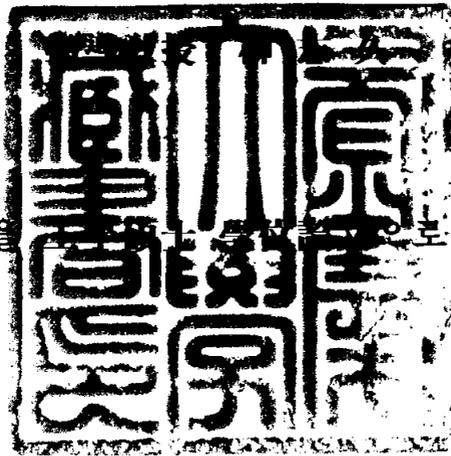


717
JDF 4
KF
=2

工學碩士 學位論文

극한 환경 MEMS용에 적합한
SiC-on-Insulator 구조에
관한 연구



이 論文을 工學碩士學位論文으로 提出함

2003年 2月

釜慶大學校 大學院

電子工學科

鄭 然 植

鄭然植의 工學碩士 學位論文을 認准함

2002년 12월 26일

主審	工學博士	鄭 守 泰
委員	工學博士	金 鍾 晋
委員	工學博士	柳 志 久



목 차

Abstract

1. 서론	1
2. 탄화규소(Silicon Carbide)	3
2.1 결정구조	3
2.2 물리적 특성	5
3. Si(100) 기판 위에 성장된 3C-SiC 박막의 특성	8
3.1 연구 배경	8
3.2 실험 및 측정	9
3.3 결과 및 고찰	11
3.3.1 결정성 분석	11
3.3.2 화학조성 분석	14
3.3.3 잔류응력 분석	15
3.3.4 표면거칠기 및 결정상태 분석	18
4. 3C-SiC의 산화막 성장	21
4.1 연구 배경	21
4.2 실험 및 측정	22
4.3 결과 및 고찰	24
4.3.1 성장률	24
4.3.2 표면 평탄도 변화	25
4.3.3 화학조성 분석	27
4.3.4 Depth profile 분석	29
5. SiCOI(SiC-on-insulator)구조의 제작	31
5.1 연구 배경	31

5.1.1	접합 특성분석	33
5.1.2	초기접합 메커니즘	35
5.1.3.	이방성 식각 메커니즘	39
5.2	실험 및 측정	41
5.3	결과 및 고찰	45
5.3.1	전처리에 따른 표면 평탄도의 변화	45
5.3.2	ATR-FTIR 스펙트럼	47
5.3.3	접합강도 분석	49
5.3.4	접합계면 특성분석	51
5.3.5	Etch-back 후 특성분석	52
6.	결론	55
	참고문헌	57

A Study on SiC-on-Insulator Structure for MEMS in Harsh Environments

Yun-Sik Chung

*Department of Electronic Engineering, Graduate School,
Pukyong National University*

Abstract

SiC(Silicon carbide) is an excellent candidate for high-temperature MEMS(micro electro mechanical system) because of its extreme thermal stability, excellent mechanical properties and wide bandgap at elevated temperatures. However, the performance of devices using 3C-SiC heteroepitaxial films grown on Si(100) is deteriorated due to the leakage current and high density of defects between Si and SiC. One approach to reduce leakage is to isolate the SiC layer from the Si substrate via insulating layers. The wafer bonding and etch-back technique has been successfully used to create 3C-SiC/SiO₂/Si substrate(known as SiCOI structures).

This thesis describes on an advanced technology of 3C-SiC/Si(100) wafer direct bonding using PECVD oxide to intermediate layer for SiCOI structure, this is because it has an attractive characteristics such as a lower thermal stress, deposition temperature, more quick deposition rate and higher bonding strength than common used

poly-Si and thermal oxide.

The 3C-SiC epitaxial films grown on Si(100) were characterized by XRD, AFM, RHEED, XPS and Raman scattering, respectively. The heteroepitaxially grown films were identified as the single crystal 3C-SiC phase by XRD spectra($2\theta=41.5^\circ$). The thermal oxide was found to be SiO₂ by XPS analysis. Auger analysis showed them to be homogeneous with near stoichiometric composition. The PECVD oxide was characterized by XPS and AFM. The bonding strength was varied with HF pre-treatment conditions before the pre-bonding in the range of 5.3 to 15.5 kgf/cm². The bonded interface was analyzed by using SEM.

From these results, SiCOI structure with single crystal 3C-SiC thin-film on an insulator is expected to be an alternative for sorting out problems caused by high density of defects between 3C-SiC and Si. Therefore, it is expected to usefully apply for the fields of SiC-MEMS in harsh environments.

1. 서론

최근, Si 마이크로머시닝을 이용한 미세구조물 제작이 용이해짐에 따라, 지금까지 관심이 없었던 전자소자, 기계부품, 신호처리용 마이크로프로세서까지 집적화된 초소형 전자기계시스템(MEMS : micro electro mechanical system)을 구현하고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다.^[1, 2] Si 반도체소자는 낮은 에너지갭으로 인해 온도 상승시 누설전류의 발생으로 인하여 소자특성이 크게 저하되므로 사용온도가 약 100°C보다 낮은 온도로 제한된다. 이러한 단점을 보완하기 위해, 300°C 온도영역까지 사용 가능하도록 전기적 절연체 상부에 단결정 Si 박막이 존재하는 SOI(Si-on-insulator)구조가 사용되고 있다.^[3] Si 반도체의 낮은 절연과피강도와 SOI의 발열특성 한계를 극복하기 위해, 고온(약 700°C 이상)에서 사용 가능한 새로운 반도체 재료인 SiC의 개발과 Si 마이크로머시닝 기술을 응용할 수 있는 SiC-MEMS분야에 대한 관심이 증가되고 있다.^[4]

SiC(2.2~3.3 eV)는 Si(1.1 eV)보다 밴드갭이 2~3배 크고, 기계적 특성이 우수하며 고온에서도 매우 안정적이고, 화학적인 안정성과 내부식성이 양호한 이점을 가지고 있다.^[5, 7] 수많은 결정구조를 갖는 SiC중에서도 입방형 결정구조(β - 혹은 3C-SiC)는 전자이동도가 1000 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 로서 다른 결정구조의 SiC(4H-SiC : 950 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, 6H-SiC : 450 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)에 비하여 우수하며, n-형 및 p-형의 불순물 주입이 Si 소자 가공기술을 적용할 수 있어 고온, 고주파용 전자소자 및 MEMS등으로의 연구대상이 되고 있다.

특히, 3C-SiC는 벌크(bulk) 재료로 성장이 불가능하기 때문에, Si속에 고온 multiple C 이온을 주입한 후, 열처리를 통한 SiC 층을 형성시키는 방법과 Si와 SOI 기판 위에 CVD(chemical vapor deposition)를 이용한 이종박막을 성장시키고 있다.^[8, 12] 그러나, 고온 이종결정성장(heteroepitaxy)

시 Si와 SiC 경계면의 열팽창계수(8 %)차와, 격자부정합(20 %)으로 인해 박막의 질과 제조된 전자소자의 성능이 떨어진다.^[13] 현재, 이러한 단점을 극복하기 위해서 낮은 온도에서 분해가 되고 취급이 용이한 여러 가지 실란[methyltrichlorosilane(CH_3SiCl_3 , MTS), methylsilane(CH_3SiH_3 , MS), hexamethyldisilane($(\text{CH}_3)_6\text{Si}_2$, HMDS), dimethyldichlorosilane($(\text{CH}_3)_2\text{SiCl}_2$, DMDS)]을 사용한 CVD 성장에 관한 연구^[14-15]와 Si 마이크로머시닝기술을 응용한 절연층 상부에 단결정 3C-SiC 박막층이 존재하는 SiCOI(SiC-on-insulator) 구조 제조에 관한 관심이 증가되고 있다.^[16-17]

SiCOI 구조 제조방법에는 SOI 기판 위에 3C-SiC 박막을 이중결정 성장하는 방법과 3C-SiC/Si 기판과 Si 기판을 산화하여 두 기판을 접합한 후 3C-SiC/Si 기판을 후면식각하는 방법이 있다. SOI 기판 위에 3C-SiC를 이중결정 성장하는 방법은 Si와 3C-SiC 사이의 열팽창계수와 격자부정합, 박막 내에 높은 부정합 전위밀도, cracking, APB(antiphase boundary)생성 등을 해결할 수 없기 때문에 Krashna N. Vinod등과 Y. Tong와 U. Gosele는 poly-Si와 열산화막을 접합 매개층으로 사용하여 SiCOI 구조를 제조하였다.^[18-20]

본 연구에서는 poly-Si와 열산화막에 비해 표면 거칠기가 거칠지만 증착온도가 낮아 thermal stress가 작고, 짧은 시간에 두꺼운 산화막 증착이 가능하며, 직접접합시 접합강도가 우수한 PECVD(plasma enhanced CVD) 산화막을 접합 매개층으로 사용한 SiCOI 구조 제조공정을 제안하고, 수행하였다. 기판 접합기술과 후면식각 기술을 이용한 PECVD 절연층 상부에 단결정 3C-SiC 박막이 존재하는 SiCOI 구조 제조와 성장된 3C-SiC 박막의 물리적 특성과 산화, 기판 접합특성을 분석·평가하였다.

2. 탄화규소

2.1 결정구조

SiC는 동일한 4족원소인 Si와 C가 사면체 구조를 이루며, 구조적으로 수많은 결정형이 존재한다. 입방정(cubic), 육방정(hexagonal), 능면정상(rhombohedral)등은 결정구조가 다를 뿐 아니라 동일한 결정 구조에서도 적층주기에 따라 명칭이 달라지는데 명칭의 앞머리의 숫자는 적층주기를, 뒷부분의 문자는 결정구조를 의미한다. 입방정상의 경우 유일하게 3C-SiC(또는 β -SiC) 하나만 존재하고, 그 나머지 결정형은 모두 α -SiC로 통칭하며, 육방정상이 약 70종류, 능면정상은 약 170종류가 보고되고 있다.^[21] 이는 현존하는 재료 중에 가장 많은 결정다형으로 이론상으로는 최밀충진면의 적층순서(stacking sequence)에 따른 결정다형의 수는 무한하다. 유일한 입방정상인 3C-SiC는 각각 면심입방격자(FCC)를 가진 실리콘과 탄소가 겹쳐진 zincblende 구조를 가지며, α -SiC는 육방정 wurtzite 구조를 갖는다. SiC의 결정다형 중 가장 많이 나타나는 상은 3C, 4H, 6H, 15R 등이며, 실제 응용에 있어서 가장 중요한 것은 3C, 4H, 6H-SiC 등이다.

사면체에서 실리콘과 실리콘원자 또는 탄소와 탄소원자의 결합거리는 3.08Å 이고, 실리콘원자와 탄소원자사이의 거리는 1.89Å로서 SiC는 이러한 사면체가 꼭지점을 공유하는 구조로 이루어져있으며, Si-C간에 약 88%의 공유결합과 12%의 이온결합을 이루고 있으며 이와 같은 강한 공유결합으로 인해 높은 경도, 내마모성, 그리고 고온 및 화학적 안정성등 뛰어난 물리적, 화학적 특성을 보인다.^[22] 이렇게, SiC는 원자구조가 주로 공유결합으로 이루어져 있어서 전기적, 열적, 화학적으로 매우 안정되고

우수하여 고온, 고주파, 고출력 및 내환경용 반도체 소자로서 관심의 대상이 되고 있다. Fig. 2.1은 3C, 4H, 6H-SiC의 결정구조를 나타내었다. 이들 상호간의 안정영역은 정확히 밝혀지지 않았으나 3C는 1400~1600°C, 4H는 1600~2100°C, 6H는 2100°C 이상에서 안정한 것으로 알려져 있다.

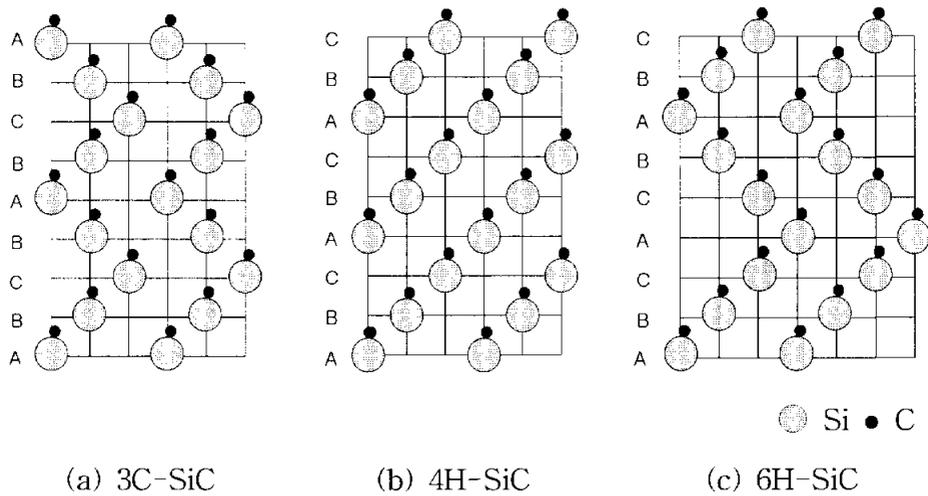


Fig. 2.1. Crystal structures of 3C-, 4H-, and 6H-SiC.

2.2 물리적 특성

Table 2.1에 Si, GaAs와 SiC의 물성을 비교하여 나타내었다.^[23] Table 2.1에 나타난 바와 같이 SiC는 전기적, 열적 성질이 우수하며 고온, 고주파, 고출력용 반도체 소자로서 각광받고 있다. 또한 우수한 화학적 안정성과 함께 높은 열전도도로 인해 열악한 환경에서의 사용과 고집적 소자 제조에도 이점이 있다. SiC를 고온, 고주파 전자소자로 응용할 때의 적합성은 JFM(Johnson's figure of merit)와 KFM(Keye's figure of merit)로 Table 2.2에 잘 나타난다.^[24] Johnson's figure of merit은 $(EV_s)/2\pi$ 로 정의되어 고주파용 소자응용에 있어서의 장점을 나타내며 Keye's figure of merit은 $\sigma T(V_s/K)^{1/2}$ 로 고온용 소자응용에 있어서의 장점을 각각 나타낸다. 표에 나타난 바와 같이 SiC는 다이아몬드를 제외한 Si는 GaAs 등 다른 주요 반도체 물질들에 비해 JFM과 KFM이 월등히 큼을 알 수 있으며 이는 고온, 고주파 소자 제조에 매우 적합한 물질임을 보여준다.

Table 2.1. Physical properties of several polytype SiC, GaAs and Si.

	Si	3C-SiC	4H-SiC	6H-SiC	GaAs
Bandgap, E_g (eV)	1.10	2.23	3.26	3.02	1.43
Lattice constant(Å)	5.43	4.36	a = 3.09 c = 10.08	a = 3.09 c = 15.12	5.65
Electron mobility (cm^2/vs)	1350	1000	900	450	8000
Hall mobility (cm^2/vs)	600	70	100	50	400
Relative dielectric constant	11.8	9.7	9.7	9.7	12.8
Breakdown field ($\times 10^6 \text{cm/s}$)	0.3	2	3	3	0.4
Saturation drift velocity($\times 10^7 \text{cm/s}$)	1	2.7	2.7	2	2
Maximum operating temperature($^\circ\text{C}$)	300	1240	1240	1240	460

Table 2.2. Figure of merit for selected semiconductors.

properties materials	E	$\sigma_T(300K)$	vs	K	JFM	KFM
	V/cm	W/cm · deg	cm/sec			
Si	3×10^5	1.5	1.0×10^7	11.8	1.0	1.0
GaAs	4×10^5	0.5	2.0×10^7	12.8	6.9	0.456
InP	6×10^5	0.7	2.0×10^7	14.0	16.0	0.608
GaN	20×10^5	1.5	2.5×10^7	9.5	281.6	1.76
6H-SiC	40×10^5	5.0	2.5×10^7	10.0	695.4	5.12
3C-SiC	40×10^5	5.0	2.5×10^7	9.7	1137.8	5.81
Diamond	100×10^5	20.0	2.7×10^7	5.5	8206.0	32.2

3. Si(100) 기판 위에 성장된 3C-SiC 박막의 특성

3.1 연구 배경

입방형 결정구조인 3C-SiC는 벌크(bulk) 상태로 성장이 불가능하나 Si 기판 위에 이종결정성장에 의한 대면적의 성장이 가능하며, 전자 및 기계적 특성이 상용화되고 있는 Cree Research의 벌크 SiC 기판에 상용하고 일괄공정에 의한 기존의 Si 기반기술을 이용할 수 있다. 그러나, Si 기판 위에 이종결정성장은 경계면에서 8 %의 열팽창계수와 20 %의 격자부정합, 박막 내의 높은 부정합 전위밀도, cracking, APB(antiphase boundary)생성 등 반도체 이종접합구조 성장에 따른 다양한 문제점이 발생되어 3C-SiC 소자의 성능이 떨어진다.^[13] 이러한 문제점을 완화시키기 위한 방법으로 완충층(buffer layer)도입, 화학처리, 계면활성제 및 촉매 이용, 말단기, 방향성 및 각도 조절 등으로 Si 기판표면을 변형시켜 줌으로서 에피층(epitaxy layer)과 기판의 계면 결합을 안정화시켜 결합이 없는 고품위 SiC 반도체 결정을 성장하고자 시도하고 있다.^[8-10]

본 장에서는 Si(100) 기판과 3C-SiC 박막간의 열팽창계수와 격자부정합을 감소시키기 위해 3C-SiC의 성장 전 완충층으로 carbonization을 형성하였고, 낮은 온도에서도 쉽게 분해되며 위험성이 없는 HMDS를 단일 선구체로 사용하여 1350℃에서 APCVD법으로 Si(100) 기판 위에 단결정 3C-SiC를 성장하였다. 성장된 박막의 결정성 및 잔류응력은 XRD, RHEED, Raman scattering으로 표면 거칠기 및 결정상태는 AFM, TEM, 화학조성은 XPS로 각각 분석·평가하였다.

3.2 실험 및 측정

3C-SiC 결정성장은 교토대학교 Shigehiro Nishino 연구실에서 수행하였으며, Fig. 3.1은 본 연구에 사용된 3C-SiC 결정성장용 APCVD 장치를 나타낸 것이다. APCVD 장치는 rotary pump가 연결된 공냉식으로 내부직경 50 mm인 수평 석영관을 사용하였다. Si(100) 기판은 반응관 내부의 오염을 방지하기 위하여 SiC로 코팅된 흑연 susceptor 위에 장착하였으며, 4 KW, 40 KHz의 고주파 유도가열 방식으로 가열하였고, 기판의 온도는 광학 온도계로 측정하였다. 반응관 내의 압력은 0.1 Torr, 오염방지를 위하여 실험 전에 반응관과 흑연 susceptor를 1350°C에서 15 분 동안 예열 처리하였다.

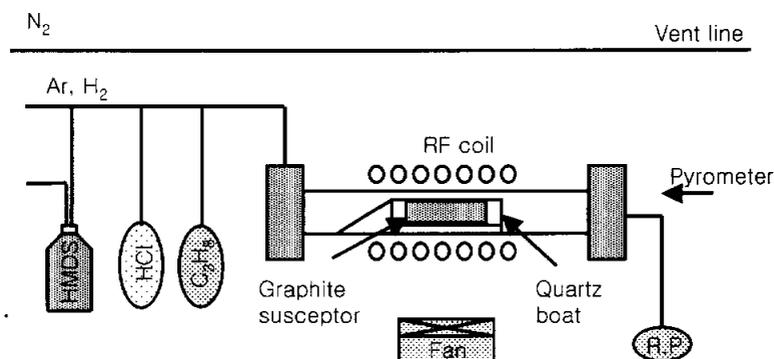


Fig. 3.1. Schematic diagram of 3C-SiC growth system.

Fig. 3.2는 3C-SiC 결정성장시 사용된 온도 및 가스 유량 제어 프로그램을 나타낸 것이다. SiC 결정성장용 Si와 C의 공급원으로는 organosilane 화합물인 HMDS를 사용하였으며, purging 및 운반가스로 Ar과 H₂를 각각 사용하였다. 액상 HMDS를 bubbler 내에 넣고, H₂를

bubbler 내에 흘려주어 HMDS를 반응관내로 흐르게 하여 유량을 제어 하였다. 이때 bubbler의 온도는 20°C로 유지하였고, HMDS를 750°C에서 분해하였다. HMDS와 H₂로서 3C-SiC를 n-형 Si(100) 기판 위에 성장시켰으며, 전체적인 성장공정은 다음과 같이 3단계로 구성되었다. 1단계에서는 Si 기판의 세척을 위하여 1175°C에서 HCl(63.1 sccm)과 H₂(1 slm)를 혼합하여 Si 기판을 11분 동안 etching하였다. 그리고, Si 기판과 SiC 박막간 격자부정합을 최소화하기 위해 2단계에서는 1350°C에서 C₃H₈(1.0 sccm)과 H₂(1 slm)로 3분 동안 Si 기판을 탄화시켰다. 마지막 3단계에서는 1350°C에서 HMDS(0.5 sccm)와 H₂(2.5 slm)를 혼합하여 1시간동안 SiC를 성장시켰다. 성장이 끝난 후 성장된 박막을 안정화시키기 위하여, HMDS는 더 이상 공급하지 않고 H₂만 2.5 slm 공급하면서 1350°C에서 5분 동안 유지한 후, 실온까지 냉각시켰다. 이때, 3C-SiC 박막의 성장 속도는 약 4.3 μm/hr 이었으며, 성장되어진 SiC의 표면은 거울면과 같이 반사되었다.

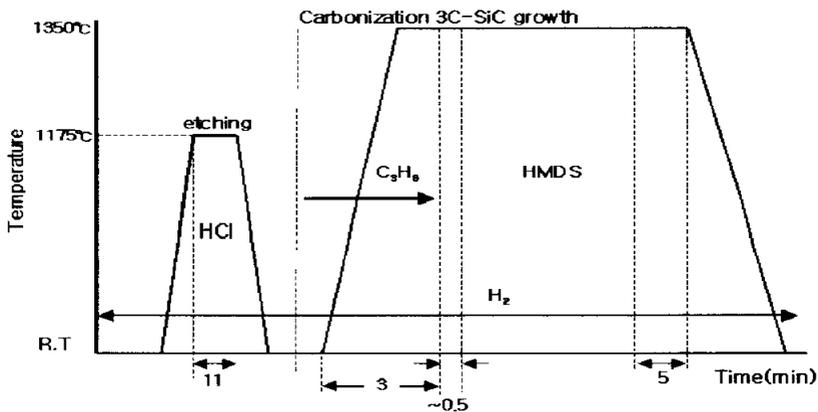


Fig. 3.2. Temperature and gas flow program for 3C-SiC growth.

3.3 결과 및 고찰

3.3.1 결정성 분석

Fig. 3.3은 Si(100) 기판 위에 성장된 단결정 3C-SiC 박막의 XRD (Philips, X'Pert-MPD) 패턴을 나타낸 것이다. X-선원은 Cu-K α 으로 파장은 1.54056Å이며, 가속전원은 40 kV, 필라멘트 전류는 30 mA였다. X-선 회절 스펙트럼을 얻기 위하여 2θ 를 20~80°범위에서 scan 속도를 2.4°/min로 수행하였으며, 실온에서 측정하였다. 3C-SiC 박막은 $2\theta = 41.5^\circ$ 와 69° 에서 매우 좁고 강한 두 개의 피크가 관찰되었으며, 이것은 Si(100) 기판 위에 성장된 단결정 3C-SiC(200) 피크와 기판인 Si의 (400) 피크로 다른 연구자들의 연구결과와 일치한다.^[25]

Fig. 3.4는 성장된 3C-SiC 박막의 두께에 따른 RHEED(Hitachi, 가속전원 75 kV) 패턴을 나타낸 것이다. 모든 시료의 투사 방향은 [011]이며, 박막의 두께가 증가할수록 spot 패턴에서 streak 패턴으로 차츰 변화되었다. 박막 두께에 따른 RHEED 패턴변화와 Fig. 3.7의 AFM 분석에 의한 박막표면 거칠기의 변화는 결정내의 쌍정경계(twin boundary)나 적층결함(stacking faults)등의 감소에 의한 것으로 박막의 두께가 증가할수록 성장된 박막의 결함이 감소하며 결정성이 향상되었다.^[26]

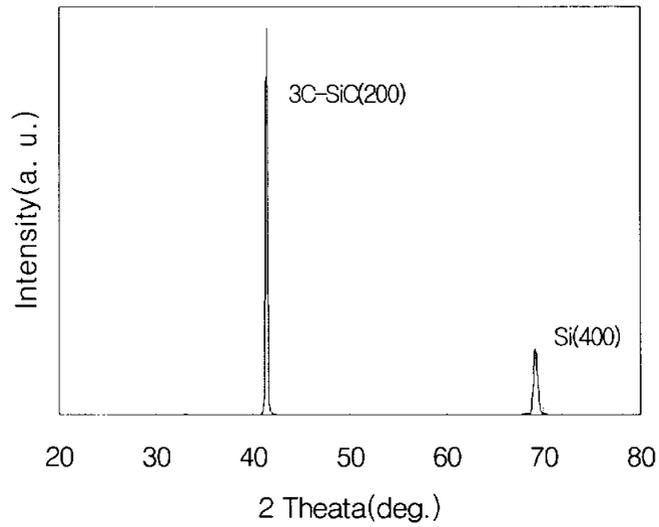
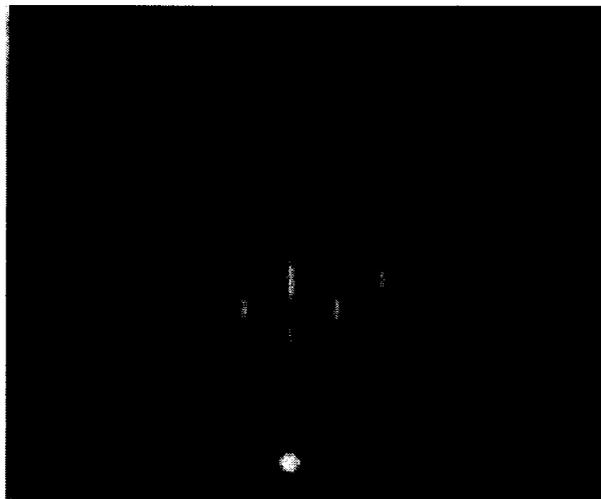
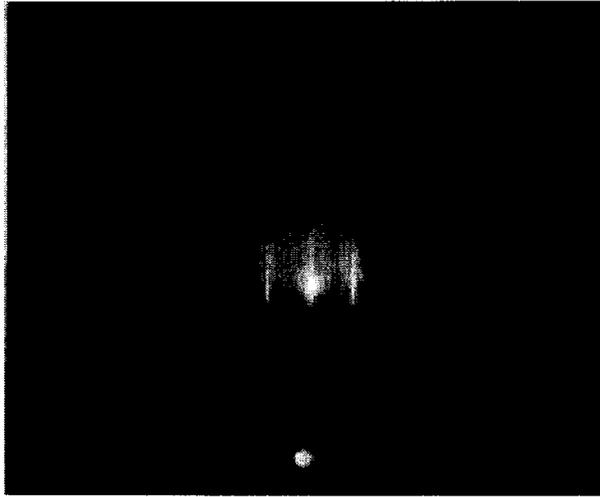


Fig. 3.3. XRD pattern of single crystal 3C-SiC.

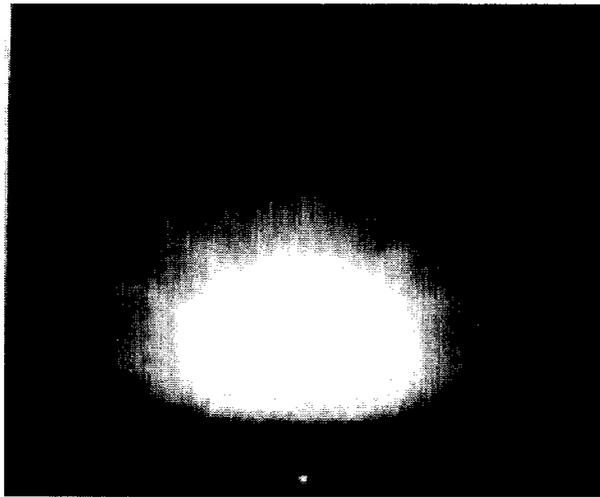


(a) $0.6 \mu\text{m}$

Fig. 3.4. RHEED patterns of 3C-SiC thin-films grown on Si(100) wafer with $\langle 011 \rangle$ direction. (continue)



(b) 2.6 μm



(c) 4.3 μm

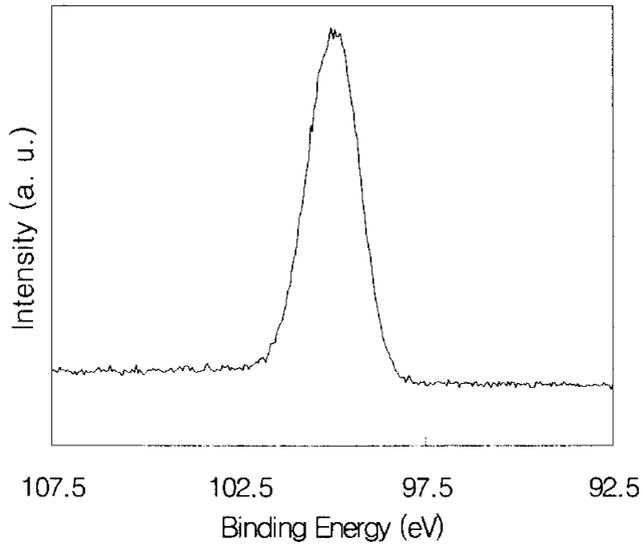
Fig. 3.4. RHEED patterns of 3C-SiC thin-films grown on Si(100) wafer with [011] direction.

3.3.2 화학조성 분석

Fig. 3.5는 3C-SiC 박막의 화학조성을 XPS(VG Scientifics, ESCA-LAB 250)로 분석한 결과이다. 광전자 여기를 위해 15 kV, 150 W의 Al-K α (1486.6Å)를 소스로 사용하였으며, 챔버진공은 5×10^{-8} Torr로 분석하였다. 분석용 spot size는 500 μ m, wide 및 narrow scan step size는 1 eV와 0.05 eV로 각각 분석하였다. Fig. 3.5(a)는 3C-SiC 박막의 표면을 30초간 아르곤 이온(Ar $^+$) 스퍼터링으로 박막을 깎은 후, 측정된 박막 내의 화학조성을 wide scan한 것으로 Si와 C가 주성분으로 나타났다. Fig. 3.5(b)와 (c)는 wide scan 결과 나타난 C 1s 와 Si 2p 피크부분을 narrow scan한 것이다. 각각의 피크 결합에너지는 Si-C의 결합에 의한 282.5와 100.3 eV로 나타났다.^[27-28] 이 결합에너지 피크는 다른 연구결과와 일치한다. 따라서, 성장된 박막의 화학적 조성이 Si-C의 결합에 의해 단결정 3C-SiC로 합성되었다.

3.3.3 잔류응력 분석

Fig. 3.6은 파장이 5145Å의 Argon-ion laser를 이용하여 실온에서 3C-SiC 박막의 Raman(RANSHAW, RAMASCOPE) 산란을 분석한 결과이다. 796 cm⁻¹에서 다소 약한 피크와 973±1 cm⁻¹에서 강한 피크가 관찰되었다. 이것은 3C-SiC 박막의 LO(longitudinal optical)와 TO(transverse optical) 피크이다. 또한, LO 피크가 973±1 cm⁻¹에서 강하게 관찰되는 것으로 보아 성장된 3C-SiC 박막은 결정성이 양호한 단결정으로 사료된다. 또한, 성장된 박막의 두께가 증가함에 따라 LO 피크가 강하게 증가하였다. 이중성장된 박막의 스트레스를 분석하기 위해 Si 기판을 제거했을 때 3C-SiC의 LO 피크는 974.52 cm⁻¹로 이동하였다. 이것은 성장된 3C-SiC 박막과 Si 사이에 존재하는 20 %의 격자부정합으로 인한 tensile biaxial stress 때문으로 판단된다. Si 기판을 제거한 free 3C-SiC 박막에서는 스트레스가 거의 존재하지 않으며, Si 위에 성장된 3C-SiC 박막은 박막 내에 존재하는 tensile stress로 인해 LO 피크가 낮은 에너지 대역으로 이동하였다. 이것은 0.4-1.0 GPa의 biaxial stress와 약 0.1-0.2 %의 inplane strain과 일치하였다.^[29]



(c) Si 2p core level

Fig. 3.5. XPS spectra of 3C-SiC thin-film grown on Si(100) wafer.

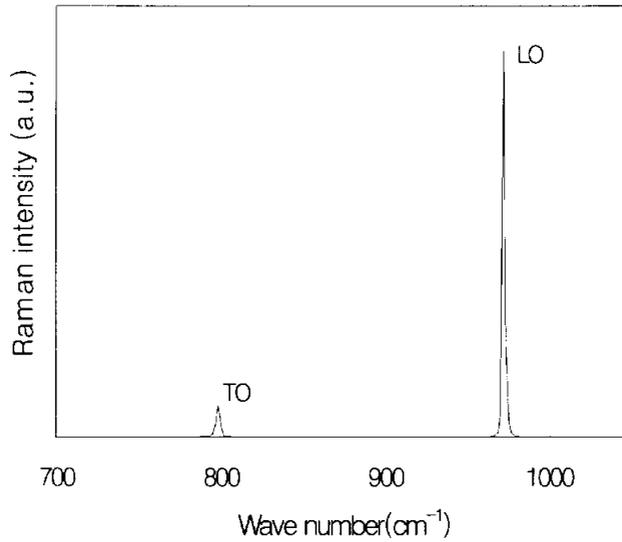
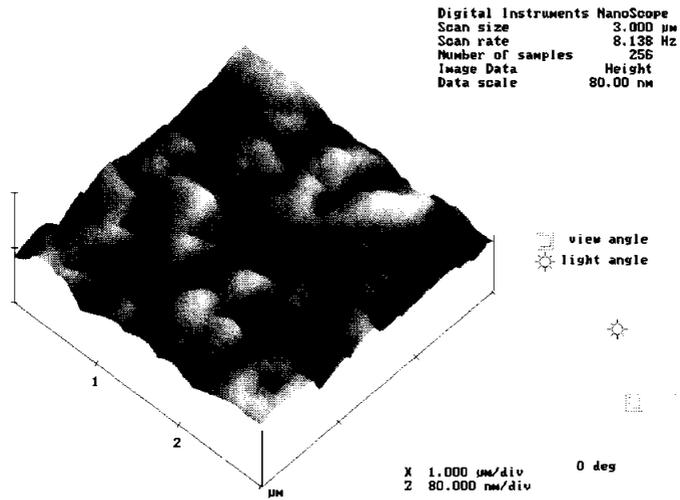


Fig. 3.6. Raman spectra of 3C-SiC thin-film grown on Si(100) wafer.

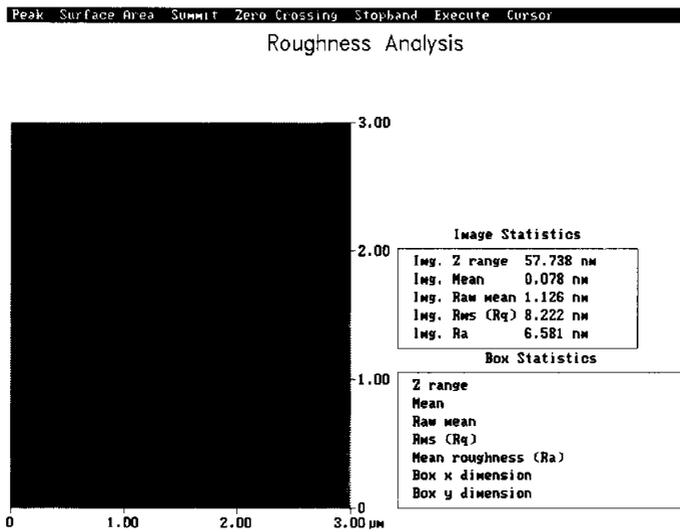
3.3.4 표면 거칠기 및 결정상태 분석

Fig. 3.7은 성장된 3C-SiC 박막의 표면 거칠기를 AFM(Digital instruments, MultiModeTM SPM)으로 실온에서 분석한 이미지이다. 성장된 박막 표면의 RMS(root mean square) roughness와 Ra(Roughness average)는 Si 기판에 비해 매우 거친 82.22 Å, 65.81 Å으로 각각 분석되었다. 또한, 표면에 많은 ridge들이 관찰되었으며, 이러한 ridge들은 성장된 3C-SiC 박막 표면에 [110]방향과 $\bar{[110]}$ 방향으로 분포되었다. Ridge들의 성장은 탄화공정에서 나타난 groove들 때문으로 사료되며, 박막 두께가 증가함에 따라 박막표면의 거칠기가 향상되었다.

Fig. 3.8은 Si(100) 기판 위에 성장된 3C-SiC 박막의 결정 상태를 평가하기 위한 TEM 사진이다. Fig. 3.8(a)는 3C-SiC막의 plan-view TEM 사진으로 Si(100) 기판 위에 성장한 SiC 박막이 grain boundary가 없는 우수한 단결정으로 성장됨을 알 수 있다. 더구나, Si과 SiC간의 격자부정합으로 인하여 SiC 박막 내에 비교적 많은 적층결함과 전위들이 존재한다. Fig. 3.8(b)는 SiC/Si(001)의 단면 TEM 사진으로써 SiC 쪽에 상당히 많은 선결함, 면결함이 존재하나 Si 쪽에는 이러한 결함들이 존재하지 않는다.^[30] 또한, 흔히 SiC/Si 계면에서 발생할 수 있는 voids 등이 많이 관찰되지 않았다. 따라서, 적층결함/전위등의 결함들이 다소 존재하여도 Si(100) 위에 SiC 결정성장이 잘 이루어진 것으로 사료된다.



(a) 3-Dimension



(b) 2-Dimension

Fig. 3.7. AFM images of 3C-SiC grown on Si(100) wafer.



(a) Plane



(b) Cross section

Fig. 3.8. TEM images of 3C-SiC grown on Si(100) wafer.

4. 3C-SiC의 산화막 성장

4.1 연구 배경

집적화 회로기술에서 산화막은 p-n junction용 passivation막과 도핑, etching동안 마스크의 기능뿐만 아니라 MOS 디바이스를 위한 게이트 유전체로 사용된다. 새롭게 개발된 단결정 3C-SiC는 다른 wide-band gap 반도체에 비해 기존의 Si 산화막 기술을 응용하여 열산화할 수 있다는 장점이 있다.^[31] SiC의 산화는 대기압에서 900℃부터 시작되며 확산을 통해 진행되나, SiC의 화학적 불활성(chemical inertness)으로 인해 일반적으로 1100℃이상에서 산화하고 있다. 단결정 3C-SiC의 산화막 성장률은 아래식의 Deal and Grove에 의해 제시된 실리콘 산화에 대한 일반적인 관계식^[32]과 동일했다.

산화막 성장속도 $G = \frac{dX_o}{dt}$ 의 미분방정식을 풀면,

$$X_0^2 + A X_0 = B(t + \tau) \quad (4.1)$$

X_0 는 산화막 두께, B는 표물선 성장률 상수, B/A는 선형 성장률 상수, τ 는 이미 존재하는 산화막 존재에 따른 상수이다.

본 장에서는 단결정 3C-SiC 박막이 성장된 기판을 이용하여 1100℃에서 1~6 시간동안 건식 및 습식 산소분위기에서 산화공정을 각각 수행하였다. 성장된 산화막 특성은 온도와 시간에 따른 성장률 및 굴절률을 ellipsometer, 산화전과 후 표면의 거칠기는 AFM, 산화막의 화학조성은 XPS, 산화막과 3C-SiC간의 depth profile은 AES로 각각 분석·평가하였다.

4.2 실험 및 측정

본 장에서는 단결정 3C-SiC 박막이 성장된 $2.0 \times 2.5 \text{ cm}^2$ 크기의 시편을 사용하였다. Fig. 4.1은 단결정 3C-SiC의 열산화를 위한 장치도이다. 열산화에 사용된 산화장치는 석영 수평관을 사용하여 1100°C 온도범위까지 가열 가능하며, 석영관의 앞, 중앙, 끝부분의 온도의 오차가 ± 0.5 이다. Bubbler내의 온도는 95°C , 탈이온화수를 사용하였다.

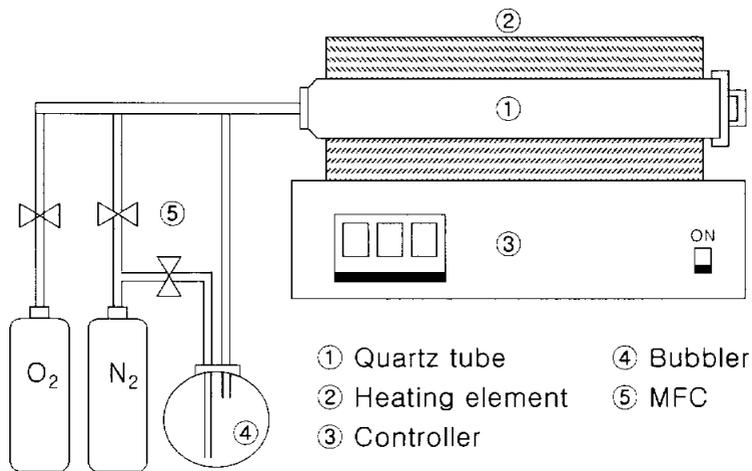


Fig. 4.1. Schematic diagram of thermal oxidation system for single crystal 3C-SiC.

기판의 표면이 청결하지 못한 상태에서 제작되었을 때 불순물이 SiC와 SiO₂ 계면에서 트랩으로 작용할 수 있기 때문에 세척은 필수적이다. 산화공정을 위한 시편의 세척공정은 다음과 같다. 먼저, HCl과 H₂O₂를 혼합한 용액과 H₂SO₄와 H₂O₂를 혼합한 용액을 80°C에서 10분간 순차적으로 세정한 후에 질소가스로 건조했다. 그리고, 시편표면의 자연산화막을 HF와 H₂O를 희석한 용액에 30초간 넣어서 제거하고 탈이온화수로 충분히 씻은 후 질소가스로 건조했다. 단결정 3C-SiC 박막 위에 성장된 열산화막의 성장률과 굴절율은 ellipsometer, 표면 평탄도의 변화는 AFM, 화학조성은 XPS, depth profile은 AES로 각각 분석 및 평가 하였다. Fig. 4.2는 본 장의 전체 연구내용을 요약한 것이다.

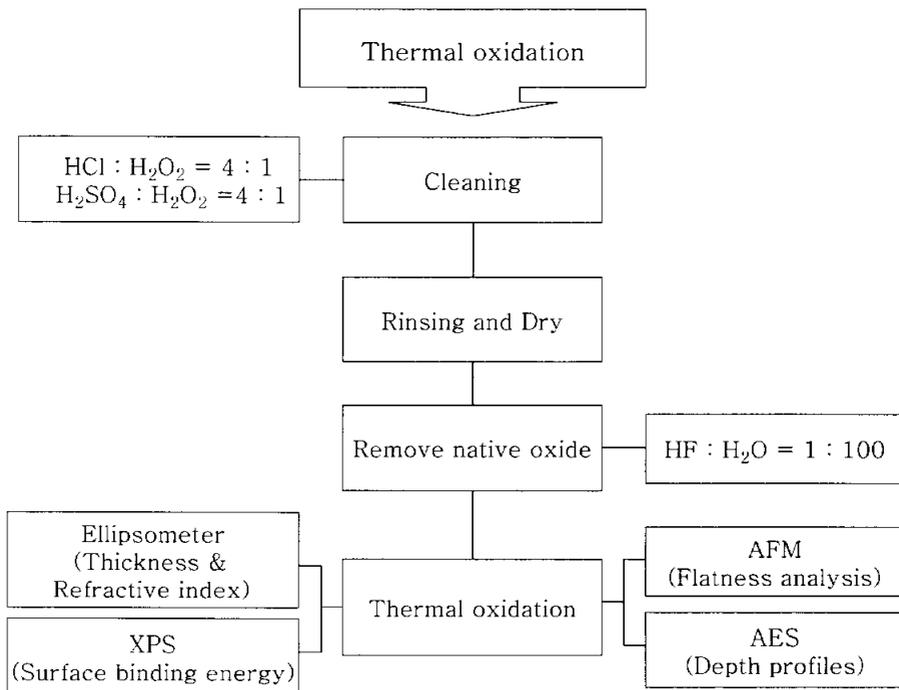


Fig. 4.2. Experiment process sequence of thermal oxidation.

4.3 결과 및 고찰

4.3.1 성장률

산화공정 시간에 따른 산화막 두께와 굴절율은 입사각 70° 와 632.8nm 의 ellipsometer로 측정했다. 습식 산화시 산화막의 굴절율은 1.49였고, 건식 산화시 굴절율은 1.39였다. Fig. 4.3은 단결정 3C-SiC의 산화시간과 산화온도에 따른 산화막 두께변화를 나타낸 것이다.

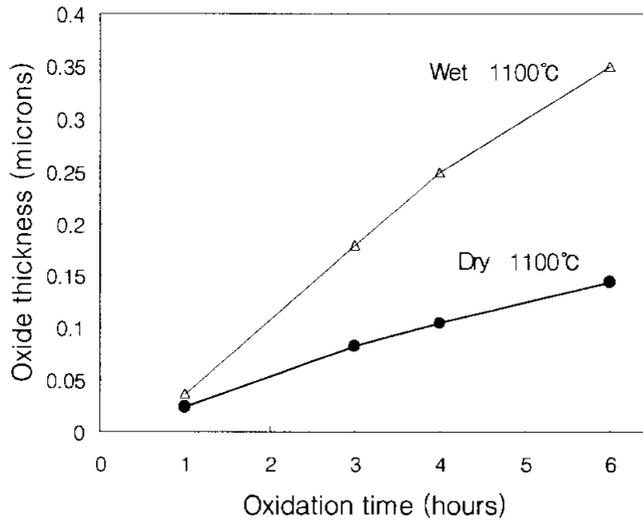
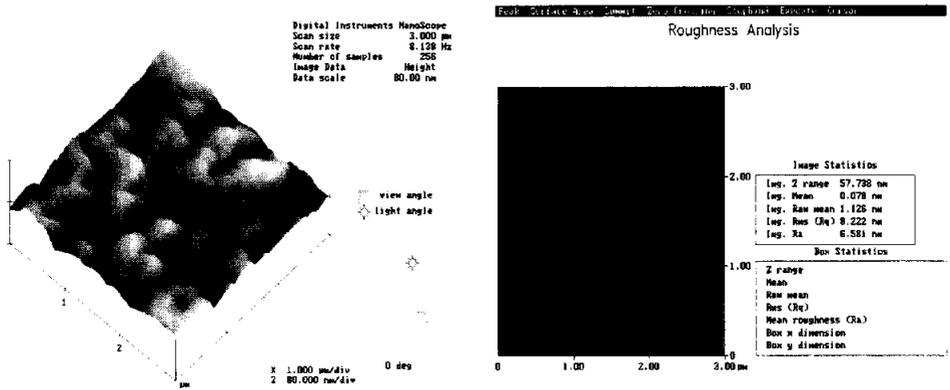


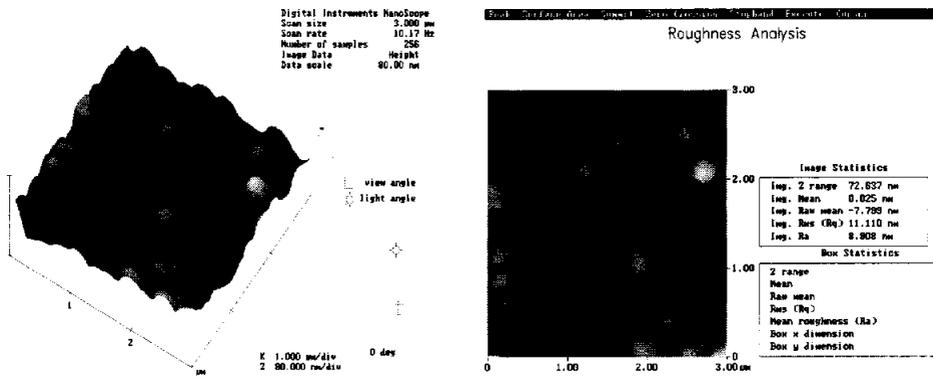
Fig. 4.3. Thickness changes of thermally oxidized 3C-SiC with variation of oxidation time.

4.3.2 표면 평탄도의 변화

Fig. 4.4은 산화막 후의 박막표면 거칠기를 AFM(Digital instruments (U.S.A), MultiMode TM SPM)으로 실온에서 분석한 상이다. Fig. 4.4(a)는 Si(100) 기판 위에 $4.3\ \mu\text{m}$ 두께로 성장된 3C-SiC 박막표면을 분석한 것으로 RMS roughness는 Si 기판에 비해 매우 거친 $65.81\ \text{\AA}$ 였다. 또한, 표면에 많은 ridge들이 관찰되었으며, 이러한 ridge들은 성장된 3C-SiC 박막 표면에 [110]방향과 $\bar{[110]}$ 방향으로 분포되었다. Fig. 4.4(b)는 3C-SiC 박막의 열산화 후 표면 이미지로 거칠기가 $111.10\ \text{\AA}$ 으로 산화로 인해 더욱 거친 박막 표면이 나타났다.



(a) Before

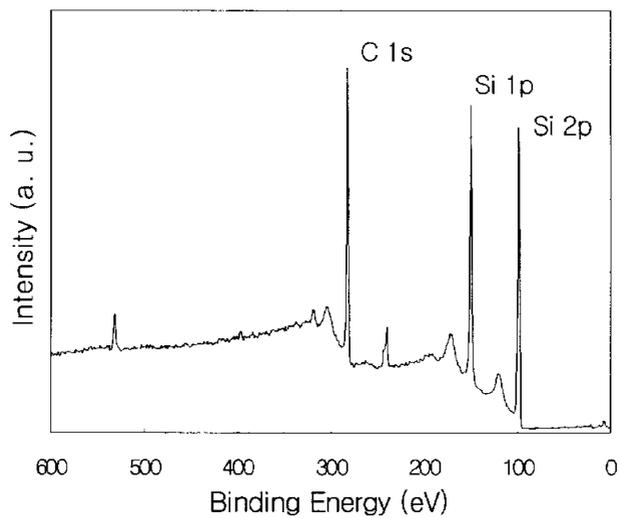


(b) After

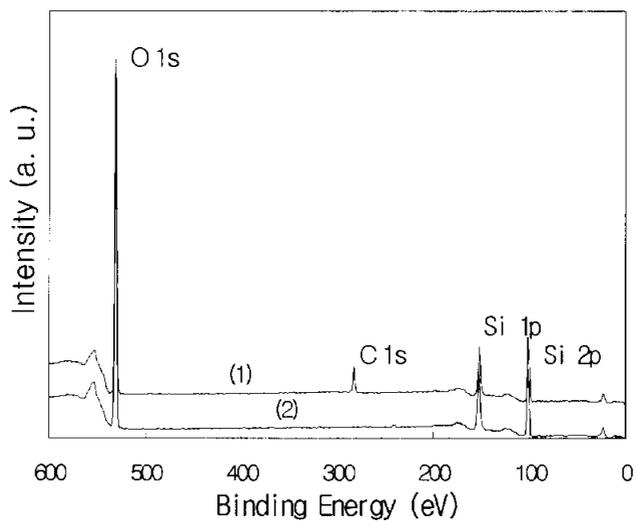
Fig. 4.4. AFM images of oxidized 3C-SiC.

4.3.3 화학조성 분석

Fig. 4.5는 Si(100) 기판 위에 성장된 3C-SiC 박막의 화학조성을 XPS (VG Scientifics, ESCALAB 250)로 분석한 결과이다. 광전자 여기를 위해 15 kV, 150 W의 Al-K α (1486.6 Å)를 소스로 사용하였으며, 챔버진공은 5×10^{-8} Torr로 분석하였다. Spot size는 500 μm , wide scan step size는 1 eV로 분석하였다. Fig. 4.5(a)는 3C-SiC 박막의 표면을 30초간 아르곤 이온(Ar $^+$) 스퍼터링으로 박막을 깎은 후, 측정된 박막내의 화학조성을 wide scan한 것으로 Si와 C가 주성분으로 나타났다. 각각의 피크 결합에너지는 Si와 C의 결합에 의한 282.5와 100.3 eV로 나타났다. 이 결합에너지 피크는 다른 연구결과의 단결정 3C-SiC 박막 피크값과 일치했다.^[27] Fig. 4.5(b)는 산화 후 산화막 표면을 wide scan한 것이다. 그래프 (1)에서는 C 피크가 282.5 eV에서 나타났지만, 30초간 아르곤 이온(Ar $^+$) 스퍼터링으로 절연막을 깎은 후에는 그래프 (2)처럼 절연막내 화학조성에서는 C가 나타나지 않는다. 이 C 피크는 측정시 대기의 오염이며, 절연막내 화학조성은 Si와 O가 주성분인 SiO $_2$ 가 나타났다. O 1s와 Si 2p 피크의 결합에너지는 530.8 eV와 102.5 eV로 각각 나타났다.^[33]



(a) Before

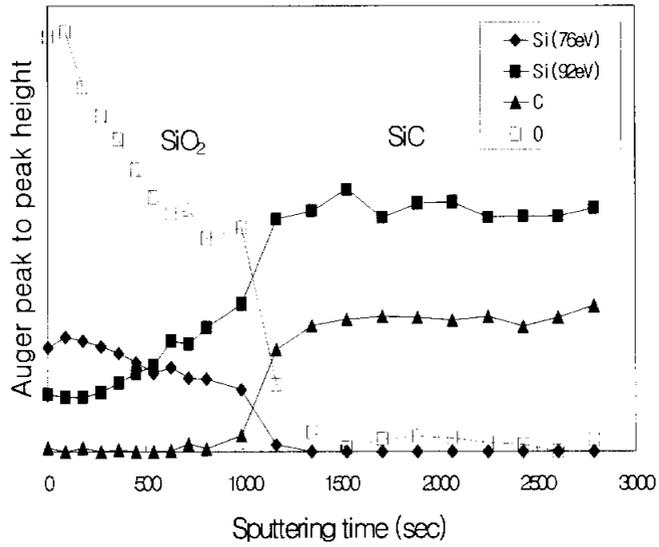


(b) After

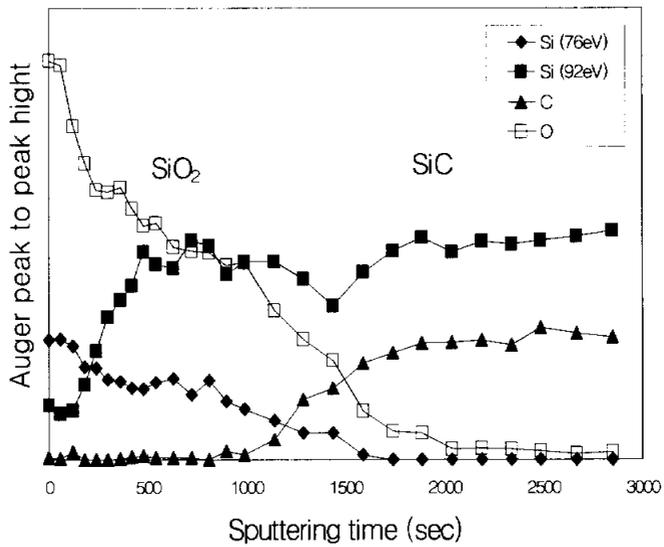
Fig. 4.5. XPS spectras of oxidized 3C-SiC.

4.3.4 Depth profile 분석

건식과 습식산화 후 AES(VG Scientifics, MICROLAB 350)로 depth profile을 분석했다. 분석 조건은 초기진공 8×10^{10} Torr, 분석시 챔버진공은 5×10^8 Torr, 가속전압은 3 kV, 전류는 $1 \mu\text{A}$ 였다. Fig. 4.6과 4.7은 산화 후 나타나는 산화막과 SiC 사이의 depth profile이다. 산화막 영역에서는 C 피크는 나타나지 않았으며, O 피크와 Si(76, 92 eV) 피크가 각각 나타났다. Si 76 eV 피크는 SiO_2 에 의해 나타나는 피크이고, Si 92eV 피크는 전자방사에 의해 손상된 SiO_2 로부터 나타난다. 산화막과 3C-SiC의 전이영역(transition region)으로 갈수록 박막내 화학적 조성이 서서히 변화하여 O 피크는 작아지며 C 피크가 나타나기 시작한다. 3C-SiC 영역에서는 O 피크는 사라지고, SiC에 의한 Si 피크와 C 피크만이 나타났다. Fig. 4.6(a)와 (b)에서 건식과 습식산화시 산화막과 3C-SiC의 전이 영역의 폭이 다르게 나타났다. Fig. 4.6(a)의 건식산화의 경우 전이 영역의 폭이 습식산화 보다 좁게 나타났다. 이러한 전이영역은 열산화시 형성되는 고정전하의 원인이며, 건식산화시 습식에 비해 양질의 산화막을 얻을 수 있다.^[34 35]



(a) Dry



(b) Wet

Fig. 4.6. AES depth profiles of oxidized 3C-SiC.

5. SiCOI(SiC-on-insulator)구조의 제작

5.1 연구배경

현재, Si 기판 위에 이중결정성장된 3C-SiC와 Si 경계면에서의 높은 결합밀도 문제점을 해결하기 위해 Si 마이크로머시닝기술을 응용한 절연층 상부에 단결정 3C-SiC 박막이 존재하는 SiCOI 구조제조에 관한 연구가 활발히 수행되고 있다.

SiCOI 구조를 제작하기 위한 선행기술인 직접접합은 반데르 발스력(Van der Waals force)과 계면 조건에 따른 화학적 상호작용을 이용하며, 기판 표면의 hydrophilic 성질을 유지시켜 접합하는 방법과 HF 용액을 사용하여 기판표면의 자연 산화막을 제거한 후 hydrophobic 성질을 유지시켜 접합하는 방법이 있다.^[36-37] 이중 hydrophilic화된 기판은 충분한 접합력을 얻기 위해 고온 열처리 공정이 필수적이며, 이 과정에서 미접합부분이 발생하는 단점을 가지고 있다. 한편, hydrophobic화된 기판은 열처리시 void 발생의 주요 원인으로 지적되고 있는 hydrocarbon과 파티클 제거에는 우수한 특성을 보이지만 초기접합력이 낮은 단점을 가지고 있다.^[38]

본 연구에서는 성장된 3C-SiC 박막과 산화막간의 화학적 결합력을 높이기 위해 열산화와 짧은 시간동안 두꺼운 산화막 증착이 가능하며, 직접접합시 접합강도가 우수한 PECVD 산화막^[20]을 접합 매개층으로 사용하였고, 열처리시 void 발생의 주요 원인으로 지적되고 있는 hydrocarbon과 파티클 제거에 우수한 특성을 보이는 HF용액과 DI water 세정공정을 병행함으로써 불순물을 포함하는 표면의 산화막을 제거한 후, SiO₂가 가지고 있는 친수성 특성을 이용해 접합계면에서 높은 초기접합

력을 갖는 직접접합을 수행하였다. 초기접합 후, 접합계면의 화학적 반응에 의한 큰 접합강도를 도출하기 위해 1100℃, N₂ 분위기에서 1시간동안 열처리를 수행하였다. 단결정 3C-SiC를 식각정지막으로 이용하여 이방성 식각용액인 TMAH 20 wt%(80℃)에서 후면식각(etch-back)을 수행하여 SiCOI 구조를 제조하였다.

증착된 PECVD 산화막의 친수성 특성 및 박막 내 화학조성은 ATR-FTIR과 XPS, HF 전처리 조건에 따른 박막의 표면 거칠기는 AFM, 초기접합 조건에 따른 접합력은 인장시험기, 그리고 후면식각 후, 식각정지막인 3C-SiC박막의 표면거칠기와 결정성, SiCOI 구조의 측면이미지를 AFM, XRD, SEM으로 각각 분석·평가하였다.

5.1.1 접합 특성분석

접합력 측정법으로는 측정 절차가 간편한 crack opening 방법, 인장강도 측정법등이 사용되고 있다.^[39] Crack opening 방법은 접합된 계면 사이에 일정 두께의 칼날을 삽입하여 인위적인 crack을 발생시킨다. 발생된 crack은 표면 에너지와 탄성 변형 에너지가 평형을 이루는 길이까지 진행하며, crack의 최종길이를 측정하여 접합력을 얻을 수 있다. Fig. 5.1은 crack opening법에 의한 접합력 측정을 나타낸 것이며, 다음 식으로 접합력을 구할 수 있다.

$$\gamma = \frac{3E\delta^3 y^2}{8L^4} \quad (5.1)$$

Crack opening법은 측정이 단순하며, 간편한 장점이 있지만, 정밀도가 떨어져 측정 오차가 큰 문제점을 가지고 있다. 따라서 본 장에서는 보다 정확한 접합력 분석과 시료제작이 간편한 인장강도 측정법으로 접합력을 분석·평가하였다.

Fig. 5.2와 5.3은 초기접합이 완료된 시료에 대한 초기 및 열처리 온도에 따른 접합력을 분석하기 위해, 접합된 기관 외부에 설치한 구조물과 접합력 측정을 위해 사용된 인장시험기를 각각 나타낸 것이다.

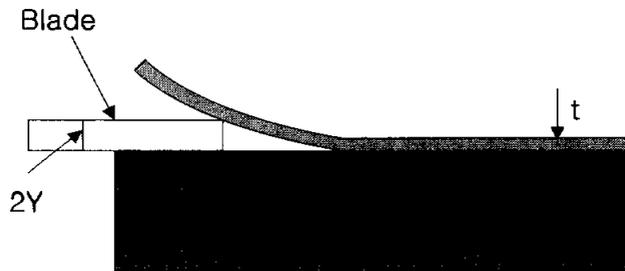


Fig. 5.1. Crack opening method.

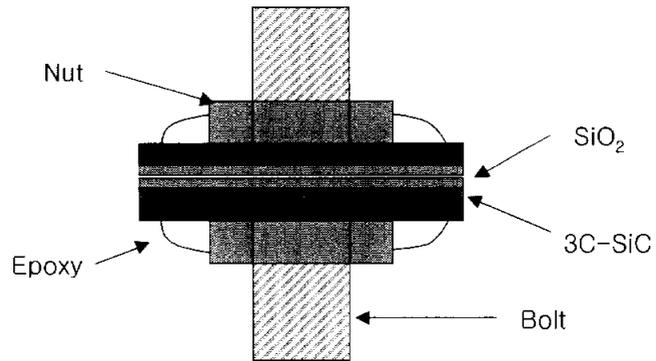


Fig. 5.2. Fabricated sample for bonding strength measurement.

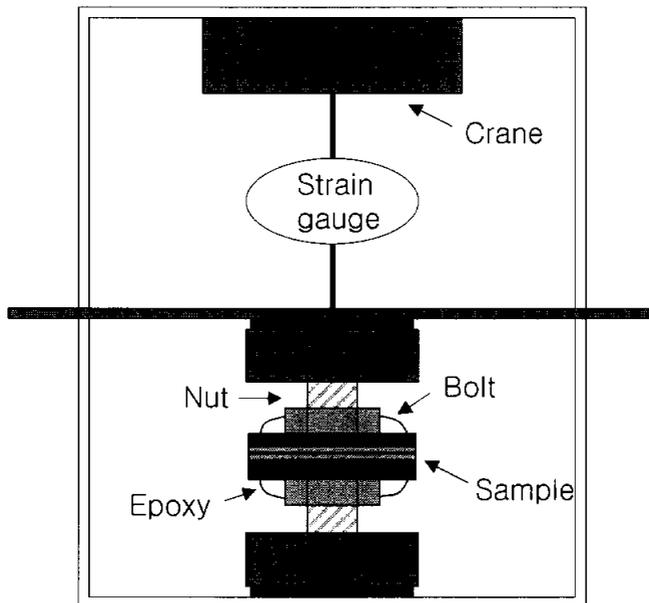
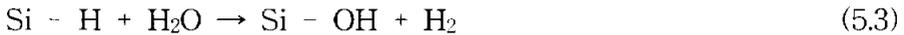


Fig. 5.3. Experiment system for bonding strength measurement.

5.1.2 초기접합 메커니즘

HF 수용액에 의한 hydrophobic 접합 메커니즘은 hydrophilic 접합 메커니즘과 같은 접합 원리인 반데르 발스력과 hydrogen-bonding을 기본으로 한다. 먼저 희석된 HF에서 전처리한 후의 Si 기판 표면은 고밀도의 H와 F 이온들을 함유하게 된다. 이후 HF 전처리한 Si 기판을 DI water에 세정하는 동안 Si 기판 표면에 존재하는 F 이온(Si-F)들은 물(H₂O) 분자와의 반응을 통해 OH-group들로 대체되어 재배치된다. 전처리 후의 Si 기판을 DI water에 세정함으로써 F 이온이 OH-group으로 재배치되어지는 식은 다음과 같이 주어진다.^[40]



이때 재배치되어진 OH 이온은 F 이온과 결정학적으로 매우 비슷하며 크기와 전기적인 특성 또한 동일한 것으로 알려져 있다.

Fig. 5.4(a)와 (b)는 실온에서 hydrophilic과 hydrophobic 특성을 갖는 Si 기판의 직접접합 모델링을 나타낸 것이다. 먼저, (a)는 실온에서 직접 접합되는 동안 두 장의 Si 기판은 각각의 표면 사이에 물(H₂O) 분자를 포함하면서 [Si-OH... (HOH)... OH-Si] 수소결합의 형태를 가지고 있음을 보여준다. Fig. 5.4(b)의 접합메커니즘 모델링에서는 hydrophilic 접합 메커니즘과 비슷하다고 할 수 있는 수소결합으로서 두 장의 접촉된 기판 사이에서 2개 혹은 3개 이상의 수소결합된 HF 분자[Si-F... (HF... HF... HF)... H-Si]들이 기판접합을 위해 서로 결합된 상태를 유지하고 있음을 보여주고 있다.

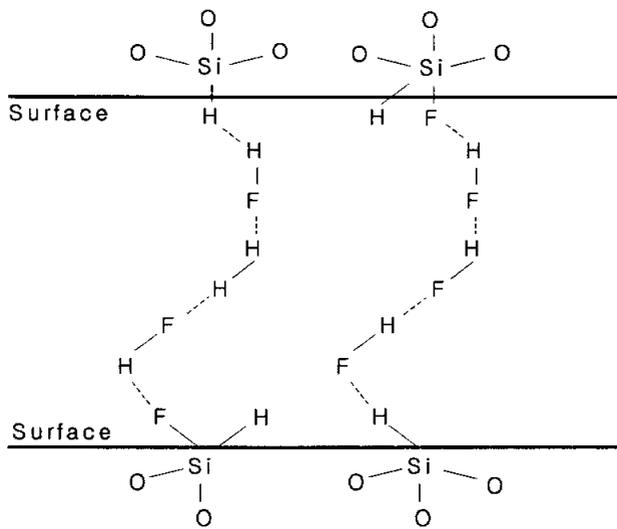
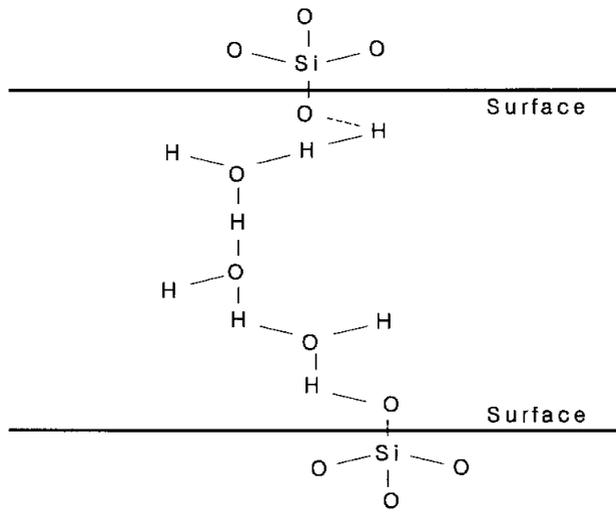
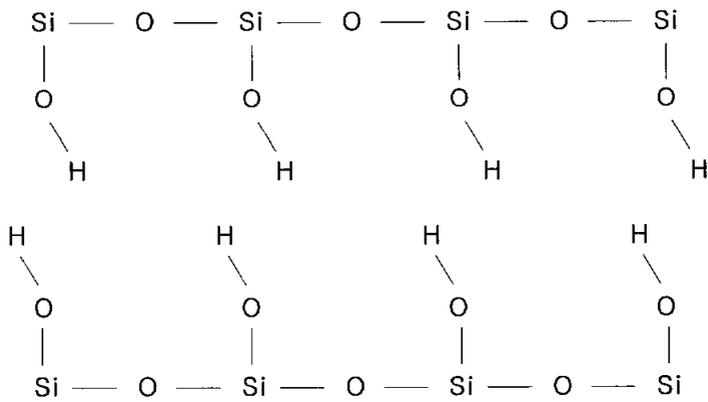
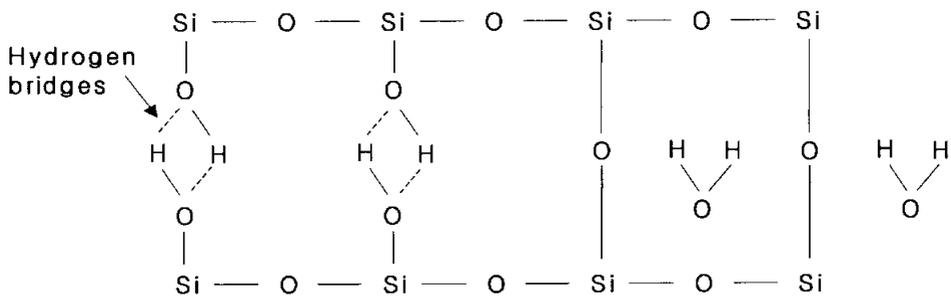


Fig. 5.4. Bonding mechanisms of (a) hydrophilic and (b) hydrophobic wafers.

Fig. 5.5(a)는 HF에 전처리한 시료를 탈이온화수에 세정한 후의 OH-group 구성 모델로써 HF 전처리 후 고밀도로 존재하는 F, H 이온들 대신에 많은 양의 OH-group들로 재배치된 구조를 나타낸다. (b)는 두 장의 기판이 서로 접촉했을 때 양쪽 기판의 OH-group 사이에 hydrogen-bridges가 형성된다. 이렇게 서로 연결된 두 개의 bridge 때문에 OH-group은 실온에서 물(H₂O) 분자의 생성 아래 이전의 상호결합(Si:OH-OH:Si)이 Silicon-oxide-Silicon 결합을 형성하기 위해 반응될 수 있다. 초기접합시 얻어지는 강한 접합력은 실온에서 형성된 다수의 물(H₂O) 분자로 인한 Si-O-Si 결합구조의 형성^[41] 때문이라 사료된다.



(a) Bonding structures of substituted to OH-group after DI water rinse.



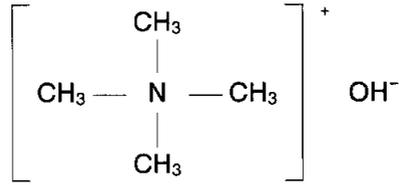
(b) Modeling for direct bonding by combination HF pre-treatment with DI water rinse.

Fig. 5.5. Modeling of bonding mechanism.

5.1.3 이방성 식각 메커니즘

Si의 결정구조는 표면원자의 비결합가지의 수가 (100)면에서는 2개인 반면 (111)면에서는 1개이다. 따라서 식각용액속의 수산화기(OH⁻)이온과 처음으로 반응하는 개수는 (100)면에서는 2개이지만, (111)면에서는 1개이다. 또한 첫 번째의 반응이 일어난 후 다음반응을 일으키기 위해서는 (100)면에서는 2개, (111)면에서는 3개의 결합가지를 제거해야 한다. 결과적으로 (111)면의 식각속도는 (100)면에 비해 늦어지게 되는 성질을 이용하여 Si 이방성식각이 진행된다.^[42]

Fig. 5.6(a)는 본 연구에서 사용된 이방성식각용액인 TMAH의 분자구조식이고, (b)는 일반적인 Si 이방성식각의 식각반응식을 나타낸 것이다. (CH₃)₄N⁺ 분자와 OH⁻ 이온이 약한 결합으로 이루어져 있기 때문에 OH⁻ 이온이 분리되어 식각반응이 일어나게 하는 OH 기를 제공하게 된다. 여러 습식 식각 메커니즘에 대한 연구 중에서 Seidel 등은 다음과 같이 주장하였다.^[43] 먼저 두 개의 수산화기가 두 개의 전자를 전도대에 내놓으면서 Si(100) 표면에 있는 Si 원자의 결합되어 있지 않은 두 개의 결합가지와 결합된다(1). 다음으로 Si(OH)₂와 결합되어 있는 두 개의 Si 원자 사이의 결합이 파괴되고 양으로 충전되어 용해될 수 있는 형태를 갖게 된다(2). Si과 수산화기의 반응 생성물은 또다른 두 개의 수산화기와 반응하고(3), Si(OH)₄ 분자는 확산에 의해 Si의 표면에서 떨어지게 된다(4). 전도대에 있는 전자들은 물분자와 반응하여(5, 6) 수산화기와 수소를 발생시킨다(7). 위의 반응들을 하나의 연속된 반응식으로 나타내면 (8)과 같다.



(a) TMAH의 분자구조식

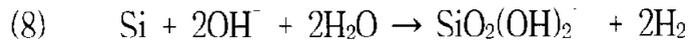
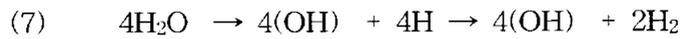
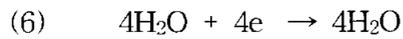
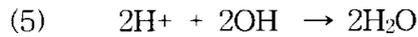
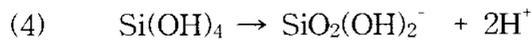
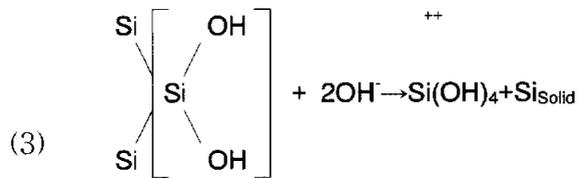
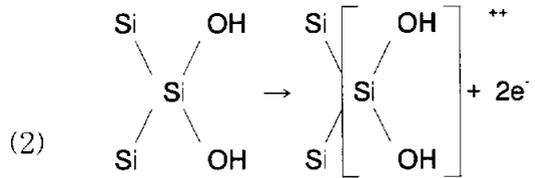
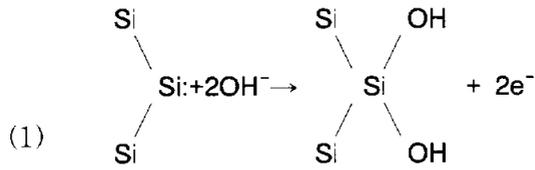


Fig. 5.6. Molecular structure of TMAH and mechanism of etching reaction.

5.2 실험 및 측정

본 연구에서는 Si(100) 기판 위에 이중결정 성장된 단결정 3C-SiC 박막을 갖는 handle 기판과 Si(100) 기판을 active 기판으로 각각 사용하였다. Fig. 5.7은 SiCOI 구조용 3C-SiC 기판의 직접접합 공정 순서도이다. 먼저, 단일 선구체로 HMDS, purging 및 운반가스로 Ar과 N₂를 각각 사용하여 APCVD법으로 1350°C에서 3C-SiC박막을 handle 기판 위에 이중결정 성장시켰다.^[44] 기본 RCA 세정 후, 성장된 3C-SiC 박막과 산화막의 화학적 결합력을 높이기 위해 1100°C에서 6 시간동안 약 1500Å의 열산화막을 성장했으며,^[45] 300°C에서 45 분간 약 1.5 μm의 PECVD 산화막을 증착하였다. 한편, active 기판은 약 1.5 μm의 PECVD 산화막을 증착하였다. 초기접합을 위해 각각의 기판을 1000°C 열처리와 CMP(chemical mechanical polishing)공정을 수행하였다. 증착된 산화막 표면의 평탄도를 향상시키기 위해 사용된 CMP공정은 104 g/cm²의 인가압력 하에서 table과 head의 속도는 30 rpm, 그리고 slurry는 silica(SiO₂)와 14 wt%의 NH₄OH(pH 10.8)를 사용해 5분간 polishing하였다.^[46] CMP공정 후 표면에 존재하는 slurry를 제거하기 위한 초음파 세척과 기판표면의 유기·무기오염물을 제거하기 위해 HCl과 H₂O₂를 혼합한 용액과 H₂SO₄와 H₂O₂를 혼합한 용액에 10분간 순차적으로 세정한 후에 질소 가스로 건조하였다. 그리고, 초기접합을 위해 HF와 H₂O를 각각의 농도(1.0, 1.5, 2.0, 2.5 %)로 희석한 용액에서 1분간 전처리 하였고, 전처리된 시편을 DI water에 세정하였다. 충분한 초기접합 강도를 얻기 위해서 기판접합에 영향을 미치는 이온들이 기판 표면에 다량으로 존재할 수 있도록 건조되지 않은 상태에서 초기접합을 수행하였다. 초기접합시 인가하중(0.1, 0.5, 1.0 kg/cm²)과 HF의 농도 따른 초기접합력의 변화를 비교하였다.

Fig. 5.8은 직접접합을 위한 초기접합 장치도이다. 초기접합은 시료가 먼지와 같은 외부 오염물과의 접촉을 억제하기 위해 rotary pump가 장착된 진공챔버를 이용하여 -760 mmHg으로 진공을 유지하면서 초기접합을 수행하였다. Fig. 5.9는 직접접합 후, handle 기판의 후면식각을 위한 식각장치도이다. Etchant는 이방성 식각용액인 20 wt%의 TMAH를 사용하였고, 식각온도는 80℃, etchant의 혼합을 위해 magnetic stir bar를 사용하였다.

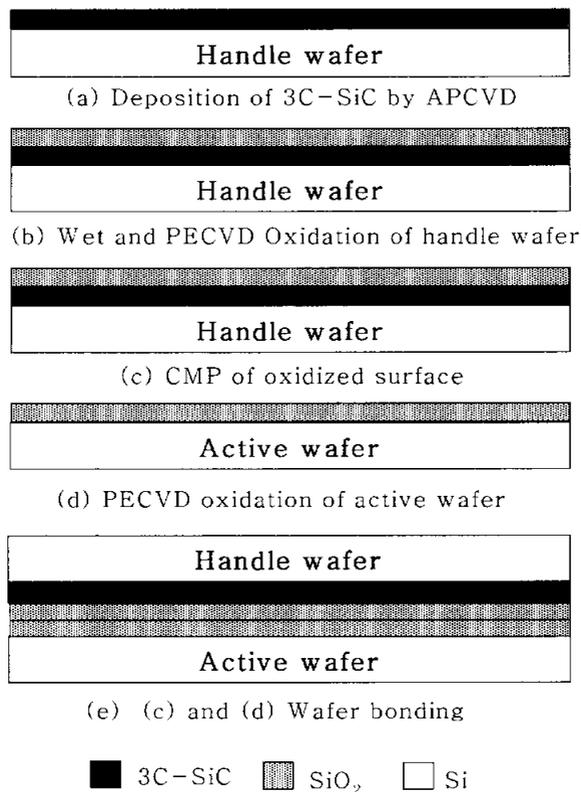
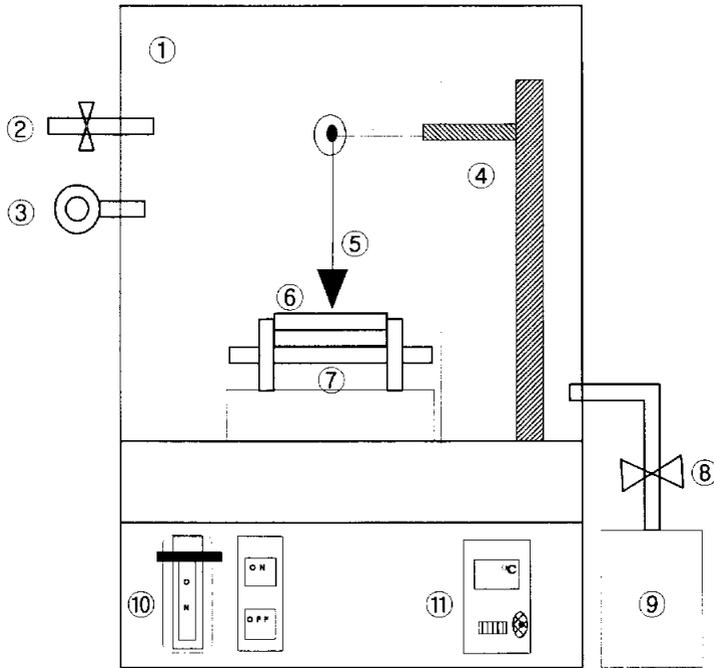
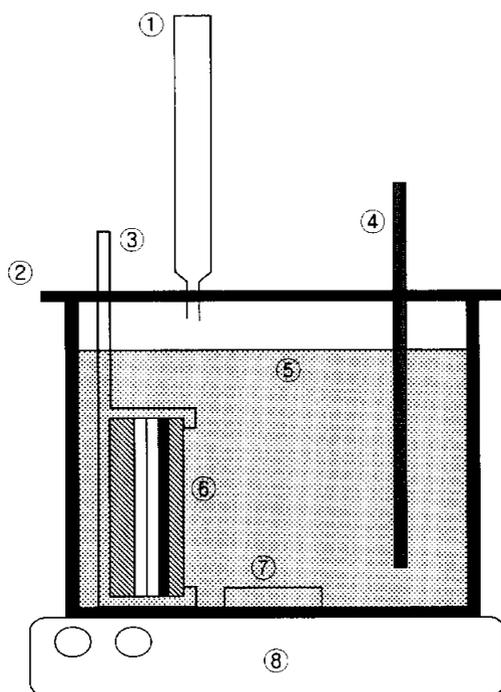


Fig. 5.7. Process sequence of direct bonding for SiCOI structure.



- ① Vacuum chamber ② Leak valve ③ Vacuum gauge
- ④ Stand ⑤ Weight ⑥ Sample
- ⑦ Teflon holder ⑧ Main valve ⑨ Rotary pump
- ⑩ Main power ⑪ Temperature controller

Fig. 5.8. Pre-bonding system for direct bonding process.



- ① Reflux condenser ② Pyrex reactor ③ Teflon holder
④ Thermometer ⑤ Etchant ⑥ Sample
⑦ Magnetic stir bar ⑧ Hot plate and stirrer

Fig. 5.9. An etching apparatus.

5.3 결과 및 고찰

5.3.1 전처리조건에 따른 표면 평탄도의 변화

Fig. 5.10은 각 공정별 박막 표면 거칠기를 AFM으로 분석한 것이다. Fig. 5.10(a)는 APCVD법으로 성장된 3C-SiC 박막의 표면 거칠기(RMS roughness)는 65.8\AA 이다. 한편, (b)와 (c)는 3C-SiC 박막 위에 순차적으로 열산화막과 PECVD 산화막을 각각 형성했을 경우, 표면 거칠기가 89.08\AA 과 86.7\AA 으로 산화 후 더욱 거친 박막 표면이 나타났다. 외부 인가하중 없는 자발적인 초기접합을 위해서는 박막 표면 거칠기가 5\AA 이하가 되어야한다.^[20] (d)는 CMP 후의 AFM 이미지로 평균 표면 거칠기가 3.97\AA 으로 자발적인 접합이 가능한 매우 평탄한 박막표면을 얻었다.

Fig. 5.11은 HF 전처리 용액의 농도에 따른 PECVD 산화막 평탄도의 변화를 각각 나타낸 것이다. 표면의 거칠기는 HF 전처리를 행하므로 대체적으로 거칠어지며, 특히 직접접합의 경우, 접합력은 기판 표면의 거칠기에 크게 의존한다. HF 농도가 증가함에 따라 접합력이 증가하나 2.5%의 HF 농도에서 초기접합력이 다소 감소하는 것은 박막표면의 거칠기가 많이 거칠어졌기 때문으로 사료된다.

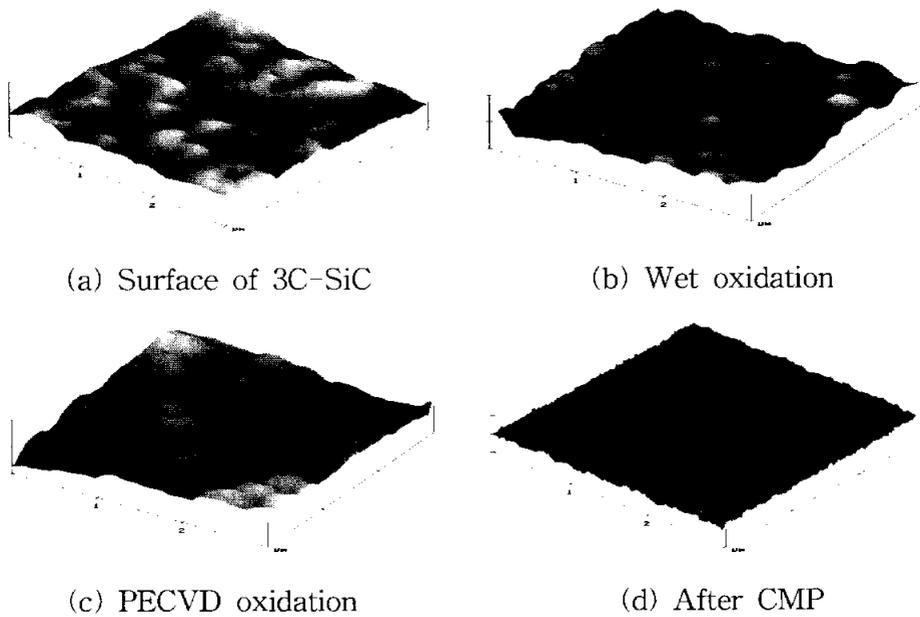


Fig. 5.10. AFM images according to each process sequences.

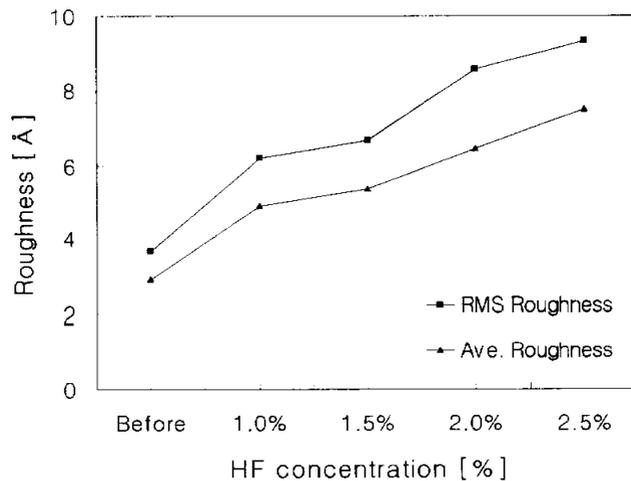
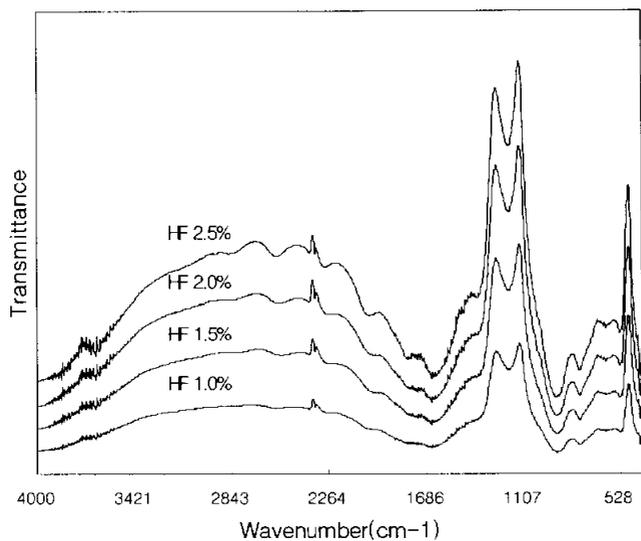


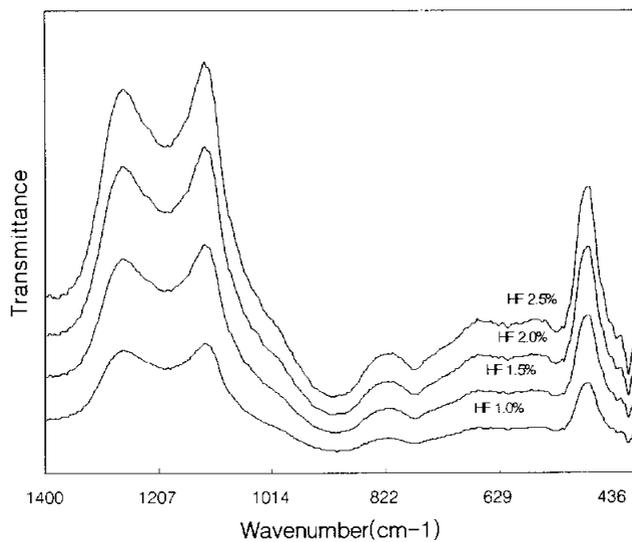
Fig. 5.11. Surface roughness of PECVD oxide with variation of HF concentration.

5.3.3 ATR-FTIR 스펙트럼

Fig. 5.12(a)는 HF 전처리 용액의 농도(1.0, 1.5, 2.0, 2.5 %)에 따른 PECVD 절연막의 ATR-FTIR spectra(Bruker, IFS 88)를 나타낸 것이다. 1200cm^{-1} 주변에서 투과되는 파장영역은 Si-O 결합구조의 stretching, 800 cm^{-1} 주변의 파장영역은 bending, 420 cm^{-1} 주변의 파장영역에서는 rocking이 나타났다.^[47] $1600\sim 1800\text{ cm}^{-1}$ 의 영역은 공기중의 수증기에 의한 투과를 나타낸다. $3200\sim 3500\text{ cm}^{-1}$ 사이의 영역은 접합면에서의 H_2O 분자에 의한 투과이다. 3550 cm^{-1} 에서의 피크는 서로 수소결합(hydrogen-bonded)된 두 개의 인접한 OH-group쌍 때문이며 3650 cm^{-1} 에서의 피크는 복합적으로 수소결합된 여러 개의 인접한 OH-group쌍 때문이다. 그리고 3750 cm^{-1} 에서는 단일 OH-group 때문에 나타나는 결과이다.^[48] 이 상과 같이 나타난 결과에서 초기접합력에 크게 영향을 미치는 OH-group이나 OH-group사이의 수소결합이 존재함을 확인할 수 있다. Fig. 5.12(b)에서 HF 전처리 농도의 증가에 따라 Si-O 결합구조의 stretching이 증가함을 확인할 수 있다.



(a)



(b)

Fig. 5.12. ATR-FTIR transmittance spectra of PECVD oxide with variation of (a) HF concentration and (b) Si-O bonding ranges.

5.3.4 접합강도 분석

Fig. 5.13은 고정된 인가하중(0.1 kg/cm^2)하에서 HF 농도에 따른 초기 접합된 기판들의 접합강도를 나타낸 것이다. 초기 접합강도는 HF 농도가 증가할수록 최소 5.3 kgf/cm^2 에서 최대 약 15.5 kgf/cm^2 까지 증가했다. 이는 HF 농도에 따라 전처리된 기판 표면에 존재하는 H, F 이온들이 DI water로 세정할 때 OH-group들로 치환되며, DI water 세정전의 H와 F 이온들의 증가에 따라 치환된 OH-group의 양이 증가하기 때문에 나타나는 결과로 사료된다. 특히, HF 농도가 2.0 %에서 나타나는 초기 접합력은 일반적으로 알려져 있는 친수화 방법인 $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}=1:1:5$ 에 의한 초기접합력($6\sim 8 \text{ kgf/cm}^2$)^[49]에 비해 높은 특성을 나타냈고, 열산화막을 동일한 방법으로 전처리 하였을 때 측정된 초기접합력($2.4\sim 14.9 \text{ kgf/cm}^2$)^[50]과는 비슷한 접합강도가 나타났다. 특히, HF 농도가 2.0 %에서 최대의 초기접합 강도를 갖는 것으로 나타났고, 그 이상의 농도에서는 접합강도가 다소 감소하는 결과가 나타났다.

Fig. 5.14는 초기접합강도가 가장 크게 나타난 희석된 HF(2.0 %)용액에서 인가하중($0.1, 0.5, 1.0 \text{ kg/cm}^2$)의 변화에 따른 초기접합 강도의 변화를 나타낸 것이다. 초기접합강도는 인가하중의 증가에 따라 조금씩 증가하는데, 이것을 Fig. 5.13의 HF 농도 변화에 따른 접합강도의 변화와 비교해 볼 때, 접합강도는 초기접합시의 인가하중의 무게보다는 HF 농도 변화에 크게 의존함을 알 수 있다. N_2 , 1100°C 에서 1시간 동안 열처리한 후의 접합강도는 접합력 측정을 위해 외부구조물 제작에 사용된 epoxy의 한계 접합력($80\sim 90 \text{ kgf/cm}^2$) 때문에 더 이상 측정이 불가능하였고, 접합강도는 벌크와 동일할 것으로 사료된다.

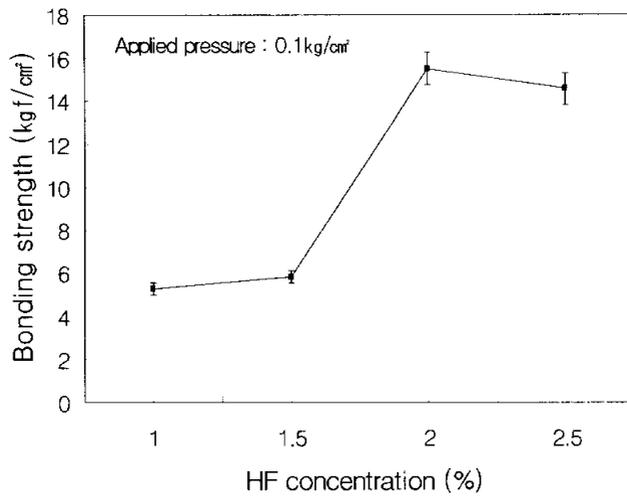


Fig. 5.13. Pre-bonding strength due to HF concentration.

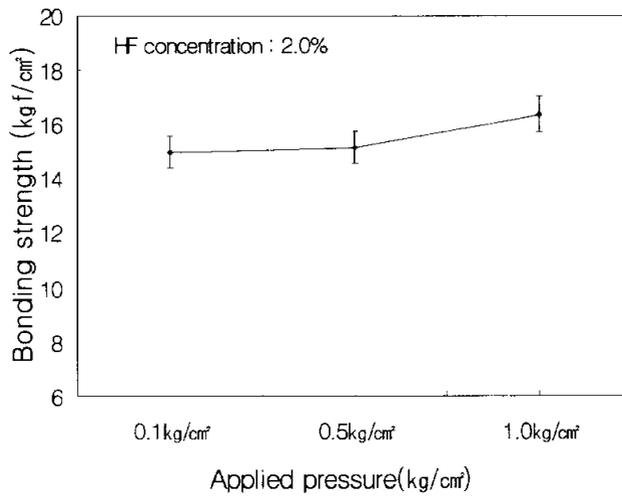


Fig. 5.14. Pre-bonding strength with variation of applied pressure.

5.3.4 접합계면 특성분석

Fig. 5.15는 초기접합강도가 가장 크게 나타난 HF 전처리 용액의 농도 2.0 %와 초기접합시 인가하중 1 kg/cm²에서 초기접합 후, 1100℃(N₂, 60 min)에서 열처리를 수행한 기판의 접합경계면 부분을 나타낸 SEM 사진이다. 부분적으로 나타나는 표면의 굴곡은 단면 SEM 분석을 위한 시료 가공 중에 생겨난 것으로 사료된다.

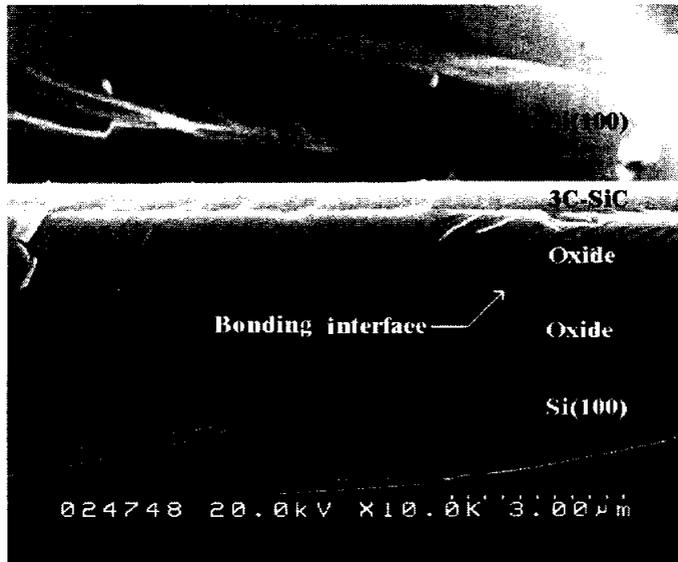


Fig. 5.15. SEM image of bonding interface after annealing.

5.3.5 Etch-back 후 특성분석

Fig. 5.15는 etch-back 후, 3C-SiC 박막의 XRD(Philips, X'Pert-MPD) 패턴을 나타낸 것이다. 분석조건은 앞서 분석한 조건과 동일하다. 3C-SiC 박막은 $2\theta=41.5^\circ$ 와 69° 에서 두 개의 피크가 관찰되었으며, 이것은 Si(100) 기판 위에 성장된 3C-SiC 단결정의 SiC(200) 피크와 기판인 Si(400) 피크로 박막 성장 후 분석한 XRD 패턴과 동일하였다.^[25] 그러나, 3C-SiC 회절피크의 경우 박막성장 후 피크에 비해 피크의 강도가 작고, 폭이 넓게 나타났다. 이는 3C-SiC 박막 성장시 결정의 크기가 박막의 두께가 증가함에 따라 증가했음을 알 수 있다.

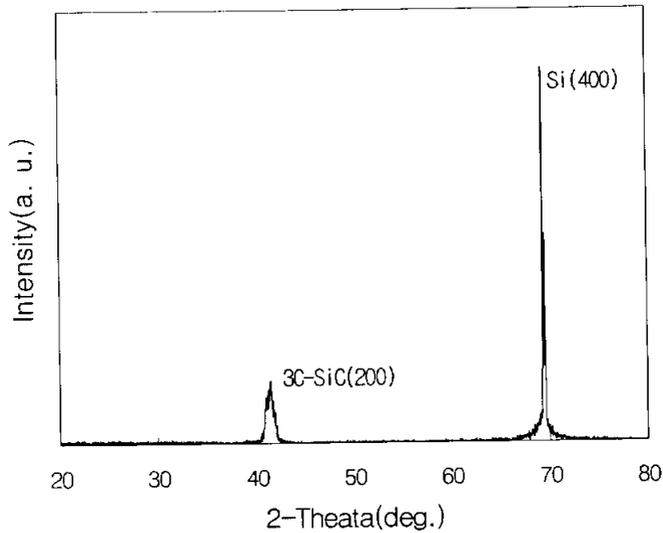
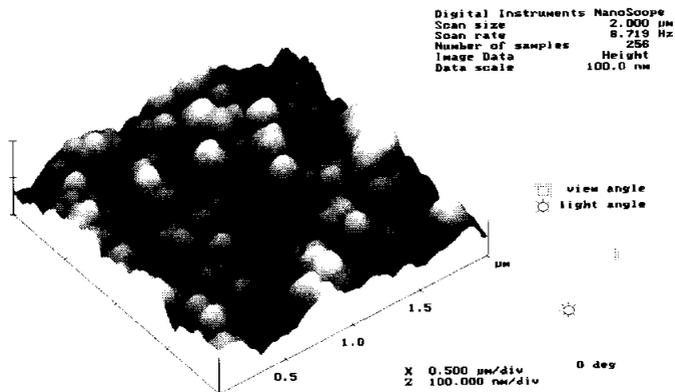
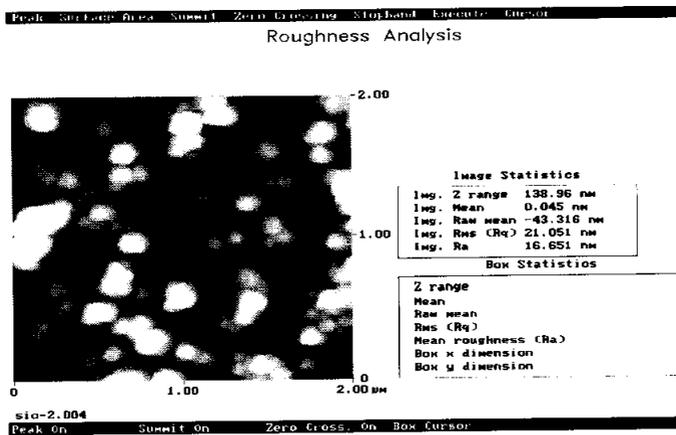


Fig. 5.15. XRD pattern of single crystal 3C-SiC after etch-back.

Fig. 5.16은 후면식각(etch-back) 후, 3C-SiC 박막의 표면을 AFM (Digital instruments, MultiMode™ SPM)으로 실온에서 분석한 이미지이다. 박막 표면의 RMS roughness는 210Å으로 매우 거칠게 나타났다. 이는 박막성장시 Si(100)기판과 3C-SiC간의 열팽창계수(8 %)와 격자부정합(20 %) 그리고, 결정성장 초기의 결정크기가 작음으로 인해 박막표면이 매우 거칠게 나타나는 것이다.



(a) 3-dimension



(b) 2-dimension

Fig. 5.16. AFM images of 3C-SiC after etch-back.

Fig. 5.17(a)는 80°C, 20 wt% TMAH 이방성 식각용액에서 식각정지 후, 단면 촬영을 위해 epoxy로 전처리 한 SiCOI 구조의 접합계면 부분을 나타낸 SEM 이미지이다. (b)는 (a)를 100배 확대한 이미지로 열처리를 행하므로 접합 매개층인 SiO₂-SiO₂ 접합계면이 화학적 반응으로 존재하지 않는 PECVD 절연막 위에 SiC가 존재하는 SiCOI 구조이다.

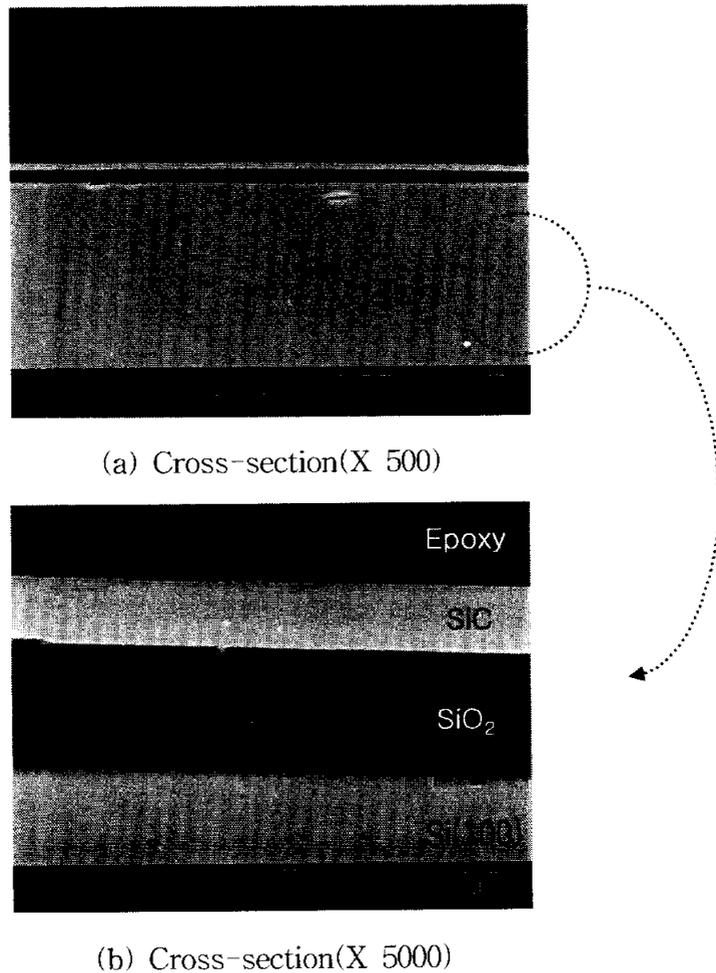


Fig. 5.17. SEM images of bonding interface after etch-back.

6. 결론

본 연구에서는 이중결정 성장된 3C-SiC 박막과 Si 기판간의 높은 결합밀도 해결을 위하여 직접접합시 접합강도가 우수한 PECVD 산화막을 접합 매개층으로 사용하고 기판 직접접합과 후면식각 기술을 이용한 SiCOI 구조를 제조하였다. 그 결과는 다음과 같다.

- 1) Si(100) 기판 위에 단결정 3C-SiC 박막을 이중결정성장하였다. XRD와 XPS 분석을 통해 화학적 조성이 Si와 C인 단결정 3C-SiC 이며, RHEED, AFM, TEM, Raman spectra에 의해 박막 내에 뒤틀림이나 다른 적층결합, 잔류응력등이 거의 존재하지 않는 양질의 3C-SiC 박막이 성장되었음을 확인하였다.
- 2) 3C-SiC 박막을 건식 및 습식산화법으로 산화공정을 각각 수행한 결과, 공정온도와 시간에 따른 산화막의 성장률이 Si 열산화막 성장률과 동일했다. 산화막과 3C-SiC 박막간의 depth profile을 분석한 결과, 습식산화에 비해 건식산화시 전이층(transition region)의 폭이 좁게 나타나는 양질의 산화막이 나타났다.
- 3) HF 농도(1.0, 1.5, 2.0, 2.5 %)에 따른 초기접합강도는 HF농도 2.0 %에서 약 15.5 kgf/cm²로 가장 크게 나타났으며, 2.5 %에서는 다소 감소하였다. 인가하중(0.1, 0.5, 1.0 kg/cm²)에 따른 접합강도의 변화는 없었다. 초기접합 후, N₂ 분위기에서 열처리(1100°C, 60 min)를 수행한 결과, SiO₂-SiO₂ 접합계면의 접합강도는 접합력 측정을 위해 외부구조물 제작에 사용한 epoxy(한계접합력(80~90 kgf/cm²))의 파괴 때문에 더 이상 분석할 수 없었다.
- 4) 이방성 식각용액 TMAH 20 wt%로 후면식각 후, XRD 분석으로 부터 식각정지층이 단결정 3C-SiC 박막임을 확인하였고, SEM 분석을

통해 접합계면($\text{SiO}_2\text{-SiO}_2$)이 존재하지 않는 절연막 위에 단결정 3C-SiC가 존재하는 SiCOI 구조임을 알 수 있었다.

향후, 급속히 발전하고 있는 Si 마이크로머시닝기술을 SiC 소자 제작 공정에 적절히 응용한다면, 극한환경 SiC-MEMS용 소자개발에 유용하게 적용되어질 것으로 기대된다.

참 고 문 헌

- [1] M. A. Huff, M. S. Mettner, T. A. Lober, and M. A. Schmidt, "A pressure-balanced electrostatically actuated microvalve", IEEE Solid-State Sensors & Actuators Workshop, p. 123, 1990.
- [2] P. Barth, F. Pourahmadi, R. Mayer, J. Poydock and K. Petersen, "A monolithic silicon accelerometer with integral air damping and over-range protection", IEEE Solid-State Sensors & Actuators Workshop, p. 35, 1988.
- [3] G. S. Chung and K. D. Kang, "The fabrication of a SDB SOI substrate by electrochemical etch-stop", J. of KIEEME, Vol. 13, p. 431, 2000.
- [4] M. Mehregany and C. A. Zorman, "SiC MEMS: opportunities and challenges for applications in harsh environments", Thin-Solid Films, Vol. 355, p. 518, 1999.
- [5] Y. T. Yang, K. L. Ekinici, X. M. H. Huang, L. M. Schiavone, and M. L. Roukes, "Monocrystalline silicon carbide nanoelectro mechanical systems", Appl. Phys. Lett., Vol. 78, No. 2, p. 165, 2001.
- [6] G. Krotz, H. Moller, M. Eickhoff, S. Ziermann, E. Obermeier, and J. Stoemenos, "Heteroepitaxial growth of 3C-SiC on SOI for sensor applications", Mater. Sci. Eng., Vol. B61, p 516, 1999.
- [7] T. Homma, K. Kamimura, H. Y. Cai, and Y. Onuma, "Preparation of polycrystalline SiC films for sensors used at high temperature", Sensors & Actuators A, Vol. 40, p. 93, 1994.
- [8] K. Yasui, K. Asada, and T. Akakane, "Epitaxial growth of 3C-SiC

- films on Si substrate by triode plasma CVD using dimethylsilane”, *Appl. Surf. Sci.*, Vol. 159, p. 556, 2000.
- [9] J. H. Ko and S. I. Woo, “A study on chemical vapor deposition process for the preparation of the thin SiC films”, *J. of KIEEME*, Vol. 4, No. 4, p. 344, 1991.
- [10] M. G. Park, Y. T. Kim, W. S. Choi, D. H. Yoo, and B. Y. Hong, “Investigation of annealing effect for a SiC : H thin films deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition” , *J. of KIEEME*, Vol. 13, No. 10, p. 817, 2000.
- [11] F. Wischmeyer, W. Wondark, D. Leidich, and E. Niemann, “CVD growth of 3C-SiC on SOI(100) substrate with optimized interface structure”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. B61, p. 563, 1999.
- [12] C. Serre, A. Romano-Rodriguez, A. Perez-Rodriguez, J. R. Morate, L. Fonseca, M. C. Acero, R. Kogler, W. Skorupa, “ β -SiC on SiO₂ formed by ion implantation and bonding for micro-mechanics applications”, *Sensors & Actuators*, Vol. 74, p. 169, 1999.
- [13] G. Muller and G. Krotz, “SiC as a new sensor material”, *The 7th Int. Conf. Solid-State Sensors & Actuators*, p. 948, 1993.
- [14] Motoaki Kawase, Teruoki Tago, Michihiro Kurosawa, Hisashi Utsumi and Kenji Hashimoto, “Chemical vapor infiltration and deposition to produce a silicon carbide-carbon functionally gradient material”, *Chem. Eng. Sci.*, Vol. 54, p. 3327, 1999.
- [15] H. Sone, T. Kaneko and N. Miyakawa, “In situ measurements and growth kinetics of silicon carbide chemical vapor deposition

- from methyltrichlorosilane", *J. of Crystal Growth*, Vol. 219, p. 245, 2000.
- [16] E. Hugonnard-Bruyere, J. L. Cantin, H. J. Von Bardeleben, F. Letertre, L. Dicioccio, and T. Ouisse, "Defect studies in epitaxial SiC-6H layers on insulator(SiCOI)", *Microelectronic Eng.*, Vol. 48, p. 277, 1999.
- [17] L. Di Cioccio. F. Letertre, Y. Le Tiec, A. M. Papon, C. Jaussaud, and M. Bruel, "Silicon carbide on insulator formation by the smart-cut process", *Mater. Sci. & Eng.*, Vol. B46, p. 349, 1997.
- [18] Krishna N. Vinod, Christian A. Zorman, Azzam A. Yasseen, and Mehran Mehregany, "Fabrication of low defect density 3C-SiC on SiO₂ structures using wafer bonding techniques", *J. of Elec. Mater.*, Vol. 27, No. 3, p. L17, 1988.
- [19] Q. Y. Tong and U. Gosele, "Silicon carbide wafer bonding", *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 142, No. 1, p. 232, 1995.
- [20] M. Wiegand, M. Reiche, U. Gosele, K. Gutjahr, D. Stolze, R. Longwitz, and E. Hiller, "Wafer bonding of silicon wafer covered with various surface layers", *Sensors & Actuators*, Vol. 86, p. 91, 2000.
- [21] Motohiro Iwami, "Silicon carbide : fundamentals", *Nuclear Instruments & methods in phys. Research*, Vol. A466, p. 406, 2001.
- [22] Mehran Mehregany, Christian A. Zorman, Narayanan Rajan, and Chien Hung Wu, "Silicon carbide MEMS for harsh environments", *Proc. of the IEEE*, Vol. 86, No. 8, 1594, 1998.

- [23] R.F. Davis, "Deposition and characterization of Diamond, Silicon Carbide and Gallium Nitride thin films." *J. Crystal Growth*, Vol. 137, p. 161, 1994.
- [24] M. Kitabatake, "SiC/Si heteroepitaxial growth", *Thin-Solid Films*, Vol. 369, p. 257, 2000.
- [25] R. J. Iwanowski, K. Fronc, W. Paszkowicz, and M. Heinonen, "XPS and XRD study of crystalline 3C-SiC grown by sublimation", *J. Alloys & Compounds*, Vol. 286, p. 143, 1999.
- [26] T. Matsumoto, M. Kiushi, S. Sugimoto, and S. Goto, "Growth of 3C-SiC(100) thin films on Si(100) by the molecular ion beam deposition", *Surf. Sci.*, Vol. 493, p. 426, 2001.
- [27] M. J. Chiang and M. H. Hon, "X-ray photoelectron spectroscopy investigation of surface pretreatments for diamond nucleation by microwave plasma chemical vapor deposition", *J. Cryst. Growth*, Vol. 211, p. 211, 2000.
- [28] J. H. Boo, S. B. Lee, K. S. Yu, M. M. Sung, and Y. Kim, "High vacuum chemical vapor deposition of cubic SiC thin films on Si(100) substrates using single source precursor", *Surf. & Coat. Tech.*, Vol. 131, p. 147, 2000.
- [29] Z. C. Feng, A. J. Mascarenhas, W. J. Choyke, and J. A. Powell, "Raman scattering studies of chemical-vapor-deposited cubic SiC films of (100)Si", *J. Appl. Phys.*, Vol. 64, p. 3176, 1988.
- [30] K. Teker, C. Jacob, J. Chung, M. H. Hong, "Epitaxial growth of 3C-SiC on Si(001) using hexamethyldisilane and comparison with growth on Si(111)", *Thin Solid Films*, Vol. 371, p. 53, 2000.

- [31] C. D. Fung and J. J. Kopanski, "Thermal oxidation of 3C silicon carbide single-crystal layers on silicon", *Appl. Phys. Lett.*, Vol 45, No, 7, p. 757, 1984.
- [32] B. E. Deal and A. S. Grove, "General relationship for the thermal oxidation of silicon," *J. Appl. Phys.*, 36(12), p. 3370, 1965.
- [33] M. Sreemany, T. B. Ghosh, B. C. Pai, and M.Chakraborty, "Xps studies on the oxidation behavior of SiC particles", *Mater. Res. Bull.*, Vol. 33, No. 2, p. 189, 1998.
- [34] Kentaro Shibahara, Shigehiro Nishino, and Hiroyuki Matsunami, "Metal-oxide-semiconductor characteristics of chemical vapor deposition cubic-SiC", *Jpn. J. of Appl. Phys.*, Vol. 23, No. 11, p. L862, 1984.
- [35] Akira Suzuki, Hisashi Ashida, Nobuyuki Furui, Kazunobu Mameno, and Hiroyuki Matsunami, "Thermal oxidation of SiC and electrical properties of Al-SiO₂-SiC MOS structure", *Jpn. J. of Appl. Phys.*, Vol. 21, No. 4, p. 579, 1982.
- [36] K. Ljungberg, U. Jansson, S. Benglsson and A. Soderberg, "Modification of silicon surfaces with H₂SO₄:H₂O₂:HF and HNO₃:HF for wafer bonding applications", *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 143, No. 5, p. 1709, 1996.
- [37] K. Ljungberg, Y. Backlund and A. Soderberg, "The effects of HF prior to silicon wafer bonding", *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 142, No. 4, p. 1297, 1995.
- [38] K. Pertersen, "Silicon fusion bonding for pressure sensors", *IEEE Solid State Sensors & Actuators Workshop*, p. 144, 1988.

- [39] W. P. Maszara, G. Goetz, A. Caviglia and J. B. Mckitterick, "Bonding of silicon wafers for silicon-on-insulator", J. Appl. phys., Vol. 64, No. 10, p. 4943, 1988.
- [40] Q. Y. Tong, T. H. Lee and U. Gosele, "The role of surface chemistry in bonding of standard silicon wafer", J. Electrochem. Soc., Vol. 144, No. 1, p. 384, 1997.
- [41] G. Krauter, A. Schumacher, and U. Gosele, "Low temperature Silicon direct bonding for application in micromechanics : Bonding energies for different combination of oxides", Sensors & Actuators, Vol. A70, p. 271, 1998.
- [42] J. Z. Hu, L. D. Merkle, C. S. Menoni and I. L. Spain, "Crystal data for high-pressure phase of silicon", Phys. Rev. B, Vol. 34, p. 4679, 1986.
- [43] H. Seidel, L. Csepregi, A. Heuberger and H. Baumgartel, "Anisotropic etching of crystalline silicon alkaline solution", J. Electrochem. Soc., Vol. 137, No. 11, p. 3612, 1990.
- [44] K. I. Na, Y. S. Chung, J. G. Ryu, and G. S. Chung, "Characterization of 3C-SiC grown on Si(100) wafer", Proc. 2001 Autumn Conf. KIEEME, Vol. 14, No 1, p. 533, 2001.
- [45] C. I. Harris and V. V. Afanas'ev, "SiO₂ as an insulator for SiC devices", Microelectronic Eng., Vol. 36, p. 167, 1997.
- [46] H. S. Lee, S. H. Lim, M. K. Kim, and B. S. Han, "Surface characteristic of silicon-oxide film by CMP polishing", J. of KIEEME, Vol. 12, No. 7, p. 481, 1999.
- [47] M. T. Kim, "Deposition kinetics of silicon dioxide from tetraethy-

- lorthosilicatie by PECVD", *Thin-Solid Films*, p. 60, 2000.
- [48] M. K. Weldon, V. E. Marsico, Y. J. Chabal, D. R. Hamann, and S. B. Christman, "Infrared spectroscopy as a probe of fundamental processes in microelectronics : Silicon wafer cleansing and bonding", *Suf. Sci.*, Vol. 368, p. 163, 1996.
- [49] H. Nakanishi, T. Nishimoto, R. Nakamuta, S. Shoji, and A. Yotsumoto, "Studies on SiO₂-SiO₂ bonding with hydrofluoric acid : room temperature and low stress bonding technique for MEMS", *Proc. of 10th IEEE MEMS Workshop*, p. 609, 1998.
- [50] Yun Sik Chung, Jae Min Kim, Ji Goo Ryu, and Gwiy Sang Chung, "A Study on Si-wafer direct bonding for high pre-bonding strength", *Proc. of the 2001 Summer Conf. KIEEME*, Vol. 2, No. 2, p. 447, 2001.

감사의 글

다사다난했던 2002년도 어느덧 몇 일 남지 않았습니다. 그동안 저의 곁에서 도움을 주신 분들께 감사의 마음을 전하고 싶습니다. 따뜻한 충고와 학문의 길을 열어주신 동서대 정귀상 교수님, 항상 따뜻한 미소로 지친 저의 마음에 힘을 주신 류지구 교수님, 나태해져가던 저의 모습을 되돌아 볼 수 있게 해주신 정수태 교수님, 김종진 교수님, 학부시절 인도네시아로의 봉사활동 기회와 많은 관심과 도움을 주신 동서대 이종년 교수님과 모자란 논문에 많은 지적을 해주신 화공과 김규현 교수님을 비롯, 지금 이 순간까지 학문의 길을 밝혀 주신 여러 스승님들께 이 지면을 통해 다시 한번 진심으로 감사 드립니다.

지금은 직장인이 된 선배이자 친구 삼규, 열심히 학문의 길을 걷고 있는 후배 재민, 수용, 외국에 나가있는 병천 그리고, 새로운 식구가 된 형순, 동우 너희들의 길에 최선을 다하길 바란다. 그리고, 석사과정 내내 소홀했던 부경대 동기분들과 실험실 분들께 감사와 미안한 마음을 전합니다. 나의 마음의 친구 태훈 내외, 승종 내외, 정환 내외, 재규와 짝지 혜경, 영호야 언제나 가정에 행복과 사랑이 넘치며 우리의 우정이 변하지 않길... 그리고, 나의 잊지 못할 추억인 인도네시아에서 봉사활동을 같이한 승철, 강용, 호수, 창욱, 원영외 tech. corps 5기와 인도네시아 친구들...그리고, 여기에 적지 못한 너무 많은 나의 친구들... 너희들이 있어 든든하고 행복하구나.

언제나 조카 밥걱정이 먼저이시던 큰 이모님과 여러 친지 분들께도 감사드립니다. 이제 대학에 입학할 병수, 열심히 공부해야 할 소영, 준영, 세영, 응비, 가은이에게도 항상 노력하라고 말해주고 싶구나.

켈없는 둘째 때문에 항상 속상하셨던 아버님, 어머님께 진심으로 감사의 말씀을 드리고 싶습니다. 부족했던 저를 끝까지 믿고 지켜 봐주시던 부모님...항상 건강하시고, 이제 사회에 첫발을 디딜 준비를 하고 있는 애증덩어리 둘째가 부모님의 가르침에 따라 부끄럽지 않고, 언제나 노력하며, 거짓 없는 삶을 사는 모습을 항상 지켜봐 주십시오. 끝으로, 공부를 핑계로 모든 집안 일을 떠넘겨서 미안했던 저의 형님께 미안함과 감사의 마음을 전하고 싶습니다.

2002년 12월 어느 날 흐트러진 마음을 추스르며...

정연식 올림