

플라즈마 화학증착법으로 제조된 수소화된 비정질 탄화실리콘 박막의 물성에 대한 붕소의 도핑효과

김현철 · 이재신

울산대학교 첨단소재공학부
(1999년 11월 11일 접수)

Effects of boron doping on the chemical and physical properties of hydrogenated amorphous silicon carbide thin films prepared by PECVD

Hyun Chul Kim and Jae Shin Lee

School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan 680-749, Korea
(Received November 11, 1999)

요 약 - SiH_4 , CH_4 , B_2H_6 혼합기체를 이용하여 플라즈마 화학증착법으로 비정질 탄화실리콘(a-SiC:H) 박막을 증착하였다. 기상 doping 농도를 0에서 2.5×10^{-2} 범위에서 변화시켜 얻은 박막의 물성을 SEM, XRD, Raman 분광법, FTIR, SIMS, 광흡수도와 전기전도도 분석을 통하여 살펴보았다. $\text{B}_2\text{H}_6/(\text{CH}_4+\text{SiH}_4)$ 기체유량비가 증가할수록 붕소의 도핑효율과 미세결정성은 감소하였다. 증착 중 B_2H_6 기체가 첨가됨에 따라 비정질 탄화실리콘 박막의 Si-C-H 결합기의 강도는 감소하였으며, 이의 영향으로 박막내의 수소함량은 $\text{B}_2\text{H}_6/(\text{SiH}_4+\text{CH}_4)$ 기체 유량비가 증가함에 따라 16.5%에서 7.5%로 단조감소하였다. $\text{B}_2\text{H}_6/(\text{CH}_4+\text{SiH}_4)$ 기체유량비가 증가할수록 a-SiC:H 박막의 광학적 밴드갭과 전기활성화 에너지는 감소하였고, 전기전도도는 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 SiH_4 , CH_4 and B_2H_6 . Physical and chemical properties of a-SiC:H films grown with varying the ratio of B_2H_6 to $(\text{SiH}_4+\text{CH}_4)$ were characterized with various analysis methods including scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometry (XRD), Raman spectroscopy, Fourier-transform infrared (FTIR) spectroscopy, secondary ion mass spectroscopy (SIMS), UV absorption spectroscopy and electrical conductivity measurements. With the B-doping concentration, the doping efficiency and the micro-crystallinity were decreased and the film became amorphous when $\text{B}_2\text{H}_6/(\text{SiH}_4+\text{CH}_4)$ was over 5×10^{-3} . The addition of B_2H_6 gas during deposition decreased the H content in the film by lowering the quantity of Si-C-H bonds. Consequently, the optical band gap and the activation energy of a-SiC:H films were decreased with increasing the B-doping level.

1. 서 론

수소화된 비정질 탄화실리콘 박막(a-SiC:H)은 1976년 Spear [1]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 우수하며, 특히 박막의 조성을 조절함으로써 전기 및 광학적 특성을 제어할 수 있는 특성을 가지고 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 발광다이오드, 이중접합 쌍극성 트랜지스터 및 마이크로파 트랜지스터, 각종 센서, 표시 소자 등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다 [5-8].

이러한 전자소자에 응용하기 위해서는 doping이 필수적이며, 특히 박막 태양전지의 경우 p형으로 doping된 SiC 박막에 대한 체계적인 특성 분석이 요구된다. 따라서, 본 연구에서는 플라즈마 화학증착(PECVD) 방법으

로 제조한 B-doped a-SiC:H 박막에서 붕소의 도핑에 대한 박막의 물성변화를 체계적으로 살펴보았다. B₂H₆/(SiH₄+CH₄)를 조절하여 증착한 a-SiC:H 박막의 미세구조, 결정성, 도핑농도, 화학적 특성과 전기 및 광학적 특성들을 SEM, XRD, Raman 분광법, FTIR, SIMS, UV 분광법, 전기비저항 측정 등을 이용하여 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 일반적인 capacitor 구조의 대향전극을 가진 RF-PECVD 장비를 이용하여 B-doped a-SiC:H 박막을 제조하였다. 기판재료로 Corning 7059 glass와 단결정 Si wafer를 사용하였으며, 증착 중 이온충격에 의한 손상을 줄여서 막의 질을 향상시키기 위해 [9] H₂로 희석된 20% SiH₄, 0.5% B₂H₆, 희석되지 않은 CH₄ 기체를 증착원(source gas)으로 각각 사용하였다. 이 때 SiH₄:CH₄의 비는 6:4였다. 증착 중 기판온도는 200°C, 용기의 압력은 67 Pa, 전력밀도는 220 mW/cm², SiH₄+CH₄의 유속은 10 sccm으로 고정하였고, 혼합기체 중의 B₂H₆의 기체농도, B₂H₆/(SiH₄+CH₄)가 0~2.5×10⁻²이 되도록 변화시켰다. 이상의 자세한 공정 조건을 표 1에 요약하여 나타내었다.

증착된 박막의 두께를 측정하기 위해 Tencor사의 α-step과 Hitachi사의 SEM을 이용하였고, Rigaku X-ray diffractometer로 박막의 결정성을 분석하였다. 박막의 증범위 규칙성을 관찰하기 위해 Raman spectrophotometer (FRA106A)를 이용하였다. 박막의 조성과 화학적 결합 방식을 분석하기 위해 SIMS(secondary ion mass spectroscopy)와 Fourier-transform infrared(FTIR) spectrophotometer를 이용하였다. 시편을 약 1 cm²의 형태로 절단한 다음 네 모서리에 은을 증착하여 전극을 형성한 후 van der Pauw방법 [11]으로 암상태와 광상태(100

mW/cm² 강도의 유사태양광원 하에서 전기전도도를 측정하였다. 자외선 및 가시광 영역에서의 박막의 투광 스펙트럼은 Scinco S-2040 spectrophotometer를 이용하여 2000~8000 Å의 파장영역에서 측정하였고, 그 결과로부터 광학적 밴드갭을 계산하였다.

3. 결과 및 고찰

B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비를 변화시켜 증착한 SiC 박막의 SIMS depth profile을 그림 1에 나타내었다. 모든 시편에서 두께방향의 붕소농도는 균일하며, 붕소의 기상농도가 증가함에 고상농도 또한 증가함을 알 수 있다. 기체유량비가 각각 1×10⁻³, 5×10⁻³, 1×10⁻² 일 때, 박막내의 붕소농도는 각각 2.9×10¹⁹, 7.4×10¹⁹, 1.3×10²⁰ cm⁻³으로 분석되었으며, 이 값들을 고상농도인 B/(Si+C) 비로 환산하면 각각 5.4×10⁻⁴, 2.1×10⁻³, 3.6×10⁻³가 된다. 기상증착시 증착된 film 내의 불순물의 고상농도(C_{sol})는 기상농도(C_{gas})와 다음 식과 같은 관계를 가지는 것으로 알려졌다 [10].

$$C_{sol} = C_{gas}^s, \quad 0.5 \leq s \leq 1 \quad (1)$$

본 연구에서 얻은 C_{sol}과 C_{gas}의 값을 이용하여 지수 s를 계산하면 0.8이 얻어진다. 이 값은 B-doped a-Si:H 박막의 경우 Stutzman 등 [10]이 보고한 s=0.8과 일치하는 것이다.

그림 2에 B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비에 대한 a-

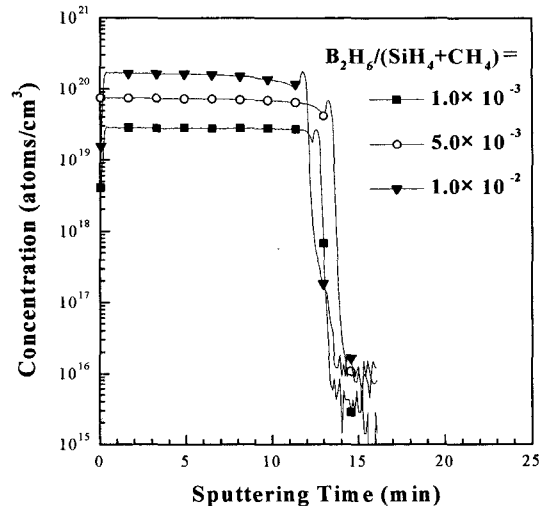


그림 1. Depth profiles of B in a-SiC:H films for different gas phase B-doping levels.

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

Parameter	Condition	
Substrate temperature (°C)	200	
RF power density (mW/cm ²)	220	
Working pressure (Pa)	67	
B ₂ H ₆ /(SiH ₄ +CH ₄)	0.5×10 ⁻⁴ ~2.5×10 ⁻²	
Gas flow rate	H ₂ +20%SiH ₄ (sccm)	6
	CH ₄ (sccm)	4
	H ₂ +0.5%B ₂ H ₆ (sccm)	5~80
Thickness (μm)	~1	

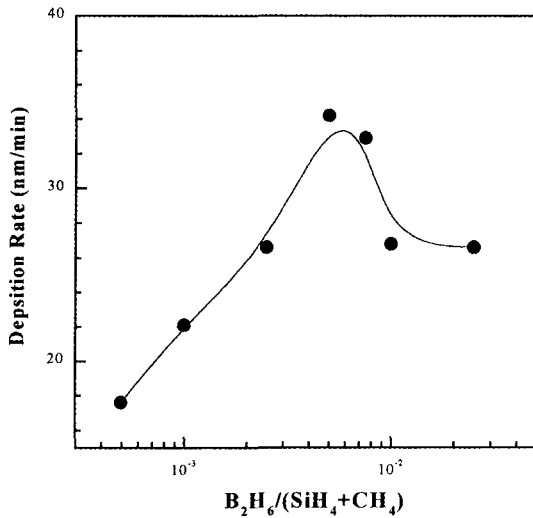


그림 2. Deposition rate of a-SiC:H thin films as a function of gas phase B-doping ratio. The a-SiC:H films were deposited at 200°C under RF-power density of 220 mW/cm² and chamber pressure of 67 Pa.

SiC:H 박막의 증착율을 나타내었다. B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 0에서 2.5×10⁻²로 증가함에 따라 증착 속도는 16.36 nm/min에서 34.2 nm/min로 변화하였으며, B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 5×10⁻³에서 34.2 nm/min의 최대값을 나타내었다. 붕소의 도핑에 대한 a-SiC:H 박막의 증착율에 기여하는 인자에는 유입된 붕소 원자에 의한 촉매작용과 수송 원자(수소 및 아르곤 원자)에 의한 증착된 박막의 에칭효과가 있으며, 이 두 상반된 효과에 의해 증착율이 결정된다고 알려져 있다 [11]. 따라서, B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체유량비가 낮은 조건에서는 유입된 붕소 원자에 의한 촉매작용이 주된 인자가 되어 증착율이 증가하였으나, B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 높은 조건에서는 증착 표면에서의 수소의 밀도가 증가하여 증착된 박막을 식각하는 효과에 의해 증착율이 감소하는 것으로 생각된다.

그림 3에 B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비에 따른 a-SiC:H 박막의 미세구조를 나타내었다. 그림에서 A, B, C, D, E, F, G, H는 표면사진을 나타내었으며, a, b, c, d, e, f, g, h는 단면사진을 나타내었다. 두께 영향을 배제하기 위하여 증착시간을 조절하여 모든 시편의 두께가 약 1 μm이 되도록 증착하였다. 모든 시편에서 전반적으로 치밀하고 균일한 막을 관찰할 수 있으며 B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 0인 경우(그림 3에서 A,

a) 미세결정상을 관찰할 수 있다. B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 0.5×10⁻³에서 2.5×10⁻²로 증가함에 따라 이러한 미세결정상은 감소하는 경향을 보였고((b)에서 (g)), 박막의 표면조도 또한 감소하는 경향((B)에서 (G))을 나타내었다. 이 시편들의 결정성을 알아보기 위해 X-ray 회절분석을 수행한 결과 모든 시편에서 전형적인 비정질상의 pattern을 나타내어 장범위 규칙도는 가지지 않은 것으로 판단하였다. 따라서, 시료의 증범위 규칙도를 확인하기 위하여 Raman 분광분석을 하였으며, 그 결과를 그림 4에 나타내었다. a-SiC:H에 대한 Raman 산란 스펙트럼에서 480 cm⁻¹의 산란선은 비정질 Si-Si 결합에 의한 비정질 상에 해당하며, 520 cm⁻¹의 산란선은 결정질 Si-Si 결합에 의한 결정질 상에 해당한다고 알려져 있다 [12]. 그림 4에서 볼 수 있듯이 B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 증가함에 따라 480 cm⁻¹ 부근의 산란선은 증가하고, 520 cm⁻¹의 예리한 산란선은 감소하는 경향을 나타내었다. 이 결과는 증착 중에 박막 내로 붕소원자가 첨가됨에 따라 미세결정성이 감소함을 의미한다. 480 cm⁻¹ 영역의 비정질상에 해당하는 피크의 적분치(I_a)와 미세결정상에 해당하는 520 cm⁻¹의 피크의 적분치(I_c)를 구한 후 결정화율인 I_c/(I_a+I_c)를 계산하여 그림 5에 나타내었다. B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 0일 때 결정화율은 16.2%였고, B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 증가함에 따라 결정화율은 단조감소하여, B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비가 5×10⁻³ 이상에서는 거의 0에 도달하였다. 이와 같은 증착 중의 B₂H₆/(SiH₄+CH₄) 기체 유량비에 대한 박막의 미세결정상의 변화는 SEM으로 관찰된 그림 3의 미세구조의 변화와도 경향이 일치하는 것이다. Yoon 등 [11]은 SiC 박막 내에 붕소가 첨가되면 비정

표 2. Frequencies of IR peaks and assignments

Wave number (cm ⁻¹)	Assignment	Vibrational modes
630-650	SiH _n	rocking/wagging
780	Si-CH ₃	rocking/wagging
	Si-C	stretching
860	SiH ₂	wagging
890	SiH ₂	bending
1250	CH ₂ -Si, CH ₃ -Si	stretching
1450	CH _n	bending
1000	CH ₂ -Si, CH ₃ -Si	bending/wagging
2000	pure SiH	stretching
2090	SiH	stretching
	C-Si-H	stretching

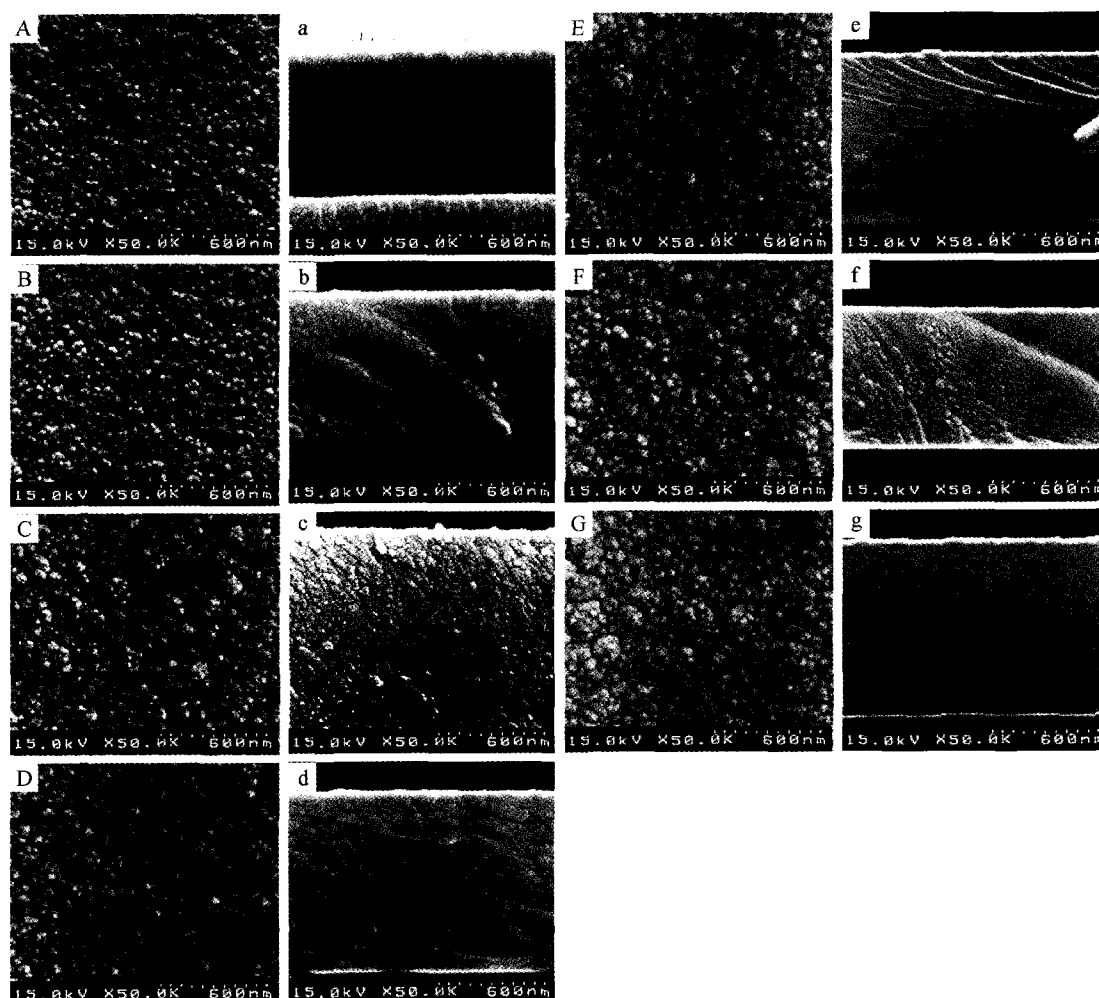


그림 3. SEM photographs of surface microstructures (A, B, C, D, E, F, G) and cross-sectional morphologies (a, b, c, d, e, f, g) of B-doped a-SiC:H as a function of $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ during deposition. The fraction of B_2H_6 was (a), (b) 0.5×10^{-3} , (c) 1.0×10^{-3} , (d) 2.5×10^{-3} , (e) 5×10^{-3} , (f) 7.5×10^{-3} , and (g) 1.0×10^{-2} .

질 상을 유지하고 미세결정질 형성을 억제하는데, 이는 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 증가함에 따라 활성화 되지 못한 붕소원자가 입계에 편석되거나 결정질 형성 과정을 억제하기 때문이라고 보고하였다.

박막내에 포함되어 있는 수소의 양과 수소의 결합방식을 알아보기 위해 FTIR 투광도를 측정하였다. 측정된 투광도로부터 흡수계수를 계산하여 그림 6에 나타내었다. 자료의 해석을 돕기위해 각 흡수선에 해당하는 결합기를 정리하여 표 2에 나타내었다 [13]. 모든 시편에서 1000 cm^{-1} 영역에서 CH_2 -Si bending/wagging mode의 흡수선이 가장 강하게 관찰되었으며, 780 cm^{-1}

영역에서 Si- CH_3 rocking/wagging 및 Si-C stretching mode의 흡수선과 2090 cm^{-1} 영역에서 Si-C-H stretching mode의 흡수선이 각각 관찰되었다. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 0에서 2.5×10^{-2} 로 증가함에 따라 1000 cm^{-1} 의 흡수선 강도는 변화가 없었으나, 2090 cm^{-1} 의 흡수선 강도는 현저하게 감소하였다. 780 cm^{-1} 영역의 흡수선 강도는 775 cm^{-1} 의 흡수선 강도보다 735 cm^{-1} 의 흡수선 강도가 상대적으로 증가하는 경향을 나타내었다. 이 결과들은 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비의 변화에 따라 a-SiC:H 박막의 화학적 결합상태가 변화함을 의미한다. 2090 cm^{-1} 영역의 Si-C-H stretching

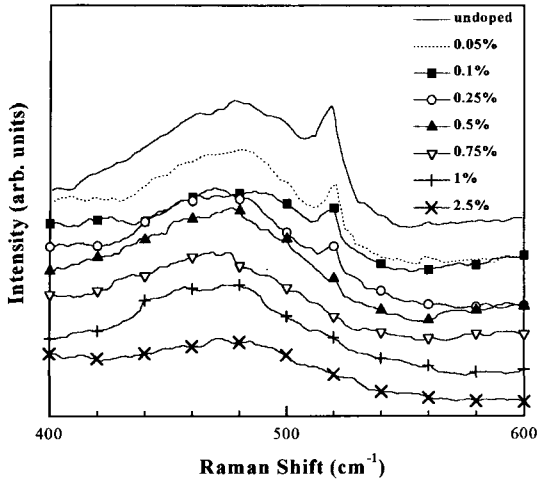


그림 4. Raman scattering spectra of B-doped a-SiC:H thin films as a function of the gas phase B-doping level.

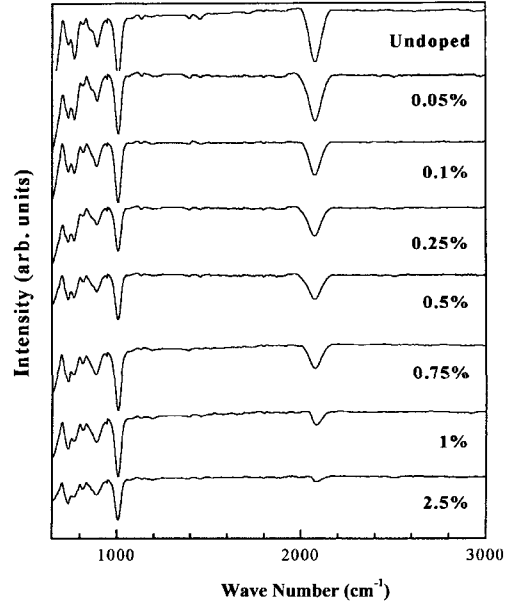


그림 6. Infrared absorption spectra of B-doped a-SiC:H thin films as a function of the gas phase B-doping level.

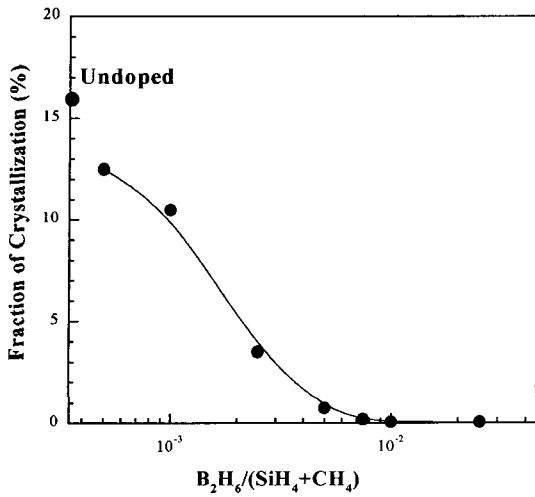


그림 5. The volume fraction of micro-crystallite for B-doped a-SiC:H thin films as a function of the gas phase B-doping level.

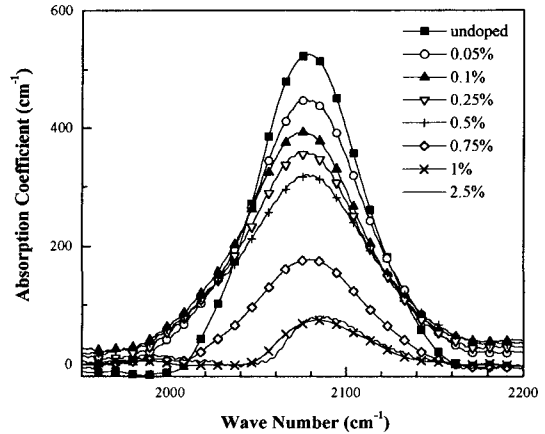


그림 7. Infrared absorption spectra of the Si-Hn bond stretching bands of B-doped a-SiC:H thin films for different gas phase B-doping levels.

mode 흡수선(그림 7)으로부터 아래 식 (2)을 사용하여 박막 내의 수소함량(N_H)을 계산하여 그림 8에 나타내었다.

$$N_H = A_S \int_{\text{stretching}} \frac{\alpha(\omega)}{\omega} d\omega \quad (2)$$

ω 는 파수(wave number)이고, $\alpha(\omega)$ 는 파수에 따른 흡수계수이다. 비례상수 A_S 는 $A_{2000} = 9 \times 10^{19} \text{ cm}^2$, $A_{2090} = 2.2 \times 10^{20} \text{ cm}^2$ 로 주어진다 [13]. $B_2H_6/(SiH_4 + CH_4)$ 기체 유량비가 0에서 2.5×10^{-2} 로 증가함에 따라

라 박막내의 수소함량은 16.5%에서 7.5%로 단조 감소하는 경향을 나타내었다. Wagner 등 [14]은 성장하는 박막내에 유입된 dopant는 박막에서의 수소 제거를 돕는다고 보고하였다.

박막의 자외선 영역의 투광 스펙트럼을 측정된 다음 흡수계수를 구하여 그림 9에 나타내었다. $B_2H_6/(SiH_4 + CH_4)$ 기체 유량비가 0에서 2.5×10^{-2} 로 증가함에 따라

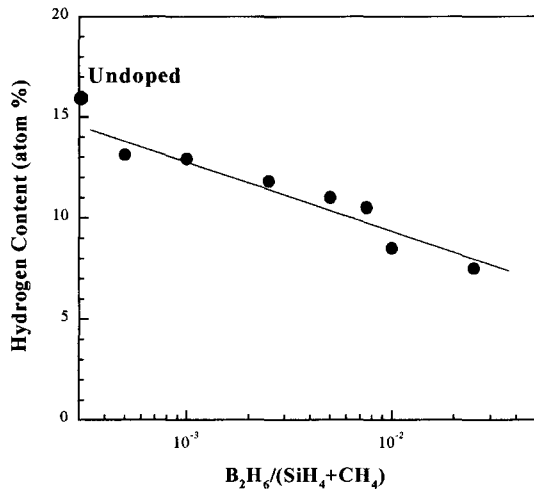


그림 8. Hydrogen content in a-SiC:H films vs. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ during deposition.

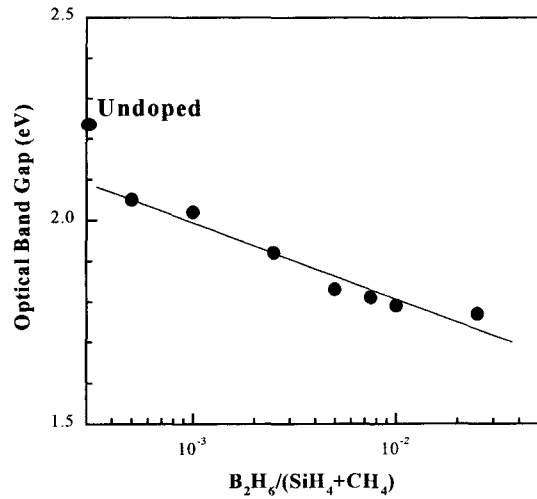


그림 10. Optical band gap of B-doped a-SiC:H thin films as a function of $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ during deposition.

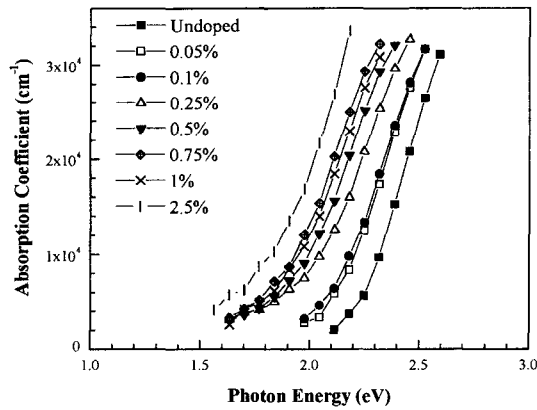


그림 9. UV-absorption coefficient spectra of B-doped a-SiC:H thin films for different gas phase B-doping levels.

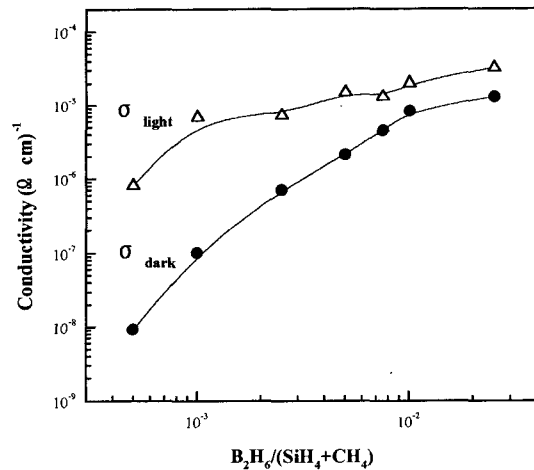


그림 11. Electrical conductivity of B-doped a-SiC:H thin films as a function of $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ during deposition.

광의 흡수단 영역이 짧은 에너지대역으로 편이되는 현상이 관찰된다. 위의 결과로부터 Tauc plot [18]을 적용하여 계산한 a-SiC:H 박막의 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비에 따른 광학적 밴드갭의 변화를 그림 10에 나타내었다. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 증가함에 따라 광학적 밴드갭은 2.24 eV에서 1.77 eV로 감소하였다. 이는 그림 8에 나타낸 바와 같이 박막 내 수소 농도의 감소때문으로 생각된다. 첨가된 수소원자는 박막 내의 미결합(dangling bond)수를 감소시키고, 미결합에 의해 생성된 밴드갭 사이의 결함밀도(defect density)를 줄여 주어 그 결과 광학적 밴드갭이 증가하게 된다 [15]. 이러한 경향은 다른 문헌들과도 잘 일치하는

것이다 [15,16].

그림 11에 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비에 따른 a-SiC:H 박막의 전기전도도를 나타내었다. 암상태에서의 전기전도도는 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 0인 경우 $2.5 \times 10^{-12} (\Omega cm)^{-1}$ 의 값을 나타내었고, 0.5×10^{-3} 에서 2.5×10^{-2} 로 증가함에 따라 $9.2 \times 10^{-9} (\Omega cm)^{-1}$ 에서 $1.3 \times 10^{-5} (\Omega cm)^{-1}$ 로 단조 증가하였다. 100 mW/cm²의 조도 하에서 측정된 광상태에서의 전기전도도는 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비의 증가에 따라 2.5×10^{-7} 에서 $3.2 \times 10^{-5} (\Omega cm)^{-1}$ 로 증가하였다. 암상태

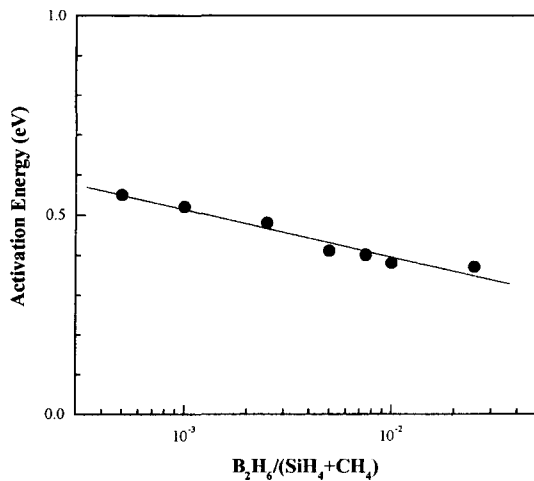


그림 12. Activation energy of B-doped a-SiC:H thin films as a function of $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ during deposition.

전기전도도의 경우 도핑농도의 증가비율보다 전기전도도의 증가비율이 더 큰 이유는 도핑농도가 낮을 경우 도핑에 의해 생성된 반송자(carrier)가 금지대에 존재하는 국재준위에 포획되어 전기전도에 기여하지 못하기 때문으로 보인다. 전기전도도(σ)의 온도의존성을 측정하여 다음 식을 이용하여 활성화 에너지(E_a)를 구하였다.

$$\sigma = \sigma_0 \exp\left(\frac{-E_a}{kT}\right) \quad (3)$$

여기서 σ_0 는 pre-exponential factor이고, k 는 Boltzmann 상수이다. 그림 12에 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비에 따른 E_a 의 변화를 나타내었다. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 증가함에 따라 식 (3)에 의해 구한 활성화 에너지는 0.59 eV에서 0.37 eV로 단조감소하였다. 이 결과는 B-doping 농도가 증가함에 따라 Fermi 준위가 가전자대(valence band edge)쪽으로 이동하기 때문으로 보인다. 활성화에너지는 가전자대와 Fermi 준위간의 간격에 연관되기 때문이다.

4. 결 론

SiH_4 , B_2H_6 , CH_4 기체를 혼합하여 PECVD 방법으로 비정질 탄화실리콘 박막을 증착한 다음, $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비에 대한 a-SiC:H 박막의 물성을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 1×10^{-3} , 5×10^{-3} ,

1×10^{-2} 로 증가함에 따라 a-SiC:H 박막내의 붕소의 농도는 2.9×10^{19} , 7.4×10^{19} , 1.3×10^{20} 이고, 박막내에 존재하는 B/(Si+C) 비는 5.4×10^{-4} , 2.1×10^{-3} , 3.6×10^{-3} 였다. 그러므로 도핑효율(η)은 54%, 42%, 36%로 N_{gas} 가 증가할수록 감소하였다.

2. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 5×10^{-3} 이하에서는 미세결정질이 발달하였으나, 그 이상에서는 비정질이 나타났다.

3. a-SiC:H 박막 내의 수소함량은 $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 증가함에 따라 16.5%에서 7.5%로 단조감소하였으며, 이의 영향으로 광학적 밴드갭은 2.24 eV에서 1.77 eV로 감소하였다.

4. $B_2H_6/(SiH_4+CH_4)$ 기체 유량비가 증가할수록 박막내의 doping된 붕소의 농도가 높아져 전기전도도는 증가하였고, 전기 활성화 에너지는 감소하였다.

감사의 글

본 연구는 한국과학재단 지정 울산대학교 기계부품 및 소재특성평가연구센터(ReMM)의 논문연구비 지원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

- [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] T. Fujii, M. Yoshimoto, T. Fuyuki, H. Matsunami, *J. Non-Cryst. Solids*, **198/200**, 577 (1996).
- [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, **1**, 387 (1990).
- [5] L. Magafas, N. Georgoulas, A. Thanailakis, *Microelectron. J.*, **28**, 107 (1997).
- [6] E. I. Dinitriadis, N. Georgoulas, A. Thanailakis, *Electron. Lett.* **28**(17), 1622 (1992).
- [7] L. Magafas, *J. Non-Cryst. Solids*, **238**, 158 (1998).
- [8] A. S. Kirtikar, J. Morgiel, R. Sinclair, I. W. Wu, and A. Chiang, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **202**, 627 (1991).
- [9] T. Ichimura, and T. Ihara, *J. Appl. Phys.* **25**, 276 (1986).
- [10] M. Stutzmann, D. K. Bigelsen, and R. A. Street, *Phys. Rev.* **B35**, 5666 (1987).
- [11] S. F. Yoon, *Int. J. Electronics*, **85**, 723 (1998).
- [12] Y. Inoue, S. Nakashima, A. Mitsuchi, S. Tabata, and S.

- Tsuboi, *Solid State Comm.* **48**, 1071 (1983).
- [13] C. J. Fang, K. J. Gruntz, L. Ley, M. Cradona, I. J. Demond, G. Muller, and S. Kalbiter, *J. Non-Cryst. Solids*, **35/36**, 255 (1980).
- [14] I. Wagner, H. Stasiewski, B. Abeles, and W. A. Lanford, *Phys. Rev.* **B28**, 7080 (1983).
- [15] S. Akita, K. Wakita, Y. Nakayama, and T. Kayamura, *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide*, Springer, New York, **77**, 34 (1989).
- [16] A. Hadjadj, P. Stahel, and P. Rocai Cabarros, *J. Appl. Phys.* **83**(2), 830 (1998).
- [17] T. Ichmura, K. Aizawa, *Appl. Surf. Sci.* **113/114**, 759 (1997).
- [18] J. Tyczkowski, E. Odrobina, P. Kazimierski, R. Baessler, A. Kisiel, and N. Zemu, *Thin Solid Films*, **209**, 250 (1992).