

## Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC Ceramic 공구에 화학증착된 TiC, TiN 및 Ti(C, N)에 관한 연구

김동원·김시범·이준근·천성순

한국과학기술원

## A Study on the Chemically Vapor Deposited TiC, TiN, and Ti(C, N) on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC Ceramic Tools.

Dong Won Kim, Si Bum Kim, Jun Kun Lee and Sung Soon Chun

*Korea Advanced Institute of Science and Technology*

### ABSTRACT

Titanium carbide(TiC) and titanium nitride(TiN) films were deposited on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC composite cutting tools by chemical vapor deposition(CVD) using TiCl<sub>4</sub>-CH<sub>4</sub>-H<sub>2</sub> and TiCl<sub>4</sub>-H<sub>2</sub>-N<sub>2</sub> gas mixtures, respectively.

The nonmetal to metal ratio of deposit increases with increasing  $m_{C/Ti}$  (mole ratio of CH<sub>4</sub> to TiCl<sub>4</sub> in the input) for TiC coatings and  $m_{N/Ti}$  (mole ratio of N<sub>2</sub> to TiCl<sub>4</sub> in the input) for TiN coatings. The nearly stoichiometric films could be obtained under the deposition condition of  $m_{C/Ti}$  between 1.15 and 1.61 for TiC, and that of  $m_{N/Ti}$  between 25 and 28 for TiN. Also maximum microhardness of the coatings can be obtained in these ranges. The interfacial region of TiC coatings on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramics is wider than that of TiN coatings according to Auger depth profile analysis, which indicates good interfacial bonding for TiC.

Experimental results show that TiC coatings have a randomly equiaxed structure and Columnar structure with(220) preferred orientation can be obtained for TiN coatings. And, multilayer coatings have a dense and equiaxed structure.

### 1. 서 론

최근에 절삭공구에 대한 연구개발이 공구의 수명과 신뢰성의 향상이라는 관점에서 볼 때 새로운 공구재료의 개발과 아울러 공구표면에 보호피막을 입히는 방법이 점차 증가해 가고 있는 실정이다. 새로운 공구재료의 개발면에서 볼 때, 요업체공구가 최근 주목을 받고 있다. 고속절삭작업이 가능하며 생산성을 높일 수 있는 요업체 절삭공구의 특성은 대체로 높은 경도와 압축강도 및 내열성이 우수한 반

면에 인장강도와 파괴인성 등이 나쁘다[1, 2]. 그중에서도 본 실험에 사용된 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC 재료는 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 요업체보다도 파괴인성이 좋으며, 주철이나 super-alloy을 절삭할 때 우수한 성능을 나타낸다. 그러나 이 재료는 경도가 낮고, 상면마모가 steel을 절삭할 때 심하게 나타나므로, 이러한 단점을 보완하기 위해 공구의 표면에 보호피막을 입히는 것이 필수적이다. 그러므로 본 연구에서는 최근 들어 급속히 연구가 진행되고 있는 요업체 절삭공구중의 하나인 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramic 재료위에 TiC 및 TiN의 보호피막

층을 입혔으며, 또한 TiC/Ti(C, N)/TiN의 multilayer coating도 하였다. 따라서 본 연구는 보호피막층이 우수한 기계적 성질을 갖도록 하기 위해, TiC 및 TiN을 증착할 때의 반응변수인 증착온도, 반응기 체분압 등을 변화시켜서 이에 따른 증착층의 미세구조, 우선방위, 화학적 조성 및 결합강도 등에 미치는 영향을 조사하였다. 또한 이를 토대로 하여 multilayer coating을 행하며, multilayer coating층의 미세구조와 화학적 조성을 관찰하였다.

## 2. 실험방법

TiC와 TiN들은 각각  $TiCl_4-CH_4-H_2$ 와  $TiCl_4-N_2-H_2$  가스혼합물을 사용하여 화학증착법에 의해 증착되었다. 그 실험장치는 Fig.1에 나타내었다. Deposition chamber는 내경 2"인  $Al_2O_3$  tube를 이용하였으며 시편 가열을 위한 furnace는 수평형

저항로를 사용하였다.

본 연구에서 사용한 substrate는  $Si_3N_4-TiC$  composite ceramic 공구로써, 이들의 조합비율은 62wt. %  $Si_3N_4$ , 30wt. % TiC, 6wt. %  $Y_2O_3$ , 2wt. %  $Al_2O_3$ 이었다. 시편의 크기는 14.8mm×14.8mm×4.8mm로 직접 절삭공구로 사용가능한 시편이다.

증착층의 화학적 분석을 위해 Auger Electron Spectroscopy(AES)을 사용하였다. 본 실험에 사용된 AES 분석기는 Perkin-Elmer사 PH1610 SAM이었다. 사용된 실험조건은 electron beam current와 voltage는 각각 0.15 $\mu A$ 와 3kV이었다. Chamber내 기본진공도는  $10^{-10}$  Torr 이하이었다.

증착층의 두께와 표면형상은 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다. 또한 증착변수에 따른 증착층의 우선방위를 측정하기 위해 X-ray diffractometer(XRD)를 사용하였다. 우선방위를

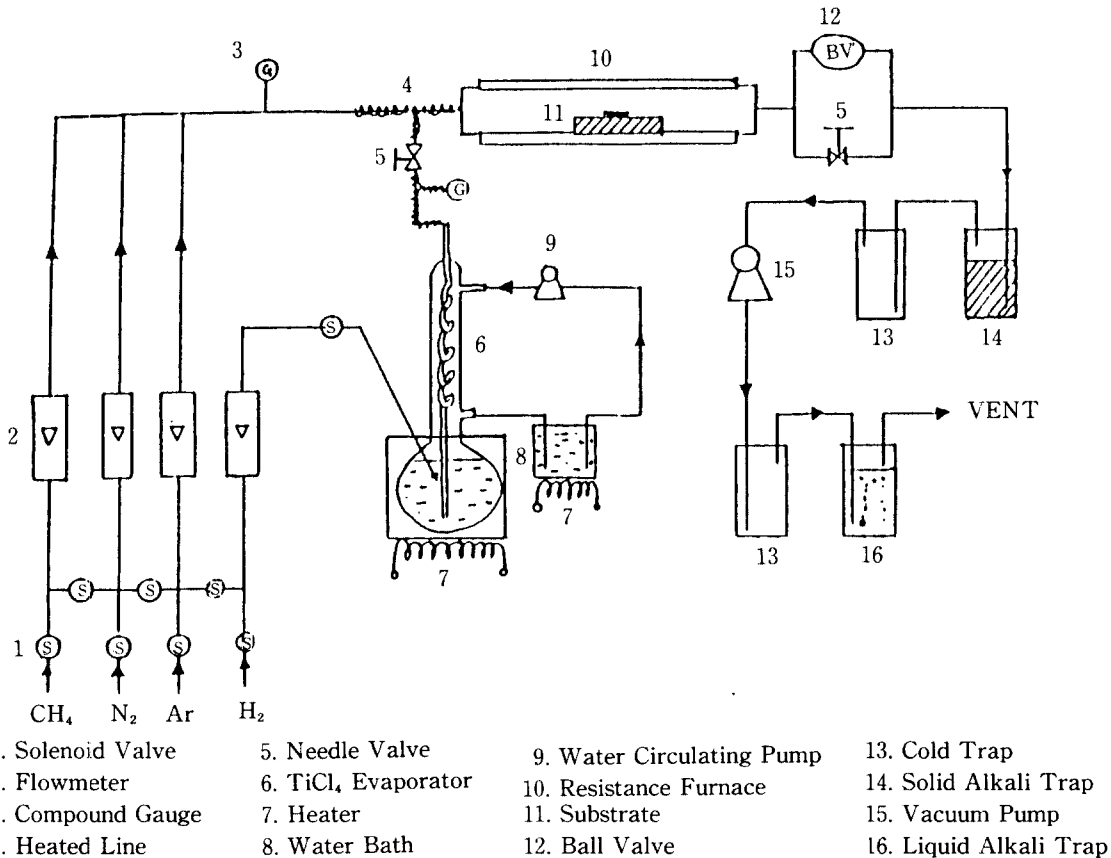


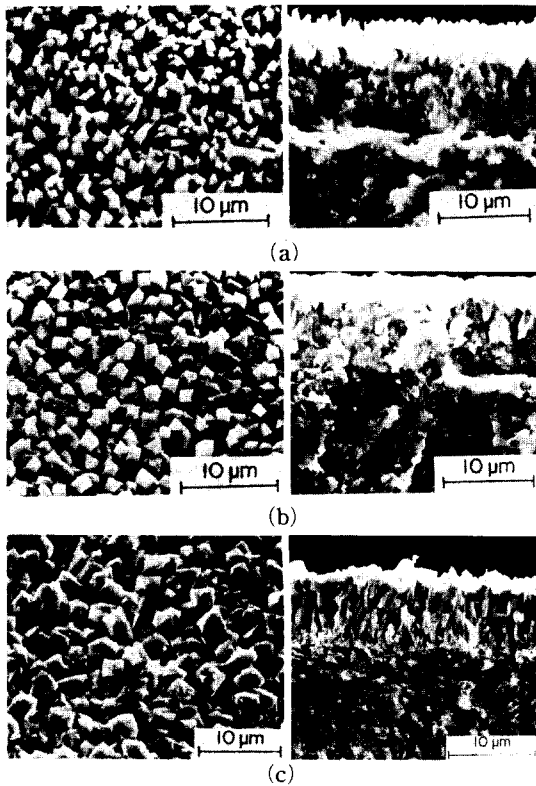
Fig.1. Schematic diagram of TiC/Ti(C, N)/TiN deposition system

조사하기 위해 Harris method를 사용하여 Texture coefficient를 구하였다[3]. 각 증착층의 미소경도를 측정하기 위해 Vickers 미소경도계를 사용하였으며, Vickers indentor에 25g의 load를 사용하여, 한 시편당 10회가량 측정하여 평균값으로 미소경도값을 구하였다.

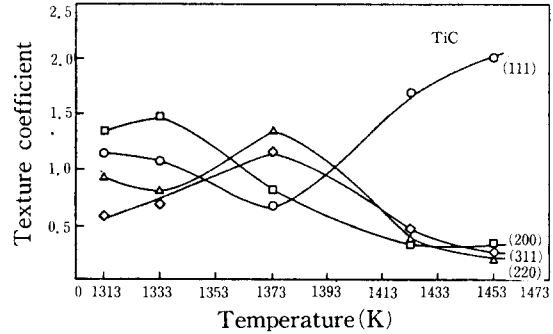
### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3-1. TiC coatings

증착변수에 따른 증착층의 미세구조적 성질, 기계적 성질, 화학적 조성 등의 변화를 관찰하여, 증착층이 가장 바람직한 기계적 미세구조적 성질 등을 나타낼 때의 증착조건을 잡는 것은 매우 중요하다. 첫째로 증착온도가 증착층의 미세구조적 성질, 미소



**Fig.2.** Typical scanning electron micrographs of the surface morphology and the fracture cross section of TiC films deposited at different deposition temperature. (a) 1333K, (b) 1373K, (c) 1453K.



**Fig.3.** Variation of texture coefficient of (111), (200), (220), and (311) planes as a function of deposition temperature(total flow rate: 1700 cm<sup>3</sup>/min, P<sub>CH<sub>4</sub></sub>: 0.015 atm, P<sub>TiCl<sub>4</sub></sub>: 0.013 atm)

경도, 결합강도에 미치는 영향에 대하여 알아보기로 하자. Fig. 2와 3은 증착온도에 따른 증착층의 미세구조와 우선방위의 변화를 나타내었다. Fig. 2에서 관찰되듯이, 결정조직은 저온에서 미세하며, 고온으로 증착온도가 증가할수록 조대한 결정조직이 나타났다. 이와같이 증착온도가 증가함에 따라 결정조직이 조대해지는 현상은, 증착온도가 증가함에 따라 adatom의 mobility와 표면 확산 속도가 지수적으로 증가하기 때문이다. 또한 증착층의 파단면 사진과 T.C. (Texture coefficient) 변화로부터, 1333K의 증착온도에서는 조밀하지 못한 불규칙한 방위의 equiaxed 조직을 나타내며, 1453K에서는 조대하며 (111) 우선방위를 갖는 columnar 조직을 보여주고 있다. 반면에 1373K에서는 조밀하며 명확한 결정면으로 이루어진 불규칙한 방위의 equiaxed 조직을 나타낸다. 이러한 미세구조적 차이가 증착층의 기계적 성질에 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다[4, 5]. 즉, M. Lee *et al*[4]은 방향성을 나타내는 columnar 조직이 crack 성장이 용이하기 때문에 TRS(Transverse Rupture Strength)가 나쁘다고 보고하였으며 M. E. Sjöstrand[5]는 방향성을 갖는 columnar 조직이 불규칙한 방위의 equiaxed 조직에 비해 마모특성이 나쁘다고 보고하였다. 따라서 증착층이 우수한 기계적 성질을 얻기 위해서는 불규칙한 방위의 equiaxed 조직을 얻는 것이 바람직하다.

증착온도변화에 따른 TiC coating층의 미소경도 변화를 Fig. 4에 나타내었다. 그림에서 관찰되듯이,

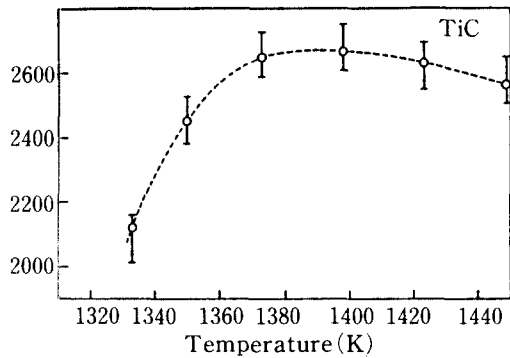


Fig.4. Variation of Vickers microhardness of TiC films as a function of deposition temperature

증착온도가 1333 K로부터 1373 K로 증가함에 따라 TiC coating층의 미소경도값은 증가하였으며, 1373 K의 증착온도 이상에서는 미소경도값이 약간 감소하였다. 이와같은 실험결과는 ARE(Activated Reactive Evaporation)법을 이용하여 Ta 모재에 TiC를 증착시킨 R. F. Bunshah[6]의 연구결과와 유사하였다. 이와같이 나타나는 이유를 미세구조적 성질로써 설명하고 있다. Fig. 2와 3에서 알아본 바와 같이 1333 K에서 나타난 미세조직은 1373 K에 비해 미세한 grain을 보이고 있으나 미세조직이 dense하지 못하며 완전한 TiC의 결정성을 나타내지 못하고 있다. 즉, 1333 K에 비해 1373 K의 증착온도에서 미세구조적 성질이 우수하므로, 1333 K에서 1373 K로 증착온도가 증가함에 따라 미소경도값은 증가하였다. 그러나 증착온도가 1373 K 이상으로 더욱 증가하게 되면, 증착층의 조직이 조대해지며

(111) 우선방위를 갖는 columnar 조직이 나타나기 때문에 미소경도값은 약간 감소하는 것으로 생각된다.

Coating 층과 substrate 사이의 interfacial bonding은 hard coating 분야에서 중요한 성질중의 하나이다. 이와같은 성질도 AES에 의한 Depth-profile에 의해 분석이 가능하다. 즉 coating층과 substrate 사이에서 형성된 interfacial region의 chemistry와 structure가 결합강도에 중요한 역할을 하기 때문이다[7]. 즉, 강한 결합강도는 coating 층과 substrate 사이에서 상호확산이 발생하여 넓은 범위의 균일한 영역을 갖는 고용체가 interface에서 나타날 때 일어질 수 있다고 보고되고 있다[7]. 그러나 취약한 금속간 화합물이 interface에서 나타날 때는 오히려 결합강도가 나쁜 것으로 판명되었다. 1373 K와 1333 K의 증착온도에서 얻어진 TiC coating층과 substrate 사이의 결합강도를 조사하기 위해, AES depth profile의 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 1373 K의 증착온도에서 interdiffusion zone의 폭이 1.3 μm인데 반해 1333 K의 증착온도에서는 0.8 μm의 interdiffusion zone의 폭이 얻어졌다. 그와 같은 interdiffusion zone의 폭은 이미 알고 있는 coating층 두께와 sputter rate(210 Å/min)로부터 계산되었다. 결국, 1333 K의 증착온도에 비해 1373 K의 증착온도에서 상호확산속도가 증가하여 넓은 범위의 interface를 갖기 때문인 것으로 생각된다. 이상과 같은 증착온도변화에 따른 미세구조적 성질, 미소경도 및 결합강도에 미치는 영

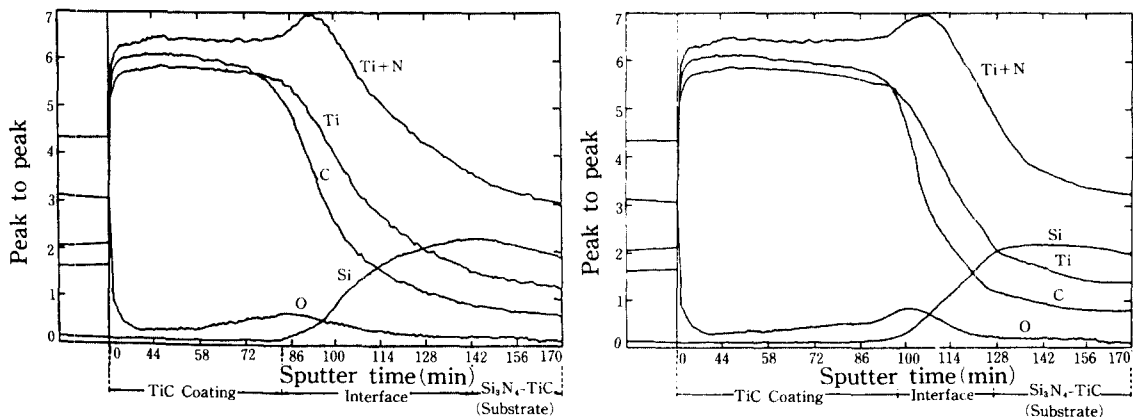


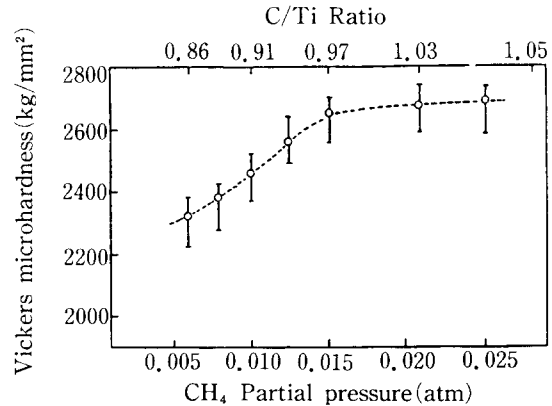
Fig. 5. AES sputter depth profiles of TiC coatings at different deposition temperatures (a) 1373K, (b) 1333K

향을 고려할 때, 1333 K근방의 증착온도에서는 결합강도 및 미소경도가 낮고, TiC층이 조밀하지 못하며, 또한 1423 K 이상의 증착온도에서는 미세구조적 성질이 바람직하지 않다. 따라서 TiC 증착층의 결정성을 나타내며, 미소경도값이 최대를 이루며, 불규칙한 방위의 equiaxed 조직이 나타나는 1373 K의 온도근방이 비교적 결합강도도 양호하여 증착온도로써 적당하다고 생각된다.

다음은 CH<sub>4</sub> 분압에 따른 증착층내의 C/Ti 원자비 변화와 미소경도 변화에 대하여 고찰하여 보기로 하자. 탄화물이나 질화물들은 넓은 조성범위를 가지며, 그와 같은 조성의 변화가 물리적, 기계적 성질의 변화를 야기시킨다[8, 9]. 탄화물과 질화물의 비금속/금속비를 변화시킴으로써, 밀도, 격자상수, 색, 경도 및 파괴응력 등과 같은 성질들의 조절이 가능하여 바람직한 기계적, 물리적 성질들을 얻을 수가 있다. 따라서 증착변수인 m<sub>C/Ti</sub>(공급되는 기체 중에서 CH<sub>4</sub>와 TiCl<sub>4</sub>의 몰비) 변화에 따른 titanium carbide의 coating층내에 존재하는 C/Ti 원자비를 규명하는 것은 coating층의 물리적, 기계적 성질들을 조절하는데 있어 매우 중요하다. AES 분석을 통해 TiC sample내에 존재하는 carbon과 titanium의 조성을 알기 위해 CKLL(272 eV) peak와 Ti LMM(418 eV) peak를 채택하였으며, 표준시편을 사용하여 C/Ti의 nrelative sensitivity factor 값은 1.05로 측정되었다. m<sub>C/Ti</sub> 변화에 따른 coating층내의 P<sub>C</sub>(272 eV)/P<sub>Ti</sub>(418 eV) (peak-to-peak height ratio)비의 변화를 Table 1에 나타내었다. 실험결과로부터 m<sub>C/Ti</sub>값이 0.46에서 2.50로 증가함에 따라 coating층내의 P<sub>C</sub>/P<sub>Ti</sub>비도 0.90에서 1.10으로 증가하였다. 즉, coating층내의 C/Ti 원자비는 P<sub>C</sub>/P<sub>Ti</sub>비에 비례하므로[10], m<sub>C/Ti</sub>값이 증가함에 따라 coating층내의 C/Ti 원자비는 증가하게 된다. Peak-to-peak height ratio와 nrelative sensitivity factor를 사용하여 조성을 구한 결과, m<sub>C/Ti</sub>값이 대

**Table 1.** Change of the peak-to-peak height ratio P<sub>C(272eV)</sub>/P<sub>Ti(418eV)</sub> with m<sub>C/Ti</sub>(mole ratio of CH<sub>4</sub> to TiCl<sub>4</sub> in the input)

m <sub>C/Ti</sub>	0.46	0.60	0.77	1.15	1.61	2.50
P <sub>C(272eV)</sub> /P <sub>Ti(418eV)</sub> RATIO	0.90	0.92	0.96	1.02	1.08	1.10



**Fig. 6.** Variation of Vickers microhardness of TiC films as a function of CH<sub>4</sub> partial pressure

체로 1.15에서 1.61범위에 있을 때 stoichiometric TiC coating층이 얻어질 수 있었다. Stoichiometric TiC 화합물일 때 경도 및 파괴강도가 최대로 나타나며[9], 또한 불규칙한 방위의 equiaxed 조직을 이루므로, stoichiometry 조성을 갖는 TiC coating층을 얻는 것은 기계적인 성질면에서 매우 바람직하다.

CH<sub>4</sub> 분압에 따른 TiC 증착층의 미소경도변화를 Fig. 6에 나타내었다. 또한 coating층의 비금속/금속의 원자비에 따른 미소경도변화를 알아보기 위해, AES로 분석된 비금속/금속의 원자비도 Fig. 6에 함께 수록하였다. 실험결과로부터 알 수 있듯이, CH<sub>4</sub> 분압이 증가함에 따라 TiC coating층의 미소경도는 증가하였다. 즉 coating층내의 C/Ti 원자비가 증가함에 따라 TiC coating층의 미소경도는 증가하였으며 stoichiometry 조성을 이룰 때 최대미소경도값인 2650 kg/mm<sup>2</sup>을 나타내었다. 결국 stoichiometry 조성에서 최대미소경도를 나타냈으며 stoichiometry 조성에서 벗어날수록 미소경도의 변이를 나타내었다.

### 3-2. TiN coatings

증착온도의 변화에 따른 TiN 증착층의 미세구조를 Fig. 7에 나타내었다. TiC coating층의 경우와 유사하게 증착온도가 증가함에 따라 조대한 결정조직이 얻어졌다. 증착온도에 따른 우선방위를 XRD로 측정하여 본 결과, 1223 K와 1348 K 사이의 증착온도 구간에서 TiN의 미세조직은 (220) 우선방위

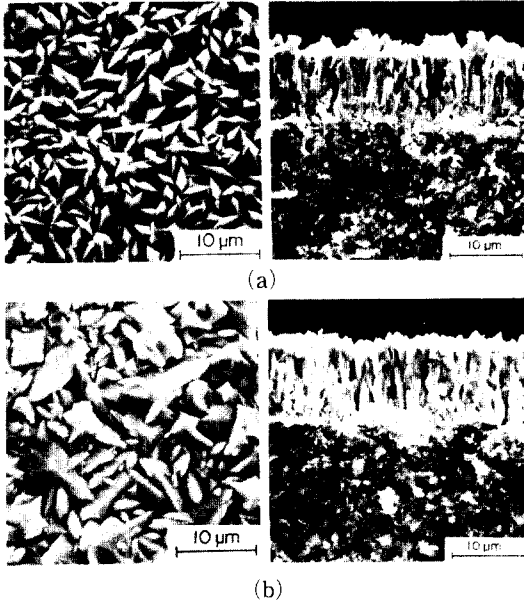


Fig.7. Typical scanning electron micrographs of the surface morphology and the fracture cross section of TiN films deposited at different deposition temperature. (a) 1348K, (b) 1423K.

를 갖는 columnar 조직을 보이며, 1423K와 1473K의 증착온도 구간에서는 (111) 우선방위를 갖는 columnar 조직을 나타내었다.

앞에서 논한 TiC coating층과 substrate 사이에서 얻어진 interfacial bonding과 TiN coating층과 substrate 사이에서 얻어진 interfacial bonding을 비교하기 위해, TiN coating층을 AES depth-profile하여 Fig. 8에 도시하였다. 실험결과로부터 interdiffusion zone의 폭은 0.6 μm로 측정되었다. Fig. 5와 비교하여 볼 때, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramic 표면에 TiC coating한 경우의 interdiffusion zone의 폭 (1.3 μm)이 TiN coating한 경우의 interdiffusion zone의 폭 (0.6 μm)보다 넓게 나타났다. 따라서 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramic 표면에 TiC coating된 경우가 TiN coating된 경우에 비해 interfacial bonding이 우수함을 알 수 있었다.

다음은 TiCl<sub>4</sub> 분압이 증착층내의 N/Ti 원자비와 미소경도에 미치는 영향에 대하여 알아보기로 하자. m<sub>N/Ti</sub>(공급되는 기체중에서 N<sub>2</sub>와 TiCl<sub>4</sub>의 몰비)의 변화에 따른 P<sub>Ti+N</sub>/P<sub>Ti</sub> height의 비의 변화를

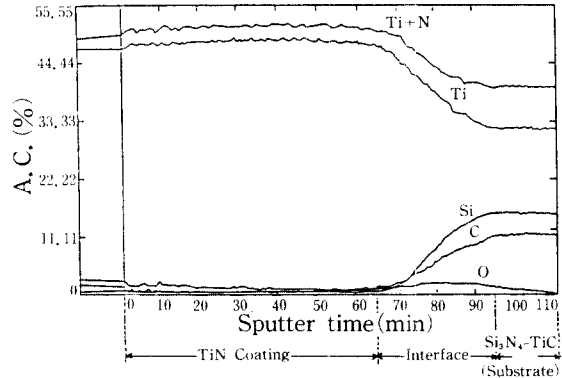


Fig.8. AES sputter depth profiles of TiN coatings on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramics

Table 2에 나타내었다. m<sub>N/Ti</sub>비가 19.5에서 41.2로 증가함에 따라 P<sub>Ti+N</sub>/P<sub>Ti</sub> height의 비도 2.10에서 2.44로 증가하였다. Hofmann 방식[10]에 의해 증착층내의 N/Ti 원자비는 P<sub>Ti+N</sub>/P<sub>Ti</sub> height의 비에 비례하므로, m<sub>N/Ti</sub>의 비가 증가함에 따라 증착층내의 N/Ti 원자비도 증가하게 된다. 또한 hofmann 방식에 의해 계산된 결과에 의하면, stoichiometric TiN coating층은 m<sub>N/Ti</sub>값이 24.5와 27.3의 범위에 있을 때 얻어졌다. 또한 stoichiometry 조성에서 golden color의 (220) 우선방위를 갖는 columnar 조직이 얻어졌다. Stoichiometric TiN coating층일 때가 기계적 성질이 우수하므로[9], stoichiometry 조성이 나타날 때의 구간을 증착조건으로 선정하는 것은 바람직하다.

TiCl<sub>4</sub> 분압에 따른 TiN coating층의 미소경도 변화를 Fig. 9에 도시하였다. 또한 AES로 분석된 비금속/ 금속의 원자비도 함께 수록되었다. Overstoichiometric TiN coating(TiN<sub>x</sub>: X>1)의 경우에 TiCl<sub>4</sub> 분압이 0.018 atm까지 증가함에 따라 미소경도값은 증가하였으며, stoichiometric TiN을 이루는 0.018과 0.020 atm의 TiCl<sub>4</sub> 분압구간에서 최대

Table 2. Change of the peak-to-background ratio P<sub>Ti+N(383eV)</sub>/P<sub>Ti(418eV)</sub> with m<sub>N/Ti</sub>(mole ratio of N<sub>2</sub> to TiCl<sub>4</sub> in the input)

m <sub>N/Ti</sub>	19.5	24.5	27.3	41.2
P <sub>Ti+N(383eV)</sub> /P <sub>Ti(418eV)</sub> RATIO	2.10	2.28	2.34	2.44

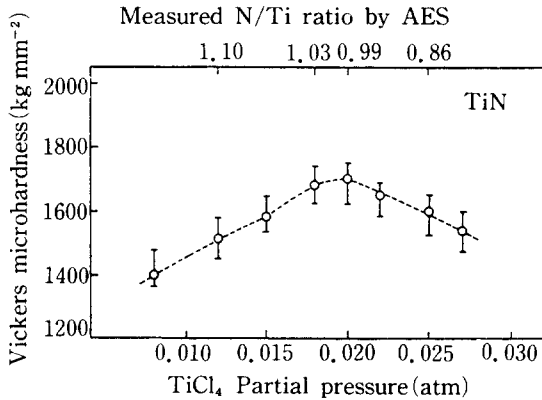


Fig. 9. Variation of Vickers microhardness of TiN films as a function of TiCl<sub>4</sub> partial pressure

미소경도값인 1700 kg/min<sup>2</sup>을 나타내었다. Understoichiometric TiN coating (TiN<sub>x</sub>: X<1)의 경우에 TiCl<sub>4</sub> 분압이 0.020 atm 이상으로 증가할수록 미소경도값은 감소하였다. 결국 stoichiometry 조성에서 최대의 미소경도를 보이며 stoichiometry 조성에서 벗어날수록 미소경도의 변이를 나타내었다.

### 3-3. TiC/Ti(C, N)/TiN의 Multilayer coating

Multilayer coating에서 substrate와 coating층 및 coating층과 coating층 사이에 모든 성질이 잘 부합되도록 coating층들을 배열하는 것은 중요하다. 앞에서 알아본 바와 같이 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramic 표면에 TiC가 증착된 경우가 TiN 증착된 경우보다 interfacial bonding이 우수하며, 미세구조적 성질 및 열충격저항[11]도 우수하였다. 따라서 substrate 바로 위에 TiC층을 증착시켰으며, TiC와 TiN층 사이에 bonding을 좋게 하기 위해 interlayer로 Ti(C,N)을 증착시켰고, 마지막으로 Ti(C, N)층 위에 TiN층을 증착시켰다. 그러므로 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramic 위에 multilayer coating층의 배열은 TiC, Ti(C, N), TiN coating층 순으로 정하였다. Multilayer coating층들의 성분과 조성을 분석하기 위해 AES를 사용하여 Depth profile한 결과가 Fig. 10에 도시되었다. 실험결과를 관찰하여 보면, substrate 위에 TiC, Ti(C,N), TiN coating층이 존재함을 알 수 있으며, coating층들 사이 및 coating층과 substrate 사이에 interface들이 존재함을 확인할 수 있었다. 특히 coating층과 coating층 사이의 결

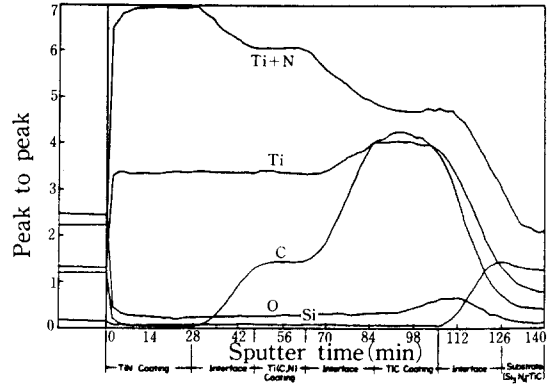


Fig. 10. AES sputter depth profiles of TiC/Ti(C, N)/TiN coatings on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-TiC ceramics

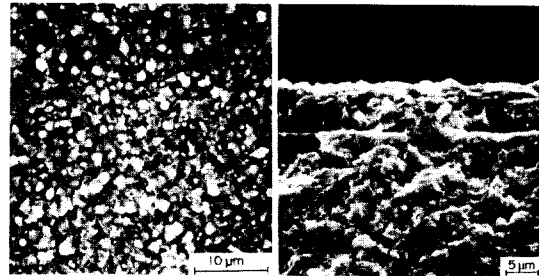


Fig. 11. Typical scanning electron micrographs of the surface morphology and the fracture cross section of TiC/Ti(C, N)/TiN coating

합력은 이미 우수한 것으로 알려져 있으므로, coating층과 coating층 사이의 interfacial width와 coating층과 substrate 사이의 interfacial width는 대략 1.0~1.3 μm로 비교적 유사하므로 multilayer coating 전체의 결합력은 비교적 양호한 것으로 생각된다. AES로 확인된 이와같은 monolayer coating층들의 우수한 성질들이 복합되어서 나타나기 때문에 multilayer coating은 monolayer coating에 비해 우수한 성질을 갖는다. Multilayer coating층의 표면과 단면조직을 Fig. 11에 나타내었다. Fig. 11에서 관찰되듯이 조밀한 equiaxed 조직을 나타내므로 multilayer coating층의 미세구조적 성질은 바람직한 기계적 성질을 나타낼 것으로 생각된다.

## 4. 결 론

1. TiC 증착층내의 C/Ti 원자비는  $m_{C/Ti}$ 가 증가

함에 따라 증가하였으며, stoichiometric TiC coating층은 1.15와 1.61범위의  $m_{C/Ti}$ 값에서 얻어졌다. 이 구간에서 최대미소경도( $2650 \text{ kg/mm}^2$ )를 나타냈으며, 이때의 미세구조는 불규칙한 방위를 갖는 equiaxed 조직을 나타내었다.

2. TiN 증착층내의 N/Ti 원자비는  $m_{N/Ti}$ 가 증가함에 따라 증가하였으며, stoichiometric TiN coating층은 24.5와 27.3범위의  $m_{N/Ti}$ 값에서 얻어졌다. Stoichiometric TiN coating층의 미세구조는 (220) 우선범위를 갖는 columnar 조직을 나타내었다.

3.  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -TiC ceramic과 TiC coating층 사이의 interdiffusion zone의 폭은  $1.3 \mu\text{m}$ 인데 반해, TiN coating층의 경우에는  $0.6 \mu\text{m}$ 로 측정되었다.

4. Multilayer coating층내의 TiC 및 TiN coating층들은 stoichiometry 조성을 이루었으며, 표면층은 조밀한 equiaxed 조직을 나타내었다.

#### 참고문헌

(1) M.B. Peterson and W.O. Winer, Wear Control

- Handbook, The Am. Soc. Mech. Eng., (1980) 894.
- (2) A.G. King and W.M. Wheildon, "Ceramics in Machining Processes", Academic Press, New York and London, (1966) 3.
- (3) C. Barret and T.B. Massalski, Structure of Metal, Pergaman Press, Oxford. (1980) 204.
- (4) M. Lee and M.H. Richman, Metals Technology, Dec. (1974) 538.
- (5) M.E. Sjöstrand, 7th Int. Conf. on CVD, The Electrochemical Society, L.A., (1979) 452.
- (6) R.F. Bunshah, Thin Solid Films, 107(1983) 21.
- (7) J.E. Greene and J.L. Zilko, Surface Science, 72(1978) 109.
- (8) K.K. Yee, International Metals Reviews, 1978, No.1, 19.
- (9) L.E. Toth, "Transition Metal Carbides and Nitrides", Academic Press, New York and London, (1971) 106.
- (10) S. Hofmann, J. Vac. Sci. Technol., A4, Nov/Dec (1986) 2789.
- (11) D.W. Kim, Y.J. Park, J.G. Lee and John. S. Chun, Thin Solid Films, (1988), to be published.