

SiN_x/Si 구조를 이용한 SiC 박막성장

김광철¹ · 박찬일¹ · 남기석^{1,2} · 임기영^{1,3}

¹전북대학교 반도체과학기술학과

²전북대학교 화학공학부

³전북대학교 과학기술학부

Growth of SiC film on SiN_x/Si Structure

Kwang Chul Kim¹, Chan Il Park¹, Kee Suk Nahm^{1,2}, and Kee Young Lim^{1,3}

¹Department of Semiconductor Science & Technology,

²School of Chemical Engineering & Technology and

³School of Science & Technology, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Republic of Korea

(1999년 10월 13일 받음, 2000년 3월 6일 최종수정본 받음)

초 록 Si(111) 표면을 NH₃ 분위기에서 실리콘질화물(SiN_x)로 변형시킨 후 탄화규소(silicon carbide, SiC) 박막을 성장하였다. 질화시간이 증가함에 따라 SiC 박막 두께가 감소함을 관찰하였다. 또한 성장변수에 따라 SiC/Si 계면에서 결정결함인 틈새를 없앨 수 있었다. 100nm, 300nm, 500nm의 SiN_x/Si 기판 위에 SiC 박막을 성장시켰다. 성장된 SiC 박막들은 모두 [111]면을 따라 성장되었고, SiC 결정들이 원주형 낱알로 성장되었다. SiC/SiN_x 계면에서 void를 관찰할 수 없었다. 이러한 실험 결과는 SOI 구조의 산화규소를 SiN_x로 대체함으로써 SiC 소자 제작에 응용될 수 있는 방향을 제시하고 있다.

Abstract Silicon carbide(SiC) films were grown on modified Si(111) surface with a SiN_x in the NH₃ surrounding. Thickness of SiC films was decreased with increasing of the nitridation time. Also, voids having crystal defects were removed at interface of SiC/Si according to growth parameters. SiC films were grown on SiN_x/Si substrate of 100, 300 and 500nm thickness. SiC films were deposited along [111] direction and columnar grains of SiC crystal. The void-free film was observed in the interface of SiC/SiN_x. This result suggests that fabrication of SiC devices are applied to SiN_x replacing silicon oxide in SOI structure.

Key words : Silicon carbide(SiC), X-ray diffraction(XRD), Transmission electron microscopy(TEM), Voids

1. 서 론

Silicon carbide(SiC)는 다른 기존의 반도체 재료인 Si, GaAs에 비하여 여러 가지 우수한 성질을 지니 주목을 받고 있다. 특히 높은 열전도도(4.9W/cm·K), 넓은 띠 간격(2.2-3.3eV) 높은 파괴전압(4.0×10⁶V/cm)을 지니며, 물리적 화학적으로 매우 안정한 물질이다. 이러한 특징으로 인하여 고온, 고주파, 고출력 영역에서 사용할 수는 전자소자와 발광소자용 반도체 재료로 주목받고 있다.^{1,2} 그 중에서 3C-SiC는 에너지 간격이 2.2eV, 높은 전하이동도(1000cm²/Vs)와 높은 포화 전자 이동속도(2.7×10⁷cm/s), 그리고 열적 안정성 등의 특징을 지니고 있다. 그러나 bulk cubic SiC 결정성장기술의 제한으로 인하여 대면적 실리콘기판을 이용하여 성장하고 있다.^{3,4}

Silicon on insulator(SOI) 구조는 대면적, 저가용 SiC 개발을 위하여 낮은 출력, 낮은 전압 등에 필요한 SiC-SOI 소자개발을 위하여 접근되고 있다. SiC를 Si 기판 위에 성장시키는 것보다 SOI 구조를 이용하여 SiC를 성장시키는 것이 유리한데 특히 SiC SOI의 구조를 이용할 경우, 완충

층(buffer layer) 역할을 수행할 수 있는 절연체는 박막 성장할 때 발생하는 변형력과 어긋나기 등의 결정결함을 흡수할 수 있고, 또한 절연체 자체가 소자와 기판을 전기적으로 독립시켜 성능을 향상시킬 수 있다.⁵⁻⁷

본 연구에서는 Si 기판 위에 절연체로서 산화규소(SiO₂) 대신 질화규소(SiN_x)를 이용하여 그 위에 성장된 SiC 박막의 특성을 연구하였다. SiO₂/Si 구조를 이용한 SiC 박막 성장에 관한 연구 결과는 보고되고 있지만 특히 SiN_x/Si 구조를 이용한 SiC 성장에 관한 연구는 거의 없는 실정이다. 이에 Si 기판 위에서 변형된 구조의 SiN_x 위에서 SiC 박막의 특성을 연구하고자 한다.

2. 실험 방법

p-Si(111) 기판을 사용하여 이전에 보고한바 있는 rapid thermal chemical vapor deposition(RTCVD) 장치에서 질화(nitridation)하였다.⁸

또한 고주파 마그네트론 때려내기(rf-magnetron sputter) 장치를 이용하여 질화 규소(silicon nitride, Si₃N₄)를 과녁으로 사용하고 질화 규소를 증착하였다. 초기 진공은

5×10^{-7} Torr, 반응기 온도는 25°C, 400W의 rf-power의 조건을 유지하였으며, Ar/N₂를 조업기체로 사용하여 Si 기판 표면을 질화규소로 변형하였다.

Si 기판을 아세톤에 담가 5분 동안 초음파세척을 하여 유기물을 제거한 후 N₂로 불어주었다. 다시 5% HF 희석 용액에 자연 산화막을 제거하기 위하여 3분 동안 담근 후, N₂로 불어준다. Si 기질의 표면개질을 수행하기 위한 반응기들 내에 장착시킨 후 실험을 수행하였다.

또한 SiNx 박막이 형성된 Si 기판을 고주파 유도 화학 증착(rf-inductive chemical vapor deposition) 장치에 넣고 초기 압력을 $\sim 10^{-7}$ Torr까지 낮춘 후 실험을 수행하였다. 반응기체로써는 낮은 온도에서 분해가 잘 되고 상온에서 760Torr의 증기압을 유지할 수 있는 유기실란계인 테트라메틸실란 [tetramethylsilane ((CH₃)₄Si), TMS]을 사용하여 SiC 박막을 성장하였다. 또한 반응기의 온도는 광고온계(optical pyrometer)를 이용하여 측정하고 Ru/Pt 열전기쌍을 이용하여 온도를 보정하였다.

주사 전자 현미경법(scanning electron microscopy, SEM)을 이용하여 표면의 미세형상과 박막의 두께를 측정하였고, 투과 전자 현미경법(transmission electron microscopy, TEM)을 이용하여 SiC/SiNx/Si 박막의 계면을 관찰하였고, X선 회절(x-ray diffraction, XRD)와 투과 전자 회절(transmission electron diffraction, TED)을 이용하여 SiC 박막의 결정성을 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 질화된 Si 표면 위에 성장된 SiC 박막

본 연구에서는 Si 기판을 NH₃ 분위기에서 반응 온도 1050°C, 기체유량은 NH₃ 1000sccm, H₂는 500sccm의 조건으로 질화하였다. 이때 60분 동안 성장된 SiNx의 두께는 5nm임을 관찰하였다. 이는 Murarka, Hayafuji 등이 보고⁹⁾한 결과인 질화 시간이 30분일 때 SiNx 두께가 4nm, 18시간에서는 6nm로 포화된다는 보고와 거의 일치하고 있다. 이들은 질화에 관한 반응 속도 연구에서 질화 온도를 900~1100°C에서 수행하였고, Si 기판 위에 NH₃ 분위기 하에서 SiNx 박막을 성장할 때, 질화 초기에 만들어진 SiNx층 자체가 이동성 종들이 계면으로 들어가는 것을 방해하여, 확산 방지 장벽의 역할을 한다는 것을 보고하고 있다.^{9,10)} Moslehi 등은 Si 기판을 NH₃ 분위기 하에서 질화할 때 Si 기판과 질화층을 X선 광전자 분광법(x-ray photoelectron spectroscopy, XPS) 및 sputter-오제이 전자 분광법(sputter-Auger electron spectroscopy, sputter-AES) 등을 이용하여 질소의 깊이 분포를 측정하였다. 질소(nitrogen) 양은 표면에 많이 존재하며 계면으로 갈수록 급격하게 없어진다고 보고하고 있다.¹¹⁾ 또한 SiNx 표면 근처에서 화학량론비에 맞는 Si₃N₄가 형성된다고 보고하고 있다. 이들은 Si 기판 위에 NH₃을 이용하여 질화할 때 반응이 진행되는 초기에 표면에서 한 층 혹은 두 층의 SiNx가 형성된다고 보고하고 있으며, 또한 질소 반응 종들이 Si 기판 표면 아래로 확산된다고 주장하고 있다.^{12,13)}

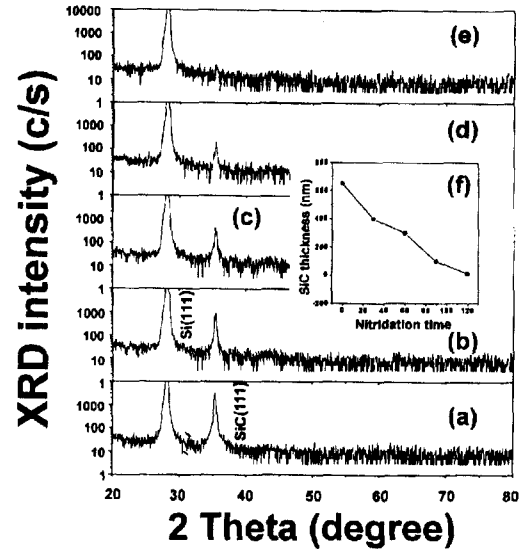


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of SiC film grown at 1170°C and 100Torr for 30min with 0.5sccm TMS and 1500sccm H₂ on Si surfaces nitrated for (a) 0, (b) 30, (c) 60, (d) 90, and (e) 120min. (f) SiC films thickness as a function of nitridation.

본 연구에서는 질화시간을 0, 30, 60, 90 120분까지 변화시킨 후 SiNx로 변형된 Si 기판 표면 위에 SiC 박막을 성장하였다. 이때 SiC 박막은 1170°C, TMS/H₂ = 0.5/1500, 성장시간은 30분, 성장압력은 100Torr에서 성장하였다. 질화 시간의 변화에 따라 성장된 SiC 박막을 XRD를 이용하여 구조적 특성을 그림 1에서 관찰하였다. 그림 1(a)~(e)는 질화 시간이 변화에 따라 성장된 SiC의 XRD 관찰결과이다. Si 기판의 질화 시간이 증가됨에 따라 SiC의 봉우리 세기 크기가 작아짐이 보이며, 그림 1(e)인 120분 질화된 Si 기판 위에 성장하였을 때, SiC 봉우리가 관찰되지 않았다. 그림 1(f)는 질화 시간변화에 따른 성장된 SiC 박막의 성장두께를 보여주고 있다. 질화 시간이 증가함에 따라 성장된 SiC 박막의 두께가 감소함을 보여준다.

이러한 결과로부터, Si 표면에서의 질화 시간이 증가에 따른 Si 기판의 최상층의 표면의 질소 농도의 증가로 인하여, 반응초기에 Si의 핵자들이 형성될 수 있는 자리가 줄어들게 되어 SiC의 핵 형성이 억제될 수 있음을 확인시켜주고 있다.

Basa 등은 SiNx 표면과 산화 규소 표면 위에 Si를 성장하였다. 이때 규소의 매달린 결합(silicon dangle bond)이 많이 존재하는 질화 규소에서 실리콘의 핵자의 양이 많음을 관찰하였다. 또한 이들은 화학조성비가 다른 SiNx를 이용하여 Si를 성장하였다. 이때 SiNx 표면에서 Si양이 증가함에 따라 Si의 핵생성 밀도가 증가함을 보고하고 있다.¹⁴⁾ Baumvol 등¹⁵⁾도 압력과 기체유량, 온도가 일정할 때 시간만을 변화시키면서 Si 기판위에 nitridation을 하였다. 이들의 결과 역시 시간이 증가함에 따라 N의 농도가 증가함을 관찰하였다. 표면이 N 종들로 완전하게 덮여져 있게 되고 TMS(tetramethylsilane)로부터 분해된 Si와 C의 라디칼들이 반응에 참여하게 된다. N종의 전자친화도는 3.0,

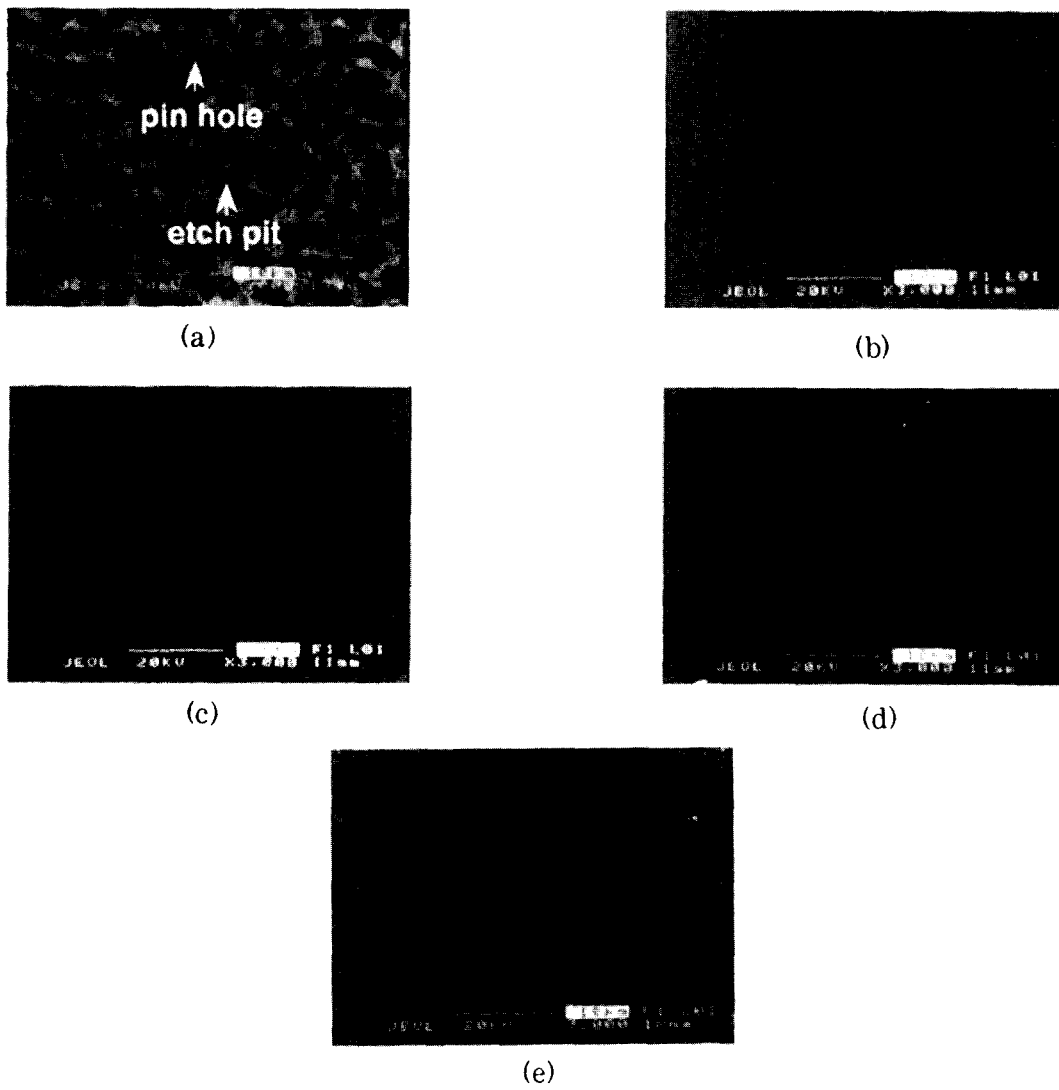


Fig. 2. Surface SEM images of SiC film grown at 1170°C and 100Torr for 30min with 0.5sccm TMS and 1500sccm H_2 on Si surfaces nitrided for (a) 0, (b) 30, (c) 60, (d) 90, and (e) 120min.

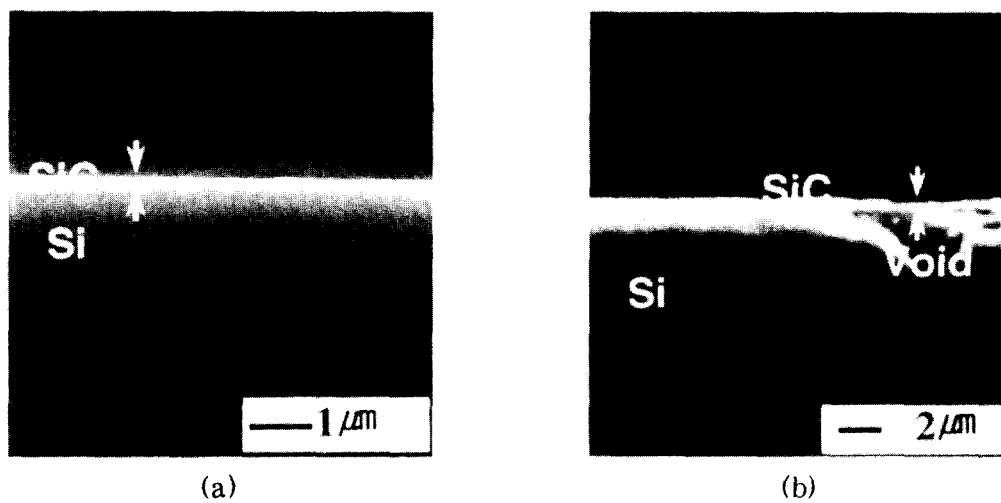


Fig. 3. Cross-sectional SEM photographs for SiC/Si. Nitridation temperature and reactor pressure of SiC growth is (a) 1100°C and 100Torr and (b) 1050°C and 10Torr, respectively.

Si의 전자친화도는 1.8, C의 전자친화도는 2.5이다.¹⁶⁾ 전자친화도에 의하여 N-C 결합은 불안정한 공유결합을 형성하게 되고, N-Si 결합은 안정한 공유결합을 형성하게 된다. 결국 이와 같은 이유로 인하여 SiN 기판 표면 위에는 Si 종들이 C 종들에 비하여 먼저 결합을 형성하게 된다. 그리고 결합된 Si 종 위에 C 종들이 달라붙어 SiC 핵자를 형성하게 된다. 이와 같은 원인으로 인하여 SiN 표면이 Si 말단기로 변화되는데 시간이 걸려서 성장이 늦게 된다. 이와 같은 보고결과에 의하여 Si 기판에서의 질화 시간 증가는 SiC 박막 형성이 억제될 수 있음을 설명해주고 있다.

그림 2는 질화 시간 변화에 따른 SiC의 표면 SEM 사진이다. 그림 2(a)에서 보여주고 있는 순수한 Si 기판 위에 성장된 SiC 박막의 표면에서는 SiC/Si 계면에서의 외부 확산(out-diffusion)된 Si 원자들에 기인한 결정결함인 삼각형모양의 부식 자국(etch pit) 등도 관찰되고 있으며, 최상층 표면의 SiC 박막에서 바늘구멍(pin-hole) 등도 관찰되고 있다. Li 등은 Si 기판 위에 SiC 박막을 형성할 때, SiC 박막이 대부분 완전하게 Si 기판 표면위에 덮여지게 되지만, 최상층 표면에서 부분적으로 채워지지 않는 구멍(hole) 등이 관찰되고, 선구체의 농도, 반응기 압력, 반응 시간의 변수에 의하여 계면의 틈새가 없어질 수 있다고 보고하고 있다.¹⁷⁾ 질화 한 후 성장된 SiC 박막의 표면 SEM 사진은 그림 2(b) ~ (d)에 나타내었다. 각각의 SEM 결과, 표면에서 삼각형모양의 etch pit은 보이고 있지 않으며, 균일한 표면을 보이고 있음을 확인할 수 있다. 이것으로부터, SiC 박막은 SiC/Si 계면에서 결함인 틈새가 형성되지 않았음을 예측할 수 있다. 그러나 그림 2(e)는 120분 동안 질화한 후 성장된 SiC 박막에 대한 표면 SEM 관찰결과로 거친 표면 형상이 관찰되고 있다.

그림 3(a)는 Si 기판을 1100°C에서 60분 동안 암모니아 분위기 하에서 질화한 후 SiC 박막을 성장한 단면 SEM 사진이다. SiC 박막은 기체유량비가 TMS/H₂ = 0.5/1500, 10Torr의 반응기 압력과 성장온도가 1170°C에서 성장하였다. 그림 3(b)는 Si 기판을 1050°C, 60분 동안 암모니아 분위기 하에서 질화한 후 SiC 박막을 성장한 단면 SEM 사진이다. SiC 박막은 TMS/H₂ = 1.0/1000, 100Torr의 반응기압력과 성장온도가 1184°C에서 성장하였다. 성장된 박막의 두께는 0.3 μ m(그림 3(a)), 0.9 μ m(그림 3(b))이다. 그림 3의 단면 SEM에서 관찰한 것처럼, 성장변수인 질화 온도의 증가, 반응기의 압력이 증가됨에 따라 SiC/Si계면에서 틈새가 없음을 확인하였고, SiC/Si 계면의 틈새가 박막의 성장두께에 영향을 미치고 있음을 알 수 있다.

많은 연구자들은 Si 기판을 이용하여 SiC 박막 성장에 관한 반응 속도론 및 메커니즘 등에 대한 기술 논문등을 지속적으로 보고하고 있다.^{18~20)} 본 연구의 결과로써, 반응기 압력이 낮은 10Torr에서는 반응 선구체들이 질화된 Si 기판 표면 위에 달라붙어서 부분적으로 SiC 결정핵들을 형성하게 된다. 그러나 이것들은 초기에 실리콘질화물(SiNx) 표면을 불완전하게 덮어 부분적인 SiC 섬들을 형성하게 되며, 완전하게 덮이지 못한 SiNx 표면에 존재하는 Si 자리로부

터 Si 원자들이 빠져나가게 된다. SiC 박막이 완전하게 덮일 때까지 Si 원자들이 빠져나가서 SiC/Si계면의 Si 기판에 틈새를 형성하게 된다. 100Torr의 압력에서 성장된 SiC 박막(그림 3(b))은 반응기내의 TMS의 기상분해반응으로부터 생기는 선구체의 양이 증가하게 되어 질화된 Si의 표면을 완전하게 덮을 수 있다. 결국 압력증가로 인한 선구체 양의 증가는 Si 기판으로부터 나오는 Si 원자들의 공급을 막아 SiC/Si 계면에서 틈새가 존재하지 않은 SiC 박막을 성장시킬 수 있었다.

3.2. Thick SiNx insulator 위에 성장한 SiC 박막

고주파 마그네트론 때려내기(rf-magnetron sputter) 장치를 이용하여 Si 기판 위에 두꺼운 질화규소(silicon nitride) 박막을 성장하였다. 질화 규소 박막의 특성을 관찰하기 위하여 탄원편광기(Ellipsometer, Rudolf Auto EL-II, $\lambda=632.8\text{nm}$)를 이용하여 질화 규소의 두께와 굴절률을 측정하였다. 반응기 온도는 25°C, 400W의 rf-power, 증착 속도는 100nm/hr으로 100nm, 300nm, 500nm 두께의 질화규소를 성장하였고, 굴절률은 모두 1.76의 값을 보이고 있다.

다른 두께를 가진 silicon nitride 박막 위에 SiC를 성장하기 위하여 앞에서 언급한바 있는 고주파 유도 화학 증착 장치를 이용하였다. TMS와 H₂를 각각 1sccm, 1000sccm 공급하였고, 반응기의 압력은 100Torr, 성장온도는 1170°C, 성장시간은 60분의 동일조건을 이용하여 다른 두께를 가진 질화 규소 박막 위에 SiC 박막을 성장시킨 후 XRD를 관찰하여 그림 4에 나타내었다. 그림 4(a)는 0nm, (b)는 100nm, (c)는 300nm, (d)는 500nm 두께를 가진 SiNx 위에 성장된 SiC 박막은 Si 기판의 [111] 방향으로 배열되어 모두 SiC(111)을 가진 박막으로 성장되었음을 관찰하였다. 이것은 성장된 SiC 박막의 결정 방향이 Si 기판의 방

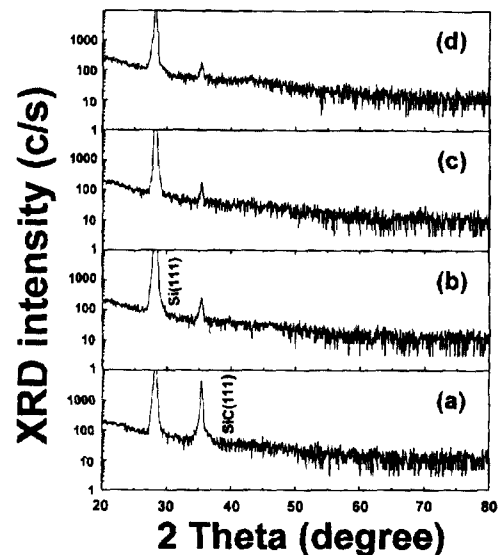


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of SiC film grown at 1170°C and 100Torr for 60min with 1.0sccm TMS and 1500sccm H₂ on silicon nitrated thicknesses for (a) 0, (b) 100, (c) 300, and (d) 500nm.

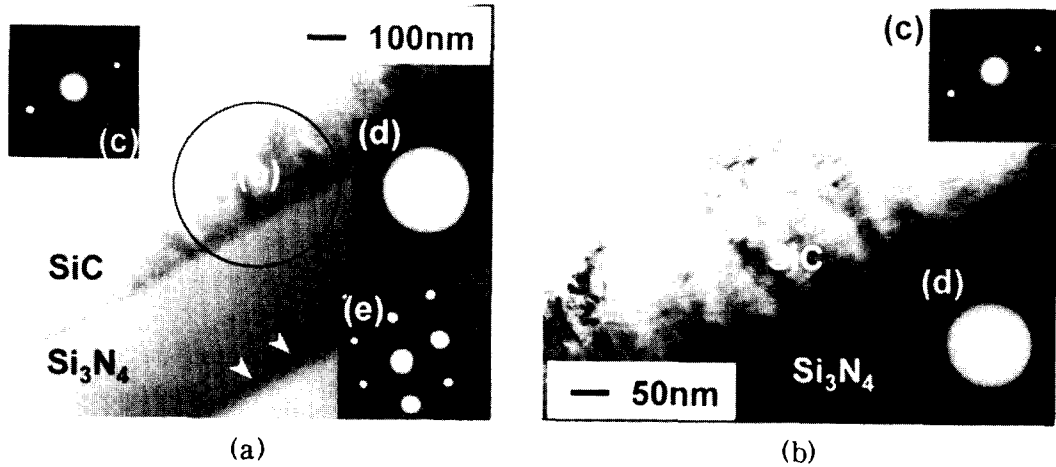


Fig. 5. Cross-sectional SiC/500nm-silicon nitride/Si(111); (a) XTEM image of SiC/500nm-silicon nitride/Si(111), (b) magnified XTEM image of SiC/500nm-silicon nitride, (c) TED image of SiC(111), (d) TED image of silicon nitride and (e) TED image of Si(111).

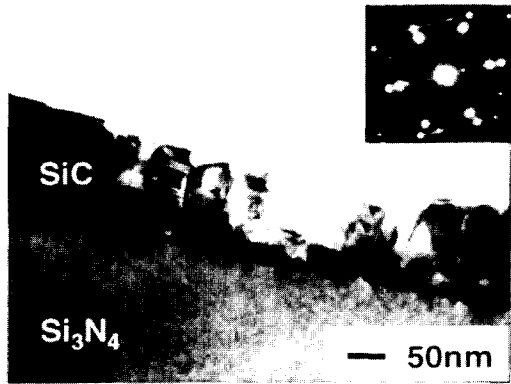


Fig. 6. Cross-sectional TEM photographs for SiC/300nm-silicon nitride/Si(111).

향에 의하여 결정되어짐이 보여진다. 그러나 비결정상 위에 성장된 결정이 기판방향성을 따라 성장되는 것에 관한 연구는 다른 연구자들에 의해 진행되고 있다.^{21, 22} 또한 질화 규소 박막의 두께가 증가됨에 따라 성장된 SiC 박막의 XRD 봉우리 세기가 작아짐을 관찰할 수 있었으며, 결국 SiC 봉우리 세기로부터 질화 규소의 두께가 두꺼워짐에 따라 SiC의 박막에 영향을 미침을 관찰할 수 있었다.

그림 5는 TEM과 TED 사진이다. SiC 박막은 TMS를 이용하여 500nm silicon nitride/Si(111) 기판 위에 성장시켰다. 성장조건은 1170°C, 100Torr, TMS/H₂ = 3/1000sccm이며, 성장시간은 120분이다. 성장된 박막의 두께는 140nm로 관찰되었다. 그림 5(a)는 SiC/500nm-silicon nitride/Si(111) 구조의 단면 TEM 사진이다. 그림 5(b)는 그림 5(a)의 원형내를 확대한 SiC/500nm-질화 규소의 단면 사진이다. 그림 5(c)는 SiC 결정에 대한 TED 무늬이고, SiC 결정들이 (111) 방향으로 배열되어 성장되었다. 그림 5(d)는 질화 규소 박막으로 TED 무늬를 통하여 명확한 고리무늬를 보이고 있어 비결정성 상을 형성하고 있음을 알 수 있다. 또한 Si와 500nm 질화 규소의 계면에

서 10nm의 두께를 가진 층을 관찰하였으며. 이는 Sobolewsky 등이 보고¹²⁾하는 질소종들이 Si 기판 아래로 확산되어 질화 규소 층을 형성하였음을 관찰하였다. 그림 5(b)는 부분 확대된 TEM 사진으로 SiC 박막내의 결정들은 원주형 낱알 모양으로 명백하게 관찰되며, 이전에 보고⁸⁾한 바 있는 성장 방향과는 반대의 결과인 기판 면과 평행인 가로 방향을 따라 정렬되어 있음이 보여지고 있다. 그러나 이러한 성장 메커니즘은 아직까지 명확하게 밝혀지지 않고 있다.

그림 6은 TEM과 TED 사진으로 300nm silicon nitride/Si(111) 기판 위에 SiC 박막을 성장시켰으나, 성장조건은 1170°C, 100Torr, TMS/H₂ = 1/1000이며, 성장시간은 360분이다. 단면 관찰에서 원주형 낱알이 명백하게 관찰되고 있다. SiC 낱알들의 크기가 20nm 정도로 미세 결정(micro-crystal)되어져 있음이 보여지고 있다. TED 사진에서 SiC 반점들은 5-10도 정도 연장되어있으며, 이것은 SiC 낱알들의 사이가 어긋나 있다는 것을 의미한다. SiC 반점들은 Si 반점에 대하여 잘 배열되어있으며 이것은 기판과 박막사이에 적층 관계가 존재한다는 것을 의미한다. 또한 SiC(111) 반점은 다른 것보다 더욱 강하게 보이며 이것은 기판표면에 평행한 [111] 면에 대하여 박막이 잘 유지되고 있음을 의미하며 다른 것은 면결함에 의하여 방해받게되어 다른 반점이 강하게 보이지 않는다. 단면 이미지는 박막과 기판의 계면과 박막 표면에서 평탄성을 보여주고 있으나, 박막은 기판 표면에 대부분 평행한 높은 밀도의 면결함을 가지고 있다. 또한 SiC/SiN_x의 계면에서 거칠기가 다소 큰 것이 보여지고 있으며, 계면결정결함인 표면 틈새는 관찰할 수 없었다.

4. 결 론

Si 기판 위에 NH₃ 분위기에서 질화 시간을 변화시킨 후 SiC 박막을 성장하였다. 질화 시간이 증가함에 따라 SiC 박막 두께가 감소함을 관찰하였다. 또한 성장변수인 반응기

의 압력과 질화 온도 등에 따라 SiC/Si 계면에서 결정결함인 틈새가 존재하지 않는 SiC 박막을 성장할 수 있었다. 두꺼운 SiN_x 기질 위에 성장된 SiC 박막들은 모두 [111]면을 따라 성장되었고, 원주형 날알로 SiC 결정이 성장되었다. SiC/SiN_x 계면에서 틈새를 관찰할 수 없었고, SiN_x/Si 계면에서 확산에 의한 SiN_x 층도 보여진다. 질화규소를 이용한 SiC 박막 성장의 실험 결과는 SOI 구조의 산화규소를 SiN_x로 대체함으로써 SiC 소자 제작에 응용될 수 있는 방향을 제시하고 있다.

감사의 글

본 연구는 한국과학재단 특정기초연구 (과제번호: 1999-2-114-008-5) 지원으로 수행되었습니다.

참고 문헌

1. B. L. Weiss, Properties of Silicon Carbide, INSPEC, 1995.
2. R. F. Davis, G. Kelner, M. Shur, J. W. Palmour and J. A. Edmond, Proc. IEEE79, 677 (1991).
3. S. Nishino, H. Suhara, H. Ono and H. Matsunami, J. Appl. Phys., **61**, 4889 (1987).
4. P. Liaw and R. F. Davis, J. Electrochem. Soc., **132** (3), 642 (1985).
5. J. M. Bluet, L. A. Falkovsky, N. Planes and J. Camassel, Mat. Sci. Forum, **264-268**, 395 (1998).
6. L. Di Cioccio, L. Le. Tiec, F. Letertre, C. Jaussaud and M. Bruel, Electronics Lett., **32**(12), 1144 (1996).
7. Q. Y. Tong, U. Gosele, C. Yaun, A. Steckl and M. Reiche, J. Electrochem. Soc., **142**, 232 (1995).
8. Y. H. Seo, K. S. Nahm, E.-K. Suh, H. J. Lee and Y. G. Hwang, J. Vac. Sci. Technol. **A 15**(4), 2226 (1997).
9. S. P. Murarka, C. C. Chang and A. C. Adams, J. Phys. Chem., **126**, 996 (1979).
10. Y. Hayafuji and K. Kajiwara, J. Phys. Chem., **129**, 2102 (1982).
11. M. M. Moslehi and K. C. Saraswat, IEE Trans. Electron Devices, **ED-32**, 106 (1985).
12. M. A. Sobolewsky and C. R. Helms, Appl. Surf. Sci., **30**, 210 (1987).
13. S. W. Sun, P. J. Tobin, J. Weihmeir and E. Reed, Surf. Sci., **134**, 1779 (1987).
14. C. Basa and E. A. Irene J. Vac. Sci. Technol. **A 17** (3), 817 (1999).
15. I. J. Baumvol, F. C. Stedile, J.-J. Ganem, S. Rigo and I. Trimaille, J. Electrochem. Soc., **142**(4), 1205 (1995).
16. K. C. Kim, K. S. Nahm, E. -K. Suh and Y. G. Hwang, J. Cryst. Growth, **197**, 841 (1999).
17. J. P. Li and A. J. Steckl, J. Electrochem. Soc., **142** (2), 634 (1995).
18. Y. Hattori, T. Suzuki, T. Murata, T. Yabumi, K. Yasuda and M. Saji, J. Cryst. Growth, **115**, 607 (1991).
19. Y. Ohshita, J. Cryst. Growth, **147**, 111 (1995).
20. C. C. Chiu, S. B. Desu, J. Mater. Res., **9**, 104 (1994).
21. Nacit Tit, M. W. C. Dharma-Wardana, J. Appl. Phys., **86**, 1, 387 (1999).
22. T. Kingetsu, M. Takehara, Jpn. J. Appl. Phys., **37**, 4974 (1998).