

## 論文

## 알루미나-실리카계 세라믹복합체 방탄재료 연구(I)

김철수<sup>\*,+</sup>, 이형복<sup>\*</sup>

## Synthesis of Alumina-Silica ceramic armor material(I)

Cheol-soo Kim<sup>\*,+</sup>, Hyung-Bock Lee<sup>\*</sup>

## ABSTRACT

In this study, we tried to invent ceramic armor material with brilliant ballistic properties by the silica of the high compression-expansion ratio and based on alumina that has the most economical and higher ballistic efficiency. After we choose three compositions, proper sintering temperature for each composition was decided. After physical/mechanical measurement, we measured ballistic properties about KE(Kinetic Energy, L/D=10.7, tungsten heavy alloy) and HEAT(High Explosive Anti-Tank, K215) projectiles. As a result, 46% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 51% SiO<sub>2</sub> of three compositions had the highest ballistic efficiency and better properties than alumina.

## 초 록

본 연구에서는 세라믹 방탄재료개발을 위해 가장 경제적이고 방탄물성이 높은 알루미나를 기본으로 하여 압축-팽창률이 높은 실리카를 첨가하여 방탄물성이 우수한 세라믹 방탄재료를 개발하고자 하였다. 3가지 조성을 선정하였으며 각각 조성에 적합한 소결온도를 설정하였다. 물리/기계적 물성을 측정후 K215 자탄을 기폭시켜 성형작약(HEAT)탄에 대한 방탄물성을 측정하였으며, 30mm 고체추진포에서 10.7의 L/D비를 갖는 텅스텐 긴 관통자를 비행시켜 운동에너지(KE)탄에 대한 방탄물성을 측정하여 분석하였다. 그 결과 46% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-51% SiO<sub>2</sub>가 가장 높은 방탄물성을 나타내었으며 알루미나에 비해 매우 우수한 방탄재료로 평가되었다.

**Key Words** : 방탄물성(Ballistic property), 복합 재료(Composite material), HEAT 탄(HEAT projectile), KE 탄(KE projectile)

## 1. 서 론

세라믹스의 인장강도는 금속에 비해 상당히 낮으나 이론강도는 높은 특징이 있다. 한편 HEAT탄 제트에 의한 초고속 충돌상태에서의 세라믹스의 방탄물성은 강도(인장, 압축, 전단)가 아닌 이론강도(원자간 결합력)에 의하여 영향을 받을 것으로 생각할 수 있다.[1] 왜냐하면 세라믹의 동적 파괴균열 전파속도는 수 km/sec이지만 성형작약탄 제트의 충돌속도가 3~8km/sec 범위의 초고속이므로 제트의 침투가 시편 내부 균열진전 속도보다 빠르거나 동시에 일어날 수 있기 때문이다. 반면에 운동에너지 탄자의 충돌속도는 1~2km/sec의 범위에

있어 침투 속도는 상대적으로 느리기 때문에 운동에너지 탄자의 충돌에 의해 발생하는 균열이 탄자 침투보다 먼저 진행된다.[2] 따라서 운동에너지탄은 이론강도보다 강도에 방탄물성이 영향을 받게 되고 실용강도가 낮은 세라믹 재료의 방탄효과는 성형작약탄에 비하여 작다고 할 수 있다.[3] 이러한 효과 즉 높은 이론강도, 압축강도 등으로 인해 세라믹스는 장갑재료의 적용이 가능하게 되어, 세계 최초로 세라믹스 장갑재료를 장갑체계에 적용한 Chobham 장갑이 영국에서 탄생하게 되었다. 개발 발표시 성형작약탄에 대한 효과가 금속장갑의 3배이며 운동에너지탄에 대한 효과는 105mm APDS탄에 대한 것이라고 발표하였으며 이는 세라믹스 장갑재료가 성형작약탄에

\*+ 명지대학교 신소재공학과 교신저자(E-mail:csokim007@yahoo.co.kr)

\* 명지대학교 신소재공학과

매우 유용하다는 확실한 증거이다.

과괴역학과 관통역학의 이론적 연구와 병행하여 재료 자체의 개발 연구에 의해 많은 방탄재료가 개발되었으며, 특히 세라믹 방탄재료는 1970년대 Chobham 장갑 개발 이래로 관통 능력이 지속적으로 향상되고 있는 성형작약탄(HEAT탄)에 대한 방호 가능성이 명확해짐에 따라 선진 각국이 이의 개발에 주력하고 있다. 세라믹 장갑재료는 단체(monolithic block) 세라믹스와 세라믹스 복합체로 나눌 수 있다. 단체 세라믹스 중 가장 널리 연구되고 적용된 것은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, B<sub>4</sub>C, TiB<sub>2</sub> 그리고 AlN 등이다.[4] 이들은 방탄물성 요구정도와 요구단가에 맞추어 상압소결, 가스 가압소결 또는 고온 가압소결 등의 방법으로 치밀화 시킨다. 상압적으로 가장 널리 유통되고 있는 것은 고온가압소결한 B<sub>4</sub>C와 SiC 및 상압소결한 85% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 등으로써 이들의 방탄물성과 가격의 범위는 다양하다. 이외의 세라믹스 재료들 중에는 우수한 방호물성을 보유한 것이 있지만 그 물성에 비해 가격이 너무 비싸거나, 대형으로 제작하기 어렵거나, 아직 개발단계에 있거나, 비밀사항 이유 등으로 상업적으로 널리 유통되지 못하는 것이 많다.

본 연구에서 경제적이고 방탄물성이 높은 알루미나에 압축-팽창률이 높은 실리카를 첨가하여 방탄물성이 우수한 세라믹스 복합체 방탄재료를 개발하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 출발원료 및 혼합

알루미나-실리카계 세라믹 제조에 사용된 출발원료는 corundum, 장석(feldspar), 활석(talc), 카올린(kaolin), 석영(quartz)이며 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>와 SiO<sub>2</sub>의 조성변화에 따른 기계적 물성 및 방탄 물성 변화를 비교/분석하기 위하여 Table 1과 같은 비율로 각 출발원료를 조합하여 혼합하였다. PL-1은 75%SiO<sub>2</sub>, PL-8은 50%SiO<sub>2</sub>, PL-11은 25%SiO<sub>2</sub> 조성이 되도록 하였다.

Table 1 Experimental compositions(wt%)

Specimen	AES-11	Quartz	Kaolin	Feldspar	Talc	Etc
PL-1	17	20	35	8	2	18
PL-8	31.6	26.7	27.3	10.9	3.5	-
PL-11	57.5	-	28.7	10.4	3.4	-

### 2.2 슬러리(slurry) 제조

PL-1은 Table 1과 같은 조합을 alumina jar(내용적 : 40 L)에서 alumina ball을 milling media로 사용하여 48시간 milling(회전속도 : 60rpm)한 후 해교제와 결합제를 첨가하여 3시간 혼합하였으며, 이때의 수분량은 60wt%로 하였다.

PL-8과 PL-11은 Table 1과 같은 조합에 각각 70wt%와

60wt%의 수분을 첨가하여 alumina jar(내용적 : 7 L)에서 milling media로 alumina ball을 사용하여 21시간 milling(회전속도 : 60rpm)한 후 슬러리를 제조하였다. 생성된 슬러리의 점도는 Viscometer(Brook Field Co., Model RVT)를 사용하여 spindle No. 2~4, 20 rpm으로 3분간 회전시켜 측정하였다. 평균입경은 Particle Sizer(Malvern Instruments Co.)로 분석하였고, pH meter로 슬러리의 pH를 측정하였다.

### 2.3 분무건조

제조된 슬러리를 일축가압성형 가능한 구형 분말로 만들기 위하여 디스크형 분무건조기를 사용하여 건조시켰다. PL-1은 흡입온도 240℃, 배출온도 105℃, 디스크 회전수 9,000rpm으로 분무건조 시켰으며, PL-8과 PL-11은 흡입온도 220℃, 배출온도 80℃, 디스크 회전수 8,000rpm으로 분무건조 시켰다.

### 2.4 성형 및 소결

분무건조된 분말을 350 ton 유압프레스를 사용하여 일축가압성형 하였다. 이때의 성형체 크기는 120×120×30mm이었으며, 성형 압력은 1700~1800kg/cm<sup>2</sup> 이었다. 성형체의 소결은 전기로에서 하였으며 PL-1은 15℃/hr로 1,380℃까지 가열한 후 2시간 30분 유지한 후 노냉시켰다. PL-8과 PL-11은 40℃/hr로 Table 2의 소결온도까지 가열한 후 2시간 30분 유지하여 소결한 후 노냉시켰다.

Table 2 Green density and sintering temperature

Specimen	Green Density(g/cm <sup>3</sup> )	Sintering Temperature(℃)
PL-1	2.03	1,380
PL-8	1.80	1,315
PL-11A	1.97	1,350
PL-11B	1.97	1,335

### 2.5 기계적 물성 측정

소결 시편의 밀도 측정은 ASTM C20-83, 흡수율 및 기공율은 ASTM C373-72에 의하여 행하였다.

격입강도는 ASTM F417-78 규정에 준하여 시험 시편을 제작하여 4점 격입강도 시험방법으로 만능재료 시험기(MTS)에서 구하였으며, 이때의 하중 강하 속도(cross-head speed)는 0.5mm/min 이었다. 시험시편의 크기는 1.78×1.78×28.6(mm)이었으며 격입강도는 아래의 식 (1)을 이용하여 계산하였다.

$$S = \frac{3PL}{2bd^2} \tag{1}$$

여기서 S : flexural strength, P : load at fracture, L : distance between supporting knife edges, b : width of specimen, d : thickness of specimen

파괴인성 측정은 microvickers 경도시험기(Matuzawa Co., Model DVK-23)를 사용하여 indentation crack measurement method로 측정하였고 하중 10kg, 하중유지시간 10sec, 하중강하속도 40 $\mu$ m/sec조건으로 압입하여 아래와 같이 Evans equation으로 계산하였다.

$$K_{Ic} \Phi H a = 0.15 K (c/a) \tag{2}$$

여기서  $K_{Ic}$  : fracture toughness,  $\Phi$  : constraint factor ( $\approx 3$ ) H : hardness, a : crack length, K : constant ( $\approx 3.2$ ), c : impression radius

Young's modulus는 resonant frequency method를 이용하여 E-Meter(Jams, U.S.A.)로 10 $\times$ 10 $\times$ 90(mm) 크기의 시편을 측정하여 구하였다.

### 2.6 미세조직 관찰 및 상분석

파단면의 관찰은 격입강도 측정시편의 파단면을 이용하여 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였으며, 미세조직 관찰을 위해 관찰면의 연마(polishing)와 부식(etching) 과정을 거친 후 SEM으로 관찰하였다.

X-선 회절분석(XRD)을 이용하여 소결온도 및 혼합비에 따른 각 상의 존재 여부를 관찰하였다.

### 2.7 방탄물성 측정

30mm 고체 추진제 활강포(SPG: Solid Propellent Gun)와 40mm K215 자탄을 이용하여 운동에너지탄과 성형작약탄에 대한 세라믹 재료의 방탄물성을 측정하였다.

#### 2.7.1 운동에너지탄에 대한 방탄물성 측정

30mm SPG는 추진제가 기폭되어 발생한 압력이 사보몽치와 관통자를 비행시키고, 사보 멈춤판에서 사보와 분리된 긴 관통자(텅스텐 중합금, L/D=10.7,  $\phi$ =7mm)가 표적에 충돌하는 구조를 갖고 있다. 관통자의 충돌속도는 Fig.1의 시험장치도와 같이 두 세트의 레이저와 광 센서에 의해 충돌전에 측정된다. 표적에는 확인판으로 100 $\times$ 100 $\times$ 22mm 크기의 연강을 여러 장 적층하고 그 앞에 시편을 설치하였다. 관통자는 약 1,500m/sec의 속도로 시편과 충돌하도록 추진제 양을 조절하였다.

시편의 밀도를  $\rho_c$ , 두께를 t라 하고 연강의 밀도를  $\rho_m$ , 시편을 제외한 연강의 관통깊이를 d라 하면 시편의 연강에

대한 방탄물성(무게효율)은 다음과 같이 구할 수 있다.[5]

$$\epsilon_m = \frac{\rho_m (d_0 - d)}{\rho_c t} \tag{3}$$

여기서  $d_0$ 은 특정 충돌속도에서 긴 관통자의 연강에 대한 관통깊이를 의미한다. 따라서 운동에너지탄에 대한 방탄물성을 계산하기 위해서는 긴 관통자의 충돌속도에 따른 연강의 기준 관통깊이를 먼저 구하여야 한다.

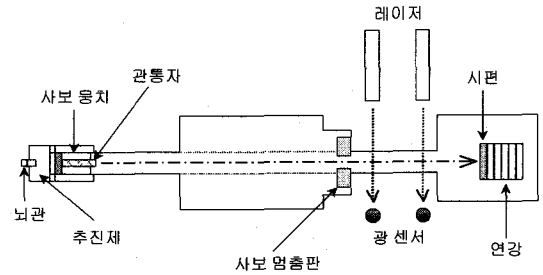


Fig. 1 Schematic diagram of apparatus for KE projectile.

#### 2.7.2 성형작약탄에 대한 방탄물성 측정

성형작약탄을 이용한 재료의 방탄물성을 측정하기 위한 시험장치도를 Fig.2에 나타내었다.

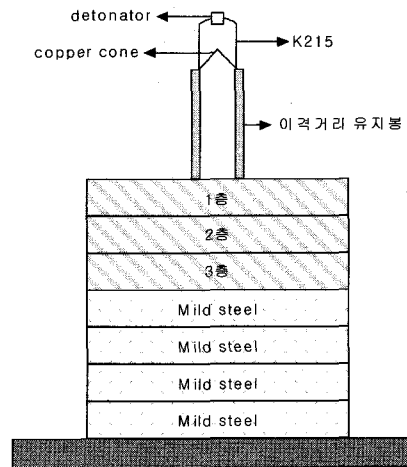


Fig. 2 Schematic diagram of apparatus to for an forming HEAT projectile.

확인판으로 100 $\times$ 100 $\times$ 22mm 크기의 연강을 여러 장 적층하고 원하는 위치에 시편을 설치하였다. K215 자탄은 탄 자체가 동 라이너와 일정거리(built-in charge diameter: C.D.)를 유

지하고 있으며, 본 실험에서는 K215 자탄의 built-in C.D.에서 탄을 기록시킴으로써 재료의 방탄물성을 측정하였다. 시편의 방탄물성은 운동에너지탄 시험에서와 같이 시편을 제외한 연강의 관통깊이를 측정하여 식(3)로 계산할 수 있으며, 이때  $d_0$ 는 시험에 사용된 이격거리에서 기록된 K215 자탄의 연강에 대한 기준 관통깊이를 의미한다.

### 3. 실험결과 및 분석

#### 3.1 슬러리 및 분무건조 분말 특성

각 시편별로 제조된 슬러리의 특성을 측정하여 Table 3에 요약하였다. Table 3의 슬러리를 디스크형 분무건조기로 건조시켜 분말의 수분 함유량과 분말의 입자크기 분포를 측정하여 Table 4에 분무건조 분말의 특성을 나타내었다. 또한 이들 분말의 화학조성을 Table 5에 도표로 나타내었다.

Table 3 Properties of slurry

Specimen	Viscosity	pH	Average Diameter ( $\mu m$ )
PL-1	22	7.64	3.2
PL-8	157	9.0	1.8
PL-11	337	8.8	1.4

Table 4 Properties of spray dried powders

Specimen	PL-1	PL-8	PL-11	
Bulk density ( $g/cm^3$ )	0.66	1.02	1.15	
Moisture (wt%)	1.00	0.06	0.06	
Granule Size (wt%)	+70 mesh	4.10	0.09	0.15
	+100 mesh	4.12	1.71	2.00
	+140 mesh	17.04	6.23	5.55
	+200 mesh	41.73	60.88	50.44
	+230 mesh	9.42	14.26	15.79
	+270 mesh	5.13	7.99	10.77
	+325 mesh	9.58	6.15	10.39
	-325 mesh	8.54	2.44	4.94
	Total	99.66	99.75	100.03

Table 5 Chemical compositions of spray dried powders(unit : wt%)

Specimen	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	MgO	K <sub>2</sub> O	Na <sub>2</sub> O	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	Total
PL-1	29.46	65.06	0.87	2.86	0.95	0.13	0.55	99.88
PL-8	45.49	50.90	1.32	1.68	0.34	0.08	0.03	99.84
PL-11	71.82	24.67	1.28	1.65	0.34	0.06	0.03	99.85

#### 3.2 기계적 성질

각기 다른 조건으로 성형 및 소결된 시편들의 기계적 물성을 측정하여 그 결과를 Table 6에 나타내었다.

Table 6에서 볼 수 있는 바와 같이 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 함량(PL-1 : 29%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, PL-8 : 45%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, PL-11 : 72%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)증가할수록 소결체의 밀도가 높아지며, 이에 따라 꺾임강도, 파괴인성, Young's modulus, 경도도 향상됨을 알 수 있다. 이는 단지 알루미나가 제 2상들(SiO<sub>2</sub> 등)보다는 상기 물성들이 높으므로 알루미나 양이 많아지면 상기 물성들이 높아지는 것이다.

PL-11A와 PL-11B 경우에서 15°C 정도의 소결온도 변화는 기계적 물성에 커다란 변화를 주지 못하는 것으로 판명되었다.

알루미나 함량이 많을수록 기계적 성질은 전반적으로 향상되는 것을 알 수 있다. 즉 PL-1, PL-8, PL-11 순서로 기계적 물성이 좋았다.

Table 6 Mechanical properties of specimens

Specimen	Contraction (%)	Porosity (%)	Absorption (%)	Density ( $g/cm^3$ )	Flexural-Strength (MPa)	Toughness (MPa·m <sup>1/2</sup> )	E (GPa)	Hardness (GPa)
PL-1	7.4	0.19	0.07	2.50	114	2.83	103	5.7
PL-8	11.6	0.95	0.36	2.68	159	2.63	116	6.3
PL-11 A	14.0	0.11	0.04	3.05	231	3.63	173	7.9
PL-11 B	13.7	0.11	0.04	3.02	211	3.69	178	7.8

#### 3.3 미세조직 및 상분석

Fig. 3~6은 PL-1, PL-8, PL-11A, PL-11B 시편 미세조직 전자현미경(SEM) 사진이며, Fig. 7~9는 각 시편의 X-선 회절분석결과이다.

Fig. 3의 SEM 사진에서 침상 조직의 물라이트가 많이 생성되어 있음을 볼 수 있고 이 결과는 X-선 회절분석 결과(Fig. 7)와도 잘 일치하고 있다.

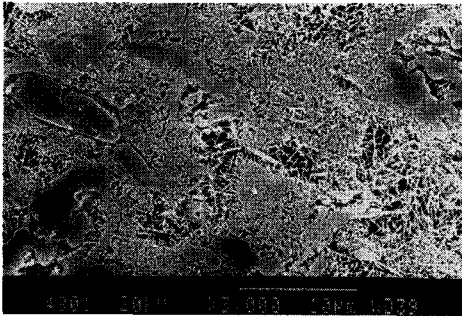


Fig. 3 SEM photographs of PL-1.

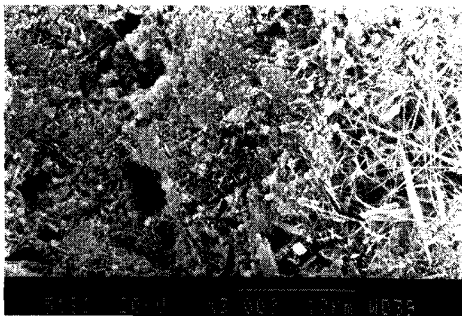


Fig. 4 SEM photographs of PL-8.

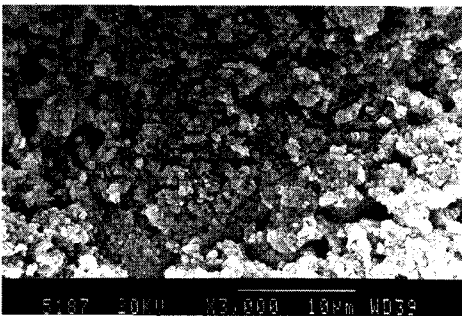


Fig. 5 SEM photographs of PL-11A.

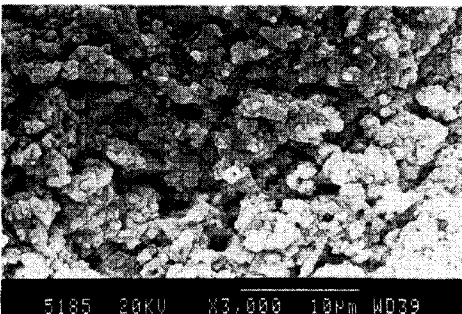
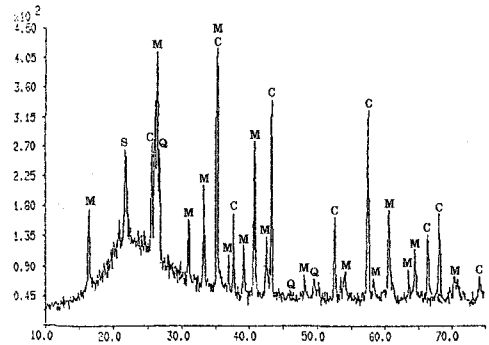
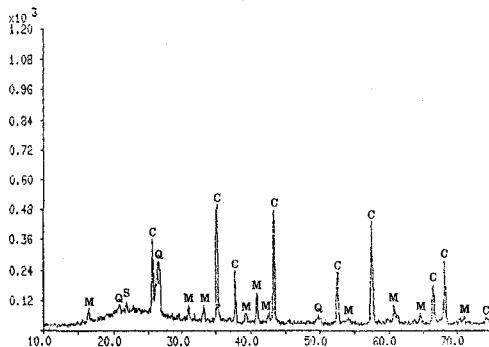


Fig. 6 SEM photographs of PL-11B.

Fig. 7 XRD patterns of PL-1. C : corundum  $Al_2O_3$ , Q : quartz  $SiO_2$ , M : Mullite  $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ , S : cristobalite  $SiO_2$ Fig. 8 XRD patterns of PL-8. C : corundum  $Al_2O_3$ , Q : quartz  $SiO_2$ , M : Mullite  $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ , S : cristobalite  $SiO_2$ 

PL-1에서 cristobalite가 상온으로 냉각되면서 quartz가 생성되고 일부는 cristobalite로 잔존하며, Fig.7의 X-선 회절분석 결과에서 나타난 corundum과 quartz는 물라이트로 변이 되지 못하고 잔존하는 상으로 추측되어진다.

PL-8(Fig.4, Fig.8)은 PL-1과 같이 상온으로 냉각되면서 quartz가 생성되고 극히 일부는 cristobalite로 잔존하고 corundum과 물라이트가 주요상이다.

PL-11A(Fig.5, Fig.9(a))와 PL-11B(Fig.6, Fig. 9(b))에서는 소결온도의 변화에 따른 미세조직의 뚜렷한 변화를 관찰할 수 없었다. PL-11A와 PL-11B는 약 72wt%의  $Al_2O_3$ 와 25wt%의  $SiO_2$ 의 조성을 가지므로 각각의 소결온도인 1350°C와 1335°C에서는 거의 물라이트화 되어야 하지만 Fig.5,7에서 볼 수 있는 바와 같이 corundum과 물라이트가 공존하고 있다. 이는 소결온도에서의 유지시간에 관계되는 것으로 추측되며, 장시간 유지하였을 경우 평형상태에서와 같이 거의 모두 물라이트화 될 것으로 생각된다.[6~11]

### 3.4 방탄물성 분석

#### 3.4.1 성형작약탄에 대한 방탄물성 평가 결과

고폭유탄 K215 40mm 성형작약탄에 대한 방탄시험 결과를 PL-8 3C.D 2층 방탄물성을 1.00으로 표준화하여 Table 7에 나타내었다.

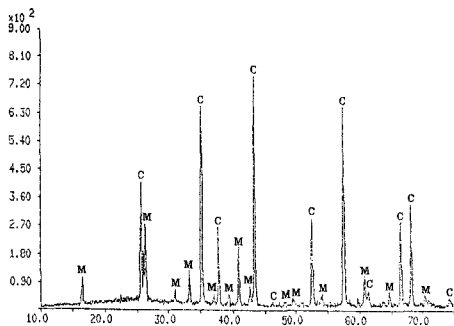
PL-1의 경우, Fig. 2의 장치도에서 세라믹 시편을 맨 위에 설치하고 그 밑에 연강판을 확인판으로 놓고 시험하였을 때 40mm 성형작약탄의 제트가 세라믹 시편을 통과하고 확인판을 뚫고 들어가서 멈추었다. 이때 PL-1의 무게효율을 식 (3)을 이용하여 계산한 후 표준화한 결과 0.02로 나타내었다. 이는 표준치인 PL-8 3CD(이격거리가 charge diameter의 3배라는 의미) 2층 방호물성에 비해 0.02배의 방호물성을 갖고 있음을 뜻한다. 따라서 이때는 표준치 보다 세라믹 시편의 방호력이 훨씬 낮다는 것을 의미한다.

Table 7 Ballistic efficiency of sample(40mm HEAT)

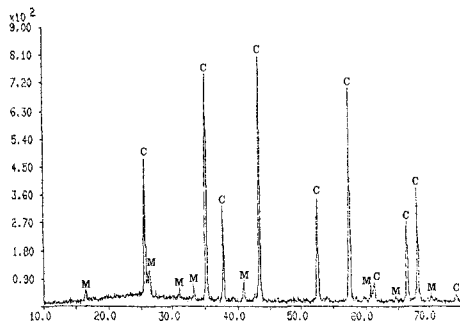
Specimen	Stand-off	Layer	Density(g/cm <sup>3</sup> )	Ballistic Efficiency
PL-1	Built-in	1	2.43	0.02
PL-8	Built-in	1	2.68	0.12
		2		0.71
		3		0.68
	3 C.D.	2	1.00	
PL-11A	Built-in	1	3.05	0.20
		2		0.54
		3		0.52
PL-11B	Built-in	1	3.04	0.17

Table 8 Analysis of ballistic efficiency as a function alumina content

Specimen	Composition(%)		Ballistic Efficiency	
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	Built-in (1 layer)	3CD (2 layer)
Pyrex	-	100	0.02	0.89
PL-1	30	65	0.02	-
PL-8	45	51	0.12	1.00
PL-11A	72	25	0.20	-
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100	-	0.21	0.70



(a)



(b)

Fig. 9 XRD patterns of (a) PL-11A, (b) PL-11B. C : corundum Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Q : quartz SiO<sub>2</sub>, M : Mullite 3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> · 2SiO<sub>2</sub>, S : cristobalite SiO<sub>2</sub>

PL-8의 경우, 세라믹 시편을 맨 위에 설치하고 시험하였을 때 0.12의 무게효율을 나타내었으나, 세라믹 시편 위에 연강판을 1장 올려놓았을 때에는 0.71의 무게효율을 나타내었다.

이와 같이 같은 세라믹 시편이라 하더라도 위치에 따라 방호물성이 크게 변화함을 알 수 있으며, 연강판 1장을 세라믹 시편 위에 놓았을 때 방호물성이 가장 높음을 알 수 있다.

맨 위에 세라믹 시편을 설치하였을 때 다른 2가지 경우에서 보다 방탄물성이 크게 떨어지는 이유는 제트가 작동한 초기에 세라믹 시편 전체가 미세립으로 깨어져서 방호력에 기여함이 낮기 때문으로 추측된다.[3]

PL 시편을 2층에 놓았을 때를 기준으로 삼아 40mm 성형작약탄에 대한 방탄물성시험 결과를 고찰하여 보면 Table 7에서와 같이 built-in, 3C.D.(charge diameter)이격거리에서는 모두 PL-8이 가장 높은 방탄물성을 나타내었다.

알루미나 함량에 따른 방탄물성 변화를 위해 알루미나와 pyrex의 방탄물성시험결과와 Table 7의 PL-1, PL-8, PL-11A의 방탄물성시험결과를 종합 분석한 결과를 PL-8 3C.D 2층 방탄물성을 1.00으로 표준화하여 Table 8에 나타내었다.

Table 8에서 보는바와 같이 built-in 1층에서의 방탄물성은 알루미나 함량이 증가할수록 증가하고 이는 기계적물성과 잘 일치하는 경향을 보이고 있다.[12-15]

PL 재료의 구성상은 corundum, 불라이트 및 유리질로 구성되어 있으며 간단하게는 corundum(알루미나)과 유리질(실리카)을 구성비로 방탄물성에 미치는 영향을 설명할 수 있다. 1층의 경우 성형작약탄의 제트가 충분히 발달할 공간이 없어

연신된 상태가 아니기 때문에 마치 운동에너지탄처럼 유리질에 비해 압축강도가 높은 알루미늄의 방탄물성 기여가 유리질에 의한 제트교란효과가 보다 높기 때문이다. built-in 2층에서는 알루미늄 함량이 증가하면 방탄물성이 증가하다가 일정해지는 경향을 나타내며 기계적 물성과 거의 일치한다. 이는 1층에 비해 22mm 연강판을 지나는 제트는 강력한 부분이 이미 소진된 상태로 시편에 도달함으로 알루미늄의 방탄물성 기여부분이 1층에 비해 적어지기 때문이다. 3CD의 경우 방탄물성은 알루미늄 함량이 증가할수록 증가하다가 감소하는 경향을 보이며 이는 기계적물성과 잘 일치하지 않는다. 3CD의 경우 built-in에 비해 제트가 발달할 충분한 공간을 확보하고 있으므로 built-in에 비해 실리카에 의한 제트교란효과가 높아진다. 즉 알루미늄 함량이 증가함에 따라 초기제트에 대항하는 능력은 높아지는 반면 실리카 양의 감소로 제트의 교란효과는 낮아진다. 그러므로 적절한 알루미늄과 실리카가 포함된 PL-8이 가장 높은 방탄물성을 나타내었으며 3CD의 경우 알루미늄에 비해 43% 방탄물성이 향상된 매우 우수한 방탄재료로 판단된다.

#### 3.4.2 운동에너지탄에 대한 방탄물성 평가 결과

Table 9는 30mm SPG를 이용하여 PL-8의 운동에너지탄에 대한 방탄물성을 측정된 시험결과로 연강판 기준 방탄물성이 다.

Table 9에서 볼 수 있는 바와 같이 식 (3)을 이용하여 무게효율을 계산하면 PL-8는 평균 1.3의 무게효율을 나타내었다. 이는 연강판 대비 무게효율로서 알루미늄과 비슷한 수준으로 운동에너지탄에 대한 방탄물성도 좋은 편이다. 보통 성형작약탄에 대한 방탄물성이 좋은 재료는 운동에너지탄에 대한 방탄물성이 나쁘고 그 반대의 경우도 많지만 두 종류의 탄종에 대한 방탄물성이 모두 좋은 재료는 많지 않다. 그러나 PL-8재료는 성형작약탄에 대한 방탄물성이 매우 우수할 뿐만 아니라 운동에너지탄에 대한 방탄물성도 좋은 방탄재료이다.

Table 9 Ballistic efficiency of sample (30mm SPG KE)

Specimen	Projectile Velocity(m/sec)	Ballistic Efficiency
PL-8	1535	1.34
	1531	1.32

## 4. 결 론

3가지 조성을 선정하여 각각 조성에 적합한 소결온도를 설정하여 소결하였고, 기계적 물성을 측정된 후 방탄물성을 측정하여 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 3 C.D. 이격거리에서 성형작약탄에 대한 최상의 조성은 45.5wt%  $Al_2O_3$ , 50.9wt%  $SiO_2$ 이며, 이때의 소결온도는 1,315°C이다(PL-8).
- PL-8은 40mm 성형작약탄 3CD 2층의 경우 방탄물성이 알루미늄보다 43% 향상되었다.
- PL-8은 성형작약탄에 대한 방탄물성이 매우 우수할 뿐만 아니라 운동에너지탄에 대한 방탄물성도 좋은 방탄재료이다.

## 참고문헌

- 최준홍, 김창욱, 장순남, “초고속 Jet의 취성재료 관통현상,” 제10회 이상무기체계발전세미나 논문집, 국방과학연구소, 2002, pp. 126-129.
- J. H. Choi, C. H. Lee, S. N. Chang, S. K. Moon, “Long-Rod Impact Phenomena: Role of Wave Interaction on Crack Propagation,” *Int. J. Impact Engng.*, VOL. 17, 1995, pp. 195-204.
- L. A. Glenn, B. Moran, A. S. Kusubov, “Jet penetration in glass,” *International conference on mechanical and physical behavior of materials under dynamic loading (3rd)*, Strasbourg (France), Oct. 1991, pp. 14-18.
- T. J. Holmquist, A. M. Rajendran, D. W. Templeton and K. D. Bishnoi, “A Ceramic Armor Material Database,” *TARDEC Technical Report #13754*, 1999, pp. 210-240.
- T. J. Moynihan, S. Chou, A. Mihalcin, “Application of the Depth-of-Penetration Test Methodology to Characterize Ceramics for Personnel Protection,” *Final rept. ARL-TR-2219; ADA376698*, Jan 1998-Aug 1999, pp. 40-43.
- M.D. Sacks, K. Wang, G.W. Scheiffele, N. Bozkurt, “Effect of Composition on Mullitization Behavior of  $\alpha$ -Alumina/Silica Micro-composite Powders,” *J. Am. Ceram. Soc.*, VOL. 80, NO. 3, 1997, pp. 663.
- M.D. Sacks, K. Wang, G.W. Scheiffele, N. Bozkurt, “Activation Energy for Mullitization of  $\alpha$ -Alumina/Silica Microcomposite Particles,” *J. Am. Ceram. Soc.*, VOL. 79, NO. 2, 1996, pp. 571.
- D.X. Li, W.J. Thompson, “Kinetic Mechanisms for the Mullite Formation from Sol-Gel Precursors,” *J. Mater. Res.*, VOL. 5, NO. 9, 1990, pp. 1963.
- W. C. Wei J. W. Halloran, “Transformation Kinetics of Diphasic Aluminum Silicate Gels,” *J. Am. Ceram. Soc.*, VOL. 71, NO. 7, 1988, pp. 581.
- J. C. Huling, G. L. Messing, “Epitactic Nucleation of Spinel in Aluminium Silicate Gels and Effect on Mullite Crystallization,” *J. Am. Ceram. Soc.*, VOL. 74, NO. 10, 1991, pp. 2374-2381.

- 11) S. Sundaresan, I. A. Aksay, "Mullitization of Diphasic Aluminosilicate Gels," *J. Am. Ceram. Soc.*, VOL. 74, NO. 10, 1991, pp. 2388-2392.
- 12) J. Cagnoux, "Spherical Waves in Pure Alumina. Effects of Grain Size on Flow and Fracture," *Shock Compression of Condensed Matter*, 1990, pp. 445-448.
- 13) D. J. Viechnicki, M. J. Slavin, M. I. Kliman, "Development and Current Status and Armor Ceramics," *Ceram. Bull.*, VOL. 70, NO. 6, 1991, pp. 1035-1039.
- 14) Z. Rozenberg, M. A. Meyers, "Effect of Stress State and Microstructural Parameters on Impact Damage of Alumina-Based Ceramics," *J. Impact Eng.*, VOL. 7, NO. 3, 1988, pp. 357-362.
- 15) L. H. L. Louro, M. A. Meyers, "Effects of Stress State and Microstructural Parameters on Impact Damage of Alumina-Based Ceramics," *J. Mater. Sci.*, 24, 1989, pp. 2516-2532.