

A Resistance Property Against High Velocity Impact on Glass-SiC Composites

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 6, 2006)

유리-탄화규소 복합재료의 고속충돌 저항물성

김창욱[†] · 이형복

명지대학교 신소재공학과

(2006년 9월 22일 접수; 2006년 10월 6일 승인)

ABSTRACT

The glass-SiC composites have been manufactured via viscous flow of glass for investigating their sinterability and various properties. The relative density of 99.6% could be achieved when 5 wt% SiC was mixed with glass powder, glass-rearranged at 460°C for 3 h and then sintered at 665°C for 1 h. The sintered density was decreased as adding more than 5 wt% SiC to glass powder. The resistance properties against hyper velocity copper jet formed by explosion of K215 warhead were compared with other ceramics such as Al₂O₃ and pyrex, resulting in lower values than that of Al₂O₃.

Key words : Glass-SiC composite, Viscous sintering, Impact resistance property, Copper jet

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 손상을 입는 등의 문제점들을 극복하여야 한다.⁷⁾ 유리를 기지재료로 사용할 경우에는 제조가 용이하고 치밀화가 잘 되며 탄성계수, 열팽창계수 등이 낮은 특성들을 지니고 있음으로 세라믹 복합재료의 문제점을 극복할 수 있고 가격이 저렴하기 때문에 상업적으로도 잠재력이 큰 재료라 하겠다.⁸⁾

본 연구에서는 고속충돌에서 발생하는 충격파에 의해 균열이 발생하는 유리⁹⁾를 SiC 입자로 강화시켜 고속충돌 저항물성이 유리에 비하여 우수한 유리-탄화규소 복합체

를 개발하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1. 복합재료 제조

2.1.1. 모유리 분말

Soda-lime silicate계 유리를 복합재료의 기지(matrix) 재료로 사용하였으며, 그 조성을 Table 1에 나타내었다. Fig. 1의 실험공정도와 같이 soda-lime silicate계 유리를 분쇄기로 분쇄한 후, 알루미늄 pot와 알루미늄 ball을 사용하여 48시간 동안 물을 용매로 ball milling하여 미분쇄하였다. Ball milling된 유리 slurry는 80°C로 유지된 건조로(dry oven)내에서 48시간 건조하였으며, 80 mesh의 sieve를 통과한 180 μm 이하의 입자크기를 가진 분말을 모유리 분말로 사용하였다.

2.1.2. 복합체 분말

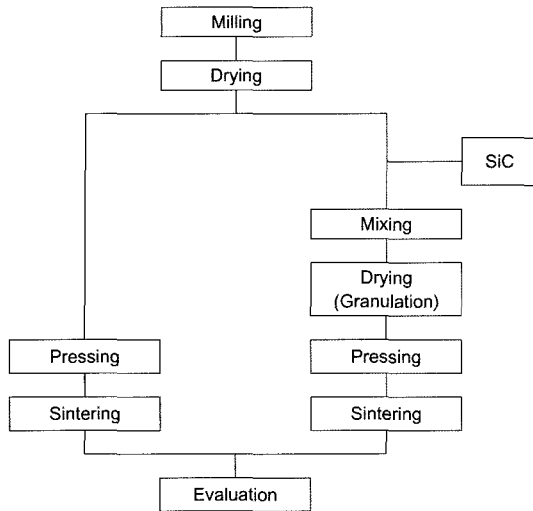
강화제로 사용된 탄화규소는 노르웨이 Saint Gobain사의 F360 분말을 사용하였으며, 평균 입경은 21.3~24.3 μm 이고 순도는 99.8%이었다. Table 2에 본 실험에 사용된 유리-탄화규소 복합재료의 유리와 탄화규소(SiC)의 중량비를 나타내었다.

건조된 모유리 분말에 SiC 분말을 각각 5, 10, 15 wt%를 투입한 후 물을 용매로 하여 알루미늄 pot에서 알루미늄 ball을 사용하여 24시간 동안 습식 혼합하였다. 혼합공정에서 결합제로 3 wt% 이하의 PVA #217을 첨가하였으며, slurry의 응집을 방지하고 균일한 분포를 위해 소량의

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

Table 1. Composition of Soda-Lime Silicate Glass

	SiO ₂	Na ₂ O	CaO	MgO	Al ₂ O ₃
wt%	72	13	11	3	1

**Fig. 1.** Flow diagram of experiment.**Table 2.** Weight Fractions of Glass-SiC Composite

Specimen designation	Weight fraction (wt%)	
	Glass	SiC
GS0	100	0
GS5	95	5
GS10	90	10
GS15	85	15

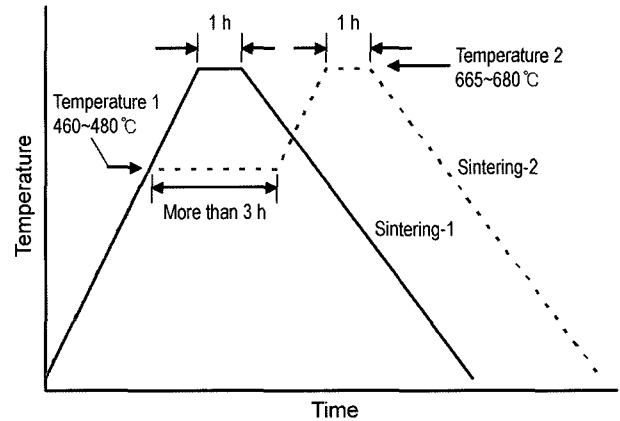
해교제를 투입하였다.

Slurry는 디스크형 분무건조기를 사용하여 분무건조 하였으며, 이때의 조건은 입구온도 190°C, 출구온도 110°C, 그리고 디스크 회전수 9,500 rpm이었다.

2.1.3. 성형 및 소결

각 분말을 소형시편의 경우에는 직경 4 cm의 몰드에서 일축성형한 후 성형밀도를 높이기 위해 2차로 정수압 성형(CIP)하였으며, 대형시편의 경우에는 300톤 프레스를 사용하여 성형압력 1200 kg/cm²로 성형하였다. 이 경우 성형 밀도는 이론 밀도의 약 65% 이상을 나타내었다.

성형된 시편은 전기로를 사용하여 소결 온도까지 승온하여 1시간 유지후 노냉하였다. Fig. 2는 본 연구에서 제조된 유리-탄화규소 복합재료의 소결을 위해 사용된 소결 조건을 나타낸 것이다. 'Sintering-1'은 상온에서 소결온도 (temperature 2: 665~680°C)까지 3°C/min의 승온속도로 승온하여 소결온도에서 1시간 유지한 후 노냉을 한 조건이며, 'Sintering-2'의 소결조건은 승온속도 3°C/min으로 유리의 재배열 온도(temperature 1: 460~480°C)까지 승온하

**Fig. 2.** Sintering conditions of glass-SiC composites.

여 유리의 재배열이 충분히 일어나도록 3시간 이상 유지한 후 다시 3°C/min의 승온속도로 소결온도(temperature 2)까지 승온하여 1시간 유지하여 노냉한 것이다.

2.2. 분석 및 측정

2.2.1. 밀도 측정

상압 소결된 시편의 밀도는 KS L 3114에 따라 시편을 100°C에서 3시간 이상 끓인 후 시편의 부유무게(W_{sus})와 포수무게(W_{sat})를 측정하여 부피를 계산하고, 시편의 건조무게(W_d)로부터 다음 식(1)을 사용하여 계산하였다. 상대 밀도는 측정밀도와 이론밀도와의 백분율로부터 산출하였으며, 측정은 시편당 3회 실시하여 평균값을 취하였다.

$$\text{부피비중} = \frac{W_d}{W_{\text{sat}} - W_{\text{sus}}} \quad (1)$$

2.2.2. X-선 회절 분석

소결후 복합체에 존재하는 결정상을 확인하기 위해 X-선 회절 분석기(PW 1820, Philips Co., Holland)를 사용하여 10° < 2θ < 80°의 범위에서 CuKα를 target으로 사용하여 X-선 회절 분석을 행하였다.

2.2.3. 시차 열분석(DTA/DSC)

첨가된 SiC 분말의 공기중에서의 분해온도를 조사하기 위해 DTA(Differential Thermal Analysis)와 DSC 분석(910 Differential Scanning Calorimeter, DuPont, USA)을 하였으며, 이때 승온속도는 10 K/min이었다.

2.2.4. 미세구조 관찰

소결 시편의 기공분포와 미세구조를 관찰하기 위하여 시편의 연마된 표면과 파면을 금(Au)으로 코팅하여 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.

2.2.5. 고속충돌 저항물성 측정

고속충돌 저항물성은 K215 탄의 기폭시 형성되는 구리 제트가 고속으로 유리-탄화규소 복합체에 충돌하여 관통할 때, 이에 대한 저항 정도를 의미한다. 고속충돌 저항물

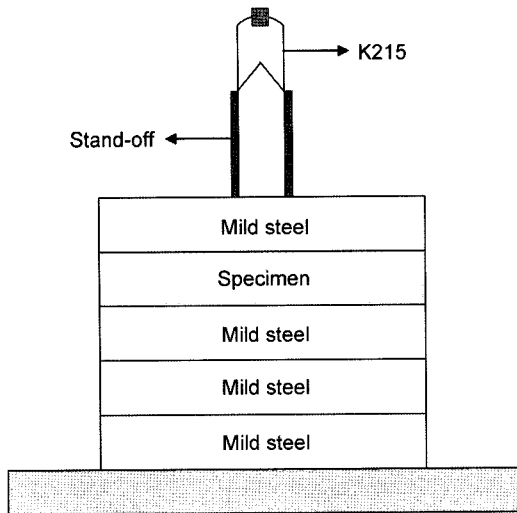


Fig. 3. Schematic diagram of experimental set-up for copper jet impact.

성을 측정하기 위한 실험장치도를 Fig. 3에 나타내었다. 구리 제트가 100×100×25 mm 크기의 유리-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.¹⁰⁻¹²⁾

시편의 고속충돌 저항물성은 방탄재료의 물성평가 방법으로 사용되는 관계식(2)를 사용하여 구할 수 있다.¹³⁾

$$\epsilon_m = \frac{\rho_m(d_o - d)}{\rho_c t} \quad (2)$$

이때 시편의 밀도를 ρ_c , 두께를 t 라 하고 연강의 밀도를 ρ_m , 시편을 제외한 연강의 관통깊이를 d 라 하며, d_o 는 실

험에 사용된 이격거리에서 기폭된 K215 탄의 연강에 대한 기준 관통력을 의미한다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 소결 거동

유리-SiC 혼합체의 점성 소결온도를 결정하기 위하여 실험에 사용된 유리분말 혼합체의 DTA 측정 결과를 Fig. 4(a)에 나타내었다. 241°C와 379°C 부근에서 발열반응이 나타났으며, 600°C 이상에서는 발열반응이 나타나지 않았다. 따라서 저온(600°C 이하)에서 보다 정밀한 열분석을 위하여 DSC 측정을 행하였다.

Fig. 4(b)의 DSC 측정결과에서 241°C와 310°C는 분말에 첨가된 유기 결합제(PVA #217)의 휘발에 의한 것이며, 384°C의 발열은 유리분말의 전이온도이다. 이는 일반적인 soda-lime silicate계 유리의 전이온도인 505°C에 비해 약 120°C 가량 낮은 것으로서, 유리의 분말화로 인한 비표면적의 증가 때문으로 여겨진다.

유리 분말의 전이온도가 soda-lime silicate계 유리의 전이온도보다 낮은 것으로 보아 전반적인 유리의 특성 온도가 낮아질 것으로 판단되며, 따라서 유리의 점성 소결 온도 역시 soda-lime silicate계 유리의 일반적인 연화온도인 730°C 보다 훨씬 낮은 온도에서 소결이 이루어질 것임을 예측할 수 있다.

본 연구에서 사용된 유리분말은 약 650~690°C에서 치밀화가 일어났으며, 일반적인 soda-lime silicate계 유리의 소결온도로 판단되는 800°C 부근부터는 소결체의 일부가 녹아내려 불투명하고 일그러진 형상을 갖는다. 소결온도를 1000°C 이상으로 하면 완전히 재용용되어 기공이 내재된 투명한 유리로 되었다.

3.2. 소결 밀도

Table 3은 ‘sintering-1’의 소결조건으로 각각 670°C와 680°C에서 소결된 유리-탄화규소 복합재료의 밀도를 나

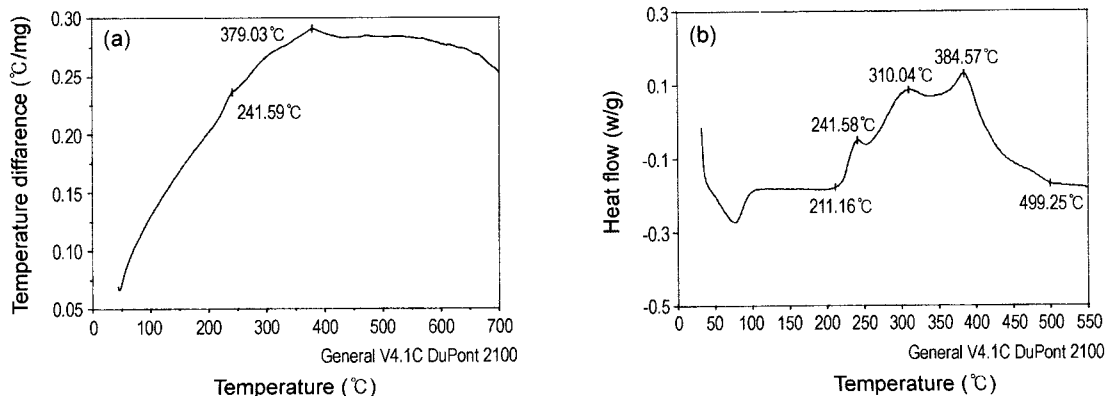


Fig. 4. Analysis results of glass-SiC powder (a) DTA and (b) DSC.

Table 3. Density of Composites Sintered with 'Sintering-1' Condition

Specimen designation	Sintering temperature	670°C		680°C	
		Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)	Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)
GS0		2.26	91.9	2.45	99.6
GS5		2.14	85.6	2.17	86.8
GS10		2.22	87.4	2.14	84.3

타낸 것이다. 'Sintering-1'의 조건에서 SiC 분말을 첨가하지 않은 경우(GS0)에는 670°C에서 상대밀도가 91.9%, 680°C에서 99.6%까지 되는 치밀한 유리 소결체를 얻을 수 있었으나, SiC가 첨가되는 경우에는 소결밀도가 90% 이하로 측정되었다. 이와 같이 유리-탄화규소 복합재료의 치밀화 정도가 낮은 이유는 주로 첨가된 SiC 분말이 공기중 산소 혹은 유리의 주성분인 SiO₂와 반응하여 CO₂ 가스가 분출되는 반응으로 인해 점성소결시에 발생하는 폐기공 내부의 압력을 높이기 때문인 것으로 생각된다.

'Sintering-1'의 소결조건으로 유리-탄화규소를 소결하였을 경우, Table 3에서와 같이 낮은 소결밀도를 나타냄으로 복합재료의 치밀화를 증진시키기 위해 소결온도로 승온 도중에 유리 전이온도 보다 약간 높은 온도에서 유리를 재배열시키는 'sintering-2'의 소결조건으로 복합재료 성형체를 소결하였다. 복합재료는 유리 재배열 온도에서 3시간 이상 충분히 유지한 후 소결온도로 재차 승온하여 1시간 유지하였다. 이때 유리 재배열 온도는 연화점과 소결온도와의 차이를 고려하여 460~480°C로 결정하였다.

Tables 4와 5에 'sintering-2' 조건으로 소결온도와 유리 재배열 온도 그리고 유리 재배열 시간을 변화시키면서 유리-탄화규소 복합재료를 치밀화하여 측정된 밀도를 나타내었다. 유리-탄화규소 분말 복합재료의 소형시편에서는

460°C에서 3시간 유지하여 유리의 재분배를 촉진한 후 665°C에서 1시간 유지하여 소결하는 것이 가장 높은 소결밀도를 얻을 수 있었다. 이때 GS5는 99.2%의 상대밀도를, 그리고 GS10 시편은 95.7%의 상대밀도를 나타내었다. Tables 4와 5의 결과를 비교할 때, 같은 재배열 온도와 시간에서 5°C의 소결온도 차이가 최고 7.2%의 상대밀도 차이를 나타내는 것으로 알 수 있듯이 점성소결의 치밀화 온도 범위가 매우 좁은 온도 범위에 존재하고 있다는 것을 알 수 있다.

3.3. X-선 회절분석 결과

SiC는 공기중의 산소 혹은 유리의 주성분인 SiO₂와 반응하여 산화됨으로 열처리 공정후 첨가된 SiC가 소결체에 존재하는지에 대한 여부를 판단하기 위하여 X-선 회절분석을 시행하였다. 상호비교를 위해 비정질인 유리로만 이루어진 유리 분말 성형체를 'sintering-1'의 조건으로 680°C에서 점성 소결한 GS0 시편과 5 wt%의 SiC 분말이 유리 분말에 함유되고 'sintering-2'의 조건에서 99.2%의 상대밀도를 나타낸 GS5 소결체에 대한 X-선 회절분석 결과를 Fig. 5에 수록하였다.

Fig. 5(a)와 같이 탄화규소가 첨가되지 않은 GS0 소결체는 비정질 재료의 특징인 약 20도 부근에서 완만한 곡

Table 4. Density of Composites Sintered with 'Sintering-2' Condition (Sintering Temperature: 670°C)

Specimen designation	Rearrangement condition	460°C, 3 h		460°C, 6 h		480°C, 3 h	
		Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)	Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)	Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)
GS5		2.30	92.0	2.28	91.2	2.41	96.4
GS10		2.34	92.1	2.42	95.3	2.34	92.1

Table 5. Density of Composites Sintered with 'Sintering-2' Condition (Sintering Temperature: 665°C)

Specimen designation	Rearrangement condition	460°C, 3 h		460°C, 6 h	
		Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)	Density (g/cm ³)	Relative density (%TD)
GS5		2.48	99.2	2.43	97.2
GS10		2.43	95.7	2.40	94.5

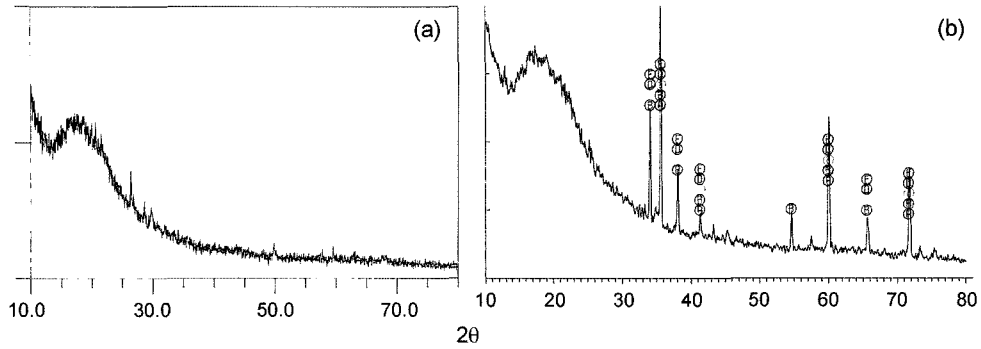


Fig. 5. XRD patterns of (a) sintered glass powder (GS0) and (b) sintered glass-SiC composite (GS5).

선을 나타내고 있으며, 결정 피크(peak)는 보이지 않고 있다. 25도 부근과 30도 부근의 약한 피크는 X-선 회절분석을 위해 유리 소결체를 분말로 만드는 과정에서 혼합된 불순물일 가능성이 크다. 한편 Fig. 5(a)의 약한 피크는 소결 과정에서 일부분이 비정질 유리에서 결정화 유리로 되었을 수도 있으나 그 가능성은 매우 낮다. 5 wt%의 탄화규소 분말이 첨가된 Fig. 5(b)의 GS5 시편에 대한 X-선 회절분석 결과를 보면 Fig. 5(a)와 같이 20도 부근에서 완만한 곡선을 나타내는 전형적인 비정질 재료의 특징과 함께 전 구간에 걸쳐 α-SiC 피크가 관찰되었다. 이로써 GS5 시편은 소결 후 비정질 재료인 유리와 결정질인 탄화규소의 복합재료임을 알 수 있다.

위의 결과는 SiC가 가장 적게 혼합된 유리-탄화규소 점성 소결체(GS5)에 결정질 SiC가 잔류함으로 10 wt%의 SiC가 함유된 GS10 시편도 SiC가 잔류하는 유리-탄화규소

복합재료임을 알 수 있다.

3.4. 미세구조 분석

점성소결로 제조된 유리와 유리-탄화규소 복합재료의 미세구조를 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 결과를 Fig. 6에 수록하였다. 관찰된 시편들은 모두 'sintering-1'의 조건으로 670°C에서 1시간 점성 소결된 시편들이다.

실험에서 제조된 시편들은 전체가 유리(GS0)이거나 85% 이상이 비정질인 유리로 되어 있기 때문에 화학적인 에칭에 의해 결정질의 형상이나 결정의 grain boundary 등을 관찰하는 것이 불가능하였다. 따라서 연마된 표면과 파면을 에칭하지 않고 금으로 코팅하여 관찰하였다.

Fig. 6(a)는 유리 분말을 소결한 시편(GS0)으로 소결 과정에서 내부에 갇힌 기공이 분포되어 있는 형상을 보여주고 있다. Fig. 6(b)~(d)는 유리-탄화규소 복합재료 소결

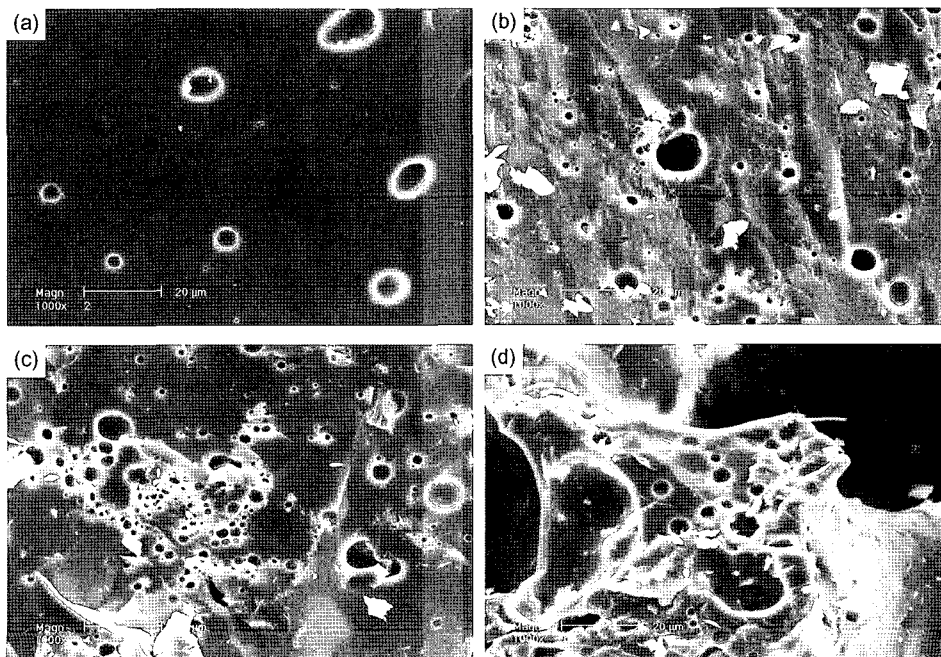


Fig. 6. SEM photographs of specimens (a) GS0, (b) GS5, (c) GS10, and (d) GS15.

체의 파면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 에칭이 되어 있지 않기 때문에 파면관찰로는 결정질과 유리질을 확연하게 구분할 수 없었다. 그러나 Fig. 6(a)에서 볼 수 있는 유리 기지(matrix)와 함께 불균일한 모양의 입자들이 혼재되어 있는 것을 볼 수 있다. 이들 입자들이 SiC 입자일 것으로 판단되나, 결정질(SiC)과 유리질(SiO₂)의 주성분이 모두 Si이기 때문에 주사전자현미경의 원소분석으로도 결정질과 유리질을 구분할 수 없었다. 분말의 혼합과정에서 투입된 탄화규소 분말의 평균 입경이 21.3~24.3 μm 임에도 불구하고 사진에서 보이는 결정질의 크기가 이보다 작은 것은 입자의 일부분이 열처리 과정에서 산화됨에 따른 것으로 판단된다. 15 wt%의 탄화규소가 첨가된 GS15 시편의 파면 사진에서 부풀어짐에 의해 생긴 커다란 공극(void)들을 관찰할 수 있었다. 이러한 공극은 탄화규소가 공기중의 산소 혹은 유리질의 SiO₂와 반응하여 발생한 가스에 의한 것으로 판단된다.

소결후 시편의 형상과 미세구조 사진으로 판단하여 보면 유리 기지에 탄화규소와 같은 비산화물계 강화재의 과다한 첨가는 산화반응으로 인하여 발생하는 가스로 인해 점성 소결이 방해받으며, 또한 커다란 공극의 형성으로 본래 시편 형상을 유지하기 어려워진다. 따라서 유리-탄화규소 복합재료에서는 첨가되는 탄화규소의 양을 15 wt% 이하로 조절하여야 한다.

3.5. 고속충돌 저항물성

고속충돌 저항물성 측정을 위한 유리-탄화규소 시편 제조는 시편의 크기가 커짐에 따라 점성 소결이 매우 어려웠다. 이는 점성 소결을 위한 열처리 과정에서 발생하는 시편 내부와 외부의 온도 편차에 의해서 열이 먼저 전달되는 시편의 외부가 먼저 소결되기 때문이다. 이로 인하여 시편 내부에 존재하는 기공과 입자의 이동이 방해받아서, 승온속도가 너무 빠르면 시편의 외부는 소결되지만 시편 내부는 소결되지 않고 성형된 상태로 남아있게 된다. 또한 승온속도가 느리면 소결전에 유리가 연화되어 시편의 형상을 유지시킬 수 없었다. 여러 번의 소결실험 결과에 따라 고속충돌 저항물성 측정을 위한 크기(100×100×25 mm)의 시편 소결은 'sintering-2'의 조건에서와 같이 3°C/분으로 승온하여 유리의 재배열 온도인 460°C에서 3시간 유지하고 650°C에서 1시간 유지하여 소결하였다. 소결온도를 665°C로 높이거나 승온속도를 늦추면 시편은 그 형상을 유지하지 못하였다. 고속충돌 저항물성을 측정된 GS5 시편의 상대밀도는 92.4%이었으며, 이는 시편의 형상을 유지시키기 위하여 소결온도를 낮추었기 때문에 완전한 소결이 이루어지지 않은 것으로 판단된다.

GS5 시편의 고속 제트에 대한 충돌저항 물성을 다른 세라믹스¹¹⁾와 비교하여 Table 6에 나타내었으며, 고속충돌 저항물성은 식(1)로 계산된 PL-8(45 wt% Al₂O₃-51 wt%

Table 6. High Velocity Impact Resistance Property of Some Ceramics

Specimen	Density (g/cm ³)	Relative impact resistance
Pyrex	2.53	0.89
Quartz	2.65	0.40
PL-8	2.68	1.00
Al ₂ O ₃	3.91	0.70
GS5	2.31	0.36

SiO₂)의 고속충돌 저항물성을 1.00으로 하여 그 비율로 나타낸 것이다.

Table 6의 세라믹스에 대한 고속충돌 저항물성은 알루미늄-실리카계 세라믹인 PL-8이 가장 높으며 Al₂O₃가 PL-8의 고속충돌 저항물성에 비해 0.70의 값을 나타내고 있다. 이와 같은 고속충돌 저항물성은 각 재료의 조성, 제조공정 및 기계적 물성에 따라 상이하기 때문에 단편적으로 비교하기 어려우나, GS5가 다른 세라믹스에 비하여 상대적으로 낮은 고속충돌 저항물성값을 나타내고 있다. 이는 주로 GS5 시편 내부에 존재하는 기공들로 인하여 고속충돌에 의해 발생한 충격파의 효과적인 흡수 및 분산이 이루어지지 않은 것으로 사료된다.

Al₂O₃ 혹은 SiO₂를 주성분으로 하는 pyrex에 비하여 알루미늄-실리카계 세라믹인 PL-8의 고속충돌 저항물성이 높은 것으로부터 유리-탄화규소 복합재료의 치밀한 대형 시편을 얻을 수 있도록 열처리 공정을 개선하면 강화재로 사용된 SiC 입자에서 균열 전파가 차단되어 우수한 고속충돌 저항물성을 나타낼 것으로 기대된다.

4. 결 론

점성소결을 이용하여 유리-탄화규소 복합재료를 제조하는 본 연구에서 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Soda-lime silicate계 유리를 분말화합으로 인해 유리의 전이온도 및 연화온도 등이 약 100~120°C 정도 낮아짐으로서 보다 저온에서의 점성 소결이 가능하였다.
2. 유리-탄화규소 복합재료는 5 wt%의 탄화규소 분말이 모유리 분말에 첨가되었을 때, 460°C에서 3시간 유지하는 유리 재배열 과정과 665°C에서 1시간 유지하는 점성 소결 공정을 통하여 최고 상대밀도 99.6%의 치밀한 시편을 얻을 수 있었다.
3. SiC의 첨가량은 10 wt% 이내로 제한되었으며, 700°C 이상에서는 소결체의 부풀어짐 현상이 발생하였다. 이는 첨가된 SiC가 공기중 혹은 유리 주성분의 하나인 SiO₂와 반응하여 발생시키는 가스 때문인 것으로 판단된다.
4. 이상적인 유리 재배열 온도와 유지시간, 그리고 점성 소결온도와 유지시간은 그 범위가 매우 좁아 정밀한 온도조절이 시편 제조의 핵심이었으며, 본 연구에서 제조된

시편보다 크기가 큰 시편은 시편 내부와 외부의 온도 차이에 의하여 치밀한 소결체를 얻는 것이 어려웠다.

5. 향후 고속충돌 저항물성 측정을 위한 100×100×25 (mm) 크기의 시편을 만들기 위해서는 소결온도에서 부풀어짐 현상을 방지하고 시편의 형상을 유지하면서 높은 상대밀도를 얻을 수 있도록 mold 내에서 성형체를 소결하는 등의 열처리 공정과 열처리 조건을 개선하여야 하며, 98% 이상의 상대밀도를 갖는 시편은 고속충돌에 대한 높은 저항물성을 나타낼 것으로 기대된다.

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. J. Brennan and K. M. Prewo, "Silicon Carbide Fiber Reinforced Glass-Ceramic Matrix Composites Exhibiting High Strength and Toughness," *J. Mat. Sci.*, **17** 2371-83 (1982).
9. 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).
10. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "The Relation between Physical/Mechanical Properties and Ballistic Properties in Several Engineering Ceramics(in Korean)," *J. Kor. Soc. Comp. Mat.*, **18** [6] 34-9 (2005).
11. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "Synthesis of Alumina-Silica Ceramic Armor Material(I)(in Korean)," *J. Kor. Soc. Comp. Mat.*, **18** [6] 40-7 (2005).
12. C.-S. Kim and H.-B. Lee, "Synthesis of Alumina-Silica Ceramic Material(II)(in Korean)," *J. Kor. Soc. Comp. Mat.*, **18** [6] 48-53 (2005).
13. 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 (2000).