

RF PECVD로 증착된 다이아몬드상 탄소막의 잔류응력에 관한 연구

최 운 · 남 승 의 · 김 형 준

홍익대학교 금속·재료공학과

A Study on the Residual Stress of Diamond-like Carbon Films Deposited by RF PECVD

Woon Choi, Seung-Eui Nam, and Hyoung-June Kim

Dept. of Metallurgical and Materials Science, Hong Ik University, Seoul 121-791

초 록 rf 플라즈마 화학증착을 이용하여 증착된 hydrogenated DLC막의 잔류응력 거동에 대해 조사하였다. 합성된 DLC막의 압축 잔류응력은 이온 에너지뿐만 아니라 이온/원자 유입량 비에 의해 영향을 받는 것으로 조사되었다. 잔류응력의 최대치는 이온/원자 유입량비가 증가할수록 낮은 이온 에너지 구간에서 일어나며 그 값은 증가하였다. 이온 에너지에 따른 DLC막의 결합 구조의 변형을 Raman 스펙트럼을 이용하여 분석하였다. DLC막의 잔류응력은 sp^3 결합의 net working이 최대가 되는 점에서 최대치를 보이며, 이는 sp^3 net working에 의한 부피팽창 요인에 기인하는 것으로 생각된다. DLC막 내에 유입되는 수소는 잔류응력의 직접적인 원인으로 작용하지 않는 것으로 분석되었다.

Abstract Hydrogenated diamond-like-carbon films prepared by rf plasma chemical vapor deposition and film residual stress was investigated as a function of process parameter. Compressive stress of the DLC films depended not only on the ion impinging energy but also ion/atom flux ratio the ion energy for the maximum stresses decreased, and stress values increased as well. The bonding structures of DLC films were studied by Raman spectroscopy, and were correlated with film stresses. It was considered that the stress is caused by the volume expansion through the formation of sp^3 carbon net working. Incorporation of hydrogen in the films were not considered to make a direct contribution to the stresses.

1. 서 론

탄화수소의 플라즈마 분해에 의해 합성된 다이아몬드상 탄소(diamond-like carbon : DLC)막은 높은 경도, 가시광선 및 적외선 영역에서 우수한 투과도, 전기적 절연성 및 화학적 안정성등이 다이아몬드와 비슷한 물성들을 갖고 있기 때문에 산업적으로 많은 응용 가능성이 제시되고 있다^{1~4)}. DLC막의 광범위한 응용에 있어 가장 큰 문제점은 박막이 갖는 높은 내부 압축응력과 이에 따른 기판과의 낮은 접착성으로 알려져 있다.⁵⁾

DLC막은 최고 10 Gpa 정도의 높은 내부 압축응력을 갖고 있는 것으로 알려져 있으며, 이러한 큰 압축응력으로 인하여 기판과의 접착력이 떨어져 박막이 기판으로부터 분리되는 buckling 및 peel-off 현상이 일어나는 문제점

을 지니고 있다. DLC막의 잔류응력은 결합구조의 변형, 수소 등의 불순물 유입 등이 그 원인으로 보고되고 있다. Enke는 dc 방전을 이용한 DLC막의 잔류응력에 대한 연구에서 DLC막의 잔류응력은 막 내로 유입되는 수소에 기인하는 것으로 보고하였다⁶⁾. Gille 등⁷⁾은 rf 플라즈마를 이용한 DLC 연구에서 이온 에너지가 증가함에 따라 hydrocarbon의 분해가 증가하고 유입되는 수소의 막내 유입은 감소하여 잔류응력이 감소한다고 보고하였다. 그러나 최근 수소와 잔류응력에 관한 상반된 결과가 보고되고 있다. Kerwin 등⁸⁾은 수소함량의 증가에 따라 잔류응력이 감소되는 것으로 보고하였으며, Nir⁹⁾은 이온빔 증착의 연구에서 수소함량이 바뀌어도 잔류응력은 변하지 않는 것으로 보고하였다. 또한 Franceschini 등¹⁰⁾은 질소를 첨가하여 수소함량의 변화없이 잔

류응력이 감소되는 것을 관찰하였다.

일반적으로 증착된 막에 인가되는 압축응력은 근본적으로 막 성장에 따른 부피 팽창에 기인한다. 스퍼터링, 이온빔 증착, 플라즈마 증착과 이온 입자의 표면 충돌이 작용하는 증착법에서 이러한 부피 팽창은 비정질 결합구조의 정렬화, 이온 에너지 입자의 모멘텀에 의한 결합구조의 변형, 불순물의 유입 등에 의해 일어날 수 있다. 본 연구에서는 rf 플라즈마 화학증착기로 제조된 DLC막의 잔류응력에 영향을 주는 공정 인자를 조사하고, 잔류응력과 결합구조와의 상관 관계를 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 다이아몬드상 탄소막 증착장치의 개략도를 Fig. 1에 나타냈다. 증착반응기는 Quartz로 되어 있으며, 파워 공급장치는 13.56 MHz의 rf를 사용하였으며, rf매칭 박스와 음극사이에 DC볼트미터를 설치하여 음극에 걸리는 직류자재전압을 측정하였다. P형태의 (100)실리콘 웨이퍼를 기판으로 사용하였으며, 증착 전에 산화물을 제거하기 위하여 buffered HF에 10초간 산세한 후 압축 질소로 건조시켜 증착 반응기 속에 장입하였다. 기판은 수냉되는 음극 위에 올려 놓았으며, 합성가스는 99.99% 메탄을 사용하였다.

증착 반응기의 초기 진공도는 오일 확산펌프를 사용하여 1×10^{-5} Torr로 유지하였으며,

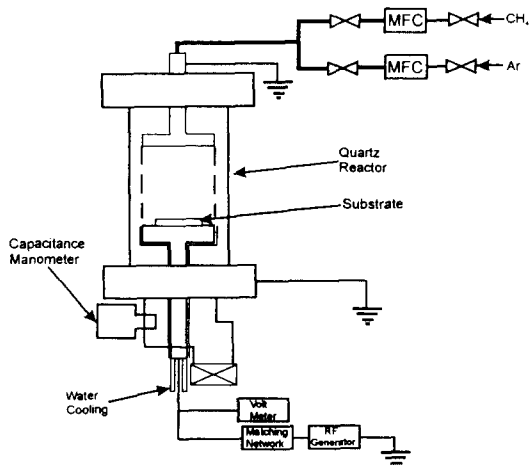


Fig. 1. Schematic diagram of the rf PECVD system

메탄 가스의 증착압력은 capacitance manometer로 조절하였으며, 5~200mTorr로 변화시켰다. 음극에 인가된 rf파워는 5~200W로 하였다.

박막의 증착 속도를 계산하기 위해 박막이 두께는 surface profilometer을 이용하여 측정하였다. 또한, 박막의 내부응력은 surface profilometer를 이용하여 얻어진 시편의 표면 곡률과 잘 알려진 Stoney식¹¹⁾을 이용하여 계산하였다. DLC막의 결정구조는 Raman sepectrometer를 이용하여 분석하였다. Ramann 분석은 514.5nm의 녹색 파장을 가지는 100mW파워의 아르곤 이온 레이저를 이용하였다. DLC막의 수소 함량을 조사하기 위해 YANACO MT-2 CHN(Carbon Hydrogen Nitrogen) 분석기를 사용하였으며, 이를 위해 비교적 접착력이 좋지 않은 corning glass(#2948)에 DLC막을 증착한 후 기판에서 분리된 DLC막을 회수하여 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

RF에 의해 음극에 인가되는 직류자재전압, V_b 에 대한 인가 파워(W)와 가스 압력(P)의 영향을 조사하였다. Fig. 2에서 보는 바와 같이 측정된 V_b 는 가스 압력에 상관없이 인가 파워에 1/2승에 비례하였다. 이는 Catherine이 보고한 V_b 는 $(W/P)^{1/2}$ 에 비례한다는 보고

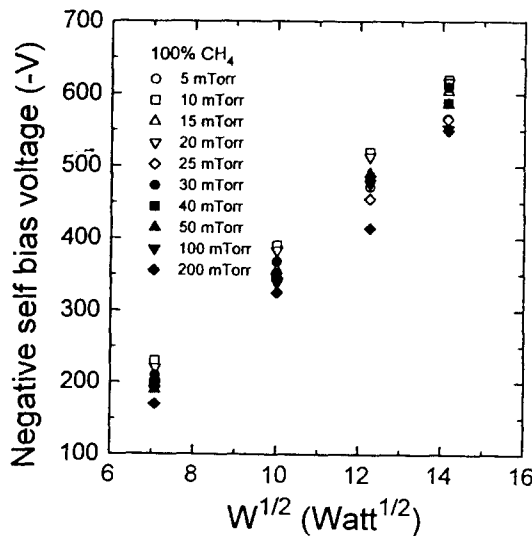


Fig. 2. Negative self bias voltage as a function of rf power($W^{1/2}$).

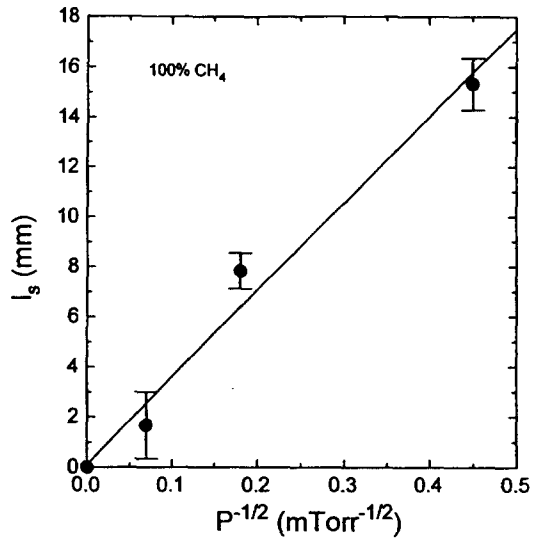


Fig. 3. Plasma sheath(l_s) plotted against CH_4 gas pressure($P^{-1/2}$).

와 상이하다¹²⁾. Catherine은¹²⁾ 본 실험조건과 유사한 플라즈마 구조와 rf 주파수에서 sheath capacitance를 기초로 한 방전 등가회로의 모델

$$V_b = \frac{(A_p \sigma_p W)^{1/2}}{A_s \omega \epsilon_0 l_p^{1/2}} l_s \quad (1)$$

에서의 관계를 제시하였다. 여기서 A_p 와 A_s 는 각각 플라즈마와 sheath영역의 단면적, l_p 는 플라즈마 영역의 길이, l_s 는 음극 sheath의 두께를 나타내며, σ_p 는 플라즈마의 전도도, ω 는 각주파수, ϵ_0 는 진공에서의 유도상수이다. 이 중 l_p , σ_p , W 를 제외한 모든 값은 플라즈마 장치의 구조와 인가 rf파워의 주파수에 의해 정해지는 상수이다. Catherine은 l_s 는 $P^{-1/2}$ 와 비례하는 실험적 결과와 σ_p 는 P 에 독립 변수라고 가정하여 $V_b \propto (W/P)^{1/2}$ 의 관계를 유도하였다. Fig. 3에서와 같이 본 연구에서도 음극sheath, l_s 는 $P^{-1/2}$ 의 관계를 보이는 것으로 조사되었다. 그러나 본 연구의 낮은 가스 압력 영역에서는 플라즈마의 전도도는 가스압력에 영향을 받을 것으로 사료된다. 본 실험 결과의 데이터와 식 1을 이용하여 계산된 플라즈마의 전도도의 상대적인 증가를 가스 압력의 함수로 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4에서 보는 바와 같이 플라즈마의 전도도는 가스압에 따라 선형적으로 증가하는 것으로 조사되었으

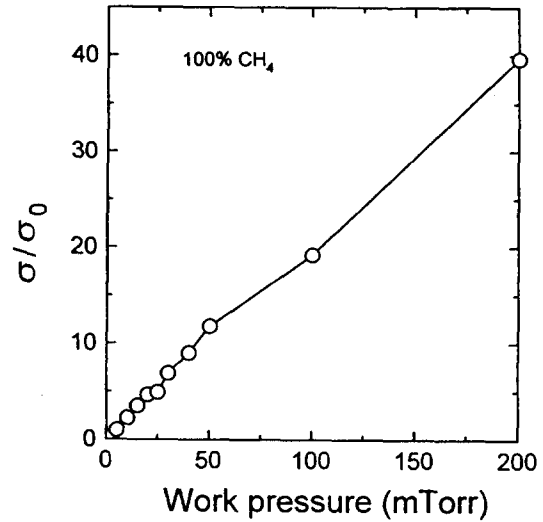


Fig. 4. Relative plasma conductivity as a function of CH_4 gas pressure.

며, 따라서 $\sigma_p \propto P$ 의 관계를 갖는다. 플라즈마 전도도의 증가는 이온보다는 전계 이동도가 높은 전자의 밀도증가에 의한 것으로 알려져 있다¹²⁾.

일반적으로 rf 플라즈마에서 그라운드에 대한 플라즈마 포텐셜(양극)의 크기는 작으며¹³⁾, 따라서 V_b 는 음극 sheath를 통해 입사되는 이온 에너지를 결정하는 중요한 값으로 생각할 수 있다. DLC막의 구조 및 잔류응력의 중요한 변수는 막 표면에 투사되는 이온 에너지 (E)인 것으로 알려져 있다. 이온 에너지는 가스 원자의 mean free path(λ)가 음극 sheath의 두께(l_s)보다 작을 경우, $E \propto V_b/l_s$ 이고 $l_s \propto P^{-1/2}$ 의 관계에 의해 $E \propto V_b/p^{1/2}$ 의 관계를 갖는다. 본 연구에서의 공정 영역에서 가스압에 의해 계산된 λ 는 실험적으로 측정된 l_s (Fig. 3)보다 작았으며, 따라서 $E \sim V_b/p^{1/2}$ 의 관계는 유효할 것으로 사료된다.

Fig. 5는 가스압과 인가 파워에 따른 DLC막의 증착 속도의 변화를 나타낸 것이다. 증착 속도는 가스압과 인가 파워의 증가에 따라 증가한다. 특히 가스압에 따른 증착 속도의 증가정도는 인가 파워가 높을수록 커지는 경향을 보인다. 플라즈마 증착은 이온의 전계 유입과 전구체 원자의 흡착의 두 가지 기구에 의해 진행되나, 전구체 원자의 흡착이 훨씬 우세한 증착 기구로 알려져 있다. 따라서, 인가

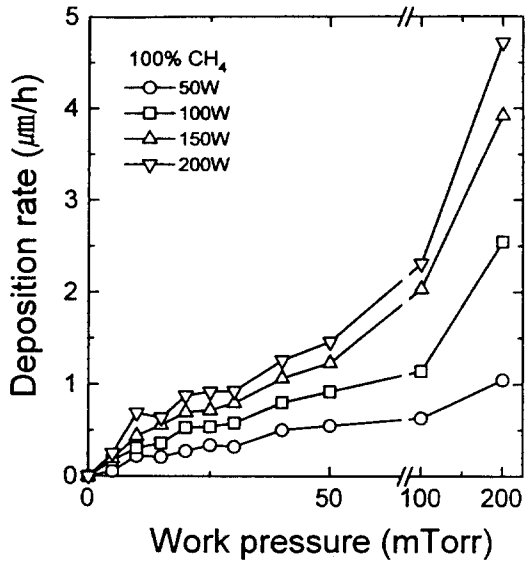


Fig. 5. Deposition rate plotted against CH_4 gas pressure for various rf powers.

파워와 가스압에 따른 증착속도의 증가는 이온 투사량의 증가보다는 증착가스의 분해량의 증가에 따른 전구체 원자의 흡착속도의 증가에 기인하는 것으로 사료된다.

DLC막의 합성에서 이온 에너지는 막의 구조 및 특성을 결정하는 중요한 변수로 알려져 있다. 전술한 바와 같이 rf 플라즈마 화학증착기에서 이온의 에너지는 $V_b/P^{1/2}$ 에 비례한

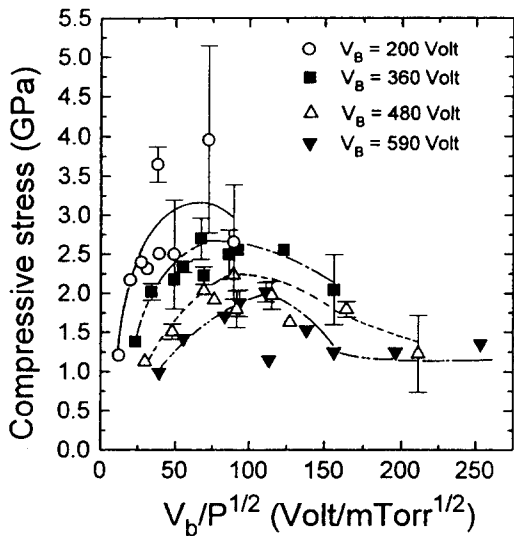


Fig. 6. Internal compressive stress as a function of ion energy ($V_b/P^{1/2}$) for various rf powers.

다. Fig. 6은 이온 에너지에 따른 측정된 내부 압축응력의 변화를 여러 V_b 에 대해 나타낸 것이다. V_b 는 rf 파워에 의해 결정되며, 가스압에는 무관한 것으로 측정되었다. 조사된 진공 공정 영역에서 합성된 DLC막은 1~5GPa의 압축응력을 보이고 있다. 압축응력치는 이온 에너지가 증가할수록 증가하여 최대치를 나타내다가 점차 감소하는 경향을 보여 주고 있다. 이러한 경향은 V_b 가 감소할수록 커지며, 따라서 더 높은 응력치를 보이고 있다. 또 하나의 주목할 점은 최대치의 압축응력을 보이는 이온 에너지 값이 V_b 의 증가에 따라 높은 쪽으로 이동한다는 것이다. 이 같은 결과는 DLC막의 잔류응력은 지금까지 보고된 바와 같이^{5,6)} 이온 에너지뿐만 아니라 또 다른 변수에 의해서도 영향을 받는다는 것을 보여주는 것이다.

DLC막의 응력과 결합구조와의 상관 관계를 조사하기 위해 합성된 DLC막의 결정구조를 Raman spectroscopy를 이용하여 조사하였다. Fig. 7에서와 같이 합성된 DLC막의 Raman 스펙트럼은 전형적인 hydrogenated DLC막의 스펙트럼 형태를 보이고 있다. 조사된 모든 공정 영역에서 스펙트럼의 모양은 매우 유사하였으며, 가우시안 분포의 2 피크로 정확히 분리가 가능하였다. 다양한 결정구조의 흑연에 대한 Roman 연구에서 흑연의 Raman 스펙트럼은 1,580 cm^{-1} 혹은 1,575 cm^{-1} 부근에서의 G 피크와 1,355 cm^{-1} 부근에서의 D 피크를 보

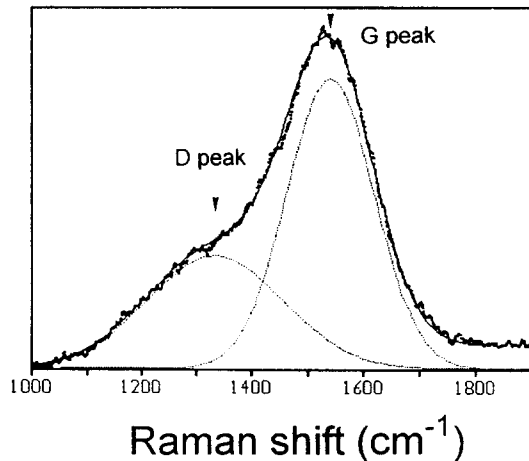


Fig. 7. Typical Raman spectra of DLC films.

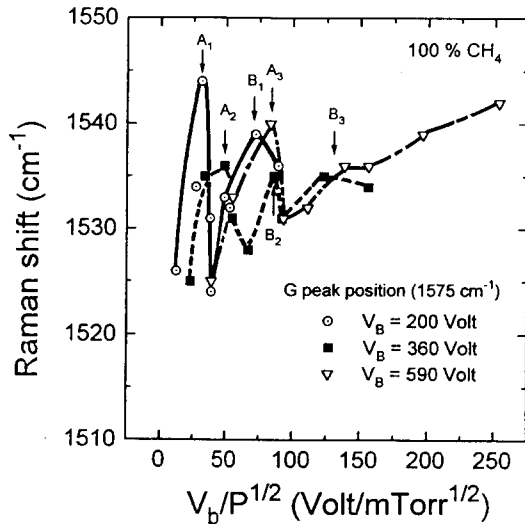


Fig. 8. Position of G peak as a function of ion energy ($V_b/P^{1/2}$).

이는 것으로 보고된다¹⁴⁻²⁷⁾.

Fig. 8에 이온 에너지($V_b/P^{1/2}$)에 따른 Raman G 피크의 위치변화를 나타내었다. G 피크는 이온 에너지가 높은 영역에서는 비교적 큰 진폭없이 높은 주파수 쪽으로 이동하는 경향을 보이나 낮은 에너지 영역에서는 큰 진폭을 나타내는 것을 볼 수 있다. 낮은 에너지 영역에서의 G 피크의 변화는 주어진 V_b 에 대해 일정한 패턴을 갖고 있음을 알 수 있다. 즉, 이온 에너지의 증가에 따라 Raman shift 값은 급격히 증가하여 A점($V_b=200, 360, 590V$ 에서 A_1, A_2, A_3 점)에서 첫번째 최대치를 보이다 감소하며, 다시 증가하여 B점($V_b=200, 360, 590V$ 에서 B_1, B_2, B_3 점)에서 두번째 최대치를 보인다. 또 하나의 경향은 V_b 가 200, 360, 590V로 높아질수록 A와 B점은 높은 이온 에너지 쪽으로 이동하는 것이다.

이러한 G 피크의 변화 거동은 다음과 같이 설명될 수 있다. Fig. 8에서 보는 바와 같이 G 피크는 1,524~1,540 cm^{-1} 의 영역에 분포하며 이는 단결정 흑연에서 보이는 1,575 cm^{-1} 에 비해 훨씬 아래쪽으로 이동되어 있다. Beeman¹⁸⁾은 1120개의 탄소원자의 radial distribution function(RDF)를 이용한 컴퓨터 모사에서 G 피크의 낮은 shift값으로의 이동은 sp^3 결합의 결합각도의 변형과 sp^3 결합 탄소의 증가에 기인하는 것으로 보고하였다. Dillon¹⁵⁾은 이온 빔

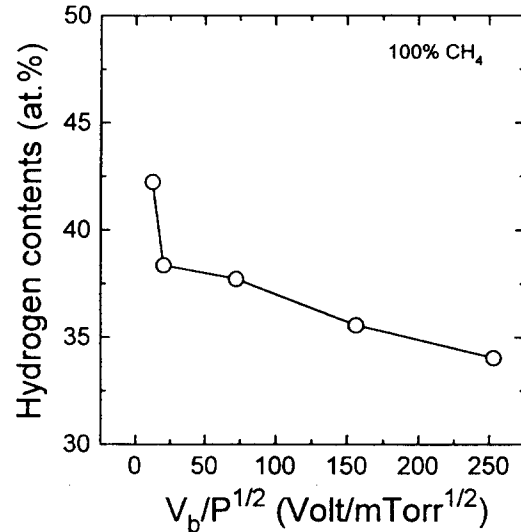


Fig. 9. Hydrogen contents as a function of ion energy ($V_b/P^{1/2}$).

과 rf 플라즈마를 이용한 DLC막의 Raman G 피크는 1,535 cm^{-1} 근처에 위치하며 이는 본 연구결과와 근접한다. 그림에서 보이는 낮은 이온 에너지 영역에서의 첫 번째 높은 shift로의 이동은 이온 에너지 영역에서 이온 에너지의 증가에 따라 결합력이 약한 C-H 결합이 선택적으로 끊어지고 sp^3 결합의 국부적 net work 구조의 형성¹⁹⁾에 기인하는 것으로 사료된다. Fig. 9의 이온 에너지에 따른 DLC막 내의 수소 함유량 변화에서 보는 바와 같이 이 영역에서 급격한 H의 감소가 일어난다.

이온 에너지가 A점 이상으로 증가하면 G 피크는 감소하는데 이는 sp^2 net work 구조의 소멸에 따른 결합변형도의 증가나 sp^3 의 생성으로 설명될 수 있다. sp^3 의 생성을 위한 임계 에너지는 대략 eV 이상으로 알려져 있으며²⁰⁾ sp^2 net work 구조의 소멸을 위한 sp^2 탄소원자의 displacement 에너지로 보고된 $\sim 25eV$ ²¹⁾보다 높다. 따라서 이 구간의 G 피크 이동은 sp^2 net work 구조의 소멸에 의한 것일 가능성이 높으며, 따라서 A점의 에너지는 sp^2 원자의 displacement 에너지에 근접할 것으로 예상된다. 두 번째 높은 shift로의 이동은 sp^3 결합의 생성과 sp^2 net working에 의한 결합 변형의 감소에 의한 것으로 보인다. 그림에서 G 피크의 높은 shift로의 이동은 A점의 에너지의 두배

정도에서 시작되며, 약 50eV로 예상할 수 있으며 이는 sp³의 임계 에너지와 잘 일치한다. 따라서, B점은 sp³결합의 net working이 최대가 되는 점으로 생각할 수 있다. 전술한 압축응력은 모든 V_b에서 항상 B점에서 최대치를 보이고 있다. 이는 DLC막의 잔류응력은 sp³결합의 생성 및 net working에 기인한다는 것을 보여주고 있다. B점 에너지 이후에서 일어나는 G피크의 낮은 주파수로의 이동은 sp³ net work 구조의 소멸에 의한 것으로 사료되며, 이는 sp³ net work 구조를 가져오는 이온 에너지 구간은 한정되어 있는 것으로 보인다. B점의 에너지는 sp³탄소원자의 displacement energy와 유사할 것으로 사료되며, 약 80eV로 알려져 있다. 이 이후의 에너지에서는 G 피크는 에너지에 따라 선형적으로 높은 주파수 쪽으로 이동하는데 이는 sp²/sp³결합비의 선형적인 감소를 의미한다.

Fig. 10은 Raman스펙트럼의 D피크와 G피크의 면적(강도)비 I_D/I_G를 이온 에너지의 증가에 따라 나타낸 그림이다. 이온 에너지에 따라 I_D/I_G는 급격히 증가하여 최대치를 보이다 감소하며 다시 완만히 증가하는 경향을 보인다. I_D/I_G의 최대치 점은 Fig. 8의 G피크의 첫 번째 증가 최대점 (A점)과 일치하며, 따라서 I_D/I_G의 증가 및 감소는 sp² net work구조의 생성 및 소멸로 해석할 수 있다. G피크가 보

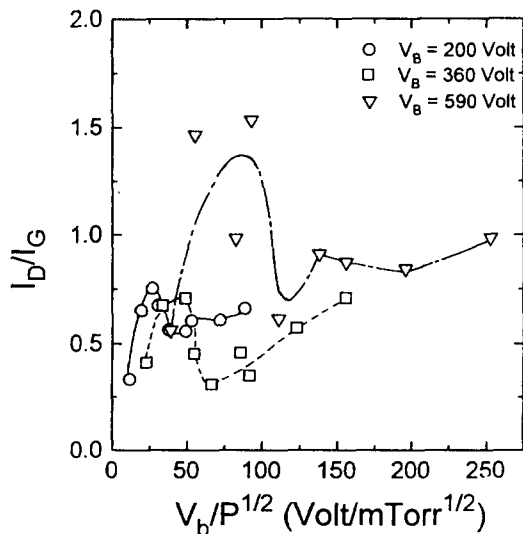


Fig. 10. I_D/I_G ratio as a function of ion energy(V_b/P^{1/2}).

이는 두 번째 정점 (B점)은 V_b가 590V에서는 관찰할 수 있었으나 낮은 V_b에서는 명확히 관찰되지 않는다. 대체적으로 I_D/I_G의 변화는 G 피크의 변화와 유사한 경향을 보이고 있으며, 따라서 G피크의 분석과 동일하게 해석될 수 있다. DLC막 I_D/I_G의 변화는 DLC막의 열처리에서 분명히 관찰되며, 이러한 변화는 흑연상의 결정화 및 결정성장에 의한 것으로 설명되고 있다¹⁵⁾. 그러나 본 연구에서는 high resolution TEM을 DLC막의 관찰에서 어떠한 흑연상 결정도 관찰되지 않았다.

Raman분석과 잔류응력 결과에서 압축응력의 생성 기구를 추정할 수 있다. 전술한 바와 같이 측정된 최대 잔류응력은 sp³의 net work 구조가 최대가 되는 점(Fig. 8의 B점)에서 나타난다. 따라서 DLC막의 압축 잔류응력의 생성은 sp³ net working에 의한 증착막의 부피팽창에 기인하는 것으로 추정된다. 여기서 V_b의 증가에 따른 잔류응력의 변화는 Raman 결과로 설명될 수 있다. V_b의 증가에 따라 A과 B점은 높은 이온 에너지로 증가하며, 이는 sp³의 생성과 net working의 임계 에너지 값이 증가하는 것을 의미한다. 또한, A점과 B점은 높은 이온 에너지로 증가하며, 이는 sp³의 생성과 net working의 임계 에너지 값이 증가하는 것을 의미한다. 또한, A점과 B점의 진폭

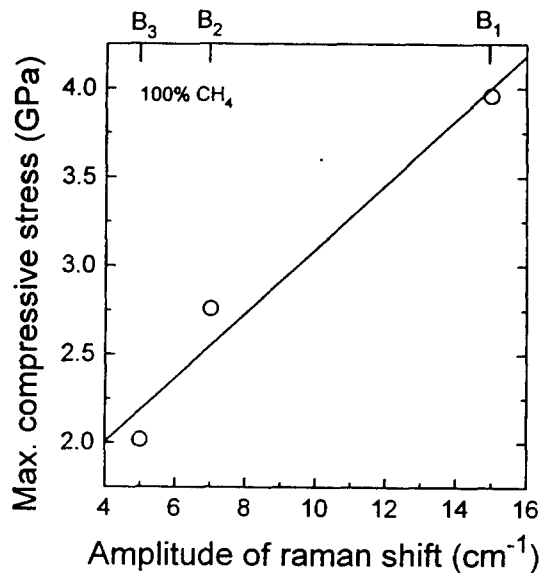


Fig. 11. Maximum internal compressive stress plotted against amplitude of Raman shift

은 이온 에너지가 증가할수록 감소하는 경향을 보인다. 이는 낮은 이온 에너지에서 더욱 효율적으로 sp^3 의 생성과 net working이 형성되는 것을 나타낸다. 특히, B점의 진폭은 sp^3 의 생성 및 net working 정도를 나타내며, 최대 잔류 응력치와 비교될 수 있다. Fig. 11은 B점의 진폭과 측정된 최대 응력치와의 상관관계를 나타낸 그림이다. 그림에서 보는 바와 같이 측정된 잔류응력의 최대치는 B점의 진폭에 따라 선형적으로 증가하는 것을 볼 수 있다.

V_b 의 증가에 따른 sp^3 net working을 위한 임계 이온 에너지의 증가는 증착속도의 결과에서 분석한 바와 같이 V_b (rf 파워 W)의 증가에 따른 전구체 흡착량의 증가에 기인하는 것으로 사료된다. V_b 의 증가에 따른 전구체 흡착량의 증가는 이온밀도의 증가보다 높으며, 따라서 이온투사량/전구체 흡착량의 비(I/A)는 감소할 것으로 보여진다. DLC막의 sp^3 생성은 sp^3 결합의 cascade collision에 의한 원자 이동에 기인하는 것으로 보고되며²⁰⁾, 투사 이온이 흡착 전구체에 주는 평균 모멘텀 전달이 중요할 것이다. Windschmann²²⁾은 에너지 입자가 증착 막의 원자 결정구조를 결정하는 중요한 인자로 유효 모멘텀을 $(I/A)(ME)^{1/2}$ 로 정의하였다. 여기서 M은 증착원자와 투사 이온의 질량비이고 E는 입사 이온 에너지이다. 여기서 DLC막의 sp^3 를 생성하는 임계 모멘텀에서, I/A 가 감소할수록 임계 이온 에너지는 증가하게 된다. Rossi²⁰⁾ 등은 이중 빔을 이용한 DLC막의 증착과 Monte Carlo 모사를 통한 sp^3 생성 기구의 모델링에서, sp^3 의 생성 농도는 I/A 의 감소에 따라 감소하고 임계 이온 에너지는 증가하는 것으로 보고하였으며, 이는 본 연구결과를 잘 설명해 주고 있다.

DLC막의 수소 함량은 결합구조 및 sp^2/sp^3 의 결합비를 결정하는 중요한 요소로 알려져 있다. 또한 DLC막의 잔류응력은 수소의 유입에 기인하며 수소 농도에 비례한다고 보고하였다^{6, 7)}. Fig. 8은 이온 에너지에 따른 합성 박막 내의 수소 함량을 나타낸 것이다. DLC막의 수소 농도는 35~45at.%로 조사되었으며, 이는 hydrogenated DLC막에서 보고되고 있는 농도치(20~60at.%)^{19, 23)}와 비슷하다. 낮은 이온 에너지에서 수소 농도는 급격히 감소하며 그 이후에는 완만한 감소를 보인다. 수소 농

도의 급격한 감소영역은 Raman의 분석에서 sp^2 의 net work 구조가 형성되는 구역에 해당된다. Tamor 등¹⁷⁾은 수소 함량의 hydrogenated DLC막의 구조를 sp^2 의 net work 구조로 설명하는 "defected graphite" 모델을 제시하였다. Enke는¹⁶⁾ 이 구간의 낮은 잔류응력은 연성의 폴리머상에 기인한다고 설명하였다. 이 구간에서의 잔류응력은 1 GPa 이상으로 폴리머상의 구조를 설명하기는 어렵다. 조밀하게 cross-link된 polymer구조에서 sp^2 net work구조로 천이 되는 수소함량은 40~50% 이상으로 추정되며¹⁹⁾, 대부분의 DLC막의 수소함량은 이 수치보다 낮다. 따라서 이 구간에서의 잔류응력은 sp^2 결합의 net working에 기인한다고 보는 것이 타당할 것이다. 잔류응력이 최대치를 보이는 이온 에너지($V_b/P^{1/2} \sim 70V/mTorr$)에서 수소 함량의 급격한 변화는 관찰되지 않는다. 따라서 DLC막의 수소 유입은 잔류응력의 생성에 직접적인 원인으로 작용하지 않음을 알 수 있다. 다만 수소는 sp^3 결합구조의 형성에 필요한 활성화 에너지를 낮추어 sp^3 결합 밀도를 증가시키고²²⁾, 궁극적으로 잔류응력의 증가에 기여할 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 rf 플라즈마를 이용한 hydrogenated DLC막의 잔류응력 거동에 대해 조사하였다. 합성된 DLC막은 이온 에너지뿐만 아니라 이온/원자 유입량 비에 의해 영향을 받는 것으로 조사되었다. 잔류응력의 최대치는 이온/원자 유입량비가 증가할수록 낮은 이온 에너지 구간에서 일어나며 그 값은 증가하였다. 이온 에너지에 따른 DLC막의 결합 구조의 변형을 Raman 스펙트럼을 이용하여 분석하였다. 이온 에너지의 증가에 따라 DLC막은 sp^3 결합의 net work 구조 형성과 소멸, sp^3 net work 구조의 형성과 소멸의 순서로 결합구조 변형이 진행되는 것으로 분석되었다. DLC막의 잔류응력은 sp^3 결합의 net working에 의한 부피팽창 요인에 기인하는 것으로 생각되며, 막 내에 유입되는 수소는 잔류응력의 직접적인 원인으로 작용하지 않는 것으로 조사되었다.

후 기

이 논문은 1995년도 교육부 학술연구조성

비(신소재분야)(Ministry of Education Research Fund for Advanced Materials in 1995)에 의하여 연구되었음.

참 고 문 헌

1. J.W.Zou, K. Schmidt, K. Reichelt, and B. Dischler, *J. Appl. Phys.* 67, 487 (1990)
2. L. P. Anderson, *Thin Solid Films* 86, 193 (1981)
3. J. Wanger, and P. Lautenschlager, *J. Appl. Phys.* 59, 2044 (1986)
4. T. Katta, J.A. Woollam, and W. Notohamiprodjo, *Appl. Phys. Commun.* 8, 139(1988)
5. N. Matuda, S. Baba, and A. Kinbara, *Thin Solid Films* 81, 301 (1981)
6. K. Enke, *Thin Solid Films* 80, 227 (1981)
7. G. Gille and B. Rau, *Thin Solid Films* 112, 41 (1984)
8. D.B. Kerwin, I.L. Spain, R.S. Robinson, B. Daudin, M. Dubus, and J. Fontenille, *Thin Solid Films* 148, 311 (1987)
9. D. Nir, *J. Vac. Sci. Technol.* A4, 2954 (1986)
10. D.F. Franceschini and C.A. Achete, and F. L. Freire, Jr., *Appl. Phys. Lett.* 60, 3229 (1992)
11. M. Ohring, "The Materials Science of Thin Films" edited by H.B.Jovanovich, Academic Press, San Diego, CA., 405 (1992)
12. Y. Catherine and P. Couderc, *Thin Solid Films* 144, 265 (1986)
13. K. Kohler, J.W. Cobum, D.E. Horne, E. Kay, and J.H. Keller, *J. Appl. Phys.* 57 (1985)
14. H. Tsai and D.B. Bogy, *J. Vac. Sci. Technol.* A5, 3287 (1987)
15. R.O. Dillon, J.A. Woollam, and V. Katkanant, *Phys. Rev. B* 29, 3482 (1984)
16. M.H. Grimsditch, and A.K. Ramdas, *Phys. Rev. B* 11, 3139 (1975)
17. F. Tuinstra, and J.L. Koenig, *Chem. Phys.* 53, 1126 (1970)
18. D. Beeman, J. Silverman, R. Lynds, and M.R. Anderson, *Phys. Rev. B* 30, 870 (1984)
19. M.A. Tamor and C.H.Wu, *J. Appl. Phys.* 31, 872 (1992)
20. F. Rossi and B. Andre, *Jpn. J. Appl. Phys.* 31, 872 (1992)
21. J.C. Angus, P. Koidl, and S. Domitz, "Plasma Deposited Thin Films" edited by J. Mort and F. Jansen, CRC press, Boca Raton, FL., 89 (1986)
22. H. Windischmann, *J. Vac. Sci. Technol.* A9, 2431 (1991)