

플라즈마 화학증착법으로 제조된 B-doped a-SiC:H 박막의 물성

김현철 · 신혁재 · 이재신

울산대학교 재료금속공학부

Characterization of B-doped a-SiC:H Thin Films Grown by Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition

Hyun Chul Kim, Hyuck Jae Shin and Jae Shin Lee

School of Materials and Metallurgical Engineering, University of Ulsan, Ulsan 680-749

(1999년 6월 1일 받음, 1999년 8월 26일 최종수정본 받음)

초 록 SiH₄, CH₄, B₂H₆ 혼합기체를 이용하여 플라즈마 화학증착법으로 비정질 탄화실리콘 (a-SiC:H) 박막을 증착하였다. 증착중에 혼합기체중의 CH₄ 농도 (CH₄/CH₄+SiH₄)를 변화시켜 얻은 박막의 물성을 SEM, XRD, Raman 분광법, FTIR, XPS, 광흡수도와 광전도도 분석을 통하여 살펴보았다. SiH₄ 기체만 이용하여 증착한 Si:H 박막은 비정질상태를 나타내었으나, CH₄ 농도가 증가함에 따라 미세결정상이 발달하였고, 결정화율은 CH₄ 분율이 0.4일 때 15.4%로 가장 높았다. 증착중 CH₄가 첨가됨에 따라 실리콘 박막의 Si-H_n(n은 정수) 결합기가 Si-C_n-H_m (n, m은 정수) 형태의 결합기로 변화되었으며, 박막내 수소함량은 CH₄ 농도가 0~0.8의 범위에서 증가함에 따라 30~45% 범위에서 증가하였다. 반응기체중의 CH₄ 농도의 증가에 따라 박막 내의 탄소 농도가 증가함을 확인하였으며, 이에 따라 막의 전기비저항과 광학적밴드갭 역시 증가하였다.

Abstract B-doped hydrogenated amorphous silicon carbide (a-SiC:H) thin films were prepared by plasma-enhanced chemical-vapor deposition in a gas mixture of SiH₄, CH₄ and B₂H₆. Microstructures and chemical properties of a-SiC:H films grown with varying the volume ratio of CH₄ to SiH₄ were characterized with various analysis methods including scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffractometry(XRD), Raman spectroscopy, Fourier-transform infrared (FTIR) spectroscopy, X-ray photoelectron spectroscopy(XPS), UV absorption spectroscopy and photoconductivity measurements. While Si:H films grown without CH₄ showed amorphous state, the addition of CH₄ during deposition enhanced the development of a microcrystalline phase. By introducing C atoms into the film, Si-Si and Si-H_n bonds of a-Si:H films were gradually replaced by Si-C, C-C, and Si-C_n-H_m bonds. Consequently, the electrical resistivity and optical bandgap of a-SiC:H films were increased with the C concentration in the film.

1. 서 론

수소화된 비정질 탄화실리콘 박막(a-SiC:H)은 1976년 Spear¹⁾ 등에 의해 glow discharge 방법으로 제조의 가능성이 입증된 후 많은 연구가 진행되어 왔다. a-SiC:H 박막은 비정질 실리콘(a-Si:H) 박막에 비해 넓은 광학적 밴드갭을 가지고 화학적 안정성과 기계적 강도가 우수한 특징이 있다. 이와 같은 특성을 이용하여 비정질 박막 태양전지의 창층재료에 응용되었으며, 현재도 pin 접합구조를 적용한 tandem cell에 대한 연구가 활발하다.^{2~4)} 이 외에도 탄화실리콘의 다양한 특성을 이용하여 가시광영역의 발광 다이오드, 이종접합 쌍극성 트랜지스터 및 마이크로파 트랜지스터, 각종 센서, 내방사성 소자 등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다.

a-SiC:H 박막의 제조에 있어서 PECVD (plasma-enhanced chemical vapor deposition) 방법은 증착온도가 낮고, 공정이 비교적 간단하기 때문에 가장 널리 이용되고 있다.^{5~7)} 또한 증착중에 기체원인 SiH₄과 CH₄의 농도를 조절함으로써 화학적 조성 및 광학적 밴드갭을 조절할 수 있

다. 비정질실리콘에 탄소가 첨가됨에 따라 화학적 조성 및 화학적 결합, 미세구조 등이 영향을 받는다고 보고되어 왔다.^{8,9)} 그러나 이들 보고들은 a-SiC:H의 일부 조성범위에 국한되거나, doping이 되지 않은 박막의 특성에 초점을 맞추었던 것으로, 전반적인 조성범위에 대한 체계적인 연구가 부족한 상태이다. 특히 전자소자에 응용하기 위해서는 doping이 필수적이며, 박막 태양전지의 경우 p형으로 doping된 SiC 박막에 대한 체계적인 특성 분석이 요구된다. 따라서 본 연구에서는 플라즈마 화학증착법으로 제조한 B-doped a-SiC:H 박막의 탄소함량 변화에 따른 미세구조 및 화학적 특성을 다양한 분석방법을 이용하여 체계적으로 살펴보았다. SiH₄과 CH₄의 유량비를 조절하여 증착한 a-SiC:H 박막의 미세구조 및 화학적 특성을 SEM, Raman 분광법, FTIR, XPS, UV 분광법, 전기비저항 측정 등의 방법으로 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 일반적인 capacitor 구조의 대향전극을 가진 rf-PECVD 장비를 이용하여 Si:H 및 SiC:H 박막을

제조하였다. 기판재료는 Corning 7059 glass와 단결정 Si wafer를 사용하였으며, 증착중 이온충격에 의한 손상을 줄여 서 막의 질을 향상시키기 위해¹⁰⁾ H₂로 희석된 20% SiH₄, 0.5% B₂H₆, 희석되지 않은 CH₄ 기체를 증착원으로 각각 사용하였다. 증착중에 붕소의 도핑농도는 기상에서의 원자 농도로 환산하여 0.5at.%가 되도록 고정하였다. 증착중 기판의 온도는 200 °C, 용기의 압력은 67Pa, 전력밀도는 0.24W/cm²로 고정하였고, 혼합기체중의 SiH₄과 CH₄의 유량비를 조절하여 CH₄ 기체농도(CH₄/SiH₄+CH₄)가 0~0.8이 되도록 변화시켰다. (본 논문에 앞으로 CH₄ 기체 농도를 변수 x로 정의하여 기술하려 한다.) 이상의 자세한 공정 조건을 표 1에 요약하여 나타내었다.

Table 1. Deposition conditions for B-doped a-SiC:H thin films.

| Parameter | | Condition |
|--------------------------------------|------------------|-----------|
| RF power density(W/cm ²) | | 0.44 |
| Substrate temperature(°C) | | 200 |
| Working pressure(Pa) | | 67 |
| B-doping concentration(%) | | 0.5 |
| Gas flow rate (sccm) | CH ₄ | 0~20 |
| | SiH ₄ | 4~12 |

증착된 박막의 두께를 측정하기 위해 Tencor사의 α -step과 Hitachi사의 SEM을 이용하였고, Rigaku X-ray diffractometer로 박막의 결정성을 분석하였다. 박막의 증 범위 규칙성을 관찰하기 위해 Raman spectrophotometer (FRA106A)를 이용하였다. 박막의 조성과 화학적 결합방 식을 분석하기 위해 X-ray photoelectron spectroscopy (XPS)와 Fourier-transform infrared (FTIR) spectrophotometer를 이용하였다. 시편을 약 1cm²의 형태로 절단 한 다음 네 모서리에 은을 증착하여 전극을 형성한 후 100mW/cm² 강도의 유사태양광원 하에서 van der Pauw 방법¹¹⁾으로 광상태 전기전도도를 측정하였다. 자외선 및 가 시광 영역에서의 박막의 투광 스펙트럼은 Scinco S-2040 spectrophotometer를 이용하여 2000~8000 Å의 파장영 역에서 측정하였고, 그 결과로부터 광학적 밴드갭을 계산하 였다.

3. 결과 및 고찰

전체 기체압을 67Pa로 고정시키고 CH₄의 분율을 0에서 0.8까지 변화시켜 증착한 결과 a-SiC:H 박막의 증착율은 CH₄ 기체분율의 변화에 따라 2~17nm/min로 나타났으 며, 따라서 본연구에서는 두께 영향을 배제하기 위하여 증 착시간을 조절하여 모든 시편의 두께가 약 1μm이 되도록 증착하였다.

그림 1에 증착중의 CH₄ 유량 변화에 따른 B-doped 실

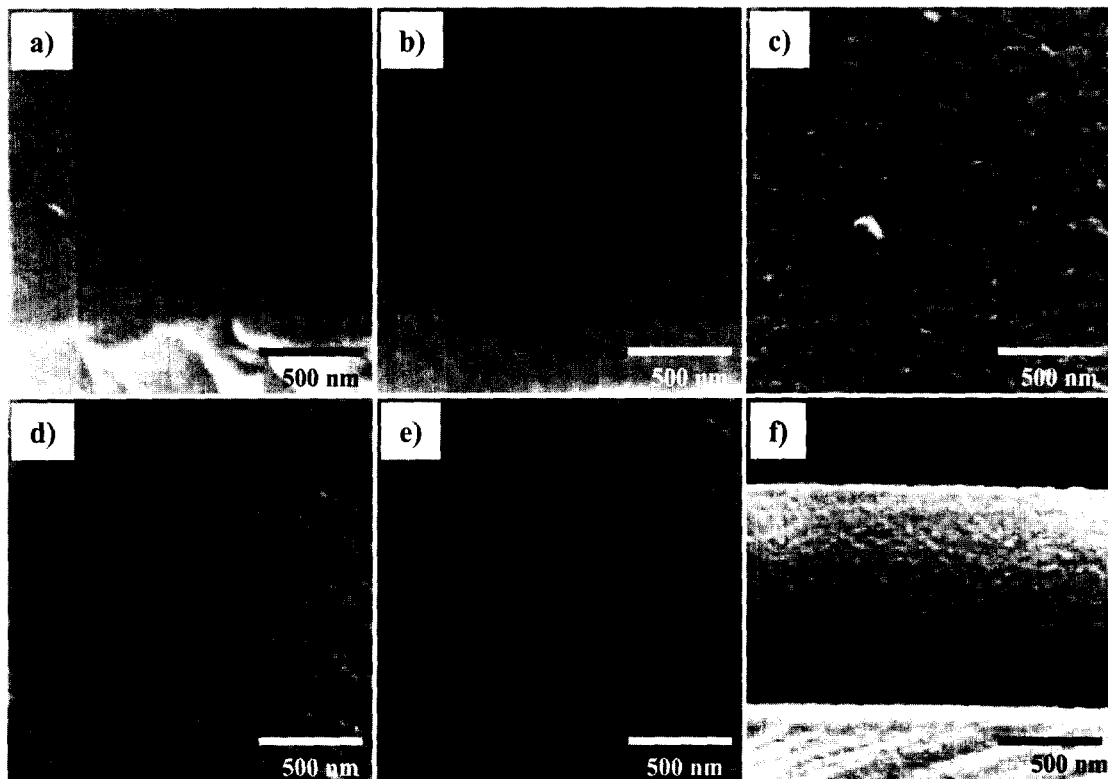


Fig. 1. Surface microstructures of B-doped a-SiC:H thin films as a function of the CH₄ gas concentration during deposition; (a) x=0, (b) x=0.2, (c) x=0.4, (d) x=0.6 and (e) x=0.8. (f) Typical cross-sectional morphology of the film.

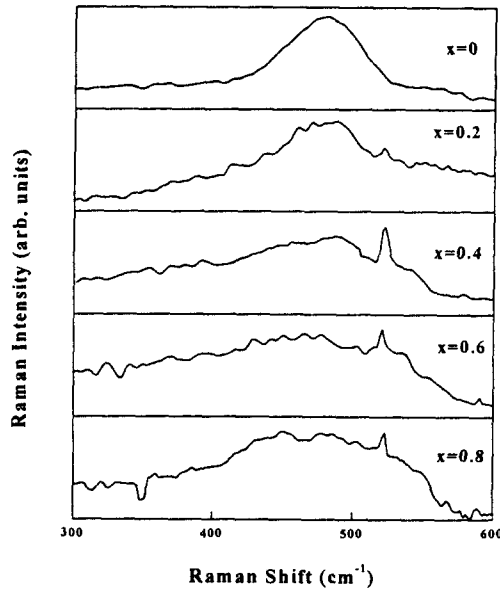


Fig. 2. Raman spectra of B-doped a-SiC:H thin films as a function of the CH₄ gas concentration during deposition.

리콘 및 탄화실리콘 박막의 미세구조를 나타내었다. 전반적으로 치밀하고 균일한 막을 관찰할 수 있으나, 유량이 증가함에 따라 표면조도가 증가하여 미세결정상의 존재가능성을 제시하고 있다. 특히 CH₄ 농도가 0.4~0.6일 때 그 가능성이 가장 높음을 알 수 있다. 단면의 미세구조인 그림 (f)에서도 치밀하고, 무방향성 조직을 관찰할 수 있다. 박막의 미세결정성을 알아보기 위하여 이들 시편에 대하여 X선 회절분석을 수행한 결과, 모든 시편들이 전형적인 비정질 상의 패턴을 나타내어 장범위 규칙도를 가지지 않은 것으로 판단하였다. 따라서 시료의 중범위 규칙도를 확인하기 위하여 Raman 분광분석을 하였으며, 그 결과를 그림 2에 나타내었다. a-Si:H에 대한 Raman 산란 스펙트럼에서 480cm⁻¹의 산란선은 비정질 상에 해당하며, 520cm⁻¹의 산란선은 결정성 실리콘에 해당한다고 알려져 있다.^{1,12)} 그림 (a)는 CH₄를 첨가하지 않고 증착한 실리콘 박막의 산란 스펙트럼으로 480cm⁻¹의 비정질에 해당하는 산란선을 관찰할 수 있다. 이와 같이 비정질 실리콘이 얻어진 이유는 본 연구에서 기판온도가 200°C로 비교적 낮았기 때문으로 보인다. 그러나 증착중에 CH₄이 첨가되어 그 농도가 증가함에 따라 480cm⁻¹ 부근의 완만한 산란선 외에도 520cm⁻¹의 예리한 산란선이 뚜렷이 관찰되며, 이 산란선의 강도는 CH₄ 분율이 0.4일 때 가장 크게 나타남을 알 수 있다. 이 결과는 증착중에 박막내로 탄소가 첨가됨에 따라 미세결정상이 발달함을 의미한다. 480cm⁻¹영역의 비정질상에 해당하는 피크의 적분치 (I₁)와 미세결정상에 해당하는 520cm⁻¹의 피크의 적분치 (I₂)를 구한 후 결정화율인 I₂/(I₁+I₂)를 계산하여 그림 3에 나타내었다. 탄소를 첨가하지 않고 증착한 비정질 실리콘의 경우 결정화율은 0.2%였고, CH₄ 분율이 증가함에 따라 결정화율은 증가하여 CH₄ 유량이 0.4에서 15.4%의 최대값에 도달한 후 서서히 감소하는 경향을 보였다. 이와 같은 증착중의 CH₄ 유량 변화에 따른 박막의

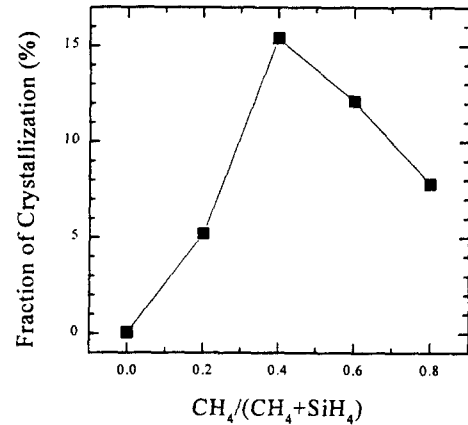


Fig. 3. The volume fraction of microcrystalline phase in the a-SiC:H thin films as a function of the CH₄ gas concentration during deposition.

미세결정상의 변화는 SEM으로 관찰한 그림 1의 미세구조의 변화와도 경향이 일치하는 것이다. Morell 등¹³⁾은 (SiH₄+CH₄) 혼합기체를 이용하여 PECVD 방법으로 증착한 비정질 탄화실리콘 박막에서 증착중에 첨가된 탄소는 CH_n (n=1, 2, 3)의 형태로 실리콘의 수지상에 존재하게 되며 이러한 탄소는 실리콘 원자에 비해 수소에 대한 친화력이 크기 때문에 다수의 결합형태를 가지므로 실리콘 원자에 비해 화학적 질서 (chemical order)를 가지게 되어 박막의 미세결정성 성장에 기여한다고 보고하였다.

비정질 실리콘 및 탄화실리콘 박막들의 FTIR 스펙트럼을 그림 4에 나타내었다. 자료의 해석을 돕기 위해 각 흡수선에 해당하는 결합기를 정리하여 표 2에 나타내었다.¹²⁾ 비정질 실리콘의 경우 645cm⁻¹영역의 SiH_n의 rocking/wagging mode (a)의 흡수선이 가장 강하게 관찰되었고, 860cm⁻¹영역의 SiH₂ wagging mode (c)의 흡수선과 2000cm⁻¹영역의 SiH stretching mode (g)의 흡수선이 관찰되었다. CH₄ 유량이 증가함에 따라 SiH_n rocking/wagging mode의 흡수선과 SiH₂ wagging mode의 흡수선은 감소하였으며, SiH 흡수선의 강도는 증가하는 경향을 보였다. 또한 비정질 실리콘 박막에서는 나타나지 않던 780cm⁻¹의 Si-CH₃ rocking/wagging 및 Si-C stretching mode (b)와 1000cm⁻¹의 CH₂-Si bending/wagging mode (f)에 해당하는 흡수선이 관찰되었고, 이들의 강도는 CH₄ 농도의 증가에 따라 증가하는 경향을 보였다. 이는 CH₄ 농도의 증가에 따라 박막의 화학적 결합상태가 Si-H_n의 결합형태에서 Si-C_n-H_m의 결합형태로 변화함을 의미한다. 특히 SiH stretching mode의 경우 비정질 실리콘 박막에서는 2000cm⁻¹에서 흡수선이 관찰되었으나 CH₄이 첨가됨에 따라 2090cm⁻¹의 보다 높은 주파수대역으로 흡수선이 편이 되는 현상을 관찰할 수 있다. 이 현상은 첨가된 탄소원자에 의한 화학적 편이현상에 의한 것으로 보고되었다.¹⁴⁾ 즉 탄소원자가 실리콘을 치환하여 Si-C 결합을 생성시켜 화학적 결합특성이 변화하였음을 의미한다. 이 결과로부터 아래의 식¹⁵⁾을 사용하여 박막 내의 수소함량 (C_H)을 계산하여 그림

Table 2. Frequencies of IR peaks and assignments.

| Identification | Wave number (cm ⁻¹) | Assignment | Vibrational modes |
|----------------|---------------------------------|----------------------|-------------------|
| | | SiH _n | |
| a | 630-650 | Si-CH ₃ | rocking/wagging |
| b | 780 | Si-C | rocking/wagging |
| | | SiH ₂ | stretching |
| c | 860 | SiH ₂ | wagging |
| | | CH ₂ -Si, | bending |
| d | 1250 | CH ₃ -Si | stretching |
| e | 1450 | CH _n | bending |
| f | 1000 | CH ₂ -Si, | bending/wagging |
| g | 2000 | CH ₃ -Si | stretching |
| h | 2090 | pure SiH | stretching |
| | | SiH | stretching |
| | | C-Si-H | |

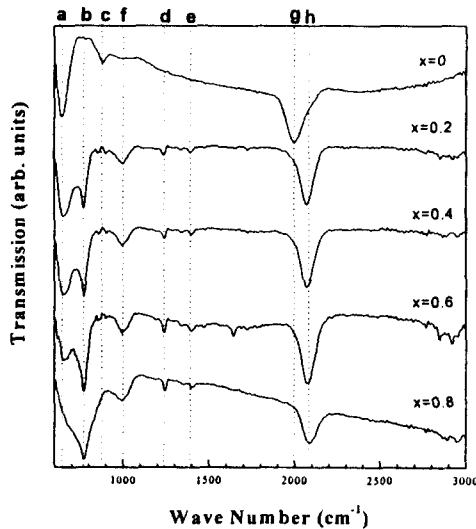


Fig. 4. FTIR spectra of B-doped a-SiC:H thin films for different concentrations of CH₄ gas during deposition.

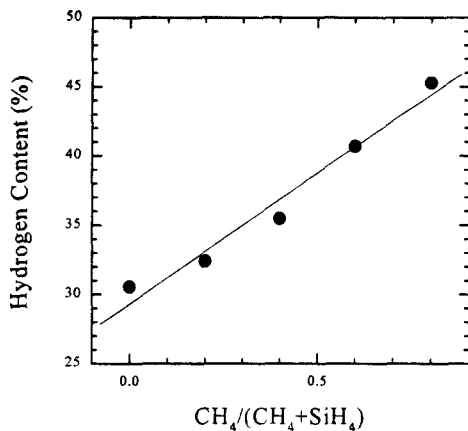


Fig. 5. Hydrogen content vs. the CH₄ gas concentration during deposition.

5에 나타내었다.

$$C_H = A \int \frac{\alpha(\omega)}{\omega} d\omega \quad (1)$$

위 식에서, ω 는 파수 (wave number) 이고, $\alpha(\omega)$ 는 파수에 따른 흡수계수이다. 비례상수 A는 Si-H stretching mode 인 경우 $A = 1.6 \times 10^{19} \text{cm}^{-2}$ 이고, C-H stretching mode 인 경우 $A = 1.7 \times 10^{21} \text{cm}^{-2}$ 이다.

비정질 실리콘의 경우 박막내 수소농도는 25.1%였고 CH₄ 유량이 증가함에 따라 수소농도는 36%로 증가하는 경향을 보였는데 이는 Si 원자에 비해 C 원자의 수소에 대한 친화력이 크기 때문에 CH₄ 농도의 증가에 의해 막내 탄소함량이 증가하여 수소를 포획하는 효과가 증가하였기 때문으로 생각된다. 참고문헌에 의하면 Si-H의 결합력은 296kJ/mol이고, C-H의 결합력은 415kJ/mol으로 알려져 있다.¹⁶⁾

그림 6에 CH₄ 농도변화에 따른 B-doped a-SiC:H 박막의 XPS spectra를 나타내었다. Si_{2p} 전자의 결합에너지는 a-Si:H의 경우 99.3eV였으나, CH₄ 농도가 증가함에 따라 점점 증가하여 CH₄ 유량이 0.8일 때 100.8eV를 나타내었다. 또한 C_{1s} 전자의 결합에너지도 CH₄ 유량의 변화에 따라 285.5eV에서 286.5eV로 증가하였다. 전자의 결합에너지는 주변의 화학적 결합환경에 의해 변화됨으로 박막내 원자의 화학적 결합상태를 유추할 수 있다. Si_{2p} 전자의 결합에너지는 Si-Si 결합인 경우 98.5eV, Si(sp³)-C 결합인 경우 99.5eV, Si(sp³)-C 결합인 경우 100.7eV를 나타내며, 여러가지 결합이 혼재하는 경우 98~102eV에서 여러가지 Gaussian peak의 적분으로 나타나게 된다.¹⁷⁾ 따라서 비정질 실리콘의 경우 Si-Si 결합에 의한 Si원자에 의한 peak만이 관찰되었으나, CH₄ 유량이 증가함에 따라 Si-C 결합이 생성되어 높은 에너지 대역으로 peak의 편이현상이 일어났음을 의미한다. C_{1s} 전자의 결합에너지는 C(sp³)-Si

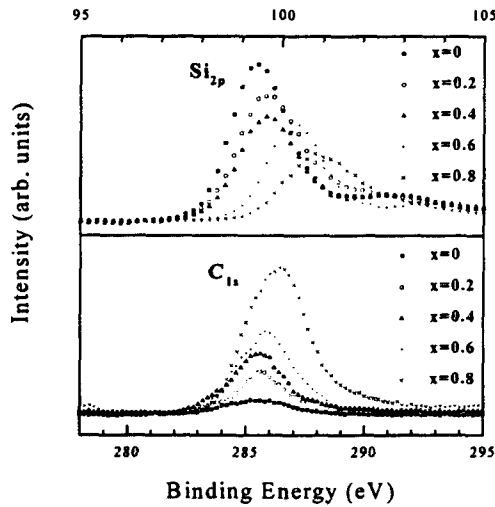


Fig. 6. XPS spectra of B-doped a-SiC:H thin films for different concentrations of CH_4 gas during deposition.

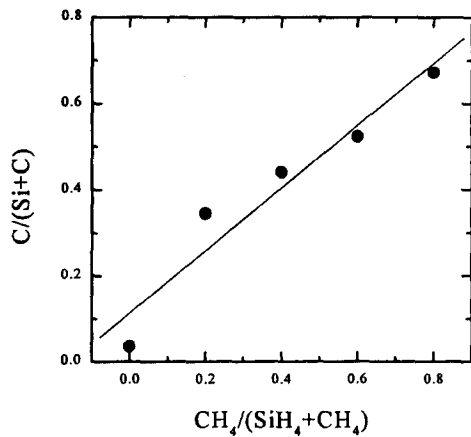


Fig. 7. The relative ratio of carbon to silicon atoms in B-doped a-SiC:H thin films vs. the CH_4 gas concentration during deposition.

결합인 경우 282.4eV, C(sp^2)-Si 결합인 경우 283.5eV, C(sp^2)-C 결합인 경우 284eV이다.¹⁷⁾ 따라서 C_{1s} 피크의 편이현상 역시 CH_4 유량의 증가에 따라 C-Si 결합에서 C-C 결합으로 변화하는 양상을 잘 반영하고 있다. 한편, Si_{2p} 와 C_{1s} 피크의 강도로부터 박막내의 Si와 C의 상대비를 계산하여 그림 7에 나타내었다. XPS 분석에서 원자간의 상대적인 농도는 peak의 면적에 비례한다고 알려져 있다.²⁰⁾ CH_4 이 첨가되지 않은 a-Si:H 박막에서도 미량의 탄소가 검출되었는데 이는 반응실의 오염에 의한 것으로 추정된다. 그러나 반응기체중의 CH_4 유량이 0에서 0.8로 증가함에 따라 박막내 탄소의 상대적인 농도가 증가함을 알 수 있으며, 이는 반응기체중의 CH_4 유량을 조절함으로써 박막의 조성을 제어할 수 있음을 의미한다.

그림 8에 CH_4 농도변화에 대한 B-doped a-SiC:H 박막의 광상태에서의 전기비저항을 나타내었다. 박막의 CH_4 농도가 0일 때 $2.4 \times 10^4 \Omega \text{cm}$ 의 전기비저항을 나타내었

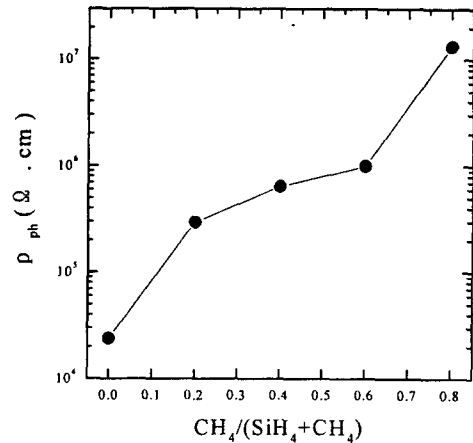


Fig. 8. Electrical resistivity of B-doped a-SiC:H thin films under light intensity of 100mW/cm^2 as a function of the CH_4 gas concentration during deposition.

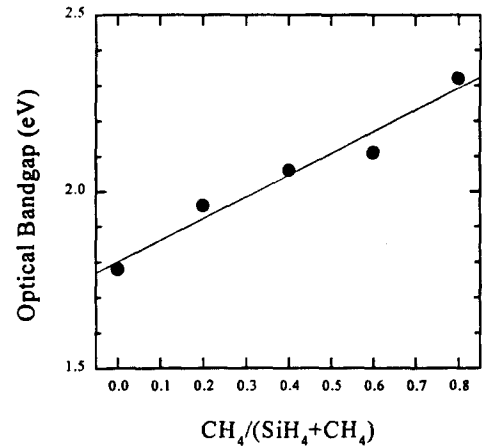


Fig. 9. Optical band gap of B-doped a-SiC:H thin films as a function of the CH_4 gas concentration during deposition.

며, CH_4 농도의 증가에 따라 증가하여 탄소농도가 0.8일 때 $4.03 \times 10^6 \Omega \text{cm}$ 에 도달하였다. 특히, CH_4 농도가 0.4 이상에서 전기비저항의 증가분이 현저하게 감소하는 경향을 나타내었는데 이는 그림 2에서 나타난 미세결정성의 영향으로 보인다. Hattori 등²¹⁾의 연구에서도 실제 미세결정성으로 인하여 활성화 에너지가 작아져 전기비저항이 다소 감소한다고 보고된 바 있다.

자외선 영역의 투광 스펙트럼을 측정된 다음 Tauc plot¹⁸⁾을 적용하여 계산한 a-SiC:H 박막의 CH_4 농도변화에 대한 광학적 밴드갭의 변화를 그림 9에 나타내었다. a-Si:H 박막의 경우 광학적 밴드갭은 1.78eV였고, CH_4 농도의 증가에 따라 광학적 밴드갭은 증가하여 2.32eV에 도달하였다. 이는 그림 6에서 나타난 박막에 함유된 수소의 양이 증가하였기 때문이다. 이러한 값들과 경향은 다른 문헌들과도 잘 일치하는 것이다.^{1,19)}

4. 결 론

SiH_4 , CH_4 , B_2H_6 혼합기체를 이용하여 rf-PECVD 방법으로 비정질 탄화실리콘 박막을 증착한 다음, 박막의 물성

을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Methane이 첨가되지 않은 경우 비정질상의 실리콘 박막이 성장되었으나, CH₄ 농도가 증가함에 따라 미세결정상이 발달하였다. CH₄ 농도가 0.4일 때 박막의 결정화율은 가장 높았다.

2) 비정질 실리콘 박막의 주된 결합 형태는 Si-Si, Si-H_n이었으나, 탄소가 박막내에 첨가됨에 따라 이들 결합형태는 점차 Si-C, C-C, Si-C_n-H_m으로 대체됨과 동시에 박막내 수소함량도 증가함을 XPS 및 FTIR 분석을 통하여 확인하였다.

3) 증착중의 CH₄ 유량이 0~0.8의 범위에서 증가함에 따라 박막내 상대적인 탄소분율은 증가하였고, 이에 따라 박막의 전기비저항과 광학적 밴드갭은 증가하는 경향을 나타내었다.

감사의 글

본 연구는 에너지관리공단에서 지원하는 학술진흥사업의 일환으로 수행되었으며, 또한 울산대학교 지역협력연구센터(RRC)의 논문연구비 지원을 일부 받아서 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. D.A. Anderson and W.E. Spear, *Philos. Mag.*, **35**, 1 (1976).
2. D. Kruangam, T. Toyama, Y. Hattori, M. Deguchi, H. Okamoto, and Y. Hamakaya, *J. Non-Cryst. Solids*, **97-98**, 293 (1987).
3. Y. Tawada, H. Okamoto, and Y. Hamakawa, *Appl. Phys. Lett.*, **39**, 237 (1981).
4. H. Sannomiya, S. Moriuchi, Y. Inoue, K. Nomoto, A. Yokota, M. Itoh, Y. Nakata, and T. Tsuji, *Proc. 5th Int. Photovoltaic Sci. and Eng. Conf.*, Kyoto, 387 (1990).
5. M.N. Carrendo, I. Pereyra, M.C.A. Fantani, H. Takahashi, and R. Landers, *J. Appl. Phys.*, **71**, 538 (1994).
6. C. Wang, G. Lucvsky, and R.J. Nemanichi, *Proc. Mat. Res. Soc. Symp.*, **219**, 751 (1981).
7. F. Demichelis, C.F. Pirri, and E. Tresso, *J. Appl. Phys.*, **72**, 1327 (1992).
8. S.E. Hicks, A.G. Fitzgerald, S.H. Baker, and T. J. Dines, *Philos. Mag.*, **B62**, 193 (1990).
9. J. Sotiropoulos and G. Weiser, *J. Non-cryst. Solids*, **97-98**, 1087 (1987).
10. T. Ichimura, and T. Ihara, *J. Appl. Phys.*, **25**, 276 (1986).
11. W.R. Runyun, *Semiconductor measurements and instrumentation*, McGraw Hill, Tokyo, pp.72-75 (1975).
12. Y. Inoue, S. Nakashima, A. Mitsuchi, S. Tabata, and S. Tsuboi, *Solid State Comm.*, **48**, 1071 (1983).
13. G. Morell, R.S. Katiyar, S.Z. Weisz, and I. Balberg, *J. Non-Cryst. Solids*, **78-84**, 194 (1996).
14. D.M. Bhusari and S.T. Kshirsager, *J. Appl. Phys.*, **73**, 1743 (1992).
15. A. Guivarchi, J. Richard, M. Lecontellec, E. Ligeon, and J. Fontenile, *J. Appl. Phys.*, **51**, 2167 (1980).
16. J. Sarai, Y. Fujii, M. Yosimoto, K. Yamazeo, and H. Matunami, *Thin Solid Films*, **117**, 59 (1984).
17. W.K. Choi, L.J. Han, and F.L. Loo, *J. Appl. Phys.*, **81**, 1 (1997).
18. J. Tyczkowski, E. Odrobina, P. Kazimierski, R. Baessler, A. Kisiel, and N. Zemu, *Thin Solid Films*, **209**, 250 (1992).
19. S. Akita, K. Wakita, Y. Nakayama, and T. Kayamura, *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide*, Springer, New York, **77**, 34 (1989).
20. Leonard C. Feldman, and James W. Mayer, *Fundamentals of Surface and Thin Film Analysis*, pp. 224-232, Elsevier Science, New York (1986).