

Impact Resistance of Al₂O₃-SiC Composites Against High Velocity Copper Jet

Chang Wook Kim[†] and Hyung-Bock Lee

Department of Materials Science and Engineering, Myongji University, Yongin 449-728, Korea
(Received September 22, 2006; Accepted October 13, 2006)

고속 구리제트에 대한 알루미나-탄화규소 복합재료의 충돌 저항물성

김창욱[†] · 이형복

명지대학교 신소재공학과

(2006년 9월 22일 접수; 2006년 10월 13일 승인)

ABSTRACT

The mechanical properties of Al₂O₃-SiC composites manufactured with adding various amount and size of SiC particles have been measured and analyzed. Generally, the elastic modulus of the composites shows about 50% less than that of PL-8 (45 wt% Al₂O₃-51 wt% SiO₂-4 wt% other oxides), but the flexural strength is similar with each other. The impact resistance property of Al₂O₃-SiC composite against high velocity copper jet was lower than that of PL-8 when SiC particles of approximately 3 μm diameter was added to. It is caused probably due to the micro-pores made by oxidation of SiC particles. However, in the case of the less-weighted Al₂O₃-SiC composite adding to 10 wt% SiC with average diameter of 10 μm and sintering at 1200°C, the impact resistance property was improved up to 37 percent compared with that of PL-8.

Key words : Al₂O₃-SiC, Impact resistance, Particle size, Sintering temperature, SiC content

1. 서 론

세라믹 재료는 강도와 경도가 높고 화학적 안정성이 우수하며 밀도가 낮아 연마재, 절삭공구, 산업기기부품, 고온기기부품, 엔진부품 및 방탄재료로 일부 사용되고 응용 개발되고 있으나, 인성이 낮고 신뢰성이 떨어지므로 인하여 그 사용에 많은 제약을 받고 있는 실정이다. 그러므로 이러한 세라믹 재료의 단점을 극복하기 위하여 세라믹 복합재료의 개발 필요성이 절실하게 요구되고 있으며,^{1,2)} 세라믹 복합재료의 기지(matrix)를 강도 및 탄성이 매우 우수한 연속 섬유(continuous fiber)나 whisker 등의 단섬유³⁻⁵⁾ 혹은 ZrO₂, SiC 등의 입자⁶⁾로 강화한 고인성 고강도 세라믹 복합재료가 연구되고 있다. 세라믹 복합재료의 개발에 있어서 제조공정 중에 강화재가 손상되지 않아야 하나, 세라믹 재료의 특성상 복합재료 제조시에 충분한 치밀화를 얻을 수 없고 제조 중에 강화재가 손상을 입는 등의 문제점들을 극복하여야 한다.⁷⁾ 또한 방탄재료와 같이 고속으로 충돌하는 물체에 의한 관통을 저지하는 고속충돌 저항물성을 향상시키기 위해 관통현상에 대한 연구⁸⁾ 및 세라믹의 기계적 물성과의 상관관계에 대한 연구⁹⁾가

진행되고 있으나, 매우 짧은 시간(<100 μsec) 내에 이루어지는 현상임으로 명확한 관계는 규명되지 않고 있다. 고속충돌체와 세라믹과의 충돌지점에는 고밀도의 에너지가 집중됨으로써 발생하는 재료의 고속변형, 파괴, 분산 등과 같은 형태로 충격에너지가 흡수, 분산된다. 많은 연구자들이 Al₂O₃, B₄C, SiC, TiB₂ 등과 같은 세라믹스의 고속충돌체에 대한 저항물성을 연구하였다.^{10,11)} B₄C는 밀도(2.52 g/cm³)가 낮고 경도(Moh's 9.5)가 높으며 탄성계수(441 GPa) 및 고속충돌 저항물성¹²⁾이 가장 높은 것으로 알려져 있다. 그러나 원료가 비싸 경제성이 적으며, hot press와 같은 제조공정으로 인해 형상에 제약을 받는다. 금속계 재료에서는 경도가 높을수록 고속충돌에 대한 저항물성이 높은 것으로 알려져 있다.¹³⁾

본 연구에서는 고속충돌 저항물성이 크고 경제성 있는 세라믹스를 제조하기 위하여 산화물계 세라믹스를 matrix로 이용하였다. 강화제로는 경제성과 경도를 고려하여 여러 종류의 SiC 입자를 선정하여 알루미나-탄화규소 복합재료를 제조하였다. 제조된 복합재료는 기계적 물성과 고속충돌에 대한 저항물성을 측정하여 비교하였다.

2. 실험 방법

2.1. 출발원료 및 조성설계

출발원료의 조성설계는 고속충돌 저항물성이 알루미나

[†]Corresponding author : Chang Wook Kim
E-mail : changwkim@mju.ac.kr
Tel : +82-31-330-6459 Fax : +82-31-330-6457

Table 1. Compositions of Various Specimens

| Average particle size of SiC (μm) | Content (wt%) | | Specimen designation |
|--|---------------|---|----------------------|
| | SiC | $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ system | |
| - | 0 | 100 | PL-8 |
| | 5 | 95 | SS5 |
| 3 | 10 | 90 | SS10 |
| | 15 | 85 | SS15 |
| 10 | 5 | 95 | MS5 |
| | 10 | 90 | MS10 |
| 45 | 15 | 85 | MS15 |
| | 5 | 95 | LS5 |
| 45 | 10 | 90 | LS10 |
| | 15 | 85 | LS15 |

에 비하여 43% 우수한 PL-8(45 wt% Al_2O_3 -51 wt% SiO_2 -4 wt% 기타 산화물)^{14,15)}을 기본조성으로 하였다. 탄화규소는 알루미늄에 비하여 밀도가 낮아 첨가량이 많을수록 경량화를 기대할 수 있다. 또한 탄화규소 분말의 첨가량 및 입경의 크기에 따라 산화저항성 및 고속충돌 저항물성에 미치는 영향이 다를 수 있기 때문에 Table 1과 같이 탄화규소의 입자크기별로 첨가량을 변화시켰다.

2.2. 원료처리

Table 1의 출발원료 조성에 결합제로 3 wt%의 PVA #217을 첨가하여 alumina ball을 milling media로 사용하여 각각 4시간 ball milling 하였다. Slurry는 구형 분말로 만들기 위하여 디스크형 분무건조기를 사용하여 흡입온도 190°C, 배출온도 100°C, 디스크 회전수 10,000 rpm으로 건조시켰다. 분무건조된 과립 형상의 분말은 80~150 μm 정도의 크기를 갖는다.

2.3. 성형 및 소결

분무건조된 분말을 300 ton 유압프레스를 사용하여 일축가압성형 하였다. 이때 성형체의 크기는 120×120×30 (mm)이었으며, 성형압력은 1,000~1,100 kgf/cm^2 이었다.

각 시편은 공기중에서 Fig. 1과 같은 조건으로 열처리 하였다. 소결온도에 따른 고속충돌 저항물성을 비교하기 위하여 소결온도를 1200, 1220, 1240, 1260°C로 변화시켰으며, 소결온도에서 1시간 유지후 노냉시켰다.

2.4. 물성 측정

소결시편의 밀도는 Archimedes 원리를 이용하여 측정하였다. 격임강도 시편은 3×4×36 mm로 절단 및 연마하여 3점 격임강도 시험방법으로 만능재료시험기에서 구하였으며, 이때 span 길이는 30 mm, 하중강하속도는 0.5 mm/min이었다. 격임강도는 시편당 5회 측정하여 평균값을 구하

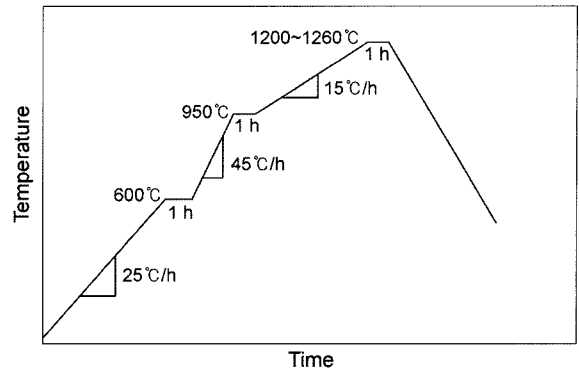


Fig. 1. Heating schedule for sintering of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$ composites.

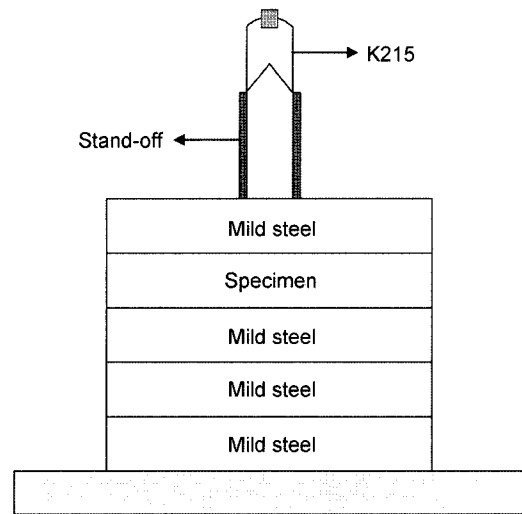


Fig. 2. Schematic diagram of experimental set-up for copper jet impact.

였으며, 탄성률은 격임강도 측정시 가해주는 하중과 시편 중앙부위의 변위차이를 이용하여 측정하였다.

고속충돌 저항물성은 K215 탄의 기폭시 형성되는 구리 제트가 고속으로 알루미늄-탄화규소 복합체에 충돌하였을 때, 고속의 구리 제트가 갖고 있는 고유 관통력의 약화 정도를 의미한다. 고속충돌 저항물성을 측정하기 위한 실험장치도를 Fig. 2에 나타내었다. 구리 제트가 100×100×25 mm 크기의 알루미늄-탄화규소 복합체를 관통한 후의 관통능력을 확인하기 위한 확인판으로 100×100×22 mm 크기의 연강(mild steel)을 여러 장 적층하고 그 위에 물성을 측정하고자 하는 시편과 연강 1장을 설치하였다. K215 탄 charge diameter(CD: 31.75 mm)의 3배에 해당하는 이격거리(stand-off)에서 탄을 기폭시킴으로 인해 생성된 구리 제트가 고속으로 비행하여 적층된 시편에 충돌하게 됨으로써 이에 대한 고속충돌 저항물성을 측정하였다.^{9,14,15)}

시편의 고속충돌 저항물성은 방탄재료의 물성평가 방법으로 사용되는 관계식 (1)을 사용하여 구할 수 있다.¹⁶⁾

$$\varepsilon_m = \frac{\rho_m(d_0 - d)}{\rho_c t} \quad (1)$$

이때 시편의 밀도를 ρ_c , 두께를 t 라 하고 연강의 밀도를 ρ_m , 시편을 제외한 연강의 관통깊이를 d 라 하며, d_0 는 실험에 사용된 이격거리에서 기폭된 K215 탄의 연강에 대한 기준 관통력을 의미한다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 기계적 물성 및 미세구조

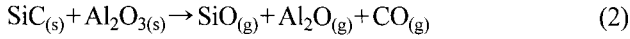
원료조성 및 소결온도 변화 실험을 통하여 얻어진 시편에 대한 밀도, 기공률, 꺾임강도 및 탄성률을 Table 2에 나타내었다. 기본 조성인 알루미늄계 시편(PL-8)¹⁴⁾의 밀

Table 2. Mechanical Properties of Sintered Specimens

| Sample designation | Sintering temperature (°C) | Density (g/cm ³) | Porosity (%) | Flexural strength | | Elastic modulus (GPa) |
|---------------------|----------------------------|------------------------------|--------------|-------------------|--------|-----------------------|
| | | | | MPa | STDEV* | |
| PL-8 ¹⁴⁾ | 1315 | 2.68 | 0.95 | 159 | - | 116 |
| | 1200 | 2.39 | 11.6 | 116.4 | 7.8 | 49.4 |
| SS5 | 1220 | 2.42 | 10.4 | 157.3 | 7.0 | 55.6 |
| | 1240 | 2.36 | 12.7 | 156.6 | 7.2 | 57.1 |
| | 1260 | 2.40 | 11.2 | 138.0 | 12.4 | 55.1 |
| | 1200 | 2.35 | 13.8 | 118.7 | 8.6 | 45.7 |
| SS10 | 1220 | 2.28 | 16.3 | 113.0 | 6.6 | 43.6 |
| | 1240 | 2.33 | 14.5 | 144.8 | 5.6 | 53.4 |
| | 1260 | 2.35 | 14.1 | 120.8 | 7.7 | 47.9 |
| | 1200 | 2.33 | 15.2 | 108.4 | 6.0 | 46.3 |
| SS15 | 1220 | 2.36 | 14.1 | 130.3 | 7.1 | 49.0 |
| | 1240 | 2.29 | 16.7 | 133.9 | 9.4 | 49.4 |
| | 1260 | 2.27 | 17.4 | 120.0 | 7.4 | 48.0 |
| | 1200 | 2.35 | 13.0 | 131.2 | 4.7 | 53.7 |
| MS5 | 1220 | 2.42 | 10.4 | 136.1 | 6.5 | 56.2 |
| | 1240 | 2.39 | 11.6 | 137.7 | 6.4 | 57.8 |
| | 1260 | 2.36 | 12.7 | 137.5 | 7.9 | 55.0 |
| | 1200 | 2.35 | 13.8 | 107.7 | 6.3 | 47.6 |
| MS10 | 1220 | 2.40 | 12.1 | 144.4 | 10.6 | 58.8 |
| | 1240 | 2.40 | 12.9 | 148.5 | 11.8 | 60.1 |
| | 1260 | 2.40 | 12.5 | 140.4 | 9.9 | 57.7 |
| | 1200 | 2.26 | 17.8 | 107.0 | 3.2 | 44.4 |
| MS15 | 1220 | 2.32 | 15.6 | 132.0 | 6.0 | 50.4 |
| | 1240 | 2.39 | 13.0 | 135.2 | 6.7 | 57.1 |
| | 1260 | 2.34 | 14.8 | 144.0 | 6.5 | 55.3 |
| | 1200 | 2.43 | 10.1 | 129.2 | 7.2 | 56.1 |
| LS5 | 1220 | 2.42 | 10.4 | 140.1 | 6.7 | 59.8 |
| | 1240 | 2.43 | 10.1 | 129.1 | 8.6 | 55.2 |
| | 1260 | 2.35 | 13.0 | 122.7 | 7.7 | 53.2 |
| | 1200 | 2.36 | 13.4 | 118.6 | 4.8 | 52.0 |
| LS10 | 1220 | 2.39 | 12.3 | 130.1 | 3.8 | 56.4 |
| | 1240 | 2.37 | 13.0 | 130.0 | 5.0 | 56.4 |
| | 1260 | 2.36 | 13.8 | 131.2 | 6.5 | 53.2 |
| | 1200 | 2.28 | 17.0 | 99.0 | 8.3 | 46.6 |
| LS15 | 1220 | 2.37 | 13.8 | 122.5 | 7.1 | 53.8 |
| | 1240 | 2.40 | 12.7 | 124.9 | 7.0 | 56.5 |
| | 1260 | 2.38 | 13.4 | 133.7 | 9.5 | 56.7 |

*STDEV: standard deviation

도는 2.68 g/cm^3 이지만, 알루미늄-탄화규소 복합체의 밀도는 첨가된 탄화규소의 입자크기, 첨가량 및 소결온도에 따라 $2.26\text{--}2.43 \text{ g/cm}^3$ 를 나타내었다. 소결 밀도가 PL-8에 비하여 낮은 이유는 느린 승온속도의 소결공정에서 반응식 (2)와 같은 SiC와 원료와의 반응¹⁷⁾으로 생성된 기체 생성물들(SiO, Al₂O 및 CO)로 인하여 시편 내부에 기공을 생성하기 때문으로 사료된다.



제조된 알루미늄-탄화규소 복합체는 10.1~17.8%의 기공률을 나타내며, SiC 입자 함량이 증가할수록 생성되는 기

체의 증가로 기공률은 전반적으로 증가하는 경향을 나타내었다. 또한 SiC 입자 크기가 같을 때, 함량 변화에 따라 기공률이 증가하면 격임강도는 감소하고, 반대로 함량 변화에 따라 기공률이 감소하면 격임강도는 증가하는 경향을 나타내었다. 이와 같은 경향은 기공률의 증가로 인해 균열이 발생할 수 있는 결함이 많아지기 때문으로 해석될 수 있으며, 강화상인 SiC의 첨가에도 불구하고 0.95%의 기공률을 갖는 PL-8의 격임강도(159 MPa)에 비해 낮은 격임강도(99.0~157.3 MPa)를 나타내는 주된 이유로 생각된다. 또한 SiC 입자 크기가 증가하면 작은 입자 크기의 SiC에 비하여 비표면적이 감소하여 상대적으로 낮은

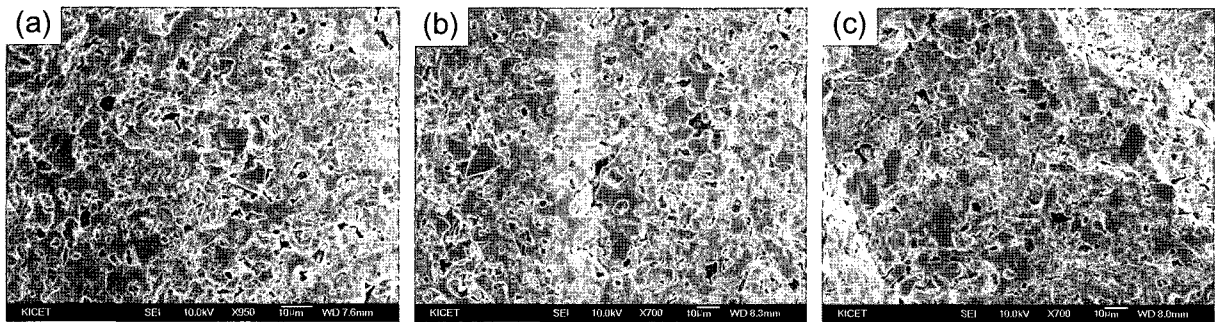


Fig. 3. Fracture surface of specimens sintered at 1240°C with the addition of 15 wt% of SiC; particle size: (a) 3 μm, (b) 10 μm, and (c) 45 μm.

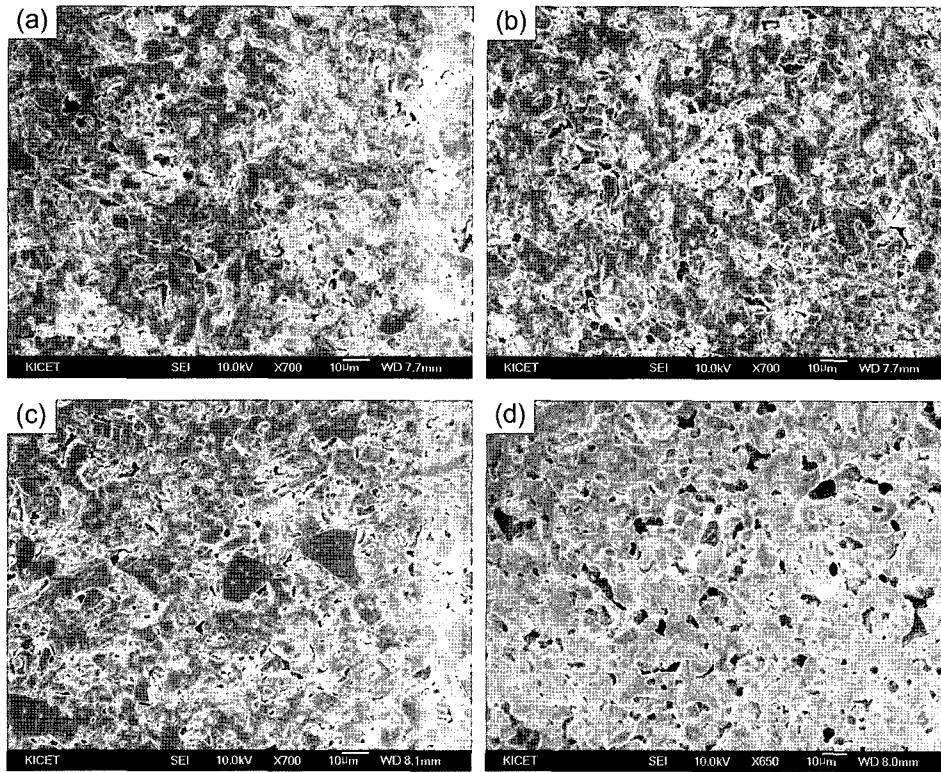


Fig. 4. Fracture surface of specimens sintered at various temperatures with the addition of 5 wt% of SiC (particle size: 45 μm): (a) 1200°C, (b) 1220°C, (c) 1240°C, and (d) 1260°C.

기공률을 나타내었다.

탄성률은 SiC 함량 및 입자 크기에 따른 뚜렷한 경향을 나타내지는 않았지만, 전반적으로 PL-8(116 GPa)에 비하여 약 50% 저하되었다. 이는 소결밀도가 PL-8에 비하여 낮고, 시편 내부에 존재하는 큰 기공률 때문인 것으로 사료된다.

SiC 입자크기 및 소결온도 변화에 따른 미세구조 변화는 뚜렷한 차이를 파악하기 어려웠으며, 이는 입자크기의 차이(3, 10 μm)와 소결온도의 변화폭(20°C)이 적기 때문으로 생각된다. 첨가되는 SiC 입자크기 변화에 따른 알루미늄-탄화규소 복합체(SiC 첨가량: 15 wt%, 소결온도: 1240°C)의 파단면(Fig. 3)을 보면, 3 μm와 10 μm 크기의 SiC 입자가 첨가된 시편보다 45 μm 크기의 SiC 입자가 첨가된 시편에서 상대적으로 작은 기공률을 관찰할 수 있다. 이는 큰 입자의 SiC가 작은 입자의 SiC 보다 상대적으로 작은 산화물¹⁸⁾을 나타내기 때문이다. 조성(SiC 입자크기: 45 μm, 첨가량: 5 wt%)은 같지만 소결온도가 다른 시편의 파단면(Fig. 4)을 관찰해 보면, 소결온도가 높을수록 기공이 많아지며 그 크기도 커짐을 알 수 있다.

3.2. 고속충돌 저항물성

고속충돌 저항물성은 식 (1)을 이용하여 계산된 값을 PL-8^{14,15)}을 기준으로 표준화하여 Figs. 5~7에 각각 SiC 입경, 첨가량 및 소결온도에 따른 표준화된 고속충돌 저항물성의 변화를 나타내었다. SiC의 입경 변화에 따른 고속충돌 저항물성은 소결온도에 따라 그 경향이 다르게 나타났지만, 45 μm 크기의 SiC가 첨가되었을 때 가장 높은 값을 나타내었다. 3 μm 크기의 SiC가 첨가되면 첨가량이 증가함에 따라 고속충돌 저항물성이 감소하며, 이는 강화상으로 존재해야 할 SiC 입자가 산화되어 기공을 형성하였기 때문으로 생각된다. 10 μm와 45 μm 크기의 SiC가

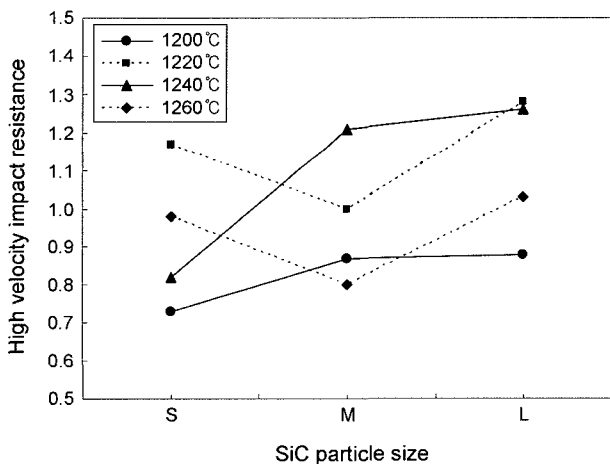


Fig. 5. Relative high velocity impact resistance according to SiC particle size (SiC content: 15 wt%).

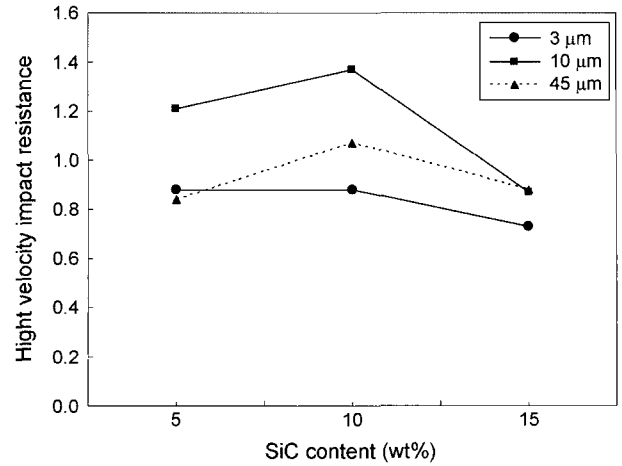


Fig. 6. Relative high velocity impact resistance according to SiC contents (sintering temperature: 1200°C).

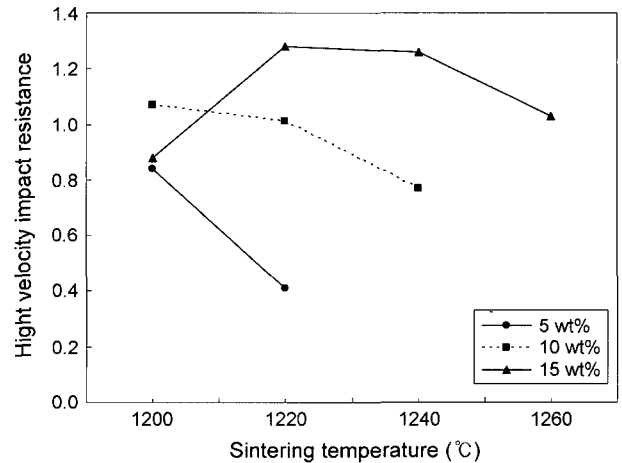


Fig. 7. Relative high velocity impact resistance according to sintering temperature (particle size: 45 μm).

첨가되었을 경우에는 SiC의 첨가량 증가에 따라 고속충돌 저항물성이 증가하다 감소하는 경향을 나타내었다. 소결온도에 따른 변화에서는 소결온도가 증가함에 따라 고속충돌 저항물성이 감소하는 경향을 보이며, 15 wt%의 SiC가 첨가되었을 때는 1220°C에서 소결되었을 때 최대값을 나타내었다. 재료의 물리/기계적 물성과 고속충돌 저항물성과의 상관관계⁹⁾는 아직 명확히 밝혀지지 않았으며, 고속충돌 과정에서 발생하는 파괴 메커니즘도 불분명하지만 강화상(SiC 입자 등)에서 균열전파 차단, 충격과 흡수 및 재료의 수축-팽창에 의한 제트 후반부의 교란효과¹⁵⁾ 등을 생각해 볼 수 있다. 그러나 많은 기공을 포함하고 있는 알루미늄-탄화규소 복합체에서는 고속충돌 저항물성 향상에 영향을 미치는 인자를 규명하기 어렵기 때문에 실험결과에 의존할 수밖에 없다.

3 μm 크기의 SiC 경우에는 15 wt%를 첨가하여 1220°C

에서 소결하였을 때, 고속충돌 저항물성을 응용한 방탄물성이 대표적인 방탄 세라믹인 Al_2O_3 에 비해 43% 우수한 PL-8¹⁴⁾ 시편에 비하여 1.17배의 고속충돌 저항물성을 나타내었다. 또한 10 μm SiC와 45 μm SiC를 첨가하였을 때에는 각각 10 wt%, 1200°C와 15 wt%, 1220°C의 경우에 1.37과 1.29의 고속충돌 저항물성을 나타내었다.

4. 결 론

PL-8 조성에 SiC 입경의 크기와 첨가량을 변화시키면서 알루미늄-탄화규소 복합재료를 제조하여 기계적 물성, 전자현미경 분석 및 고속충돌 저항물성을 측정하였다. 제조 조건에 따라 알루미늄-탄화규소 복합재료는 PL-8에 비하여 84-91%의 밀도를 가짐으로 경량 복합재료를 제조할 수 있었다. Al_2O_3 -SiC 소결공정에서 SiC와 원료(Al_2O_3)와의 산화반응으로 재료 내부에 기공을 형성하며, 이러한 기공은 SiC 입자 함량이 높을수록, 크기가 작을수록 그리고 소결온도가 높을수록 많이 형성되었다. 전체적으로, 첨가되는 SiC의 입경이 크고 소결온도가 낮을수록 고속충돌 저항물성이 향상되는 경향을 나타내었으며, 이는 SiC의 산화에 의해 생성되는 기공에 의한 영향이 크다고 할 수 있다. 평균 입경 10 μm 인 SiC 분말을 첨가하여 1200°C에서 소결한 경우, PL-8에 비해 37% 증가한 1.37의 고속충돌 저항물성을 나타내며 이때의 밀도는 2.35 g/cm³로 PL-8 밀도의 88%이었다. SiC로 강화된 PL-8 조성의 복합재료는 경량화와 함께 고속충돌 저항물성의 향상을 이룰 수 있었다.

REFERENCES

1. S. T. Buljan, A. E. Pasto, and H. J. Kim, "Ceramic Whisker- and Particulate-Composites: Properties, Reliability, and Applications," *Ceram. Bull.*, **68** [2] 387-94 (1989).
2. D. L. McDanel, T. T. Serafini, and J. A. DiCarlo, "Polymer, Metal, and Ceramic Matrix Composites for Advanced Aircraft Engine Applications," *NASA Technical Memorandum*, **N86-13407** 1-26 (1985).
3. K. M. Prewo and J. J. Brennan, "Silicon Carbide Yarn Reinforced Glass Matrix," *J. Mater. Sci.*, **17** 1201-06 (1982).
4. K. M. Prewo and J. J. Brennan, "High-Strength Silicon Carbide Fibre-Reinforced Glass-Matrix Composites," *J. Mater. Sci.*, **15** 463-68 (1980).
5. K. P. Gadkaree, "Whisker Reinforcement of Glass-Ceramics," *J. Mater. Sci.*, **26** 4845-54 (1991).
6. M. A. McCoy and A. H. Heuer, "Microstructural Characterization and Fracture Toughness of Cordierite-ZrO₂ Glass-Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71** [8] 673-77 (1988).
7. K. M. Prewo, "Fiber-Reinforced Ceramics: New Opportunities for Composite Materials," *Ceram. Bull.*, **68** [2] 395-400 (1989).
8. J. H. Choi, C. H. Lee, S. N. Chang, and S. K. Moon, "Long-Rod Impact Phenomena: Role of Wave Interaction on Crack Propagation," *Int. J. Impact Eng.*, **17** 195-204 (1995).
9. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "The Relation between Physical/Mechanical Properties and Ballistic Properties in Several Engineering Ceramics," *J. Kor. Soc. Comp. Mater.*, **18** [6] 34-9 (2005).
10. D. R. Johnson and P. E. D. Morgan, "Ceramic Matrix Composites as Armor Materials," *Air Force Mater. Lab.*, **AD-876685** 1-58 (1970).
11. D. R. Johnson and P. E. D. Morgan, "Ceramic Matrix Composites as Armor Materials, Part II," *Air Force Mater. Lab.*, **AD-886984** 1-65 (1971).
12. T. J. Holmquist, M. Rajendran, D. W. Templeton, and K. D. Bishnoi, "A Ceramic Armor Material Database," *TARDEC*, **ADA362926** 1-240 (1999).
13. J. Awerbuch and S. R. Bodner, "Analysis of the Mechanics of Perforation of Projectiles in Metallic Plates," *Int. J. Solids Structures*, **10** 671-84 (1974).
14. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "Synthesis of Alumina-Silica Ceramic Armor Material(I)," *J. Kor. Soc. Comp. Mater.*, **18** [6] 40-7 (2005).
15. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "Synthesis of Alumina-Silica Ceramic Material(II)," *J. Kor. Soc. Comp. Mater.*, **18** [6] 48-53 (2005).
16. T. J. Moynihan, S. C. Chou, and A. L. Mihalcin, "Application of the Depth-of-Penetration Test Methodology to Characterize Ceramics for Personnel Protection," *Army Research Lab.*, **ADA376698** 1-43 (2000).
17. J. H. She and K. Ueo, "Densification Behavior and Mechanical Properties of Pressureless-Sintered Silicon Carbide Ceramics with Alumina and Ytria Additions," *Mater. Chem. Phys.*, **59** [2] 139-42 (1999).
18. Y.-S. Chun and Y.-W. Kim, "Processing of Silica-Bonded Silicon Carbide Ceramics," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **43** [6] 327-32 (2006).