

## 기판 bias 전압이 a-C:H 박막의 특성에 미치는 영향

유영조 · 김호근 · 장홍규\* · 오재석\* · 김근식\*

광주과학기술원 신소재 공학과, \*금호정보통신연구소 박막기술팀  
(1997년 9월 29일 접수)

### Effect of substrate bias voltage on a-C:H film

Young-Zo Yoo, Hyo-gun Kim, Hong-Kyu Jang\*, Jae Seuk Oh\* and Geunsik Kim\*

Department of material science and engineering, Kwangju Institute of Science & Technology, 572,  
Ssangam-dong, Kwangsan-ku, Kwangju, 506-712, Korea

\*Thin Film Technology Team, Kumho Information & Telecom. Laboratory, 572,  
Ssangam-dong, Kwangsan-ku, Kwangju, 506-712, Korea

(Received September 29, 1997)

**요 약** - DC saddle-field plasma enhanced chemical vapor deposition(PECVD) 장치를 이용하여 상온에서 p-type Si(100) 기판위에 hydrogenated amorphous carbon(a-C:H) 박막을 증착하고 기판의 bias 전압 변화에 따른 박막의 미세구조 변화와 광학적 특성을 연구하였다. 본 실험시  $\text{CH}_4$  가스의 유량은 5 sccm, 진공조의  $\text{CH}_4$  가스 압력은 90 mtorr로 일정하게 유지하였으며 기판의 bias 전압( $V_s$ )은 0 V에서 400 V까지 변화시켰다. Rutherford backscattering spectroscopy(RBS)와 elastic recoil detection(ERD) 측정결과 증착된 a-C:H 박막의 증착율은  $V_s=0$  V에서  $V_s=400$  V로 증가함에 따라 45 Å/min에서 5 Å/min으로 크게 감소하였지만 박막내의 수소 함유량은 15%에서 52%까지 크게 증가하였다. a-C:H 박막내의 수소 함유량이 증가함에 따라 a-C:H 박막은  $\text{sp}^2\text{CH}_2$  결합의 diamond like carbon(DLC) 박막에서 수소함량이 많은  $\text{sp}^3\text{CH}_3$  구조의 polymer like carbon(PLC) 구조로 변환 되는 것을 FT-IR로 확인하였으며 Raman 측정 결과  $V_s=100$  V와  $V_s=200$  V에서 증착한 a-C:H 박막에서만 C-C 결합에 의한 disorder 및 graphite peak를 볼 수 있었다. Photoluminescence(PL) 측정 결과  $V_s=200$  V까지는 기판의 bias 전압이 증가함에 따라 PL 세기는 증가하였으나 그 이상의 인가전압에서는 PL 세기가 점점 감소하였다. 특히  $V_s=200$  V에서 제작한 a-C:H 박막의 PL 특성은 상온에서도 눈으로 보일 만큼 우수한 발광 특성을 보였으며, 기판 bias 전압이 증가함에 따라 PL peak 위치가 청색으로 편이하는 경향을 보였다. 이러한 발광 세기의 변화는  $V_s=0$  V부터  $V_s=200$  V까지는 기판의 bias 전압이 증가함에 따라 상대적으로 박막의 표면에 충돌하는 이온에너지의 감소로 인해 a-C:H 박막내에 비발광 중심으로 작용하는 dangling bond가 감소하여 발광의 세기가 증가하였으며  $V_s=300$  V 이상에서는 박막내의 수소 함유량이 증가함에 따라 dangling bond 수는 감소하나 발광 중심으로 작용하는 탄소간의  $\pi$  결합을 포함하는 cluster가 줄어들어 PL 세기가 감소한 것으로 생각된다.

**Abstract** - Hydrogenated amorphous carbon(a-C:H) films were deposited on p-type Si(100) by DC saddle-field plasma enhanced CVD to investigate the effect of substrate bias on optical properties and structural changes. They were deposited using pure methane gas at a wide range of substrate bias at room temperature and 90 mtorr. The substrate bias voltage ( $V_s$ ) was employed from  $V_s=0$  V to  $V_s=400$  V. The information of optical properties was investigated by photoluminescence and transmittance. Chemical bondings of a-C:H have been explored from FT-IR and Raman spectroscopy. The thickness and relative hydrogen content of the films were measured by Rutherford backscattering spectroscopy (RBS) and elastic recoil detection (ERD) technique. The growth rate of a-C:H film was decreased with the increase of  $V_s$ , but the hydrogen content of the film was increased with the increase of  $V_s$ . The a-C:H films deposited at the lowest  $V_s$  contain the smallest amount of hydrogen with most of C-H bonds in the of  $\text{CH}_2$  configuration, whereas the films produced at higher  $V_s$  reveal dominant the  $\text{CH}_3$  bonding structure. The emission of white photoluminescence from the films were observed even with naked eyes at room temperature and the PL intensity of the film has the maximum value at  $V_s=200$  V. With  $V_s$  lower than 200 V, the PL intensity of the film increased with  $V_s$ , but for  $V_s$  higher than 200 V, the PL intensity decreased with

the increase of  $V_b$ . The peak energy of the PL spectra slightly shifted to the higher energy with the increase of  $V_b$ . The optical bandgap of the film, determined by optical transmittance, was increased from 1.5 eV at  $V_b=0V$  to 2.3 eV at  $V_b=400 V$ . But there were no obvious relations between the PL peak and the optical gap which were measured by Tauc process.

### 1. 서 론

a-C:H 박막은  $sp^3$  matrix 안에  $sp^2$  cluster를 포함하고 있는 형태로 성장 조건에 따라  $sp^2$ 와  $sp^3$  결합비율이 변한다[1,2]. 이에 따라 수소를 많이 함유하고 경도가 연한 polymer와 같은 특성을 갖는 PLC와 수소를 적게 함유하고 경도가 높은 DLC의 성질을 갖게 된다[3,4]. 이러한 물성의 차이로 PLC와 DLC는 각기 다른 응용 목적으로 연구되고 있으며, DLC는 경도 및 마찰계수가 우수하여 자성 및 광학용 보호 박막으로, PLC 박막은 PL 특성이 우수하기 때문에 전계방출(electroluminescence; EL) 소자로 연구되고 있다[5-7]. 특히 a-C:H 박막은 비정질 Si의 발광과는 달리 온도 의존성이 매우 작아 EL 소자로 활용 가능성이 매우 높으며 따라서 이에 대한 연구가 활발히 추진되고 있다[8]. a-C:H 박막의 발광 특성은 증착 조건에 따라 민감하게 변하는 것으로 보고되어 있으나 발광기구는 아직 확실하게 규명되고 있지 않은 상태이며 단지 비정질  $sp^3$  결합의 matrix 안에  $\pi$  결합으로 된  $sp^2$  상의 cluster가 발광의 근원이며 발광 특성은 이들 cluster의 크기 및 분포에 의존하는 것으로 추정되고 있다[9,10]. 그러나 a-C:H 박막은 아직 상업적으로 이용하기엔 발광의 세기 및 효율이 부족한 상황이며 따라서 a-C:H 박막을 EL 소자로 상용화하기 위해서는 a-C:H 박막의 특성과 발광 원인의 규명이 절실이 요구되고 있는 상황이다. a-C:H 박막의 특성을 조절하는 주요 요소로는 증착시 압력과 시편에 인가하는 전압 및 기판의 온도가 있으며[11-13] 본 실험에서는 DC saddle-field PECVD를 사용하여 시편에 인가하는 전압을 변화시키면서 그에 따른 박막의 미세구조와 발광 특성의 변화를 연구하였다.

### 2. 실험과정

기판으로는 p형 Si(100)를 가로, 세로 12 mm×12 mm 정사각형 형태로 절단하여 사용하였다. Si 기판의 세척을 위해서 1차로 아세톤으로 세척하고 증류수로 닦은 다음 2차로 메탄올로 다시 세척한 후 에탄올에 넣어 초음파 세척을 하였다. 표면에 있는  $SiO_2$ 를 제거하기 위

하여 5% HF 수용액에 1분간 담근 후 증류수로 닦고 99.99%의 질소기체로 고속 건조하였다. a-C:H 박막의 증착은 DC saddle-field PECVD로 증착하였으며 장치의 개략도는 그림 1과 같다. 그림 1의 개략도에서 볼 수 있듯이 진공조는 스테인레스강으로 만든 직경 8 인치의 양극을 중심으로 2개의 음극이 대칭으로 배열되어 있는 구조이며 양극과 음극의 전극은 mesh로 만들어 전극 사이에서 전자들이 왕복운동을 할 수 있게 되어 있다. 이러한 구조는 기존의 DC나 rf PECVD보다 낮은 증착가스 압력에서 박막을 증착할 수 있어 원료가스의 소모량을 줄일 수 있는 장점이 있다[14,15]. 진공조의 배기는 유희전 펌프와 turbomolecular 펌프(250 l/sec)를 사용하여  $4 \times 10^{-7}$  torr까지 배기 할 수 있도록 하였다. a-C:H 박막 증착시 원료가스로는 순도 99.99%의  $CH_4$  가스를 사용하였으며  $CH_4$  가스의 유량은 5 sccm으로 고정하였다. 진공조내의  $CH_4$  가스 압력은 turbomolecular 펌프와 진공조사이에 motorized throttle valve를 설치하여 배기 속도를 조절하여 90 mtorr로 유지하였다.  $CH_4$  가스의 방전 전원으로는 DC 2 kV, 330 mA의 전원을, 기판 bias 전압의 인가는 DC 500 V, 50 mA의 전원을 사용하였다. 본 실험시 방전전압은 550 V, 방전전류는 20 mA이었으며 기판의 bias전압은 0 V에서 400 V까지 100 V 간격으로 조절하였으며 증착시간은 4시간으로 하였다. 증착시 기판의 온도는 냉각수를 순환시켜 상온으로 유지하였다. 증착조건에 따른 a-C:H 박막의 두께변화를 조사하기 위하여 RBS 측정을 하였다. 측정된 RBS 스펙트럼으

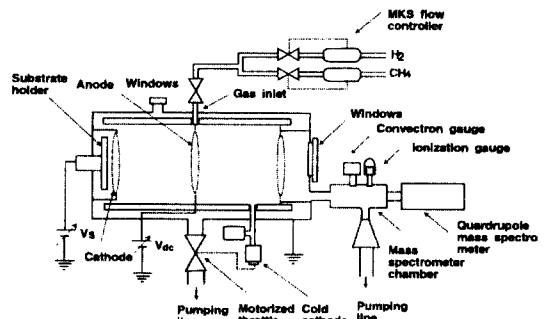


그림 1. DC saddle-field CVD 장치의 개략도.

로부터 RBS 스펙트럼 분석용 RUMP code를 이용하여 최종적으로 a-C:H 박막의 두께를 얻었다[16]. a-C:H 박막내에 존재하는 수소의 양을 정량화하기 위하여 ERD 분석을 하였으며 ERD 분석시 수소를 정량화하기 위한 표준시료로는  $(-\text{CH}_2\text{C}_6\text{H}_5\text{CH}-)_n$ 의 분자구조를 갖고 있는 polystyrene을 Si 기판위에 sol-gel 방법으로 증착하여 사용하였다. a-C:H 박막의 탄소대 수소 비율의 정량화는 polystyrene 박막의 ERD 측정 결과를 기준으로 하여 a-C:H 박막의 ERD 측정결과와 비교 분석하여 정량화하였다. a-C:H 박막의 결합 구조는 FT-IR(Perkin Elmer사, spectrum 2000)과 Raman spectroscopy(Spex사, double spectrometer 1403)로 분석하였다. FT-IR 분석시 측정범위는  $400\text{-}4000\text{ cm}^{-1}$ 이었으며 측정시 분해능은  $4\text{ cm}^{-1}$ 로 하였다. a-C:H 박막의 band gap 에너지( $E_g$ )는 Hitachi사의 UV-VIS-NIR spectrometer U-3501을 사용하여 coming glass 7059위에 증착된 a-C:H 박막의 흡수도를 측정 후 비정질 물질의 광학적 밴드 갭을 측정하는데 사용되는 Tauc 관계식[17]을 이용하여  $E_g$ 를 결정하였다. 기판의 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 PL 변화는 Spex사의 double spectrometer로 상온에서 325 nm의 파장의 레이저를 광원으로 하여 PL 특성을 조사하였다.

### 3. 결과 및 토의

RBS 스펙트럼으로부터 구한 기판의 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 성장속도는 그림 2와 같다. 그림 2에서 볼 수 있듯이  $V_b$ 가 0 V에서 400 V로 증가함에 따라 성장속도는 지수적으로 감소하는 것을 알 수 있다. 기판의 bias 전압 증가에 따른 a-C:H 박막의 성장속도 감소

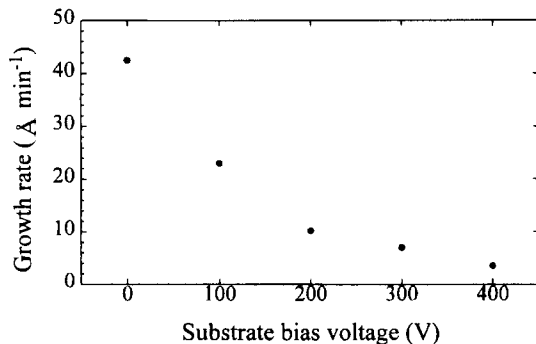


그림 2. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 성장속도 변화.

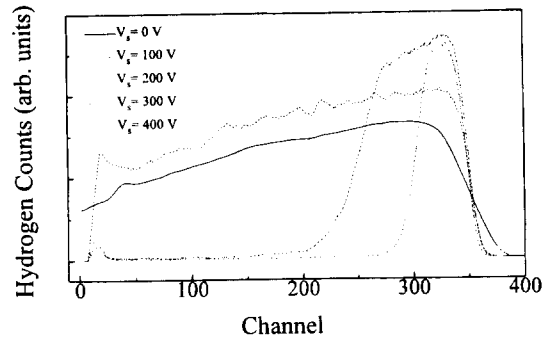


그림 3. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 ERD spectra.

는 다음의 2가지 원인을 고려할 수 있다. 첫째는 방전 전압이 550 V로 최대 기판 bias 전압,  $V_b=400\text{ V}$ 보다는 크지만 방전에 의해 만들어진 이온의 에너지는 0 V에서 550 V사이의 에너지 분포를 가지므로 이중에 기판의 bias 전압을 극복한 이온들만이 박막 증착에 참여할 수 있다. 따라서  $V_b$ 가 증가할수록 증착에 참여할 수 있는 이온들의 수는 감소하게 되며 따라서 박막의 증착속도 역시 감소하게 된다. 둘째는  $V_b$ 가 증가할수록 기판에 도달하는 이온의 에너지가 상대적으로 낮아지므로 증착에 참여할 수 있는 활성화된 분자들의 생성이 감소하기 때문이다.

그림 3은  $V_b$  변화에 따른 a-C:H 박막의 ERD 스펙트럼이다. 그림 3에서 bias 전압이 감소함에 따라 박막의 두께를 나타내는 수소의 분포는 넓어지나 농도를 나타내는 수소신호의 높이는 작아진다. 또한 인가전압이 증가함에 따라 수소의 분포는 좁아지지만 신호의 높이는 커지는 것을 볼 수 있다. 즉  $V_b$ 가 감소하면 박막의 증착에 참여하는 이온들의 증가로 두께는 두꺼워지나 충돌하는 이온들의 에너지가 커져 박막내의 C-H 결합을 끊어 수소의 함유량이 낮아지며  $V_b$ 가 증가하면 증착에 참여하는 이온들의 감소로 두께는 얇아지나 충돌하는 이온들의 에너지가 작아 상대적으로 박막내의 C-H 결합의 절단 확률이 낮아져 수소의 함유량이 높아진다.

그림 4는 a-C:H 박막내에 존재하는 수소의 양을 polystyrene 박막의 ERD 결과를 이용하여 정량화한 그림이다. 성장속도가 매우 큰  $V_b=0\text{ V}$ 와  $V_b=100\text{ V}$ 에선 a-C:H 박막내의 수소 원자비가 매우 낮았고  $V_b$ 가 200 V 이상에선 수소 함유량이 50%정도로 매우 높은 PLC구조임을 알 수 있다.

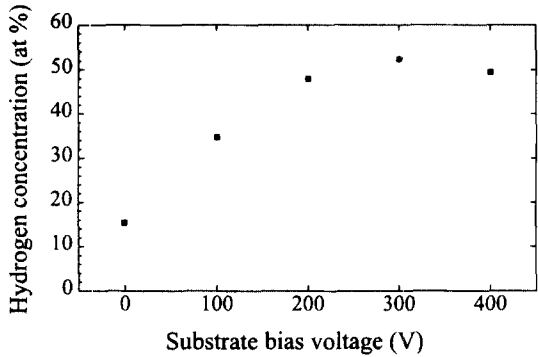


그림 4. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막내의 수소 농도 변화.

그림 5는 400 cm<sup>-1</sup>-4000 cm<sup>-1</sup>까지인 적외선 영역에서 FT-IR로 a-C:H 박막의 결합구조를 측정 후 RBS 측정으로 구한 박막의 두께를 이용하여 규격화한 a-C:H 박막의 투과 spectra이다. a-C:H 박막의 FT-IR 스펙트럼에서 나타나는 C-H 결합의 진동형태는 2900 cm<sup>-1</sup> 부근의 stretching 형태와 1300-1700 cm<sup>-1</sup> 사이의 deformation 형태로 크게 구분된다[18]. Stretching 형태의 C-H 결합에 의한 피크는 크게 sp<sup>3</sup>CH<sub>2</sub>(2875 cm<sup>-1</sup>, 대칭), sp<sup>3</sup>CH<sub>2</sub>(2920 cm<sup>-1</sup>, 비대칭) 및 sp<sup>3</sup>CH<sub>3</sub>(2960 cm<sup>-1</sup>, 비대칭)의 세 피크로

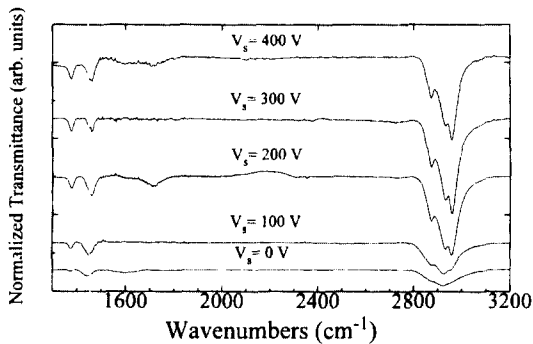


그림 5. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 FT-IR 투과 특성.

Table 1. FT-IR transmission spectrum of a-C:H thin films

Wave number (cm <sup>-1</sup> )	Bond configuration	Type
3045	SP <sup>2</sup> CH	stretching
2960	SP <sup>3</sup> CH <sub>3</sub> (asymm.)	stretching
2920	SP <sup>3</sup> CH <sub>2</sub>	stretching
2875	SP <sup>3</sup> CH <sub>2</sub> (symm.)	stretching
1600	SP <sup>2</sup> C=C	stretching
1450	CH <sub>2</sub> (asymm.)	deformation
1370	CH <sub>2</sub> (symm.)	deformation

이루어지며 C-H 결합에 대한 진동형태를 Table 1에 나타내었다. 그림 5에서 볼 수 있듯이 기판의 bias 전압이 낮을 때에는 파수 2920 cm<sup>-1</sup>에서의 sp<sup>3</sup>CH<sub>2</sub>의 신축 진동에 의한 흡수가 우세하다가 bias 전압이 커질수록(V<sub>s</sub> > 200 V) 2960 cm<sup>-1</sup>에서의 sp<sup>3</sup>CH<sub>3</sub>의 비대칭 신축진동이 커지는 것을 알 수 있다. 이는 그림 3의 ERD 분석에서도 확인하였듯이 bias 전압이 증가할수록 박막내에 수소 함유량이 증가하여 수소 함유량이 많은 sp<sup>3</sup>CH<sub>3</sub> 결합 형태의 polymer like a-C:H이 되기 때문이다. 또한 3000 cm<sup>-1</sup> 이상의 영역에서 보이는 sp<sup>2</sup>에 의한 흡수의 감소로부터 기판의 bias 전압이 높아질수록 sp<sup>2</sup>/sp<sup>3</sup>의 비율이 높아지고 상대적으로 탄소간의 π결합이 줄어들었음을 알 수 있다[18,19]. 기판의 전압이 높아질수록 2920-2960 cm<sup>-1</sup>에서의 흡수로 인한 피크의 모양이 뚜렷해지며 더욱이 V<sub>s</sub> > 200 V에서 성장한 a-C:H 박막의 경우 탄소와 결합한 수소의 원자 비가 약 60% 이상인 hexane(CH<sub>2</sub>(CH<sub>2</sub>)<sub>4</sub>CH<sub>3</sub>)의 투과 패턴과 매우 비슷한 형태를 보이며 이는 박막의 구조가 수소 함유량이 매우 높은 PLC임을 보여준다[20].

그림 6은 514.5 nm의 Ar<sup>+</sup> 이온 레이저를 광원으로 상온에서 Raman spectrum을 측정 한 결과이다. DLC 박막의 전형적인 Raman spectra의 특징은 graphite 층간에 in-plane 진동으로 인한 1550 cm<sup>-1</sup>에서의 G 선과 구조적인 결함을 갖는 in-plane 진동에 의한 1360 cm<sup>-1</sup>에서 나타나는 D 선을 가지며 이 두 line의 위치와 폭을 비교하

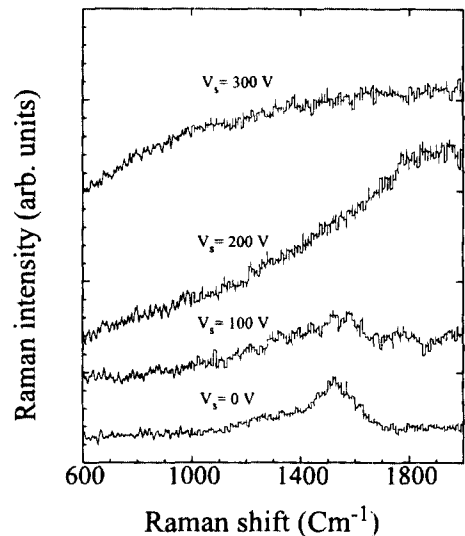


그림 6. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 Raman spectra.

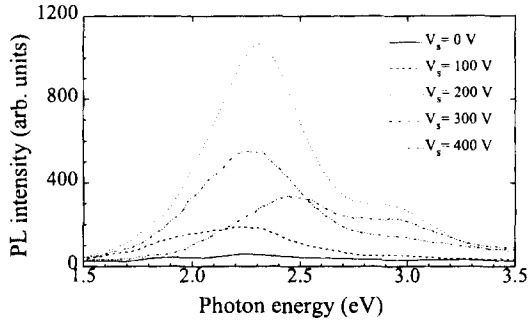


그림 7. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 PL spectra.

면 a-C:H 박막의 구조를 알 수 있다[21,23]. 또한 D 선과 G 선의 세기비( $I_D/I_G$ )는 평균적으로 graphite domain 크기에 반비례 하는 것으로 알려져 있다[22]. 그림 6에서 볼 수 있듯이  $V_b=0$  V와  $V_b=100$  V에서 증착된 a-C:H 박막만이 전형적인 DLC 스펙트럼인  $1370\text{ cm}^{-1}$ 에서의 D 선(Disorder)과  $1550\text{ cm}^{-1}$ 에서의 G 선(Graphite)을 보이고 있으며, 200 V와 300 V에서 증착된 박막에선 강한 발광현상으로 구체적인 Raman 정보를 얻지 못했으나 발광현상으로 보아 PLC 구조임을 알 수 있다[24]. 또한  $V_b=400$  V에서 증착한 박막에서는 발광을 관찰할 수 없었으나 D-line과 G-line이 관찰되지 않은 것으로 보아 이것 역시 PLC 구조임을 알 수 있다[25].

그림 7은 a-C:H 박막의 상온 PL spectra이다. PL 측정 시 사용한 레이저 파장은  $325\text{ nm}$ 였으며 측정 시 상온에서도 백색 발광을 눈으로 볼 수 있을 정도의 우수한 발광특성을 나타내었다. a-C:H 박막의 발광은 상온이나 초저온에서도 세기가 크게 차이가 나지 않는 것으로 알려져 있으나 발광 기구에 대해서는 아직 뚜렷하게 밝혀지지 않았고 탄소간의  $\pi$ 결합을 포함하는 cluster내의 localized gap 사이에서 전자와 양공이 재결합하면서 생기는 것으로 추정되고 있다[8,26]. 또한  $\pi$ 결합 cluster의 크기와 분포에 따라 PL 스펙트럼이 변하는 것으로 알려져 있다. Koos는  $\pi$ 결합 cluster의 크기가 커짐에 따라 PL 피크의 위치가 적색편이하는 것으로 보고하였다[27]. 그림 7에서 처럼  $V_b$  변화에 따른 PL 세기는 기판 bias 전압이 0 V에서 400 V로 증가함에 따라 200 V까지는 증가하다가 200 V 이상에서는 감소한다. 또한 PL peak은 bias 전압이  $V_b=100$  V에서  $V_b=400$  V로 증가함에 따라 2.17 eV에서 2.47 eV로 증가하여 청색편이 현상을 보인다(그림 8참고). 이와 같은 결과는 앞의 FT-IR, ERD, Raman 분석결과에서 알 수 있듯이 낮은  $V_b$ 에

서 증착한 박막은 발광 중심으로 작용하는  $sp^2$  cluster가 많고 탄소와 수소의 결합이 적으며, 높은  $V_b$ 에서 증착된 박막은  $sp^2$  cluster가 적고 탄소와 수소간의 결합은 많음을 보여준다. 따라서  $V_b$ 이 낮을 수록 발광중심으로 작용하는  $sp^2$  cluster가 증가해 발광 세기가 증가할 것으로 예상되나 그림 7의 PL spectra는  $V_b=200$  V를 중심으로 감소하는 경향을 보인다. 이는 기판 bias 전압이 낮으면 박막성장에 참여하는 이온들의 상대적인 에너지가 커져 [28] sputtering 효과가 강하게 나타나게 되고, 이로 인해 탄소간의 결합( $607\text{ KJ/mol}$ )보다 비교적 약한 수소와 탄소간의 결합( $337.2\text{ KJ/mol}$ )이 더욱 쉽게 끊어져[11,29] 수소가 탄소의 dangling bond를 효과적으로 passivation 하지 못하게 됨으로서 비 발광 결합 중심으로 작용하는 탄소 dangling bond[30]가 증가하기 때문으로 생각되며, 높은  $V_b$ 에선 다수의 수소가 탄소의 dangling bond를 passivation시켜 비발광 중심의수는 감소하나 실질적 발광 중심으로 작용하는 결합이 적어져서 발광의 세기가 감소한 것으로 여겨진다[31,25]. 실제로 FT-IR 측정결과에서  $V_b$  증가에 따른  $sp^2CH_{3n}/sp^3CH_{3n}$ ( $m=2,3\ n=1,2$ )의 감소와 Raman 측정에서  $V_b=400$  V의 높은 기판 bias 전압에서 증착한 박막은  $sp^2$  결합으로 인한 G-line과 D-line을 보이지 않은 것은 간접적으로 이러한 가정을 뒷받침해 준다[25].

그림 8은 기판 bias 전압에 따른 PL peak 에너지 위치와  $T_{auc}$  관계식을 이용하여 얻은 광학적 밴드갭( $E_g$ )을 나타낸 것이다[32]. 그림 8에 보인 것처럼  $E_g$ 은  $V_b=100$  V부터  $V_b=400$  V로 증가함에 따라 1.48 eV에서 2.9 eV로 증가하였다. 그러나 PL peak 에너지의 위치는  $V_b=100$  V부터  $V_b=400$  V로 증가함에 따라 2.18 eV에서 2.47 eV로 소폭으로 증가하여 이 둘 사이의 연관성은 거의 없는 것으

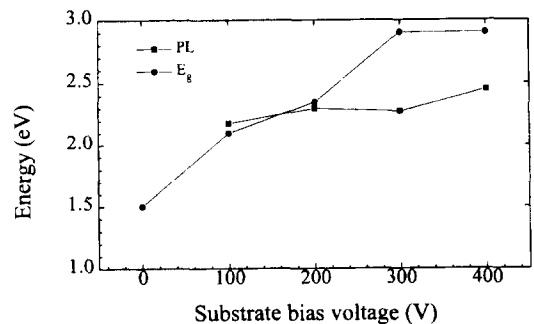


그림 8. 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 PL peak 에너지와 광학적 에너지 변화.

로 보인다. PL peak와  $E_g$ 의 연관성을 찾기 어려운 이유는 Tauc 관계식에 의해 얻어진  $E_g$ 은 수소의 양보다는 cluster내에 존재하는 ring의 수와  $sp^2$ 의 분율에 반비례한 것으로 보고 되어져 있으나[1],  $E_g$ 는 cluster내에 포함되어 있는 ring들의 평균적인 분포 값을 나타내고 있는 것이 PL 스펙트럼에서 볼 수 있듯이 실제적인 cluster 크기 분포에 의한 전도대와 여기대의 에너지 간격을 나타내는 것이 아니므로 이 둘 사이의 일차 함수적인 연관성을 찾기 어려운 것으로 여겨진다[8,33].

#### 4. 결 론

CH<sub>4</sub> 가스를 반응 가스로 하여 saddle field PECVD를 이용하여 기판 bias 전압 변화에 따른 a-C:H 박막의 특성을 조사하였다. 기판 bias 전압이 증가함에 따라 박막의 성장속도는 감소하였으며 박막내의 수소 함량은 증가하였다. 박막내의 수소 함량이 증가함에 따라 박막의 구조는  $sp^3CH_2$ 에서  $sp^3CH$ , 결합형태로 변화하였다. Raman 분석결과 bias 전압이 증가함에 따라 결합이 줄어들었음을 G-line과 D-line의 소실로 확인하였다. bias 전압 변화에 따른 박막의 발광 세기는  $V_b=200$  V일 때 최대 값을 보였으며 bias 전압이 증가함에 따라 증착된 a-C:H 박막의 PL peak은 청색편이 하였다. 이와 같이  $V_b < 200$  V에서의 감소는 dangling bond 증가에 따른 비 발광 재결합 center의 증가에 기인한 것으로 그리고  $V_b > 200$  V에서의 발광 세기의 감소는 늘어난  $sp_3$  비율의 증가에 따른  $sp^2$  cluster의 분포의 감소로 인해 발광 효율이 낮아진 것으로 여겨진다. 또한  $E_g$ 은 cluster 크기의 평균적인 분포 값을 반영하는 수치이므로 PL peak 에너지와는 직접적인 연관성을 찾을 수 없었다.

#### 참고문헌

1. Robertson, *Advanced Physics*, **35**, 317 (1986).
2. Nianakn Xu, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **30**, 763 (1997).
3. F. Demichelis, *J. Non-Cryst. Solids*, **137-138**, 839

- (1991).
4. W. Dworschak, *Thin solid films*, **189**, 257 (1990).
5. Hsiao-chu Tsai, *J. Vac. Sci. Technol*, **A5**, 3287 (1987).
6. Yoshihiro Hanakawa, *J. Non-Cryst. Solids*, **115**, 180 (1989).
7. H. Shimizu, *J. Non-Cryst. Solids*, **137-138**, 1275 (1991).
8. Zukotynsky, *Fianl Report Prepared for Ontario Hydro, Univ. of Toronto July 1992*.
9. Francesca Demichelis, *Phys. Rev.* **B51**, 2143 (1995).
10. Jeremy Viehland, *Solid State Communications*, **82**, 79 (1992).
11. J. W. Zou, *J. Appl. Phys*, **67**, 487 (1990).
12. J. Schafer, *J. Non-Cryst. Solids*, **164-166**, 1123 (1993).
13. D. B. Bogy, *J. Appl. Phys*, **71**, 2243 (1992).
14. S. Zukotynsky, *Material science forum*, **140-142**, 89 (1993).
15. F. Gaspri and Zukotynsky, *J. Appl. Phys*, **79**, 2684 (1996).
16. I. R. Dolittle, *Nucl. Instr. and Methods*, **B15**, 227 (1987).
17. John C. Angus, *J. Vac. Sci. Technol*, **A6**, 1778 (1988).
18. P. Couderc and Catherine, *Thin Solid films*, **146**, 93 (1987).
19. A. J. Burron, *J. Appl. Phys*, **78**, 528 (1995).
20. A. N. Redkin, *Inorganic Mterials*, **31**, 430 (1995).
21. M. Ramsteiner, *Appl. Phys. Lett*, **51**, 1355 (1987).
22. A. Richer, *J. Non-Cryst. Solids*, **88**, 13 (1986).
23. M. Yoshikawa, *J. Appl. Phys*, **64**, 6464 (1988).
24. Hidetoshi Saitoh and Kazunori Maruyama, *J. Appl. phys*, **78**, 1394 (1995).
25. S. Xu, *J. Non-Cryst. Solids*, **164-166**, 1127 (1993).
26. Rusli, *Thin Solid Films*, **270**, 160 (1995).
27. M. Koos, *Appl. Phys. Lett*, **65**, 2245 (1994).
28. M. Ohring, *The Material Science of Thin films* (Academic Press, New York, 1991).
29. J. Robertson, *Non-Cryst. Solids*, **164-166**, 1115 (1993).
30. S. Lin and Bernard J. Feldman, *Solid State Communications*, **82**, 79 (1992).
31. J. Robertson, *J. Non-Cryst. Solids*, **198-200**, 615 (1996).
32. F. Demichlis, *Mat. Res. Symp. Proc*, **70**, 191 (1986).
33. D. Dasgupta, *Non-Cryst. solids*, **164-166**, 1147 (1993).