

## 산화물 결합 탄화규소 다공질 소재에 관한 연구

이재춘·국일현

한국원자력연구소 원자력소재개발실

(1989년 12월 11일 접수)

---

### Studies on the Oxide Bonded Silicon Carbide Porous Materials

Jae Chun Lee and Il Hyun Kook

Korea Atomic Energy Research Institute

Dept. of Nuclear Materials Development

(Received December 11, 1989)

#### 요 약

고온 가스필터로 사용될 수 있는 탄화규소 다공질 소재를 산화물 결합제를 이용하여 제조하였다. chamotte, frit 그리고 인산을 출발물질로 하여 고온에서 사용할 수 있는 결합제를 합성하였다. 탄화규소 다공질체의 상온 꺾임강도는 결합제 성분중의 frit의 양과 소성온도가 클수록 증가하였으나 1320°C 이상의 온도에서 소성된 결합제는 소성시간이 길수록 급격한 상전이를 일으키는 cristobalite 형의  $AlPO_4$ 의 생성이 증가됨을 보였다. 탄화규소 필터소재의 평균 기공크기는 평균 탄화규소 입자크기의 약 1/3이었다.

#### ABSTRACT

Silicon carbide porous materials used for hot gas filters were prepared using oxide binder. Chamotte, frit and  $H_3PO_4$  were starting materials to synthesize the oxide binder for high temperature-use. Room temperature bending strength of the silicon carbide porous body was increased with increasing firing temperature or with the amount of the content of frit in the oxide binder. However, in the oxide binder fired above 1320°C, cristobalite form of  $AlPO_4$  phase which undergoes rapid inversion became more prominent with increasing firing time. The average pore size of the silicon carbide filter materials was found to be about one third of the average grain size of the silicon carbide powder used in this study

#### 1. 서 론

소각에 의한 가연성 고체 폐기물을 안전하게 처리하기 위해서는 소각로에서 발생하는 수  $\mu m$  크기의 분진을 포집할 수 있는 여과장치가 필요하다. 고온, 고압(약 1000°C, 4bar) 하에서 사용할 수 있는 여과체로서 SiC

고온 가스필터가 사용되고 있다<sup>1)</sup>. SiC는  $SiO_2$ , 혹은  $Al_2O_3$  등의 세라믹 소재보다 산 및 알칼리에 대한 내부식성, 열충격 저항 등이 우수하여 특히 방사성 폐기물 소각로의 분진 포집용 필터의 소재로<sup>2)</sup> 사용되고 있다고 알려져 있으나 SiC 필터 소재의 제조 및 물성에 관한 연구 보고는 별로 알려져 있지 않다.

SiC 내화물 제조에서 사용되는 결합방법으로는 점토가 주 결합제로 사용되는 산화물 결합외에<sup>3-5)</sup> 산질화규소 결합, 반응결합들이<sup>6)</sup> 사용되고 있다. 이중 점토결합 SiC 소결체는 다른 결합체를 사용한 것보다 물성이 다소 취약하나, 특수한 제조 조건이 필요하지 않아 부피가 비교적 큰 고온 가스필터 제품의 경우, 일반 소성로에서 저렴하게 생산할 수 있다는 장점이 있다. 한편 내화물의 결합제로 널리 사용되는 것으로 앞에서 기술한 점토결합 외에 인산염 결합이 알려져 있다<sup>10-15)</sup>. 인산염 결합은 인산, 제 1 인산암모늄, 또는 제 1 인산알루미늄 등이 내화재료와 상온 및 가열에 의해 생성되는 내화결합을 갖는 것이 특징이다. 인산염 결합을 갖는 내화물은 400~1050℃의 온도범위에서 기계적 강도가 우수한 것으로 알려져 있으며, 인산을 첨가하여 제조된 알루미늄질 chamotte의 인산염 결합 내화물은 결합체 성분중의 P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 함유량이 증가 할수록 상온 및 고온의 기계적 강도가 커진다고 알려져 있다<sup>11,14)</sup>

본 연구에서는 chamotte, frit 및 인산을 출발원료로 산화물 결합체를 합성하여 소성온도 및 시간이 결정상 생성에 미치는 영향과 원료조성에 따른 열팽창률 변화를 규명한 다음, 결합체와 소성온도에 따른 굽힘강도 변화와 평균 기공크기 및 공기투과율 등 제 물성을 측정함으로써 고온 가스필터 소재로서의 특성을 조사하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 원료 및 시편준비

SiC 필터 소재를 제조하기 위해 사용된 결합체는 Table 1의 화학조성을 갖는 chamotte, frit 그리고 85%인산(Junsei 사)을 원료로 사용하여 합성하였다. chamotte와 frit는 각각 230 mesh(64 μm)체를 통과시킨 후, C/F(chamotte와 frit의 무게 혼합비율)를 각각 6.5, 8.1, 12.7로 하여 막자사발에서 혼합한 다음, 인산을 첨가하여 재혼합 하였다. 각 혼합물을 550℃온도로 유지된 전기로에서 1시간 반응시킨 후, ball mill에서 분쇄하여 325

mesh 체를 통과시킨 분말을 결합제로 사용하였다.

SiC는 sieve 및 laser 회절분석(C I. L. A. S. Granulometre 715)결과, 평균입자크기가 각각 110 μm과 270 μm인 분말을 사용하였다. SiC 필터소재는 SiC분말과 결합체 13 wt%, 8% methyl cellulose 용액 6 wt%를 혼합한 것이었다. 냉간 쥐임강도 시편은 8x9x72 mm의 크기로, 평균 기공크기 및 공기투과율 측정용 시편은 내경 10 mm, 외경 30 mm, 높이 약 40 mm의 원통형으로 성형한 후 1270~1320℃의 온도에서 소성하였다. 각 원료의 X-선 회절분석 결과, chamotte는 mullite의 α-cristobalite로 되어 있으며 frit는 유리상, 그리고 탄화규소는 α-SiC였다.

### 2.2 물성측정

#### 2.2.1. X-선 회절

합성한 각 결합체의 소성온도와 시간에 따른 상변화를 규명하였다. (Rigaku, X-ray Diffractometer, Model No D/Max-B, CuKα, 30 Kv-15 mA, Scan speed 4°/min)

#### 2.2.2. 열팽창률

550℃에서 반응시킨 각 결합체를 1300℃에서 2시간 소결한 후 길이 20 mm의 열팽창시편을 제조하여 실온에서 1000℃까지 3℃/min의 가열 및 냉각 속도로 열팽창율을 측정하였다. (Rigaku, Model TMA 8141 BH)

#### 2.2.3. 내화도

200 mesh(74 μm)체를 통과한 결합체 분말을 사용하여 KS L 3113에 준하여 결합체의 내화도를 측정하였다.

#### 2.2.4. 쥐임강도

탄화규소 필터소재의 상온 쥐임강도는 load cell 100 kg, cross-head speed lmm/min, span 거리 50 mm의 시험조건으로 측정하여 측정값들의 평균치에서 ±15% 이내 속하는 것을 시편의 쥐임강도로 하였다(Instron, Model 6027).

#### 2.2.5. 평균기공크기 및 공기투과율 측정

튜브형 탄화규소 필터소재의 평균기공크기는 시편을 측정액(증류수)에 담근후 점차적으로 공기량을 증가시켜 시편의 전 표면에 기포가 균일하게 생성될 때의 압력을 측정하여 (bubble test) 아래 식에 의해 구하였다<sup>16)</sup>.

$$D = \frac{30 \gamma}{P} \dots\dots\dots(1)$$

여기서 D 기공크기(μm), γ 측정액의 표면장력(dyne/

**Table 1.** Chemical Compositions of Starting Materials Provided by Manufacturer. (wt%)

Comp. Mater.	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	TiO <sub>2</sub>	K <sub>2</sub> O	Na <sub>2</sub> O
Chamotte	54.0	41.0	3.0	0.6	0.4	0.2	0.8	—
Frit	50.0			20.0			20.0	10.0

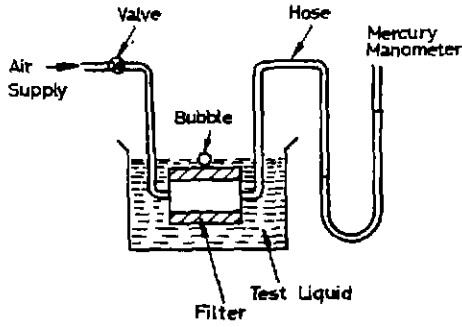


Fig.1. Schematic drawing of apparatus for determination of maximum and average pore size of filter materials.

cm<sup>2</sup>), 증류수의 경우 72 dyne/cm<sup>2</sup>, P : 압력차(mmHg)를 나타낸다.

Fig.1은 시편의 기공크기를 측정하는 장치개략도를 나타낸다. 필터소재의 기공투과율 측정은 기공통과량을 분당 5 l에서 35 l로 증가시키면서 manometer로부터 압력차를 측정한 후 다음식에 의해 구하였다.

$$\Omega = \frac{R}{A \cdot P} \dots\dots\dots(2)$$

여기서  $\Omega$  : 기공투과율 (ml/min/cm<sup>2</sup>/1cm. H<sub>2</sub>O), R : 기공통과량(ml/min), A : 필터의 표면적(cm<sup>2</sup>), P : 압력차(cmH<sub>2</sub>O)이다. 한편 필터소재의 일부분을 mercury porosimetry로 기공크기분포를 측정하므로써 bubble test와의 측정결과와 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. X-선 회절분석

인산과 450°, 550°, 650°C에서 각 1시간씩 일차 반응시킨 C/F=6.5인 결합체의 X-선 회절분석결과 (Fig.2)에 의하면 반응온도가 증가함에 따라

1) mullite와  $\alpha$ -cristobalite 결정상의 peak intensity 변화는 거의 없으며 2) tridymite형의 aluminum orthophosphate (T-AlPO<sub>4</sub>) 결정상(20.2°, 21.5°, 22.9°)의 peak는 증가하며 3) 회절각 2 $\theta$   $\approx$  15°와 31°의 peak는 소멸하거나 감소한다.

Fig.3은 결합제 조성 원료중 frit를 첨가하지 않은, chamotte와 20 wt% 인산과의 반응온도에 따른 X-선 회절분석 결과로서 Fig.2와는 대조적으로 T-AlPO<sub>4</sub> 결정상

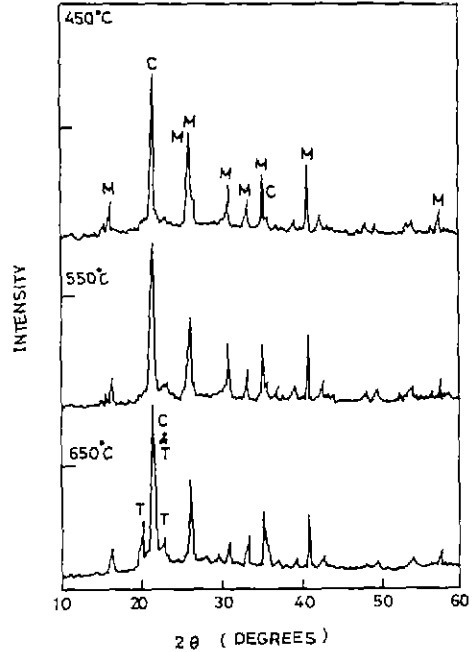


Fig.2 XRD results of binders of Chamotte/Frit=6.5 reacted at the indicated temperatures for one hour. M=mullite, T=T-AlPO<sub>4</sub>, and C= $\alpha$ -cristobalite.

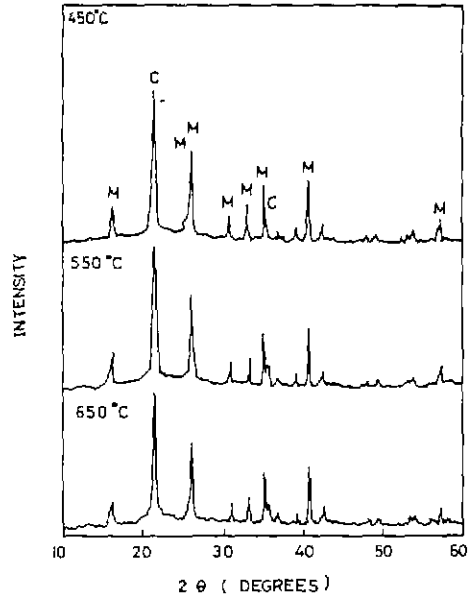


Fig.3. XRD results of mixtures of chamotte/20 wt% phosphoric acid reacted at the indicated temperatures for one hour. M=mullite and C= $\alpha$ -cristobalite.

peak와  $2\theta \approx 15^\circ$ 에서의 peak는 거의 관찰되지 않으며 반응온도에 따른  $2\theta \approx 31^\circ$ 에서의 peak 변화도 없다.

Fig.2와 3의 X-선 회절분석 결과로부터 인산이 결합제 조성중 비정질상인 frit가 가지고 있는  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$  등의 성분과  $650^\circ\text{C}$  이하의 온도에서 반응을 시작하여  $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$  ( $31.0^\circ$ ),  $\text{SiO}_2\text{P}_2\text{O}_5$  ( $23.5^\circ$ ,  $26.2^\circ$ ) 등의 결정상을 생성시킨 후  $650^\circ\text{C}$ 의 온도 부근에서는 비정질상으로 용해되어 T- $\text{AlPO}_4$ 의 생성을 촉진시키는 것으로 해석된다.

1차 반응이 끝난 결합제를 고온에서 소성한 경우에 온도와 시간에 따른 결정상의 변화가 Fig.4와 5에 나타나 있다. C/F=6.5인 결합제의 경우(Fig.4), 소성온도가  $1100^\circ\text{C}$ 에서  $1250^\circ\text{C}$ 로 증가된 경우에 T- $\text{AlPO}_4$ 와 mullite의 peak intensity 변화는 없으나  $1300^\circ\text{C}$ 와  $1350^\circ\text{C}$ 에서 소성한 경우에는 T- $\text{AlPO}_4$ 의 peak intensity가 mullite에 비해 소성온도가 증가할 수록 점차 작아지면서 cristobalite form의  $\text{AlPO}_4$  (C- $\text{AlPO}_4$ )라고 생각되는 peak( $2\theta \approx 31.9^\circ$ )는 상대적으로 커지는 경향을 보여주고

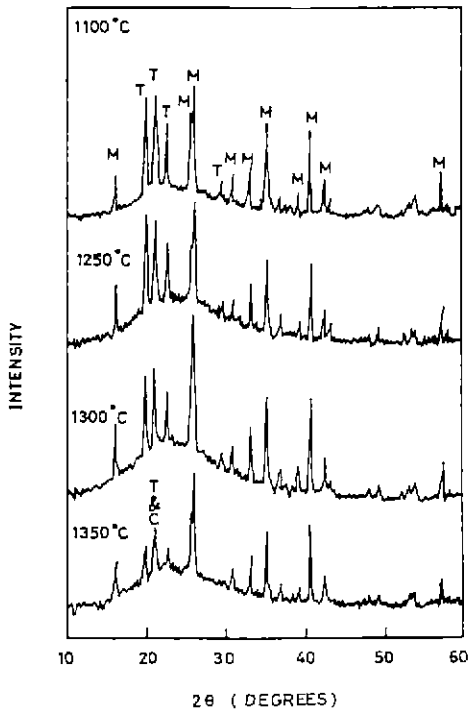


Fig.4. XRD results of binders of Chamotte/Frit=6.5 fired at the indicated temperatures for two hours. M=mullite, T=T- $\text{AlPO}_4$ , and C=C- $\text{AlPO}_4$ .

있다. 이러한 C- $\text{AlPO}_4$ 의 성장은 Fig.5의 C/F=8.1인 결합제에서 더욱 뚜렷한데,  $1320^\circ\text{C}$ 에서 10 시간과 20 시간 소성한 시편에서 소성시간이 길수록  $2\theta \approx 21.9^\circ$ 에서 현저한 peak의 증가를 확인할 수 있다.

이상의 X-선 회절분석결과로 결합제는 mullite, T- $\text{AlPO}_4$ , C- $\text{AlPO}_4$ 의 결정상과 비정질상으로 이루어져 있으며 고온에서 장시간 소성한 결합제에서는 C- $\text{AlPO}_4$ 의 존재가 뚜렷한 것을 알 수 있다. 이 중에서 aluminum orthophosphate는  $\text{SiO}_2$ 계에서 볼 수 있는 thermal transformation 성질과 매우 유사한 것으로 알려져 있는데<sup>17)</sup> 이로 T- $\text{AlPO}_4$ 는 약  $1025^\circ\text{C}$  이상에서 C- $\text{AlPO}_4$ 로 전이되며 C- $\text{AlPO}_4$ 는  $200\sim 210^\circ\text{C}$ 의 온도영역에서  $\alpha \leftrightarrow \beta$ 의 가역적 상전이가 매우 빠르게 진행되며 이때 약 1.2 vol.%의 팽창을 수반한다. 이러한 C- $\text{AlPO}_4$ 를 가지고 있는 재료의 가열과 냉각을 반복하면 thermal stress에 의한 재료의 spalling 현상을 초래할 수 있다. 그러므로 인산염 결합을 갖는 결합제의 제조에 있어서 C- $\text{AlPO}_4$ 의 생성을 방지하기 위해서는 온도와 시간의 제어가 매우 중요하다.

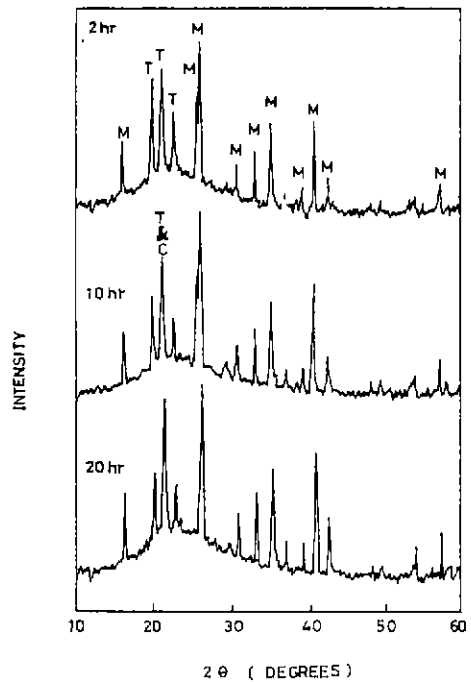


Fig.5. XRD results of binders of Chamotte/Frit=8.1 fired at  $1320^\circ\text{C}$  for the indicated periods. M=mullite, T=T- $\text{AlPO}_4$ , and C=C- $\text{AlPO}_4$ .

3.2 열팽창률 측정

C/F=6.5인 결합제와 이 결합제를 사용하여 제조한 SiC 필터소재의 가열 및 냉각에 의한 팽창 및 수축곡선이 Fig.6에 나타나 있다. 결합제는 비가역적인 열팽창 특성을, SiC 필터 소재는 가역적인 열팽창 특성을 각각 보여주고 있다. 결합제의 dilatometer에 의한 연화온도는 약 1000°C인 것과 760°C 부근에서 열팽창률이 약간 증가하는 것을 알 수 있다. 이런 증가는 결합제 내의 유리질의 초기 연화에 의한 것으로 추측된다. 한편 연화온도에 도달한 고온 재료는 비가역적열팽창 특성을 보여주며 실제 최대 사용온도는 연화온도보다 더 높다고 알려져 있다<sup>18)</sup>.

C/F비가 각각 8.1, 12.7인 결합제도 Fig 6과 유사한 열팽창 측정용 보이며 frit의 양이 감소할 수록 열팽창률은 감소하였다. Fig.6에 나타난 결합제의 경우, 200~700°C에서 열팽창률  $\alpha_L=4.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ , 700~900°C에서는  $\alpha_H=6.7 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 이며 필터 소재의 열팽창률은 각 온도영역에서  $4.4 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 와  $4.7 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 인 것으로 나타났다.

한편 결합제와 SiC 필터소재의 열팽창률 관계를 복합재료에서의 열팽창률 계산 model을 이용하여 해석하였는데, 탄화규소 필터소재를 탄화규소 입자와 탄화규소 입자를 둘러싸고 있는 결합제의 복합물질로 생각하는 경우가 Turner<sup>19)</sup>가 제안한 아래의 식으로 탄화규소 필터소재의 열팽창률을 계산할 수 있다.

$$\alpha_f = \frac{\alpha_1 V_1 B_1 + \alpha_2 V_2 B_2}{V_1 B_1 + V_2 B_2} \dots\dots\dots (3)$$

여기서 첨자 1, 2는 각각 SiC 필터소재, 결합제, SiC 입자를 뜻하며  $\alpha$ , V, B는 각 물질의 열팽창률, 부피분율 및 bulk modulus를 나타낸다. 위의 식에 대입한 값들은 다음과 같다.

- $V_2=0.84, V_1=0.16$
- $B_2=2 B_1=225 \text{ GPa}$
- $\alpha_2=4.4 \times 10^{-6}/^\circ\text{C} \text{ (200}^\circ\sim\text{900}^\circ\text{C)}$
- $\alpha_1=4.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C} \text{ (200}^\circ\sim\text{700}^\circ\text{C)}$  and
- $\alpha_1=6.7 \times 10^{-6}/^\circ\text{C} \text{ (700}^\circ\sim\text{900}^\circ\text{C)}$

여기서  $V_1$ 과  $V_2$  값은 Lechatelier 법에 의한 분말비중 시험으로 구하였고,  $B_1$  값은 문헌(20)으로 부터,  $B_2$  값은 실 측정치가 없으므로 mullite<sup>21)</sup>와 유리조성물의<sup>22)</sup> bulk modulus 값을 고려하여 경하였다. 계산결과에 의하면 200~700°C의 경우  $\alpha_f=4.4 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ , 700~900°C의 경우  $\alpha_f=4.6 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 로서 앞에서 언급한 SiC 필터소재의 열팽창률 측정값과 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

3.3. 강도 및 내화도 측정

소성온도와 결합제의 종류에 따른 SiC 필터소재의 꺾임 강도의 변화 Fig.7에 나타나 있다. 본 연구에서 수행한 소성온도 범위에서는 소성온도가 증가할 수록 또한 frit의 첨가량이 많은 결합제 일수록 상온 꺾임강도가 증가하는 것을 알 수 있다. 이러한 경향은 Yokoi<sup>23)</sup> 등에 의해 보고

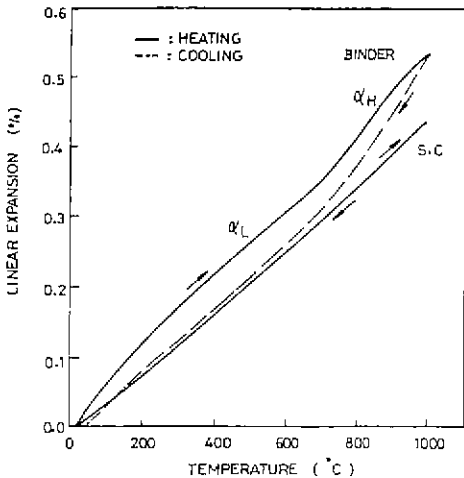


Fig.6. Reversible and irreversible linear expansion of SiC filter material and binder of Chamotte/Frit=6.5.

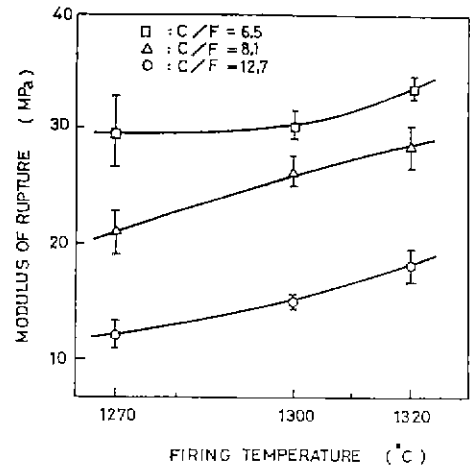


Fig.7. Effect of firing temperature and binder composition on bending strength of SiC filter materials (C/F=Chamotte/Frit).

된 SiC 입자와 점토 결합제를 첨가하여 제조된 연마재에서 소성온도와 시간에 따른 상온 꺾임강도의 측정결과에서도 볼 수 있는데 SiC 필터 소재 내의 물질이동에 관해 기술 하던 다음과 같다.

필터소재의 성형체에서 첨가된 결합제는 각 SiC 입자 주위 혹은 표면을 균일하게 둘러싸고 있다. 소성온도가 증

가하여도 SiC 입자의 움직임은 없으며 단지 SiC 입자 주위에 분포하고 있는 결합제의 물질이동만이 존재한다. 온도가 상승되어 결합제의 원료물질이 반응하여 용융상태의 결합제가 생성되면, SiC 입자표면에 용융물이 적시며, 소성온도가 증가할 수록 용융결합제가 SiC 입자를 둘러싸면서 SiC 입자를 서로 연결시키는 면적은 커진다고 생각된다. 결합제의 물질이동은 SiC 입자가 이루는 접촉면 혹은 neck에서의 굴절률에 의한 capillary force에 의해 도출받으며, 이러한 구동력은 굴절률 뿐만 아니라 용융물질의 표면장력 값에 의존된다. 한편 결합제의 조성은 용융물질의 표면장력을 좌우한다. 그러므로 본 연구에서 사용한 소성온도와 결합제 조성범위에서는 소성온도와 결합제 조성 중 frit의 양이 증가할 수록 용융결합제에 의해 SiC 입자를 서로 연결시키는 면적이 커져 필터소재의 강도가 증가된다고 생각된다

Fig.8은 SiC 필터 소재의 전형적인 SEM 사진으로, 소성온도 및 frit의 첨가량이 클수록 결합제에 의한 SiC 입자간 neck가 잘 형성되어 있음을 알 수 있으며, 소성온도와 결합제의 종류에 따른 용융결합제의 물질이동에 관한 위의 설명을 뒷받침 해주고 있다. 한편 내화도 측정결과 C/F=6.5인 결합제의 경우 내화도는 SK 6a로서 1200°C의 squatting temperature를 가지고 있었다.

3.4. 기공크기 및 공기 투과율 측정

C/F=8.1인 결합제를 이용하여 1300°C에서 2시간 소성한 SiC 필터소재의 bubble test에 의한 최대 및 평균 기공크기와 공기투과율은 Table 2에 있는 바와 같이 필터소재의 주 구성물인 평균 SiC 입자크기에 크게 의존됨을 알 수 있다.

또한 mercury porosimetry에 의한 기공분포를 Fig.9에 나타난 바와 같이 sample A의 경우 평균 기공크기는 약 100 μm, sample B의 경우 약 36 μm로서 bubble test의

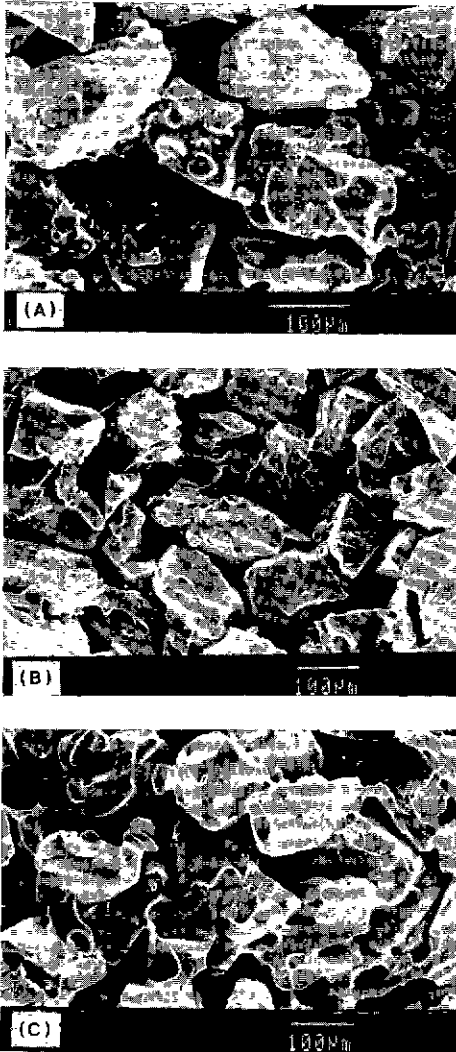


Fig.8 Micrographs of SiC filter materials. (A) bonded with binder or Chamotte/Frit=12.7 and fired at 1300°C for 2 hours. (B) bonded with binder of Chamotte/Frit=6.5 and fired at 1250°C for 3hours, and (C) bonded with binder of Chamotte/Frit=6.5 and fired at 1300°C for 3 hours.

Table 2. Characteristics of SiC Filter Materials Fabricated in This Study

Property	Sample A	Sample B
Mean particle diameter(μm)	270	110
Maximum pore diameter(μm)	160±10	80±4
Mean pore diameter(μm)	90±10	38±4
Permeability at 10 cm H <sub>2</sub> O (ml/min/cm <sup>2</sup> /cmH <sub>2</sub> O)	113±3	36±1
▲ P at 10 cm/sec(mbar)	4	17
Porosity(%)	39	42

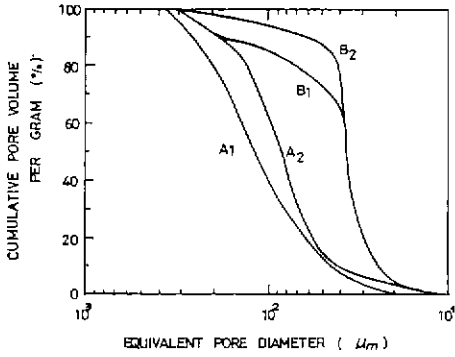


Fig. 9. Mercury intrusion curve of SiC filter sample A and sample B. Subscripts 1 and 2 denote bottom and top parts, respectively, in samples compressed only from the top.

측정결과와 잘 일치하고 있는 것을 알 수 있다. 실제적으로 bubble test에 의한 최대 기공크기는 포집효율 실험시 현장에서 포집된 입자의 크기보다 매우 크게 나타난다고 알려져있다<sup>24)</sup>. 예로 균일한 구형의 입자로 형성된 필터에서의 최대 기공크기와 포집된 입자의 크기의 비율은 약 3.1이며 무징형입자로 형성된 필터의 경우에는 그 비율이 약 5인 것으로 나타났다. 그러므로 필터 sample B의 경우, 16 μm 크기의 분진을, sample A의 경우 32 μm의 분진을 쉽게 포집할 수 있을 것으로 기대된다.

필터소재의 평균 기공크기가 작을 수록 통기정향이 커지는 것이 Table 2에 나타나 있으며 필터소재의 공기투과율은 앞질에서 언급한 바와같이 결합체의 viscow flow에 의한 neck 형성의 정도에 크게 의존될 것으로 생각된다. 즉 필터소재의 기공율은 크게 SiC 입자크기의 분포와 결합체의 첨가량에 의존되지만 공기투과율은 앞의 두 인자 외에도 결합체의 종류 및 소결조건, 예로 소성온도 및 시간에 크게 좌우된다. 그러므로 SiC 필터 제조시에는 SiC 입자 주위의 용융된 결합체에 의한 체쇄기공의 형성을 배제하면서 통기율과 강도를 최대한 높일 수 있는 소결공정의 제어가 매우 중요하다.

4. 결 론

SiC 입자, chamotte, frit 및 인산을 원료로 제조한 SiC 필터소재에 대한 일련의 실험을 수행하여 다음의 결론을 얻었다.

- 1) chamotte, frit 와 인산을 출발원료로 하여 열팽창계

수가 SiC와 일치하는 고온 결합체를 제조할 수 있다.

- 2) SiC 필터 소재의 상온 써임강도는 소성온도가 증가할 수록, 결합체 성분중 frit의 양이 많을수록 증가하는 경향을 나타낸다.

- 3) 1320°C 이상의 소성온도에서 소성시간이 길어지면 결합체를 이루는 상 중에서 thermal spalling을 일으킬 수 있는 C-AlPO<sub>3</sub>의 생성을 촉진시키므로 이것을 막기 위해서는 결합체에 따른 소결온도와 시간의 제어가 필요하다.

- 4) SiC 필터소재의 평균기공크기는 평균 SiC 입자 크기의 약 1/3이며 bubble test와 mercury porosimetry에 의한 평균 기공크기는 잘 일치하고 있으나 최대 기공크기는 mercury porosimetry가 더 큰 값을 나타낸다.

REFERENCES

1. P. Eggerstedt and J.F. Zievers, "Hot Gas Clean-up by Means of Porous Ceramic Filter Elements", Presented at the Sixth Symposium on the Transfer and Utilization of Particulate Control Technology, New Orleans, Louisiana (1986).
2. M. Hozumi, Y. Takaoku, M. Nagae, Y. Seike, Y. Yamanaka and M. Volodzko, "A Cold Demonstration Test of A Low Level Radioactive Waste Incineration System", Presented at ENC 86, Geneva, Switzeland (1986).
3. K.K. Kappmeyer, D.H. Hubble, and W H. Powers, "Investigation of Silicon Carbide Brick", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 45 (12) 1060-1064 (1966).
4. U.U. Chi, J.Y. Yang, and W.S. Shin, "Studies on Manufacturing Silicon Carbide Refractory Setter", *J. Korean Ceram. Soc.*, 6 (2) 100-113, (1969).
5. S J Choi, "Studies on Manufacturing Silicon Carbide Refractories", *Eng. Res. Inst Tech. Rev.*, Chon-Nam National University, 11, 1-16 (1975).
6. J.G. Lee, "The Effects of Various Anti-Oxidation Additives in Silicon Carbide Refractory Saggars", *J. Korean Ceram. Soc.*, 17 (3), 145-150 (1980).

7. E.S. Son, Y.H. Baik and H.S. Park, "Study on the Sintering Characteristics of SiC-Mullitized Clay", *Eng. Res. Inst. Tech. Rev.*, Chon-Nam National University, **16**, 115-121 (1979).
8. Y.H. Baik and J.H. Park, "Effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as Additives on the Sintering of SiC-Clay-Kaolin Chamotte System", *J. Korean Ceram. Soc.*, **18** (1) 41-47 (1981).
9. J.G. Lee, "Silicon Carbide Refractory", *J. Korean Ceram. Soc.*, **18** (4) 269-274 (1981).
10. W.D. Kingery, "Fundamental Study of Phosphate Bonding in Refractories: I", *J. Am. Ceram. Soc.*, **33** (8) 239-241 "II", *ibid.*, 242-247 (1950).
11. K. Fisher, "Chemical Bonds for Refractory Materials", *Proc. Brit. Ceram. Soc.*, **12**, 51-64 (1969).
12. M.J. O'Hara, J.J. Duga and H.D. Sheets, JR, "Studies in Phosphate Bonding", *Am. Ceram. Soc., Bull.*, **51** (7) 590-595 (1972)
13. J.E. Cassidy, "Phosphate Bonding Then and Now", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **56** (7) 640-643 (1977).
14. R.E. Fisher, "Hot Strength of Phosphate-Bonded Refractory Plastics", *Am. Ceram. Soc. Bull.* **56** (7) 637-639 (1977).
15. K.C. Park and Y.J. Jang, "A Study on High Temperature Properties of Kaolin-Phosphate-Water Systems", *J. Korean Ceram. Soc.*, **18**(4) 229-236 (1981).
16. ASTM E 128-61, "Maximum Pore Diameter and Permeability of Rigid Porous Filters for Laboratory Use", ASTM (1981).
17. W.R. Beck, "Crystallographic Inversions of the Aluminium Orthophosphate Polymorphs and Their Relation to Those of Silica", *J. Am. Ceram. Soc.*, **32** (4) 147-151 (1949).
18. K.H. Chen, T.F. Lee, H.Y. Chang, and Y.C. Ko, "Thermal Expansion of Aluminosilicate Refractory Brick", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **61** (8) 866-871 (1982).
19. P.S. Turner, "Thermal-Expansion Stresses in Reinforced Plastics", *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, **37** (4) 239-250 (1946).
20. R.D. Carnahan, "Elastic Properties of Silicon Carbide", *J. Am. Ceram. Soc.*, **51** (4), 223-224 (1968).
21. K.S. Mazdiyasi and L.M. Brown, "Synthesis and Mechanical Properties of Stoichiometric Aluminium Silicate", *J. Am. Ceram. Soc.*, **55** (11), 548-552 (1972).
22. N.P. Bansal and R.H. Doremus, *Handbook of Glass Properties*, PP.306-336, Academic Press, Orlando, (1986).
23. M. Yokoi, T. Takagi, K. Uematsu, N. Mizutani, and M. Kato, "Properties of Sintered SiC Abrasive Article with Oxide Additive", *Yogy-Kyokai-Shi*, **89** (12), 669-675 (1981).
24. F.V. Lenel, *Powder Metallurgy*, PP.370, Metal Powder Industries Federation, Princeton, (1980).