조특성을 변화시키기 때문인 것으로 사료된다.

Fig. 7은 20sccm H<sub>2</sub>, 반응시간 15분, 0.5sccm TMS에서 반응온도변화에 따른 XRD 결과를 나타낸 것이다. 역시 Fig. 7 안의 작은 박스는  $2\theta = 35.6^\circ$ 에서 관찰된 XRD 피크의 FWHM 결과를 나타낸 것이다. Fig. 7에서 관찰할 수 있듯이 반응온도가 증가함에 따라 3C-SiC(111)면의 피크가 증가하는 것을 관찰할 수 있었으며, 역시 graphite와 Si 관련 피크는 관찰할 수 없었고, TMS 유량변화에서 관찰된

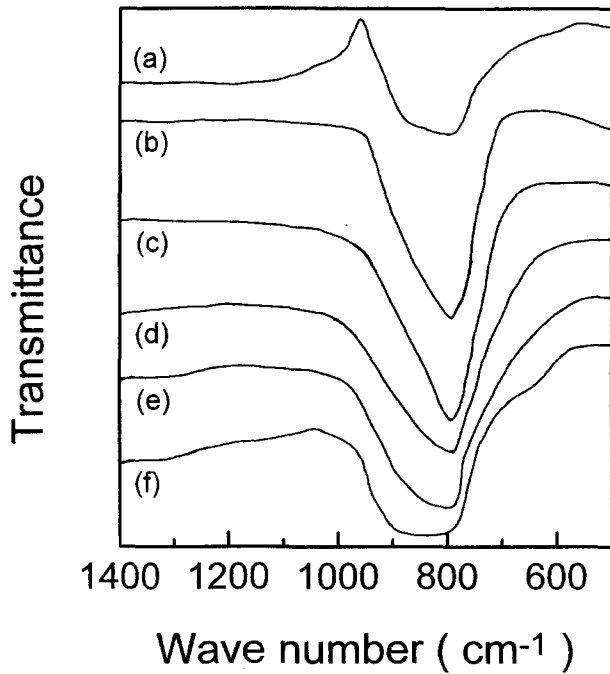


Fig. 6. IR spectra of 3C-SiC thin films grown for 15min at 20sccm H<sub>2</sub> and 1100°C as a function of TMS flow rate. : (a) 0.1sccm, (b) 0.2sccm, (c) 0.5sccm, (d) 1.0sccm, (e) 2.0sccm and (f) 5.0sccm.

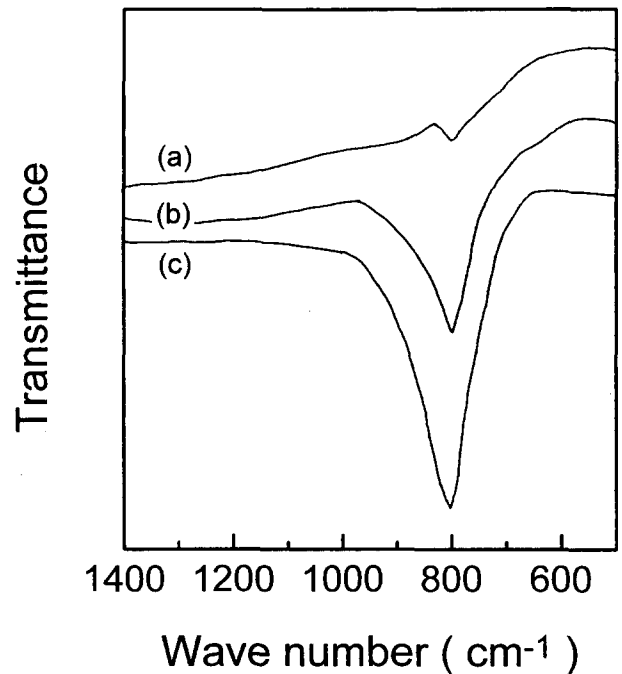


Fig. 8. IR spectra of 3C-SiC thin films grown for 15min at 20sccm H<sub>2</sub> and 0.5sccm TMS as a function of growth temperature. : (a) 1000°C, (b) 1050°C and (c) 1100°C.

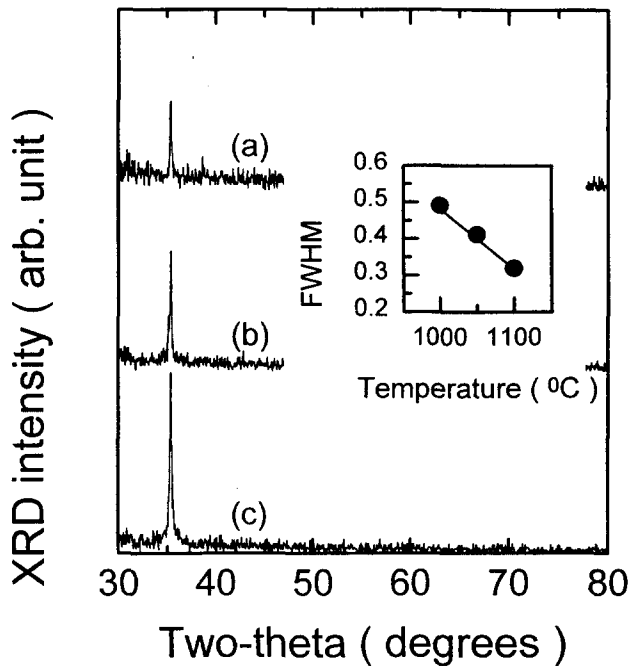


Fig. 7. X-ray diffraction patterns of 3C-SiC thin films grown for 15min at 20sccm H<sub>2</sub> and 0.5sccm TMS as a function of growth temperature. : (a) 1000°C, (b) 1050°C and (c) 1100°C.

SiC(220), (311)면의 피크는 관찰할 수 없었다. 또한 반응 온도가 증가함에 따라서 FWHM 값이 감소함으로써 성장된 박막의 결정성이 증가하는 것을 관찰할 수 있었다.

Fig. 8은 Fig. 7의 조건에서 성장된 박막의 IR 결과로써, 역시 1400cm<sup>-1</sup> 이상에서 관찰되는 피크는 관찰할 수

없었다. 그림에서 관찰할 수 있듯이 TMS의 유량변화에서 관찰된 피크의 넓어짐은 관찰할 수 없었으며, 반응온도가 증가함에 따라 800cm<sup>-1</sup> 부근에서 Si-C의 stretching vibration에 의한 피크 세기가 증가하는 것을 관찰할 수 있었으며 FWHM값도 감소하는 것을 관찰할 수 있었다.

TMS의 유량변화와 반응온도변화에 따른 표면구조변화를 관찰하기 위하여 SEM 관찰하여 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9의 (a), (b), (c)는 1100°C, 15분, 20.0sccm H<sub>2</sub> 조건에서 TMS의 유량변화(0.2, 1.0, 5.0sccm)에 따른 SEM 결과이고 (d), (e)는 15분, 20.0sccm H<sub>2</sub>, 1.0sccm TMS 유량에서 온도변화(1000, 1050°C)에 따른 SEM 결과이다. 그림에서 관찰할 수 있듯이 TMS의 유량이 증가함에 따라 표면에 과량의 반응종이 존재하기 때문에 형성되는 grain의 크기가 작아지면서 표면이 미려해지는 것을 관찰할 수 있었으며, 반응온도가 증가함에 따라서는 표면에 형성되는 grain의 크기가 커지는 것을 관찰할 수 있었다.

Fig. 10은 TMS의 유량변화, 반응온도변화에 따른 전형적인 단면 TEM 사진과 TED 사진이다. 사진에서 관찰할 수 있듯이 Si 위에 SiC 박막이 성장되어있음을 확인할 수 있었으며, TED 사진에서 관찰할 수 있듯이 성장된 박막은 polycrystal임을 확인할 수 있었다. 이 결과는 XRD와 IR 분석에서 관찰할 수 있었던 바와 일치하는 것이다.

Fig. 11은 1100°C, 15분, 0.5sccm TMS에서 H<sub>2</sub>유량변화에 따른 성장속도와 TED 패턴을 나타낸 것이다. TED 패턴에서 관찰할 수 있듯이 H<sub>2</sub>의 유량이 증가함에 따라 poly-crystal에서 single-crystal로 결정성이 좋아지는 것을 확인할 수 있었다. H<sub>2</sub> 유량이 증가함에 따라 결정성이 좋아지는 원인은 H<sub>2</sub>의 유량증가에 따라 상대적으로 표면에

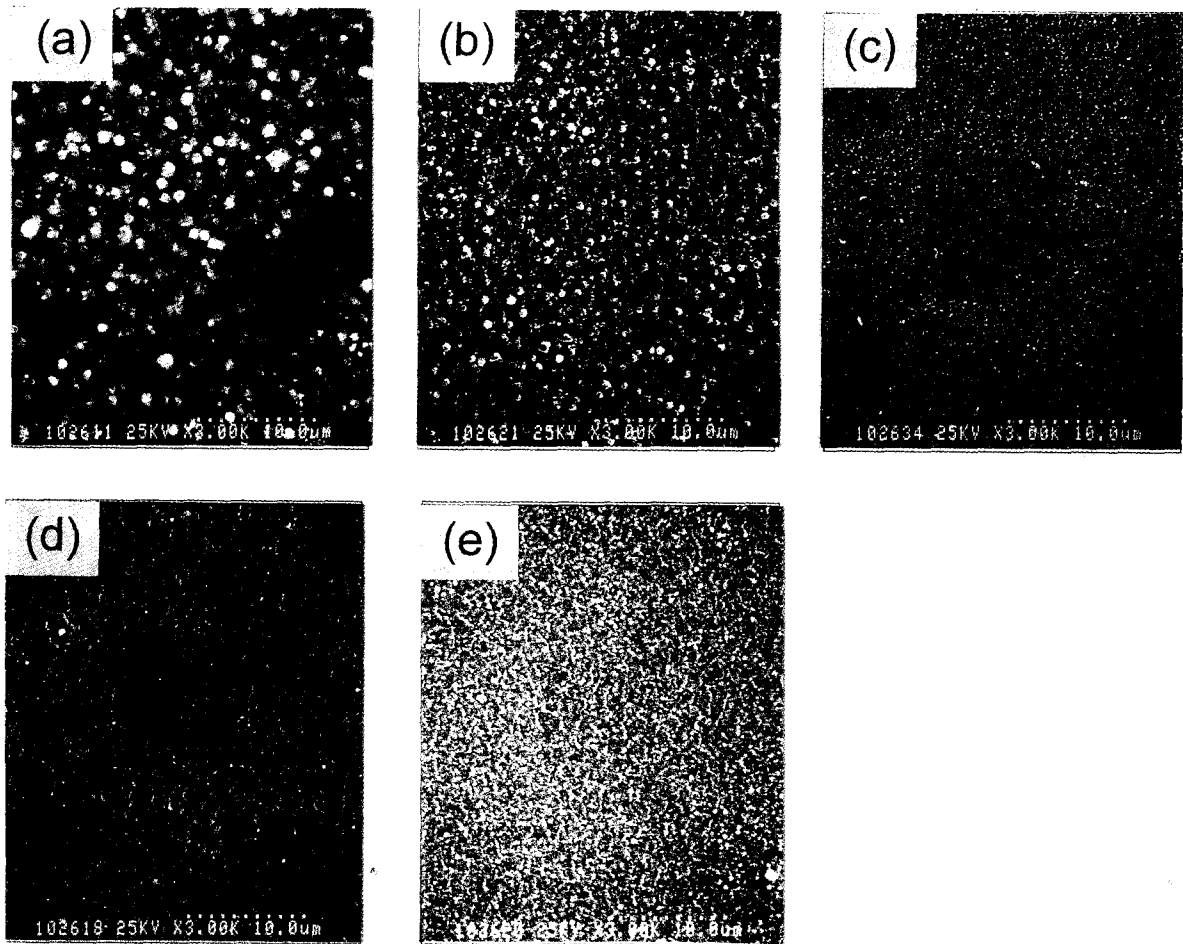


Fig. 9. Scanning electron micrographs of 3C-SiC thin films grown for 15min at 20sccm  $H_2$  as functions of TMS flow rate at 1100°C ((a) 0.2sccm, (b) 1.0sccm and (c) 5.0sccm) and growth temperature at 1.0sccm TMS((d) 1000°C and (e) 1050°C).

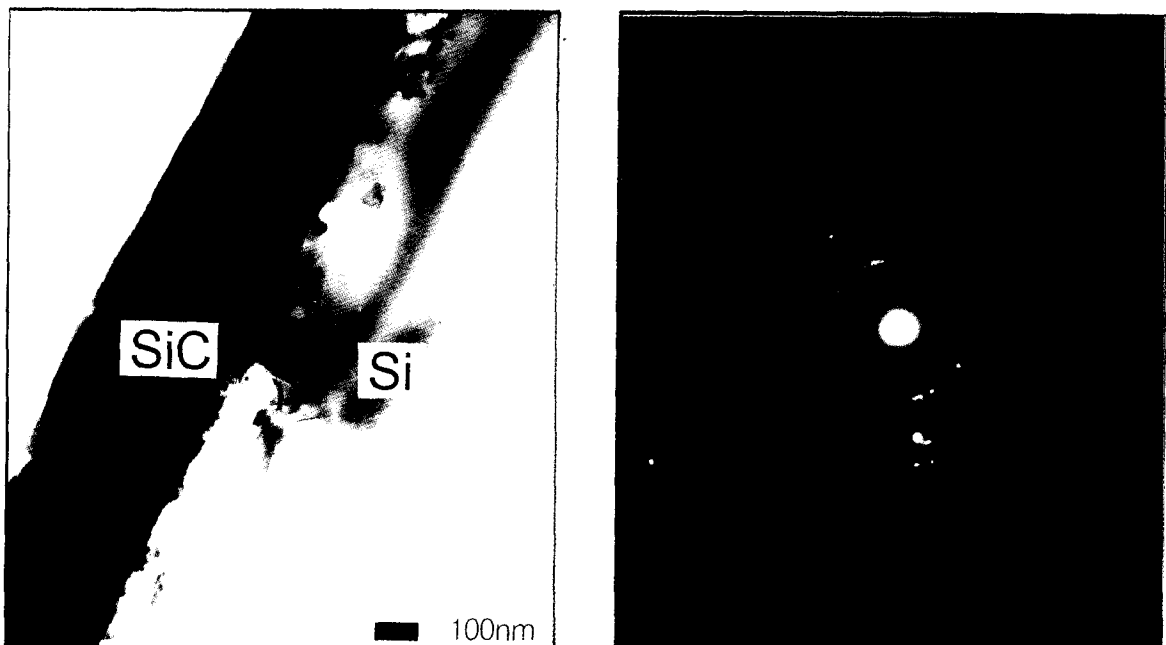


Fig. 10. Cross-sectional TEM micrograph and diffraction pattern of SiC thin film grown for 15min at 20sccm  $H_2$ , 0.5sccm TMS and 1100°C.

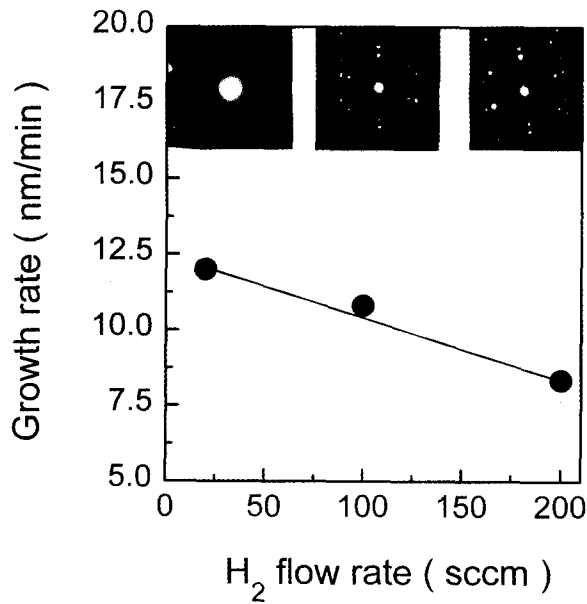


Fig. 11. The effects of H<sub>2</sub> flow rate on the growth rate and diffraction pattern of 3C-SiC thin film grown for 15min at 0.5sccm TMS and 1100°C.

존재하는 TMS의 양이 감소하여 박막의 성장속도와 결정성을 이루기 위해 필요로 하는 표면에너지가 적절히 유지되기 때문이거나 H<sub>2</sub>가 반응활성종의 형성속도에 영향을 미치거나 또는 표면에 형성될 수 있는 비정질 SiC나 다결정 SiC를 식각시켜 결정성을 증가시키는 것으로 생각할 수 있다. 현재 이에 대한 연구는 진행 중에 있으며 다음 편의 논문에서 자세히 설명하고자 한다.

#### 4. 결 론

RTCVD 반응기를 제작하여 실험에 이용하는 한편, H<sub>2</sub>/Si(CH<sub>3</sub>)<sub>4</sub> 기체를 반응기체로 사용하여 Si(111) 기판 위에 3C-SiC 박막을 성장시켰으며, 성장된 박막은 XRD, IR, RBS, SEM, TEM 등을 이용하여 분석을 수행하였다. 성장된 박막의 분석결과 TMS의 유량이 증가함에 따라 결정성이 증가하다가 1.0sccm부터는 감소하였으며, 1.0sccm 이상부터는 (111)면 외에 (220), (311)면이 같이 성장되었다. 또한 0.5sccm TMS 유량에서는 반응온도가 증가함에 따라 성장속도가 증가하였으나, 높은 TMS 유량인 5.0sccm에서는 반응기형태가 hot-wall type 반응기 형태로 바뀌어 성장속도가 감소하였다. 모든 조건에서 성장된 SiC 박막은 graphite와 Si의 성장을 관찰할 수 없었으며, Si-H, C-H 결합 역시 관찰할 수 없었다. 성장된 박막은 전형적인 polycrystal이었으며, 화학양론비는 1 : 1 이었다. 반응의 활성화에너지는 20kcal/mol · K이었으며, H<sub>2</sub>의 유량이 증가함에 따라 결정성 3C-SiC를 성장시킬 수 있었다.

#### 감사의 글

본 연구는 전북대학교 반도체물성연구센터를 통한 한국

과학재단 우수연구센터 지원금에 의한 것입니다.

#### 참 고 문 헌

1. J. A. Powell and L. G. Matus, in amorphous and crystalline silicon carbide, G. L. Harris and C. Y. - W. Yang, Eds. New York : Springer-Verlag, 34, 2 (1989).
2. R. F. Davis, G. Kelner, M. Shur, J. W. Palmour and J. A. Edmond, Proceedings of the IEEE, 79, 677 (1991)
3. H.Morkoc, S.Strite, G.B.Gao, M.E.Lin, B.Sverdlov and M.Burns, J. Appl. Phys., 76, 1363(1994).
4. Y. Ohshita, J. Electrochem. Soc., 142, 1002(1995).
5. D.E. Cagliostro and S. R. Riccitiello, J. Am. Ceram. Soc., 73, 607(1990).
6. A.J. Steckl and J.P. Li, IEEE trans. Electron Devices, 39, 64(1992).
7. J.D. Hwang, Y.K. Fang, Y.J. Song and D.N. Yaung, Jpn. J. Appl. Phys., 34, 1447(1995).
8. A. Figueras, S. Gárelík, R. Rodriguez-Clemente, B. Armas, C. Combescure and C. Dupuy, J. Crystal Growth, 110, 528(1991).
9. Y.H. Seo, K.S. Nahm, E.K. Suh and H.J. Lee, Korean J. of Chem. Eng., 13, 522(1996).
10. C.Y. Tsai, S.B. Desu, C.C. Chiu, J. Mater. Res., 9, 104(1994).
11. K. Takahashi, S. Nishino and J. Saraie, J. Crystal Growth, 115, 617(1991).
12. Y. Hattori, T. Suzuki, T. Murata, T. Yabumi, K. Yasuda and M. Saji, J. Crystal Growth, 115, 607 (1991)
13. S. Nishino, H. Suhara, H. Ono and H. Matsunami, J. Appl. Phys., 61, 4889(1987).
14. M.P. Delplancke, J.M. Powers, G.J. Vandentop, M. Salmeron and G.A. Somorjai, J. Vac. Sci. Technol. A9, 450(1991).
15. A. Chayahara, A. Masuda, T. Imura and Y. Osaka, Jpn. J. Appl. Phys., 25, L564(1986).
16. J. Chin, P.K. Gantzel and R.G. Hudson, Thin Solid Films, 40, 57(1977).
17. C.C. Chiu, S.B. Desu and C.Y. Tsai, J. Mater. Res., 8, 2617(1993).
18. D.J. Cheng, W.J. Shyy, D.H. Kuo and M.H. Hon, J. Electrochem. Soc., 134, 3145(1987).