

AlN-BN계 세라믹스의 기계가공성과 강도

감직상 · 하정수 · 정덕수 · 한경섭

한국과학기술연구원 세라믹스부

(1993년 12월 9일 접수)

Machinability and Strength of AlN-BN Ceramics

Jig-Sang Gam, Jung-Soo Ha, Deock-Soo Cheong and Kyong-Sop Han

Ceramics Division, Korea Institute of Science and Technology

(Received December 9, 1993)

요 약

10~40 wt%의 BN(hexagonal 구조)을 함유하는 조성에서 AlN의 상용 소결조제인 Y_2O_3 또는 CaO를 3 wt% 첨가 또는 무첨가하여 고온 가압소결을 이용 시편을 제조 한 후, 선삭시 기계가공성, 상온 곡강도, 미세구조를 조사하였다. 세 종류 시편 모두 BN 함량이 증가함에 따라 절삭저항(주분력과 배분력)이 감소함을 보였다. BN 함량이 30 wt% 이상일 때 그 값은 동일한 조건하에서 절삭시험한 연강의 경우보다 적었으며, 특히 주분력의 경우는 연강의 1/4 이하로서 우수한 피삭성을 보여주었다. 강도(tensile surface가 가압소결 방향에 직각일때) 역시 BN 함량이 많을수록 감소하였는데, 이는 주로 AlN에 비해 훨씬 낮은 BN의 Young's modulus 때문이다. 연강보다 우수한 절삭성을 갖기 시작한 30 wt% BN 조성에서의 강도값은 150~160 MPa로서 운모계 기계가공성 결정화 유리의 강도보다 뛰어났다. 그러나, 소결조제가 첨가된 시편들에서 tensile surface가 가압소결 방향에 평행한 경우의 강도는 분산상인 BN 입자들의 벽개면(즉, basal plane)이 대부분 가압소결 방향에 직각으로 배향된 미세구조로 인해 낮은 값(40 MPa)을 보였다.

ABSTRACT

AlN-BN ceramics with BN contents in the range of 10 to 40 wt% were prepared by hot pressing using no additive, or 3 wt% Y_2O_3 or CaO, which are common densification aids for AlN. And their machinability, bend strength, and microstructures were investigated. Both the main and radial cutting forces decreased with increasing BN content in all three kinds of samples. For the BN contents of 30 wt% or above, the cutting forces were lower than that of a mild steel tested at a same condition. Especially in the case of main forces, the values were less than a quarter of that of a mild steel, indicating excellent machinability. Bend strength (when the tensile surfaces of specimens were perpendicular to the hot pressing direction) also decreased with BN content mainly due to the much lower Young's modulus of BN compared to AlN. With the composition of 30 wt% BN at which the AlN-BN ceramics started to show better machinability than a mild steel, the bend strength was 150 to 160 MPa, which is greater than that of machinable glass-ceramics of a mica system. With tensile surfaces parallel to the hot pressing direction, however, the bend strength obtained for the samples processed with the sintering aids showed low values (about 40 MPa), since most BN particles had such orientation that their cleavage planes (i.e., basal planes) were perpendicular to the pressing direction.

1. 서 론

세라믹스를 정밀도가 높은 구조부품으로 응용할 경우 원하는 형상과 치수를 최종적으로 맞추기 위해 기계가공이 필요하다. 그러나 대부분의 구조용 세라믹스들은

취성 및 경도가 크기 때문에 금속재료에서와 같은 절삭가공은 불가능하다. Lapping이나 polishing 등의 가공이 가능한데, 이들은 비효율적이며 복잡한 형상을 가공하는데 제약이 있다.

AlN-BN계 세라믹스는 분산상인 판상의 BN 입자들의

Table 1. Characteristics of AlN and BN Powders

	AlN*	BN†
Crystal structure	Hexagonal wurtzite	Hexagonal graphite
Agglomerate size (μm)	<2.0	—
Specific surface area (m ² /g)	3~4	3~6
Purity	1.0 wt% O	<0.15 wt% B ₂ O ₃

*Grade F, Tokuyama Soda Co., Japan.

†Grade A01, Hermann C. Starck Berlin, Germany.

벽계성을 이용 절삭공구 인선에서 발생한 균열이 재료 내부로 진행되는 것을 막고 공구의 진행방향으로 유도 되도록 하여 절삭가공을 가능케 한 재료이다¹⁾. 운모계 결정화유리^{2,3)}와 더불어 기계가공성 세라믹스(machinable ceramics)라 불리우는 이 재료는 일본에서는 이미 상품화되어 있으며, 내열성, 강도 및 열전도성 등에서 운모계 결정화유리보다 우수하다고 알려져 있다^{1,4)}. 그러나 문헌을 살펴보면 AlN-BN 소결체의 제조방법⁵⁻⁸⁾과 조성 및 소결조제의 첨가에 따른 치밀화, 미세구조, 그리고 강도 등의 변화⁹⁾에 관한 보고가 있을 뿐 기계가공성에 대한 상세한 연구보고는 없다.

본 연구에서는 10~40 wt%의 BN을 함유하는 조성에 AlN의 상용 소결조제인 Y₂O₃¹⁰⁻¹²⁾ 또는 CaO^{11,13,14)}를 3 wt% 첨가 또는 무첨가하여 시편을 제조한 후 선삭에 의한 기계가공성과 기계적 특성을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편준비

AlN 분말(Grade F, Tokuyama Soda, Japan)과 BN 분말(Grade A01, Hermann C. Starck Berlin, Germany)을 고순도 methanol속에서 alumina ball mill을 이용 4 시간 동안 습식혼합하였다. 얻어진 slurry를 hot plate 상에서 교반과 함께 가열 건조함으로써, BN 함량이 각각 10, 20, 30, 40 wt%인 혼합분말을 제조하였다. 원료분말들의 일반 물성은 Table 1과 같다. 소결조제로 Y₂O₃ 또는 CaO(Ca(NO₃)₂·4H₂O 형태로 첨가)가 3 wt% 첨가된 경우는 AlN과 BN 분말의 혼합에 앞서 미리 소결조제를 methanol에 분산 또는 용해시켰다. 이는 혼합분말내에 미량의 소결조제를 가능한 균일하게 분포시키기 위해서이다.

혼합분말을 1900°C에서 30 MPa의 압력으로 1시간 동안 고온 가압소결하여 시편을 제조하였다. 승온속도는

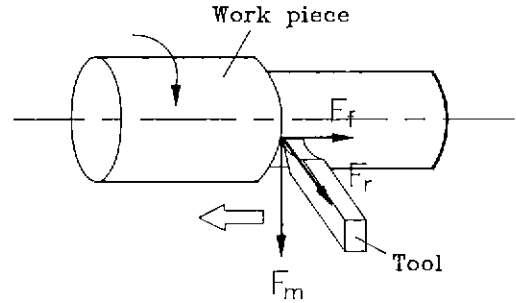


Fig. 1. Schematic showing three components of cutting resistance in turning: main force (F_m), radial force (F_r), and feed force (F_f).

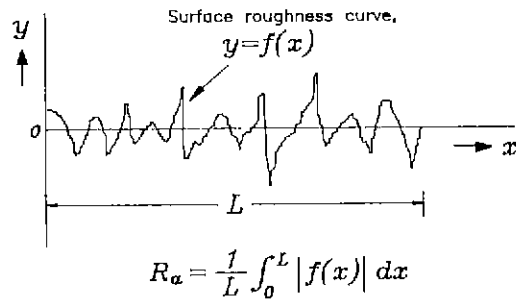


Fig. 2. Illustration of the definition of arithmetic average of surface roughness, R_a.

1000°C까지 10°C/min, 그 이후부터 1900°C까지는 20°C/min였다. 압력은 1500°C에서부터 올리기 시작하여 1900°C에 도달할때 30 MPa이 되도록 하였다.

2.2. 특성분석

소결시편의 치밀화 정도를 알기 위하여, Archimedes 원리를 이용 부피밀도를 측정된 후 이를 이론밀도에 대한 상대밀도로 환산하였다. 각 조성에 있어서 이론밀도는 rule of mixture로부터 구하였고, 이때 사용된 성분 물질들의 이론밀도 값은 다음과 같다: AlN 3.26 g/cm³, BN 2.25 g/cm³, Y₂O₃ 5.01 g/cm³, CaO 3.32 g/cm³¹⁵⁾.

기계가공성 시험으로 선삭을 실시하였고, 접선 및 법선방향의 절삭저항, 즉 주분력(F_m)과 배분력(F_r)을 strain gauge type의 선반용 바이트 공구동력계(TD-500KA, Kyowa Electric Co., Japan)로 측정하였다(Fig. 1 참조). 사용된 절삭공구는 2×10×4 mm 크기의 초경재(K10) 바이트 팁이었고, 절삭조건은 다음과 같다: 공작물의 외경 25 mm, 절삭속도 21 m/min, 이송속도(원주직각방향) 0.025 mm/rev, 절삭깊이 1 mm. 또한 절삭면의 표면

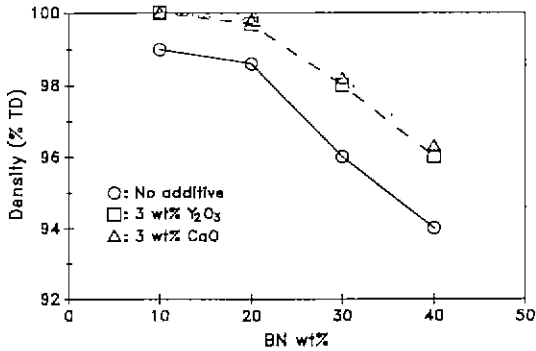


Fig. 3. Densities of three kinds (no sintering additive, 3 wt% Y₂O₃ or CaO added) of AlN-BN ceramics containing 10~40 wt% BN, hot-pressed at 1900 °C for 1 h under 30 MPa and N₂ atmosphere.

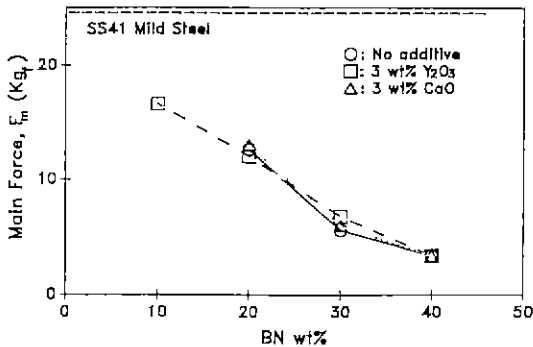


Fig. 4. Results of machining tests by turning for three kinds (no sintering additive, 3 wt% Y₂O₃ or CaO added) of AlN-BN ceramics containing 10~40 wt% BN: plots of main force vs. BN content. The horizontal dotted line denotes the main force value of a SS41 mild steel tested at same conditions for comparison.

조도를 측정하였는데, 이는 표면조도가 가공된 부품의 치수정밀도, 마모 및 마찰 특성을 좌우하는 중요한 인자로서 재료의 기계가공성 평가를 위한 또다른 요소이기 때문이다. 접촉침식 표면조도계(Talysurf 6, Taylor-Hobson Co., UK)를 사용하여 표면조도로 Ra 값(표면거칠기 곡선의 중앙선에서부터 편위의 산술평균값, Fig. 2)을 구하였으며, 800 grit의 diamond wheel로 연마한 시편의 표면조도와 비교하였다.

기계적 특성 평가를 위해 곡강도를 조사하였다. 곡강도 측정은 만능시험기(Instron #4322)에서 cross head speed 0.5 mm/min, 상부 span 10 mm, 하부 span 20

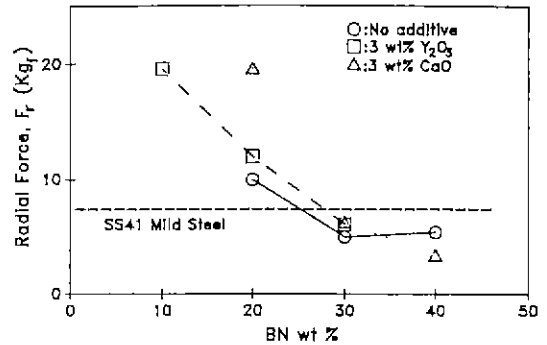


Fig. 5. Results of machining tests by turning for three kinds (no sintering additive, 3 wt% Y₂O₃ or CaO added) of AlN-BN ceramics containing 10~40 wt% BN: plots of radial force vs. BN content. The horizontal dotted line denotes the radial force value of a SS41 mild steel tested at same conditions for comparison.

mm의 조건으로 상온에서 행해졌다. 시편은 bar 형태였으며, tensile surface가 가압소결 방향에 직각인 면이 되도록 하였다. 그러나, 특정 조성(Y₂O₃ 또는 CaO가 첨가된 30 wt% BN 조성)의 시편에 대해서는 tensile surface가 가압소결 방향에 평행한 경우의 강도도 조사하였다. 미세구조의 파악을 위해 강도 시험한 시편의 파단면(tensile surface에 가까운 쪽)을 주사전자현미경(SEM, AKASHI SX-40A)으로 관찰하였다. 또한 BN과 AlN의 좀더 세밀한 미세구조 관찰을 위하여 투과전자현미경(TEM, JEOL 200CX)을 이용 미세구조 분석을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 소결밀도

고온가압소결된 시편들의 밀도측정 결과를 Fig. 3에 나타내었다. BN 함량이 많을수록 상대밀도는 감소하였으며, 소결조제가 첨가되었을 때 무첨가된 경우보다 1~2% 정도 더 높은 치밀화를 보였다. Y₂O₃, CaO가 첨가된 시편들간의 소결성 차이는 거의 없었고, 두 시편 모두 BN 함량 20 wt%까지는 거의 이론밀도를 보였으며 30 wt%와 40 wt%에서는 각각 98%와 96%의 밀도를 나타내었다. 이와같이 분산상 함량의 증가에 따른 소결밀도의 감소는 복합재료에서의 일반적인 경향인데, 이는 원래 부터 치밀한 분산상이 소결시 hydrostatic tensile stresses를 발생시켜 기지상의 수축을 방해하기 때문이다¹⁶⁾.

3.2. 기계가공성

Fig. 4과 Fig. 5는 이들 AlN-BN계 세라믹스에 있어서 조성에 따른 선삭시 절삭저항의 변화를 각각 주분력과 배분력에 대해 나타낸 것이다. 시편의 종류와 상관없이 BN 함량이 증가함에 따라 두 분력 모두 감소하였다. 각 조성에서의 절삭저항값들은 주분력의 경우 시편에 따라 거의 차이가 없었으며(Fig. 4), 배분력의 경우엔 다소 차이가 있지만 BN 함량이 30 wt% 이상의 조성에서는 그 정도가 작은 것 같았다(Fig. 5). 이러한 결과들은 AlN-BN계 세라믹스의 기계가공성은 거의 전적으로 BN 첨가량에 의해 결정됨을 의미한다.

동일한 조건하에서 절삭시험한 연강의 경우(Fig. 4과 Fig. 5에서 수평 점선들)와 비교해보면 BN 함량이 30 wt% 이상일 때 세종류 시편 모두에서 주분력과 배분력 값들이 적게 나타났으며, 특히 주분력의 경우는 1/4 이하로서 우수한 피삭성을 보여주었다. 따라서 BN 함량이 증가할수록 강도가 떨어짐(3.3절 참조)을 감안할 때 AlN-BN계 기계가공성 세라믹스의 최적조성은 30 wt% BN이라 할 수 있겠다. 이 조성의 시편들에 있어서 절삭면의 평균 조도는 0.81 μm로서 800 grit의 diamond wheel로 연마한 경우 측정된 표면조도 0.69 μm와 큰 차이가 없었으며, 본 실험에서와 유사한 조건하에서 선삭된 Al₂O₃의 표면조도, 5 μm¹⁷⁾보다 훨씬 작았다. 이는 절삭가공시 치수정밀도 또한 상당히 양호함을 나타낸다.

Fig. 4과 Fig. 5에서 또하나 주목할 점은 BN 함량이 30 wt% 이상인 경우 각 시편의 주분력과 배분력 값이 거의 비슷하다는 것이다(그 이전의 조성에서는 배분력이 더 큰 경향을 보임). 배분력은 절삭시 공구의 절입에 대한 저항을 나타냄으로 위 결과는 30 wt% BN 조성이 절입성면에 있어서도 최적조성임을 의미한다. Al₂O₃, ZrO₂와 같은 고강도 세라믹스들에서는 경도가 큰 관계로 절삭시 공구날 끝의 절입이 힘들어 배분력이 주분력보다 더 큰 값을 나타낸다^{17,18)}. 한편, 일반금속의 경우엔 주분력이 배분력보다 훨씬 큰 경향을 보인다¹⁹⁾. 따라서, 이 AlN-BN계 세라믹스는 일반 세라믹스 및 금속과는 다른 독특한 절삭특성을 갖고 있다고 할 수 있겠다.

3.3. 강도

AlN-BN계 세라믹스의 상온 곡강도 측정결과를 rule of mixture에 의해 계산된 강도값과 함께 Fig. 6에 나타내었다. Rule of mixture는 구성재료들(components)의 물성정보를 토대로 그 복합재료의 밀도, Young's modulus, 강도등의 물성을 간단히 예측하는 방법으로 널리 사용되고있는데, 강도인 경우 다음과 같이 표현된다²⁰⁾ :

$$\sigma_c = \sigma_m V_m + \sigma_r V_r \quad (1)$$

여기서 σ , V 는 강도와 부피분율, 그리고 아래첨자 c , m , r 은 각각 복합재료, 기지상, 강화상을 나타낸다. Eq. (1)은 isostrain 조건(즉, 복합재료, 기지상, 강화상들의 strain이 서로 같음)을 가정하여 유도되었는데, 이때 기지상과 강화상간에 있어서 완벽한 결합(perfect bonding)과 동일한 Poisson's ratio가 전제된다. 계산에 사용된 강도값은 AlN의 경우 300 MPa²¹⁾, BN의 경우 110 MPa(tensile surface가 가압소결 방향에 직각일 때)과 50 MPa(tensile surface가 가압소결 방향에 평행할 때)²²⁾이었으며, 부피분율은 증량분율로부터 환산되었다. 먼저 시편의 tensile surface가 가압소결 방향에 직각인 경우의 측정결과를 살펴보면, 세 종류 시편 모두 BN 함량이 많을수록 강도가 감소하였다. 각 조성에서 시편의 종류에 따른 강도값은 전반적으로 소결조제 첨가의 경우가 무첨가 경우보다 약간 높은 경향을 보였으며, Y₂O₃와 CaO 첨가 시편들 간에는 큰 차이가 없는 것 같았다. 연강보다 우수한 절삭성을 갖기 시작한 30 wt% BN 조성에서 얻은 강도값은 150~160 MPa로서 운모계 기계가공성 결정화 유리의 강도, 40~100 MPa²³⁾보다 뛰어났다. 한편 Y₂O₃ 또는 CaO가 첨가된 30 wt% BN 조성 시편들에 한해 tensile surface가 가압소결방향에 평행할 때 측정된 강도를 살펴보면, 그 값이 40 또는 50 MPa로서 직각인 경우의 강도값(160 MPa)의 1/3 이하였다. Rule of mixture의 예상보다 측정값들은 상당히 낮았으며, tensile surface가 가압소결 방향에 평행할 때 차이가 더욱 심하였다.

Griffith의 이론에 의하면 취성재료의 파괴강도는 plane strain에 대해 다음과 같이 주어진다²⁴⁾ :

$$\sigma_I = \left[\frac{2E\gamma}{\pi C(1-\nu^2)} \right]^{1/2} \quad (2)$$

여기서 E , γ , C , ν 는 각각 Young's modulus, 표면에너지, 균열길이(half crack length), Poisson's ratio를 나타낸다. 즉, 파괴강도는 E , γ 의 크기에 비례하고, C 의 크기에 반비례한다. AlN-BN계 세라믹스에 있어서 BN 함량의 증가는 E 의 감소를 초래하는데, 이는 BN(hexagonal 형태)의 Young's modulus가 AlN에 비해 훨씬 낮기 때문이다. 문헌에 의하면 AlN과 BN의 Young's modulus 값들은 각각 300 GPa²¹⁾와 41~103 GPa²⁵⁾이다. 또한, 소결 밀도 감소에 따른 기공율 증가(Fig. 3)도 다소 E 의 감소에 기여할 수 있다. 더욱이 BN 함량이 많을수록 응집된 BN 입자들이 존재할 가능성이 커지기 때문에 이에 따른 C 의 증가, 그리고 BN의 벽개면을 따라 일어날 파괴면적의

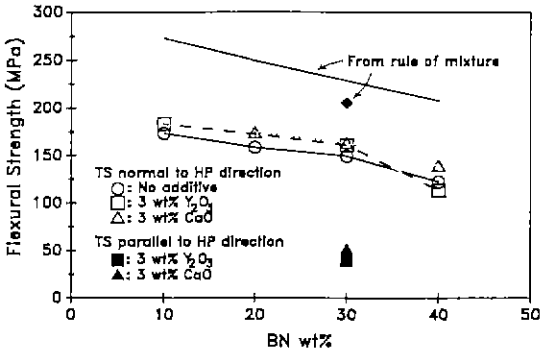


Fig. 6. Results of four-point flexural tests at room temperature for three kinds (no sintering additive, 3 wt% Y₂O₃ or CaO added) of AlN-BN ceramics containing 10~40 wt% BN, as compared with the predictions of rule of mixture: TS and HP denote tensile surface and hot pressing, respectively. Only the case of tensile surface normal to the hot-pressing direction was investigated for all samples, except the Y₂O₃ or CaO-added sample with 30 wt% BN, for which both the cases, normal and parallel, were investigated.

증가에 따른 γ 의 감소를 배제할 수 없다. 따라서, Fig. 6에서 보여진 BN 함량 증가에 따른 강도감소는 이러한 이유들의 복합적 결과라고 할 수 있겠다. 특히 소결조제가 첨가된 시편의 경우 tensile surface가 가압소결 방향에 평행일 때 직각인 경우보다 γ 가 현저히 낮을 것이라 생각되는데, 이는 graphite와 유사한 층상구조를 갖고 있는 BN²⁶⁾ 입자들의 벽개면(즉, basal plane)이 대부분 가압소결 방향에 직각으로 배향된 미세구조(3.4절 참조)로 인해 더욱 쉽게 파괴가 일어날 수 있기 때문이다. 이러한 미세구조는 BN의 이방성(즉, 벽개면에 수직인 방향일 때 더 낮은 Young's modulus)과 함께 tensile surface가 가압소결 방향에 평행한 경우 직각인 경우보다 낮은 E를 유발한다. 따라서, 같은 조성에서 평행한 경우의 강도는 더 낮을 수 밖에 없다(Fig. 6). Rule of mixture의 예상과 측정된 강도값간의 현격한 차이는 앞에서 언급된 γ 와 C의 영향이 rule of mixture에서 고려되지 않았기 때문이라 생각된다. 또한, AlN과 BN의 결합이 완벽하지 않을 수 있고, 계산에 사용된 AlN, BN의 강도값과 실제값간에 다소 차이가 있을 수 있다는 사실, 그리고 열팽창계수의 차이로 인한 잔류 열응력(residual thermal stresses)의 영향등을 전혀 무시할 수는 없겠다.

3.4. 미세구조



Fig. 7. Scanning electron micrographs of the fracture surfaces of AlN-30 wt% BN ceramics after bend tests with tensile surfaces perpendicular to the hot pressing direction (denoted by HPD): (a) 3 wt% Y₂O₃ added, (b) 3 wt% CaO added, and (c) no additive. Note that the plate-shaped BN particles were perpendicular to the pressing direction in (a) and (b).

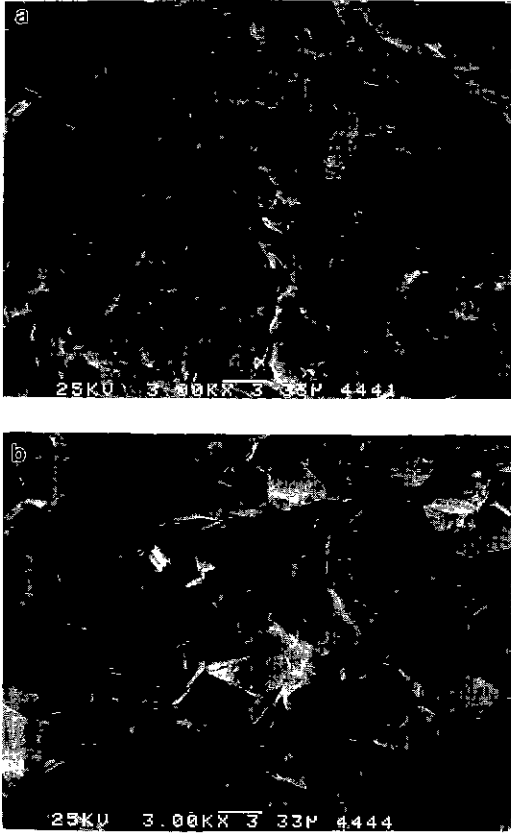


Fig. 8. Scanning electron micrographs of the fracture surfaces of AlN-30 wt% BN ceramics after bend tests with tensile surfaces parallel to the hot pressing direction: (a) 3 wt% Y_2O_3 added and (b) 3 wt% CaO added.

Fig. 7은 tensile surface가 가압소결 방향에 수직이 되게하여 강도시험한 시편들의 파단면 미세구조를 보여 준다. 소결조제 첨가의 경우, Fig. 7(a)와 (b), 대부분의 BN 입자들이 가압소결 방향에 대해 빅개면이 수직하게 배향되었으나, 무첨가의 경우, Fig. 7(c), 이러한 배향성이 거의 없는 것 같았다. 이는 전자의 경우 첨가된 소결조제가 소결온도에서 액상을 형성, BN 입자들이 주어진 압력을 완화시킬 수 있는 방향으로 재배열할 수 있도록 유동성을 제공했기 때문이라 생각된다. 특히 Y_2O_3 가 첨가된 시편에 있어서 atomic number contrast로 인해 잘 관찰될 수 있었던 입계상(Fig. 7(a))은 소결시 액상의 존재를 확인시켜준다. 대부분의 BN 입자들의 파괴는 주 균열면(main crack plane)을 따라 일어났으며, 간혹 BN 입자가 pull-out된 흔적을 관찰할 수 있었는데(Fig. 7(a)).

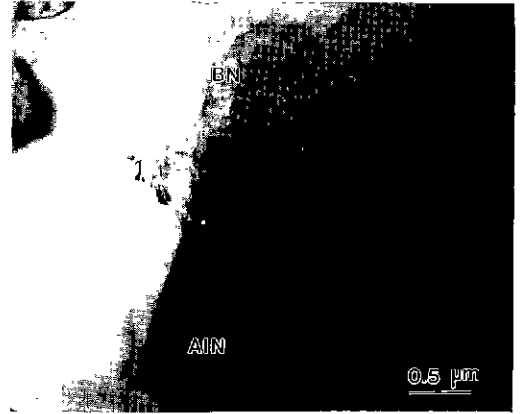


Fig. 9. Transmission electron micrograph of AlN and BN in AlN-30 wt% BN sample.

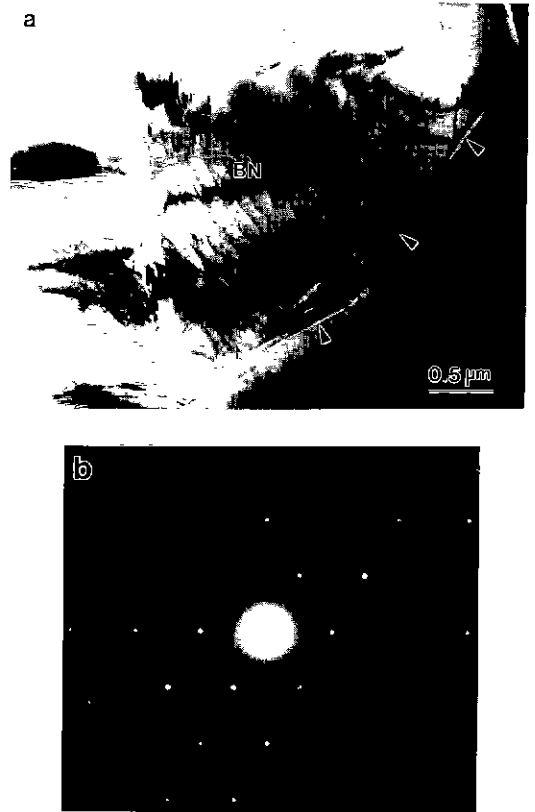


Fig. 10. Transmission electron micrograph of basal plane of BN in AlN-30 wt% BN sample (a); and corresponding diffraction pattern of the BN, [0001] zone (b). The triangles in (a) indicate microcracking.

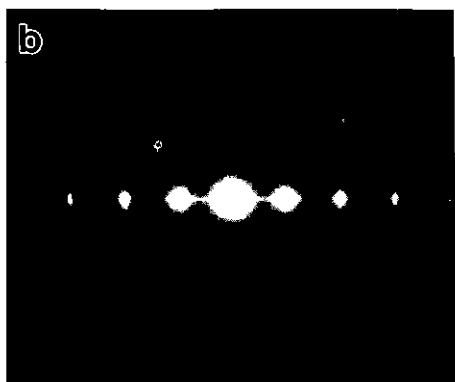


Fig. 11. Transmission electron micrograph of BN along $[01\bar{1}0]$ in AlN-30 wt% BN sample, showing interplanar cracks between basal planes (a); and corresponding diffraction pattern of the BN, $[01\bar{1}0]$ zone (b). The triangles in (a) indicate microcracking.

(b)) 이는 AlN과 BN의 결합이 약함을 암시한다. AlN에서의 주된 파괴양상은 소결조제 첨가의 경우 입계파괴(intergranular fracture)였으며, 관찰된 평균 입자크기는 3~4 μm이었다. 반면, 무첨가의 경우는 입내파괴(transgranular fracture)가 일어나 입자크기를 명확히 확인할 수 없었다.

Fig. 8은 소결조제가 첨가된 시편에 있어서 tensile surface가 가압소결 방향에 평행했을 때의 대표적인 파단면 미세구조를 보여준다. 파단면적의 대부분이 BN 판면들로 이루어졌음을 알 수 있는데, 이는 전술한 BN 입자들의 배향성으로 인해 파괴가 BN의 벽개면을 따라 일어났음을 시사한다.

TEM 관찰결과를 Figs. 9, 10, 11에 나타내었다. Fig. 9

는 BN의 벽개면의 직층구조 및 각이진 원래의 모양을 유지하고 있는 AlN 입자를 보여준다. BN의 벽개 적층 구조는 Fig. 10(a)에서 잘 보여주고 있는데, BN과 AlN 또는 BN 입자간의 microcracking을 관찰할 수 있었다. 이 BN 입자로부터 얻은 diffraction pattern(Fig. 10(b))은 $[0001]$ zone에 해당하므로, 이는 basal plane의 적층구조임을 증명해준다. Fig. 11(a)는 적층구조의 단면인 prismatic plane zone을 보여주는 미세구조로서, 벽개면들 사이 그리고 아래쪽 입계면에서의 microcracking을 보여준다. 이 BN 입자의 diffraction pattern이 Fig. 11(b)에 나타나 있는데 이는 $[01\bar{1}0]$ zone에 해당한다.

4. 결 론

AlN-BN계 세라믹스의 절삭저항과 강도(tensile surface가 가압소결 방향에 수직일 때)는 BN 함량이 증가함에 따라 감소하였고, 소결조제 첨가여부 및 종류에 따른 차이는 미미하였다. 30 wt% BN 조성에서 연강보다 우수한 피삭성을 나타내기 시작하였으며, 이때 강도값은 150~160 MPa이었고, 전삭 가공면의 표면조도는 0.81 μm로서 800 grit의 diamond wheel로 연마한 경우와 비슷하였다. 소결조제가 첨가된 시편들에 있어서 tensile surface가 가압소결 방향에 평행일 때 측정된 강도값은 40 MPa로서 수직인 경우에 비해 훨씬 낮았는데, 이는 대부분의 BN 입자들이 가압소결 방향에 대해 벽개면이 수직하게 배향된 미세구조를 갖고 있었기 때문이었다.

REFERENCES

1. 高田和哉, "マシナブルセラミックスの切削加工," 機械技術 (9月 別冊), **35**(12), 130-134 (1989).
2. D.G. Grossman, "Machinable Glass-Ceramics Based on Tetrasilic Mica," *J. Am. Ceram. Soc.*, **55**(9), 446-449 (1972).
3. C.K. Chyung, G.H. Beall, and D.G. Grossman, "Microstructures & Mechanical Properties of Mica Glass-Ceramics," pp. 1167-1195 in *Electron Microscopy and Structure of Materials*, Ed. by G. Thomas, R.M. Fulrath, and R.M. Fisher, University of California Press, Berkeley, 1972.
4. Tokuyama Soda Co., Technical Bulletin No. 6103: Shapal-M, 1989.
5. 倉元信行, 高田和哉, 沼田吉彦, "複合焼結體の製造方法," 日本特許 第 63572 (1986).
6. 高田和哉, 沼田吉彦, "複合焼結體の製造方法," 日本特許 第 56377 (1987).
7. J.R. Morris, Jr. and R.A. Tanzill, "Aluminium Nitride-

- Boron Nitride Composite Article and Method of Making the Same," US Patent 4,666,873, May 19, 1987.
8. N. Kuramoto, K. Takada, and Y. Numata, "Composite Nitride Sintered Body," US Patent 4,642,298, Feb. 10, 1987.
 9. K.S. Mazdidasni, R. Ruh, and E.E. Hermes, "Phase Characterization and Properties of AlN-BN Composites," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **64**(8), 1149-1154 (1985).
 10. K. Komeya, H. Inoue, and A. Tsuge, "Role of Y_2O_3 and SiO_2 Additions in Sintering of AlN," *J. Am. Ceram. Soc.*, **57**(9), 411-412 (1974).
 11. K.A. Schwetz, H. Knoch, and A. Lipp, "Sintering of Aluminum Nitride with Low Oxide Addition," pp. 245-252 in *Progress in Nitrogen Ceramics*, Ed. by F.L. Riley, Martinus Nijhoff, The Hague, Netherlands, 1983.
 12. 박세민, 이홍립, 조덕호, "Al-isopropoxide로부터 합성한 AlN 세라믹스의 기계적 성질." *요업학회지*, **26**(4), 453-458 (1989).
 13. K. Komeya, A. Tsuge, H. Inoue, and H. Ohta, "Effect of $CaCO_3$ Additions on the Sintering of AlN," *J. Mater. Sci. Lett.*, **1**, 325 (1982).
 14. S.F. Horvath, S.R. Witek, and M.P. Harmer, "Effects of Carbon and Calcium Oxide on the Sintering Behavior of Aluminium Nitride," pp. 121-132 in *Advances in Ceramics*, Vol. 26: Ceramic Substrates and Packages for Electronic Applications. Ed. by M.F. Yan, K. Niwa, H.M. O'Bryan, Jr., and W.S. Young, The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, 1989.
 15. CRC Handbook of Chemistry and Physics, Ed. by R.C. Weast and M.J. Astle, CRC Press. 1979.
 16. C.-H. Hsueh, "Sintering of Whisker-Reinforced Ceramics and Glasses," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**(10), C442-C444 (1988).
 17. 이길우, 김순태, "세라믹스의 절삭거동에 관한 실험적 연구," *요업학회지*, **30**(5), 420-426 (1993).
 18. 이재경 외, "세라믹 가공기술 개발," 한국 기계연구소 보고서, UCN192-1303C (1989).
 19. M. Kronenberg, *Machining Science and Application: Theory and Practice for Operation and Development of Machining Processes*, pp. 257. Pergamon, London, 1966.
 20. K.K. Chawla, *Composite Materials: Science and Engineering*, pp. 177-179. Springer-Verlag, New York, 1987.
 21. E.S. Dettmer and H.K. Charles, Jr., "AlN and SiC Substrate Properties and Processing Characteristics," pp. 87-105 in *Advances in Ceramics*, Vol. 26: Ceramic Substrates and Packages for Electronic Applications. Ed. by M.F. Yan, K. Niwa, H.M. O'Bryan, Jr., and W.S. Young, The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, 1989.
 22. J.M. Blocher, Jr., "Nitrides," pp. 379 in *High-Temperature Materials and Technology*, Ed. by I.E. Campbell and E.M. Sherwood, John Wiley & Sons, New York, 1967.
 23. 中山孝雄, "マシナブルセラミツクの加工性," *機械技術* (9月 別册), **35**(12), 57-60 (1989).
 24. A. De S. Jayatilaka, *Fracture of Engineering Brittle Materials*, pp. 56-59, Applied Science, London, 1979.
 25. R. Ruh, A. Zangvil, and R. Willis, "Phase and Property Studies of SiC-BN Composites," *Adv. Ceram. Mat.*, **3**(4), 411-415 (1988).
 26. W.D. Kingery, H.K. Bowen, and D.R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, pp. 80, John Wiley & Sons, New York, 1976.