

## 분말 충전 성형법을 이용한 SiC-Al Alloy 복합체의 제조

박정현 · 송준광 · 백승수 · 염강섭 · 강민수

연세대학교 세라믹공학과  
(1996년 12월 18일 접수)

### Preparation of SiC-Al Alloy Composite by Pressureless Powder Packing Forming Method

Jeong-Hyun Park, Jun-Kwang Song, Seung-Su Baek, Kang-Sup Youm and Min-Soo Kang

Dept. of Ceramic Eng., Yonsei University

(Received December 18, 1996)

#### 요 약

본 연구에서는 무가압 분말 충전 성형법을 이용하여 SiC preform을 만들고 알루미늄 합금(6061 Al alloy)을 용융 침투시켜 제조한 세라믹/금속 복합체의 특성을 연구하였다. 본 성형법으로 기공율 45%, 평균 기공크기 10  $\mu\text{m}$ 의 균일한 SiC성형체를 얻을 수 있었으며, 성형체에 농도 40 wt% 페놀수지 용액을 함침시켜 1200°C에서 예비 열처리한 결과 preform의 기공 크기 분포 및 골격은 변화 없이 유지되었다. 열처리한 preform에 알루미늄 합금의 용융 침투 실험을 한 결과 1300°C부터 합금의 침투가 시작되었으며, 침투량은 온도와 유지시간에 비례하여 증가하였고, 유지시간이 3시간 이후에는 그 증가폭이 줄어들었다. 1400°C에서 4시간 유지하여 제조한 SiC-Al alloy 복합체는 98%이상의 상대 밀도를 보였으며, 강도는 303 MPa, 파괴인성은 21.65 MPam<sup>1/2</sup>이었다.

#### ABSTRACT

To fabricate the ceramic/metal(SiC/Al alloy) composite, SiC preform was prepared by Pressureless Powder Packing Forming Method and 6061 Al alloy was infiltrated into the preform. Uniform compact having an average pore size of 10  $\mu\text{m}$  and narrow pore size distribution was prepared. Phenolic resin solution(40 wt%) was penetrated into the SiC compact, and then the compact was preheated at the temperature of 1200°C. The pore size distribution and the microstructure of the preform were not changed by preheating. An uniform microstructure without any crack in the preform was obtained in SiC-Al alloy composite. The infiltration of 6061 Al alloy into the preform began at the temperature of 1300°C and the amount of infiltration increased in proportion to the infiltration temperature and the soaking time. The increasement rate of the infiltration amount decreased after 3 h. As a result of the infiltration at 1400°C for 4 h, Al alloy was well distributed in the interparticle channels and the relative density of the composite was above 98%. The strength and the fracture toughness of the composite were 303 MPa and 21.65 MPam<sup>1/2</sup>, respectively.

**Key words :** Pressureless powder packing forming method, SiC-Al alloy composite, Molten metal infiltration

#### 1. 서 론

세라믹스는 금속 등에 비해 고경도, 저비중 등의 우수한 특성을 가지고 있으나, 취성파괴라는 치명적인 단점을 가지고 있어서 구조재료로서 이용이 제한되어 왔다. 이러한 단점을 극복하고 단일재료의 특성을 향상시키고자 여러가지 재료를 조합하여 단점을 보완하는 복합재료의 개발이 활발히 진행되고 있다. 복합재료는 기지상의 종류와 강화재의 형상 및 제조방법에 따라 여러 가지

로 구분되며, 특히 금속 기지 세라믹 복합재료는 재료의 경량화 및 내열 특성으로 인해 기계 작동시 연비 절감 및 고효율성 등의 장점으로 인해 경량, 내열, 내마모성 등의 기능성 재료로서의 이용에 많은 연구<sup>1-3)</sup>가 진행되고 있다.

금속 기지상의 복합체 제조 방법에는 용융 금속 기압/감압 침투법, squeeze-casting법, 열간 분말 압출법, 용탕 단조법, 용융 침투법 등이 있다. 이중 용융 침투법은 금속을 미리 제작한 preform 내로 가압이나 감압없이

자발적으로 침투시켜 복합체를 제조하는 방법으로 다른 공정에 비해 공정은 간단하나, 완전히 치밀화 시키기 어렵다는 단점이 있다.<sup>4)</sup> 따라서 용융 침투법에 있어서 완전한 치밀화를 이루기 위해서는 균일한 기공 크기 분포를 갖는 preform의 제어가 필요하다.

본 연구에서는 용융 금속의 침투법에 의해 세라믹/금속 복합체를 제조하기 위한 preform의 제조 방법으로 일반적인 성형법에 비해 기물 제조가 유리하고, 균일한 구조 특히, 기공 크기 분포가 균일한 분말 충전 성형법<sup>5)</sup>을 이용하였다. 이 성형법은 복잡 형상의 기물 제조가 용이하고, 특히 가압 공정이 없어 응력 구배가 없는 성형체를 얻을 수 있어 용융 침투법에 의한 세라믹/금속 복합체의 제조시 금속 기지상이 세라믹 preform내로의 침투가 용이할 것으로 기대되며, 아울러 제조된 복합체는 세라믹과 금속이 균일하게 분포되어 있는 조직임을 예상할 수 있다. 본 연구에서는 분말 충전 성형법에 의해 얻어진 균일한 기공 크기 분포를 갖는 SiC성형체에 알루미늄 합금(6061 Al alloy)을 침투시켜 SiC-Al alloy 복합체를 제조하고 이 복합체의 특성을 조사하였다.

## 2. 실험방법

출발물질로는 SiC분말(Showa Denko Co., Japan, 평균 입자크기 40  $\mu\text{m}$ )과 결합제로서 페놀 수지, 용융 침투용 금속으로 알루미늄 6061합금을 사용하였으며, 화학 성분을 Table 1에 나타내었다.

세라믹 분말을 성형하고자 하는 특정 모양의 몰드에 투입하고 충전도를 최대를 하기 위해 기계적 진동(vibrating)을 가한후 액상의 유기결합제를 충전체 내로 침투시키고 결합제를 건조시켜 성형체를 얻는 무가압 분말 충전 성형법으로 SiC성형체를 제조하였다. 결합제로는 페놀수지(Kangnam Chemical, Korea, 농도 30 wt%)를 알코올에 용해시켜 사용하였으며, 침투가 완료된 후 상온에서 10시간, 50°C에서 10시간 건조하고 탈형하여 최종 성형체를 제조하였다. 성형체의 평균 기공 크기 및 분포를 Mercury Porosimeter(Autopore II 9220

V1.05, U.S.A.)를 사용하여 측정하였으며, 미세구조는 광학 현미경과 주사전자 현미경(SEM, S-570, Hitachi, Japan)을 이용하여 관찰하였다. 용융 침투온도에서 알루미늄 합금 침투시 성형체 골격의 파손을 막기 위해 성형체에 알루미늄 합금을 침투시키기 전에 액상 탄소원인 페놀수지 용액을 성형체 내로 함침시킨 후 열처리를 통해 탄화시키는 방법으로 preform을 제조하였다. 농도 40 wt%의 페놀수지 용액을 상온에서 2시간  $7 \times 10^{-2}$  torr의 감압을 유지하여 함침시켰다. 페놀수지가 함침된 preform을 Ar분위기에서 1.5°C/min의 승온속도로 1200°C에서 예비 열처리 하였다. 이러한 preform에 대하여서도 기공크기 분포, 미세구조 관찰, 꺾임 강도 등을 측정하였다.

알루미늄 합금 피를 SiC preform위에 올려 놓고, Ar 분위기에서 1300, 1350, 1400°C의 온도에서 각각 1~4시간씩 열처리하여 알루미늄 합금을 예비 열처리한 preform내로 침투시켰으며, 침투된 SiC-알루미늄 합금 복합체의 특성평가를 위하여 기공율, 꺾임강도, 미세구조, 꺾임강도, 파괴인성 등의 특성을 측정하였다. 꺾임강도는  $3 \times 4 \times 17$  mm의 크기로 시편을 가공한 후, 5개의 시편에 대하여 3점 꺾임법으로 측정하였으며, 파괴인성은 ASTM E 399-90에 의거하여 SENB(Single Edge-Notched Bend)법으로 측정하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. preform의 제조 및 특성

#### 3.1.1. 성형 및 성형체의 특성

기계적 진동에 의한 밀도증가 효과는 입자들의 회전과 미끄러짐에 의해 더 치밀하게 충전되기 때문이며 분말 충전시 기계적 진동의 대부분은 입자간의 마찰과 관성을 극복하는 데 소비된다. 실험 결과 수초내에 최대 충전밀도에 도달했으며, 이는 이전의 연구 결과<sup>6,7)</sup>와 일치함을 확인하였다.

SiC분말을 사용하여 충전 실험을 한 결과 입자크기에 따른 충전밀도의 변화를 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1로

Table 1. Chemical Composition of Starting Materials

| (a) SiC |     |                  |     | (wt%) |  |
|---------|-----|------------------|-----|-------|--|
| SiC     | C   | SiO <sub>2</sub> | Fe  |       |  |
| 98.5    | 0.1 | 1.0              | 0.2 |       |  |

(b) 6061 Aluminum Alloy

| (wt%)   |     |          |      |         |           |      |      |        |           |
|---------|-----|----------|------|---------|-----------|------|------|--------|-----------|
| Si      | Fe  | Cu       | Mn   | Mg      | Cr        | Zn   | Ti   | Others | Aluminum  |
| 0.4-0.8 | 0.7 | 0.15-0.4 | 0.15 | 0.8-1.2 | 0.04-0.35 | 0.25 | 0.15 | 0.15   | Remainder |

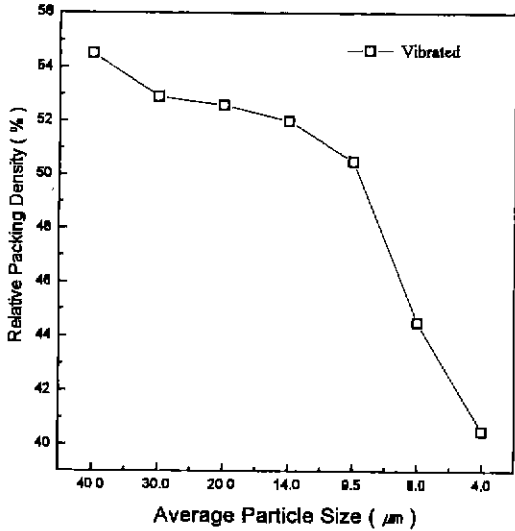


Fig. 1. The variation of packing density with the particle size SiC

부터 평균입경 40 μm의 SiC입자에 대하여 55%의 최대 충전밀도를 얻었다. 평균 입자 크기가 작아질수록 충전 밀도가 저하되는 것은 입자 크기가 작아질수록 입자간의 Van der Waals force에 의한 응집력<sup>7)</sup>의 증가로 진동에 의한 기계적 에너지가 입자간 응집력을 파괴시키지 못한 때문이라고 생각된다.

SiC성형체를 제조하기 위해 충전실험을 통하여 최적의 충전밀도를 나타내는 40 μm SiC 입자를 몰드에 투입하여 기계적 진동을 가한 후 액상의 유기결합제를 충전체 내로 침투시켜, 건조하는 무가압 분말 충전 성형법을 이용하였다. 결합제로 사용한 페놀수지 용액은 SiC분말과 젖음성이 우수했고, 성형체는 성형후 비교적 높은 성형강도(10±0.5 MPa)를 보였다. 결합제 용액의 농도가 낮으면 분말충전체 내로의 결합제의 침투속도는 증가하나, 성형강도는 감소한다. 반대로 결합제 용액의 농도가 높으면 성형강도는 증가하나 침투속도가 감소하고 성형체 표면에 결합제가 파인으로 분포하게 되어 preform제조를 위한 2차 함침 공정에 영향을 미칠 수 있다. 이를 고려하여 성형시 30 wt%농도의 페놀 수지 용액을 결합제로 사용하였다.

Fig. 2의 (a), (b)는 각각 무가압 분말 충전법으로 성형한 SiC성형체와 200°C에서 1시간 열처리한 시편의 전자현미경 사진이다. 열경화성 수지인 페놀수지의 연화온도는 150°C<sup>8)</sup>이므로 이 온도보다 약간 높은 온도인 200°C에서 1시간 열처리하면 페놀수지의 경화작용으로 SiC입자간의 결합력을 증가시켜 성형체의 강도가 증진된다. 열처리하지 않은 경우에는 SiC입자 사이에 페놀수지가 얇은 층을 이루고 있으며(Fig. 2 (a)), 열처리한 경

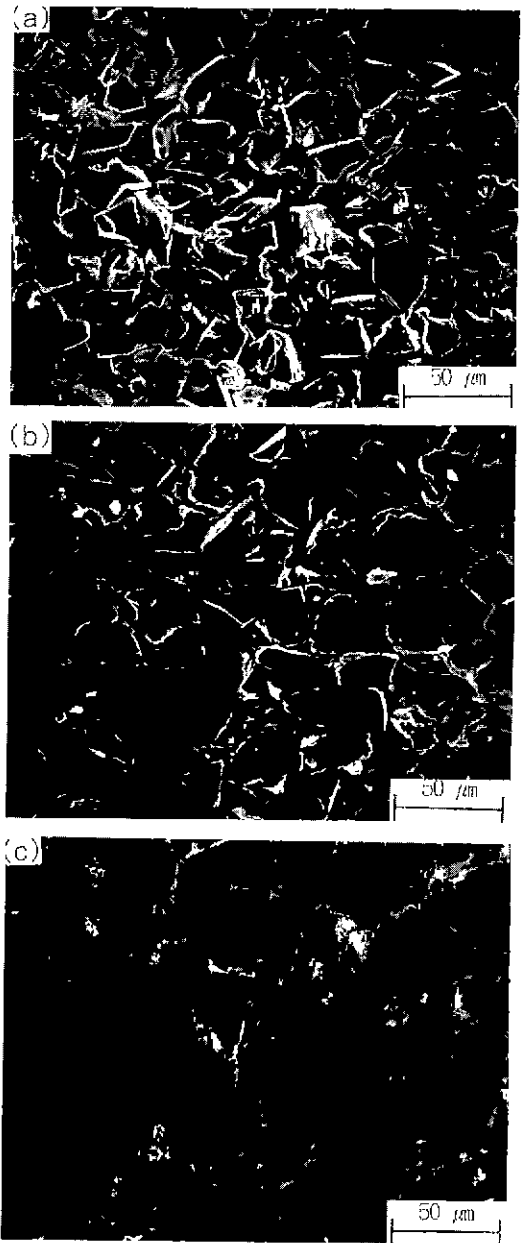


Fig. 2. SEM photographs of SiC green body and preform. (a) before curing (b) after curing (at 200°C) (c) preform preheated at 1200°C.

우에는 입자들 간에 페놀수지가 연화되어 퍼져 있어서 입자간 결합을 형성한 모습을 볼 수 있다.

Fig. 3 (a)는 200°C에서 1시간 열처리한 성형체의 기공 크기 분포를 나타낸 것으로 평균 크기 10 μm의 균일한 기공 크기분포를 가지고 있었다. 즉, 본 성형법으로 성형했을 경우 성형체의 위치에 관계없이 균일한 기공

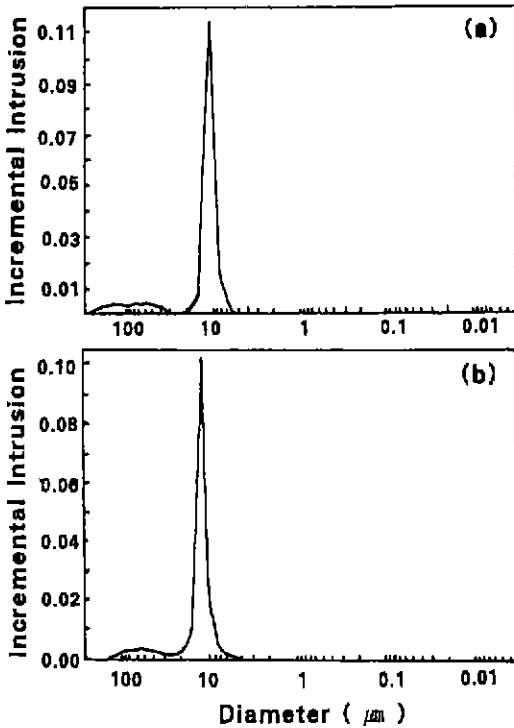


Fig. 3. Pore size distribution of SiC  
(a) green body (b) preform

분포를 확인하였다.

### 3.1.2 함침 및 탄화

제조한 SiC성형체를 예비열처리 하지 않고 알루미늄 합금을 용융 침투시킬 경우, SiC입자들 사이에 결합력을 제공하는 페놀수지의 휘발로 인하여 입자간 결합력이 없어서 액상의 알루미늄 합금이 SiC성형체 내부로 침투되면서 골격을 파괴하는 현상이 발생한다(Fig. 4 (a)). 따라서 본 실험에서는 제조한 SiC성형체 내에 탄소를 잔류시켜 알루미늄 합금의 용융 침투시 SiC입자간 결합력을 유지시키기 위하여 탄소원 함침 후 예비열처리를 행하였다. 함침제로는 탄화율이 50%이상인<sup>9)</sup> 페놀수지 용액을 사용하였다.

함침에 의한 효과는 함침방법, 함침용액의 점도 및 표면장력 등의 영향을 받는다. 본 실험에서는 가압없이 40 wt%페놀수지 용액을 함침을 하였다. 함침-탄화 공정을 반복하여 실행했을 경우 잔류탄소의 양은 제품근에 비해하여 증가<sup>10)</sup>하지만 본실험에서의 경우 잔류 탄소가 많을 경우 성형체 내의 기공을 막아 기공크기 분포의 변화를 가져올 수 있고, 이후 시편내로 용융 침투될 알루미늄 합금과 반응<sup>11)</sup>하여  $Al_4C_3$  등이 생성되어 최종 제품의 물성저하를 가져올 수 있으므로 이런 현상을 방지하기 위해서 최적의 함침조건 즉, 페놀수지 용액의 농도와 함

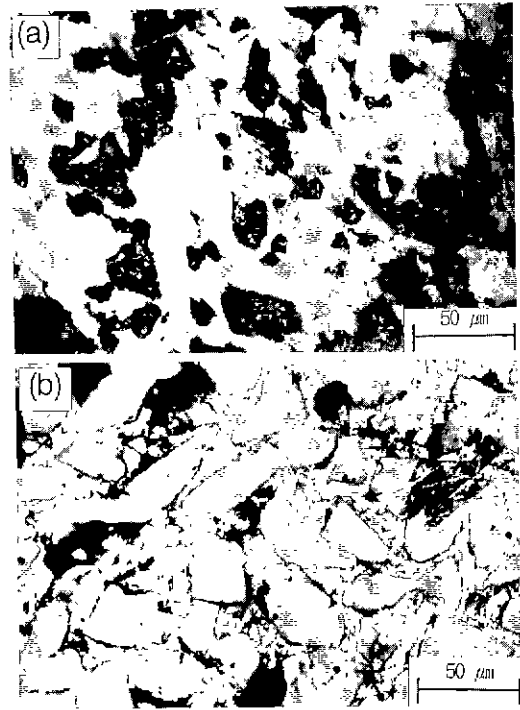


Fig. 4. Optical microscope images of SiC-Al alloy composites infiltrated at 1300°C. (a) infiltrated into green body (b) infiltrated into preform.

침시 진공의 유지시간을 결정하였다.

페놀수지는 100~300°C사이에서 중합반응(polymerization)을 일으키며, 300°C이상에서는  $H_2O$ ,  $CO$ ,  $CO_2$ 의 형태로 산소방출이 일어나며, 500°C이상에서는  $CH_4$ ,  $H_2$  등의 수소방출이 일어난다.<sup>10)</sup> 이러한 일련의 반응을 통하여 교차 결합된 방향족의 망목구조는 재배열 되고 이에 따라 탄화가 진행된다. 이때 시편내에 잔류하는 탄소의 거의 대부분은 비정질이며, 3000°C이하의 온도에서는 흑연화가 힘들다고 보고되고 있다.<sup>9)</sup> 한편, 저온에서는 페놀수지는 3차원적 가교결합을 유발하여 열분해에 의한 탄소 손실을 방지해 주며, 기계적 성질을 증진시킨다고 보고되고 있다.<sup>10)</sup> 따라서 본실험에서는 함침시킨 수지를 50°C에서 건조시켜 알코올을 증발시킨 다음 200°C에서 1시간 경화시킨후 예비열처리를 하였다.

전술한 것들은 탄화공정시 출발탄소원 내에 존재하는 휘발성 분자들의 기화를 막아주어 이들 성분을 방향족 성장과 중합반응에 참여시킴으로서 탄소수율을 높여준다고 보고되었다.<sup>10)</sup> 특히 탄소수율은 열처리 조건, 즉 낮은 승온속도, 높은 압력의 조건에서 높아진다. 따라서 본 실험에서는 예비열처리시 1.5°C/min의 승온속도로 1200°C에서 탄화공정을 실행하였다.

### 3.1.3. preform의 특성

Fig. 2 (c)에는 1200°C에서 예비열처리한 시편의 미세구조를 나타내었다. 페놀수지가 탄소원일때 예비열처리에 의한 탄소는 SiC 표면으로부터 기공 내부쪽으로 채워 들어가 결국에는 기공을 폐쇄하지만, 본실험의 경우 잔류탄소의 양이 기공을 채울 정도로 많지 않으므로 잔류 탄소가 SiC 표면에만 존재함을 확인하였고, 성형체의 기공은 비교적 열처리 전과 큰 차이 없이 유지되고 있었다. 또 예비열처리한 SiC preform의 강도는 4.5 MPa이었다.

Fig. 3 (b)에는 예비열처리한 시편의 기공크기분포를 나타내었다. 성형체내에 존재하는 평균 기공크기는 약 10  $\mu\text{m}$  정도로 Fig. 3 (a)의 성형체의 기공크기분포와 비교해볼 때 큰 변화없이 그대로 유지함을 알 수 있었다. 무가압 분말 충전체내 함침 탄화에 의한 잔류 탄소량이 10 wt% 이상일 경우 페놀수지의 건조-경화-탄화 공정시 발생하는 수지의 불균일 분포 또는 높은 표면장력으로 인하여 기공크기의 불균일 분포가 발생할 수 있으나 본 실험에서는 잔류 탄소량을 5 wt%로 유지하여 이러한 현상을 방지할 수 있었다.

## 3.2. SiC-Al alloy복합체

### 3.2.1. 알루미늄 합금의 침투 거동

preform내로의 용융 액상의 침투에 있어서 영향을 미치는 요소에는 액상의 점도, 밀도, 표면장력, 젖음성 그리고 preform의 기공크기 등이 있다. 주어진 system에 z서 용융 액상이 자발적으로 침투되려면 액상-고상간의 접촉각이 90°이하가 되어야한다. 본 실험에서는 알루미늄 합금을 미리 제작한 SiC preform위에 놓고 Ar분위기에서 10°C/min의 승온속도로 900~1300°C범위에서 1시간씩 열처리하여 알루미늄 합금의 침투가 시작되는 온도를 조사하였으며, 그 결과 1300°C에서 알루미늄 합금이 침투되기 시작함을 알 수 있었다. 기존 실험에 비해 침투온도가 높게 나타난 것은 고 진공상태가 아닌 Ar분위기의 상압 상태에서 침투 실험을 했기 때문으로 생각된다. 그리고 일반적으로 SiC표면에 존재하는 산화층은 알루미늄과의 젖음성을 낮추는 역할<sup>11-15)</sup>을 하게 되는 데, 본 실험에서 사용한 SiC내에 불순물로 존재하는 1%정도의 SiO<sub>2</sub>가 침투온도를 높인 또 하나의 역할을 한 것으로 생각된다.

이상의 예비실험 결과 1300°C부터 알루미늄의 합금의 침투가 시작되었으며, 유지온도와 시간을 1300, 1350, 1400°C에서 각각 1~4시간으로 변화시키며 최적의 침투 조건을 조사하였다. Fig. 5에는 이러한 조건에서 알루미늄 합금을 침투시킨 SiC-Al합금 복합체의 겉보기 기공율의 변화를 나타내었다. 각 온도에서 기공율은 유지시

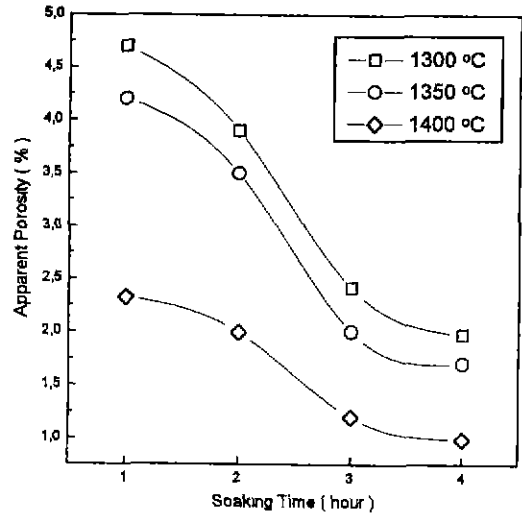


Fig. 5. The porosity of SiC-Al alloy composites with temperature and soaking time.

간이 증가함에 따라 감소하며, 3시간까지는 사이에서 유지시간이 증가함에 따라 기공율이 비교적 빠른 감소를 보이다가 3시간 이후에는 그 감소율이 줄어들음을 알 수 있었다. 액상의 알루미늄과 SiC사이의 접촉각은 3시간 이상 유지하면 그 감소가 둔화되고<sup>12)</sup>, 이에 따라 SiC preform내로 용융 알루미늄 합금의 침투 속도가 감소되어 기공의 감소율이 줄어든 것으로 생각된다. 유지시간이 같은 경우 침투 온도가 증가하면 기공율은 역시 감소 되는데 이는 온도 증가에 따라 두 물질 사이의 접촉각이 감소하여 알루미늄 합금의 침투량 증가에 의한 현상이라 생각된다. 1400°C의 기공율의 변화는 다른 온도에 비해 기공율은 작으나 그 감소 정도는 비교적 완만한 하강 곡선을 보이고 있다.

Fig. 6은 SiC-Al alloy복합체 표면의 광학현미경 사진이다. 각 침투 온도에서 유지시간이 증가함에 따라 알루미늄 합금의 침투량이 증가되어 기공율이 감소하였으며, 3시간 이상 유지한 경우에는 그 변화량이 줄어들음을 알 수 있다. 또 온도의 증가에 따라 기공의 감소가 보이며, 1400°C에서 4시간 열처리한 경우에는 알루미늄 합금이 SiC입자 사이의 좁은 간극까지 침투되어 있는 것으로 보아 침투가 거의 완료된 것으로 판단되었다 (Fig. 6 (g)).

### 3.2.2. 복합체의 특성

각 침투 조건에 따라 제조한 복합체의 격입강도의 변화를 Fig. 7에 나타내었다. 유지시간과 온도가 증가함에 따라 강도는 증가하여 1400°C, 4시간의 조건에서 303 MPa의 최대 강도를 나타내었다. 이는 유지시간과 온도가 증가할수록 preform내의 기공을 채우는 알루미늄

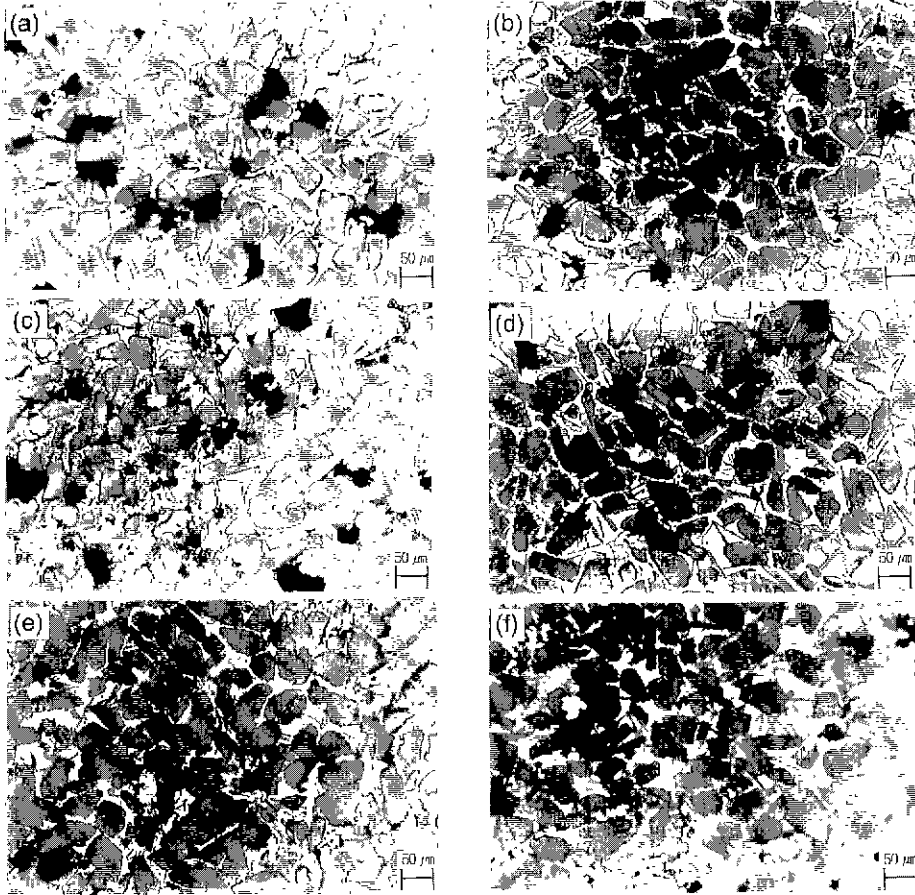


Fig. 6. Optical microscope images of SiC-Al alloy composites.  
 (a) 1300°C-4 hr (b) 1350°C-4 hr (c) 1400°C-1 hr (d) 1400°C-2 hr (e) 1400-3 hr (f) 1400°C-4 hr

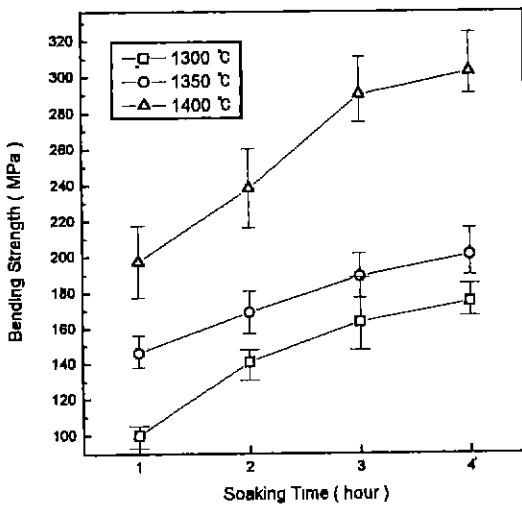


Fig. 7. Bending strength of SiC-Al alloy composites with temperature and time.

Table 2. Properties of SiC-6061 Al Alloy Composite Infiltrated at 1400°C for 4 hrs

| Density (g/cm <sup>3</sup> ) | Porosity (%) | Bend Strength (MPa) | Fracture Toughness (MPam <sup>1/2</sup> ) |
|------------------------------|--------------|---------------------|---|
| 2.96                         | 0.99         | 303                 | 21.65                                     |

합금의 침투량이 증가하여 강도가 온도와 유지시간에 비례하여 증가된 것으로 생각된다. 1400°C에서 4시간 유지시킨 경우 최적의 알루미늄 합금의 침투조건을 보이고 있어 이 조건에서 제조한 복합체에 대하여 SENB (Single Edge-Notched Bend)법으로 파괴인성을 측정하였고, 그 값과 물성을 Table 2에 나타내었다. 6061 알루미늄 합금의 파괴인성은 대략 38 MPam<sup>1/2</sup>이고 상업용 SiC의 경우 3~4 MPam<sup>1/2</sup>이다. 본실험에서 측정된 파괴인성은 열간 압출법으로 제조한 SiC-Al alloy 복합



Fig. 8. Fracture surface of SiC-Al alloy composite infiltrated at 1400°C-4 hrs

체의 인성값( $23.4 \text{ MPam}^{1/2}$ )<sup>16)</sup>과 비슷한 값을 보이고 있다.

SiC-Al alloy복합체는 완전한 취성파괴를 보이지 않고 균열의 전파시 균열 선단에서 국부적인 알루미늄 기지의 소성변형과 SiC입자의 입내파괴의 두가지 기구에 의해 파괴가 일어난다.<sup>17)</sup> 또 SiC-Al alloy복합체는 파괴시 먼저 SiC의 입내파괴가 일어나고 뒤이어 알루미늄 기지의 연성파괴가 일어난다. 본 연구에서 제조한 복합체의 고인성은 이러한 파괴기동에 의한 것으로 생각되며 인성검사 시편의 파단면 사진(Fig. 8)에서 SiC취성파괴와 알루미늄 기지의 연성파괴를 확인 할 수 있었다. 즉 SiC 입자의 취성파괴와 6061 알루미늄 합금의 파괴인성 보다는 낮으나 파괴인성은 파단면의 면적이 증가함에 따라 증가하므로 알루미늄의 연성파괴가 고인성화를 결정하는 주된 요소라고 생각된다.

#### 4. 결 론

1. 평균 입경  $40 \mu\text{m}$ 의 SiC분말로 45%의 기공율과 평균 기공 크기  $10 \mu\text{m}$ 의 균일한 기공 크기 분포를 갖는 성형체를 제조하였다. 성형체에 농도 40 wt%페놀 수지를 함침시켜 1200°C에서 예비 열처리한 결과 preform의 기공 크기 분포 및 골격은 변화없이 유지되었다.

2. 예비열처리 한 preform에 알루미늄 합금의 침투시

성형체 골격의 파손없이 알루미늄 합금의 균일한 침투 상태를 보였으며, 1300°C부터 알루미늄 합금이 침투되기 시작하였으며, 알루미늄 합금의 침투량은 온도와 유지시간에 비례하여 증가하였고, 유지 시간 3시간 이후에는 증가폭이 줄어들었다.

3. 1400°C에서 4시간의 조건에서 용융 알루미늄 합금의 완전한 침투가 관찰 되었으며, 98%이상의 상대밀도를 갖는 복합체를 제조할 수 있었다. 이때 복합체의 강도는 303 MPa, 파괴인성은  $21.65 \text{ MPam}^{1/2}$ 을 보였다.

#### REFERENCES

1. G. Geiger, "Progress Continues in Composite Technology," *Ceram. Bull.*, **70**(2) 212-218 (1991).
2. P. Barron and J.G. Weinstein, "Improved Corrosion Resistance of Ceramic-Matrix Composites," *Ceram. Bull.*, **70**(3) 336-340 (1991).
3. J. Fleck, "Metal-Matrix Composites," pp. 2949-2955 in *Encyclopedia of Materials Science and Engineering* vol. 4, edited by M.B. Bever, Pergamon Press, 1986.
4. D.J. Lloyd, "Metal Matrix Composites-An Overview," pp. 1-21 in *Advanced Structural Material* edited by D. S. Wilkinson, Pergamon Press, 1989.
5. 박정현, 이상진, 성제석 "무가압 분말 충전 성형법을 이용한 알루미늄 세라믹스의 제조 (I)," *한국요업학회지*, **31**(1) 31-38 (1994).
6. W.C. Bell, M.R. Lominac and E.G. Manning, "Vibratory Compacting of Metal and Ceramic Powders," *J. Am. Ceram. Soc.*, **38**(11), 396-404 (1955).
7. J.S. Reed, "Particle Packing Characteristics," pp 185-199 in *Principles of Ceramic Processing*, Wiley Interscience Inc., 1988.
8. G. Savage, "Thermoplastic Matrix Precursors," pp 157-192 in *Carbon-Carbon Composites*, Chapman and Hall Inc., 1993.
9. G. Savage, "Thermosetting Matrix Precursors," pp. 117-129 in *Carbon-Carbon Composites*. Chapman and Hall Inc., 1993.
10. Y. Yamashita and K. Ouchi, "A Study on Carbonization of Phenol-Formaldehyde Resin Labelled with Deuterium and  $^{13}\text{C}$ ," *Carbon*, 1989-94 (1981).
11. D.J. Lloyd and E. Dewing, "Stability of SiC in Molten Aluminum," pp. 71-77 in *Advanced Structural Materials* edited by D.S. Wilkinson, Pergamon Press, 1989.
12. V. Laurent, D. Chatain and N. Eustathopoulos, "Wettability of  $\text{SiO}_2$  and Oxidized SiC by Aluminum," *Mater. Sci. Engin.*, **A135**, 89-94 (1991).
13. M. Gupta, I.A. Ibrahim, F.A. Mohamed and E.J. Lavrnia, "Wetting and Interfacial Reactions in Al-Li-SiCp Metal Matrix Composites Processed by Spray Atomization and Deposition," *J. Mater. Sci.*, **26** 6673-6684 (1991)

14. Do-Suck Han, H. Jones and H.V. Atkinson, "The Wettability of Silicon Carbide by Liquid Aluminum: the Effect of Free Silicon in the Carbide and of Magnesium, Silicon and Copper Alloy Additions to the Aluminum," *J. Mater. Sci.*, **28** 2654-2658 (1993).
15. R.Y. Lin and K. Kannikeswaran, "Interfacial Reaction Kinetics of Al/SiC Composite during Casting," pp. 153-164 in *Interfaces in Metal-Ceramics Composites* edited by R.Y. Lin and R.J. Arsenault, The Mineral, Metal & Materials Soc., 1989.
16. T.S. Srivatsan and J. Mattingly, "Influence of Heat Treatment on the Tensile Properties and Fracture Behaviour of an Aluminum alloy-Ceramic Particle Composite," *J. Mater. Sci.*, **28** 611-620 (1993).
17. A. Blóyce and J.C. Summers, "Static and Dynamic Properties of Squeeze-Casting A375-SiC Particulate Duralcan Metal Matrix Composite," *Mater. Sci. Engin.*, **A135** 231-236 (1991)