

## Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC 복합재료의 미세조직 및 기계적 물성에 미치는 SiC 원료분말의 크기 영향

채기웅<sup>†</sup>

호서대학교 신소재공학전공  
(2003년 10월 14일 접수; 2004년 1월 9일 승인)

### Effect of SiC Particle Size on the Microstructure and Mechanical Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC Composite

Ki-Woong Chae<sup>†</sup>

Department of Materials Engineering, Hoseo University, Chungnam 336-795, Korea  
(Received October 14, 2003; Accepted January 9, 2004)

#### 초 록

서로 다른 크기의 SiC 원료분말을 첨가한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC 복합재료의 미세조직과 그에 따른 기계적 물성의 변화를 관찰하였다. 0.15 μm의 SiC가 첨가된 복합재료의 경우 기지상의 입성장이 효과적으로 억제되었다. 그러나, 소수의 비정상입자가 생성된 이후에는 이들 입자의 급격한 성장으로 불규칙한 형상의 커다란 입자로 구성된 미세조직을 보이며, 파괴강도값은 급격히 감소하였다. 3 μm의 SiC가 첨가된 경우에는 기지상의 입성장이 일어났으나, 소수의 비정상입자가 생성된 이후에는 과도한 입성장은 억제되고 일정한 크기의 비정상입자가 시편 전체에 균일하게 형성된 미세조직을 보였다. 한편, 0.15 μm와 3 μm의 SiC 입자를 동시에 첨가한 시편은 균일한 크기의 비정상입성장의 미세조직을 보였으나, 비정상입성장이 일어났음에도 불구하고 기계적 물성은 우수하게 유지되었다. 즉, 비정상입성장에 의해 미세조직에는 큰 변화가 일어났으나, 파괴강도값에는 변화가 없었다.

#### ABSTRACT

The effect of SiC particle size on the microstructures and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC composite was investigated. Two types of SiC powders having average particle sizes of 0.15 μm and 3 μm were used. The grain growth in the specimen containing 0.15 μm SiC was effectively inhibited due to the fine SiC particles. However, after the formation of some abnormal grains, fast and exaggerated grain growth occurred which led to the microstructure of large grains with irregular shape. Fracture strength decreased due to the abnormal large grains. On the other hand, for specimen containing 3 μm SiC showed normal grain growth behavior from initial sintering stage. Large SiC particles, however, effectively inhibited exaggerated grain growth after nucleation of a few abnormal grains. As a consequence, microstructure consisted of homogeneous elongated grains. In the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-2.5SiC(0.15 μm)-2.5SiC(3 μm) composite fabricated by mixing the two types of SiC powder, abnormal grain growth occurred. However, the good fracture strength was maintained regardless of microstructural changes in this specimen.

**Key words :** Abnormal grain growth, Particle size, Composite, Fracture strength

#### 1. 서 론

재료의 미세조직은 기계적 물성을 결정하는 중요한 요소로 우수한 파괴강도 및 인성을 구현을 위해서는 미세조직의 제어가 가능해야 한다. 일반적으로 기계구조용 세라믹스에서 입자성장이 일어나는 경우 파괴강도값이 감소하기 때문에 제2상(second phase)을 첨가하여 기지상의 입성장을 억제하여 물성향상을 꾀하게 된다.<sup>1-8)</sup> 한편, sub-

micron 크기의 미세한 SiC 입자가 첨가된 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료에서는 일반적인 크기(micron size)의 SiC 입자를 첨가한 복합재료에서보다 파괴강도값과 파괴인성값이 증가하였으며, 이를 미세한 입자첨가에 의한 기지상의 입성장 억제와 입계면 강화현상, 그리고 잔류응력에 의해 열처리 후의 강도 증가현상 등 여러기구로 설명하였다.<sup>4-8)</sup> 그런데, 첨가한 미세한 제2상에 의해 기지상의 입자크기가 작고 균일하게 제어되었다 하더라도, 소수의 비정상입자가 생성되면 일반적으로 기계적 물성은 급격히 감소하게 되는 것으로 알려져 있다.<sup>9,10)</sup> 비정상입성장은 미세조직상으로 거의 성장하지 않는 대부분의 입자사이에 소수의 커다란 입자가 생성되어 급속히 성장하는 현상으로 기계적

<sup>†</sup>Corresponding author : Ki-Woong Chae  
E-mail : chaekw@office.hoseo.ac.kr  
Tel : +82-41-540-5765 Fax : +82-41-548-3502

특성의 향상을 위해서는 억제되어야 한다. 그러나 비정상 입성장은 여러 계에서 소결중에 손쉽게 발생하는 것으로 알려져 있다.<sup>9-17)</sup>

따라서 본 연구에서는 소결과정중에 일어나는 비정상 입성장이 기계적 특성에 영향을 주지 않는 재료특성을 구현해 보고자 하였다. 서로 다른 크기의 SiC 입자를 첨가한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC 복합재료를 제조하였고, 아울러, 서로 다른 크기의 SiC 입자를 동시에 첨가한 시편도 제조하여, 소결 온도에 따른 미세조직과 기계적 물성의 변화를 고찰하였다.

## 2. 실험방법

실험에 사용한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 분말은 평균입경이 0.2 μm인 일본 대명의 TM-DAR α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 분말이었으며, SiC 분말은 평균입경이 0.15 μm인 일본 Ibiden사의 Betarundum UF와 3 μm인 일본 고순도화학연구소(주)의 것이었다. 분말의 조성은 SiC를 부피비 5%로 고정하여 각각 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(0.15 μm), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(3 μm), 그리고 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-2.5SiC(0.15 μm)-2.5SiC(3 μm)로 하여 에탄올을 분산매로 12시간 습식 혼합하였다. 혼합은 일반적인 세라믹 분말의 혼합공정이었으며, 통상적인 알루미늄나 불을 이용한 밀링이었다. 혼합공정을 거쳐 건조된 분말은 φ50 mm인 흑연몰드를 이용하여 1400°C에서부터 1600°C까지 2시간씩 가압소결하여 치밀화를 이루었다. 이때, 승온속도는 20°C/min으로, 20 MPa의 압력하에 알곤분위기중에서 행하였다. φ50 mm × 5 mm 시편을 얻은 후 파괴강도측정을 위해 가압방향에 수직하게 시편을 4 × 3 × 25 mm의 사각형으로 가공하고, 인장응력을 받는 면은 3 μm 다이아몬드 분말로 연마하였다. 파괴강도측정은 시편의 내부(upper span) 길이가 10 mm, 외부(lower span) 길이가 20 mm인 4점곡강도법(4 point bending test)을 이용하였다. 미세조직은 1 μm 다이아몬드 분말로 연마한 후 1330°C의 진공분위기에서 30분간 열에칭(thermal etching)시켜 주사전자현미경으로 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 0.15 μm의 미세한 SiC 분말을 첨가하여 1500°C와 1600°C에서 2시간씩 가압소결하여 얻은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(0.15 μm) 복합재료의 미세조직이다. Fig. 1(a)는 1500°C에서 소결한 시편으로 기지상의 입자크기가 약 1 μm 이내로 미세한 SiC 입자에 의해 기지상의 입성장이 효과적으로 억제되고 있다. 1550°C에서 소결한 (b)시편에서는 약 10-20 μm의 크기를 가지는 몇 개의 입자가 평균 1 μm의 크기를 유지하고 있는 기지상에 생성되어 성장하고 있어, 전형적인 비정상입성장현상이 일어나고 있다. Fig. 1(c)는 1600°C에서 얻은 것인데, 작은 입자들은 모두 소멸하고 불규칙한 형상의 커다란 입자들로 미세조직을 이루고

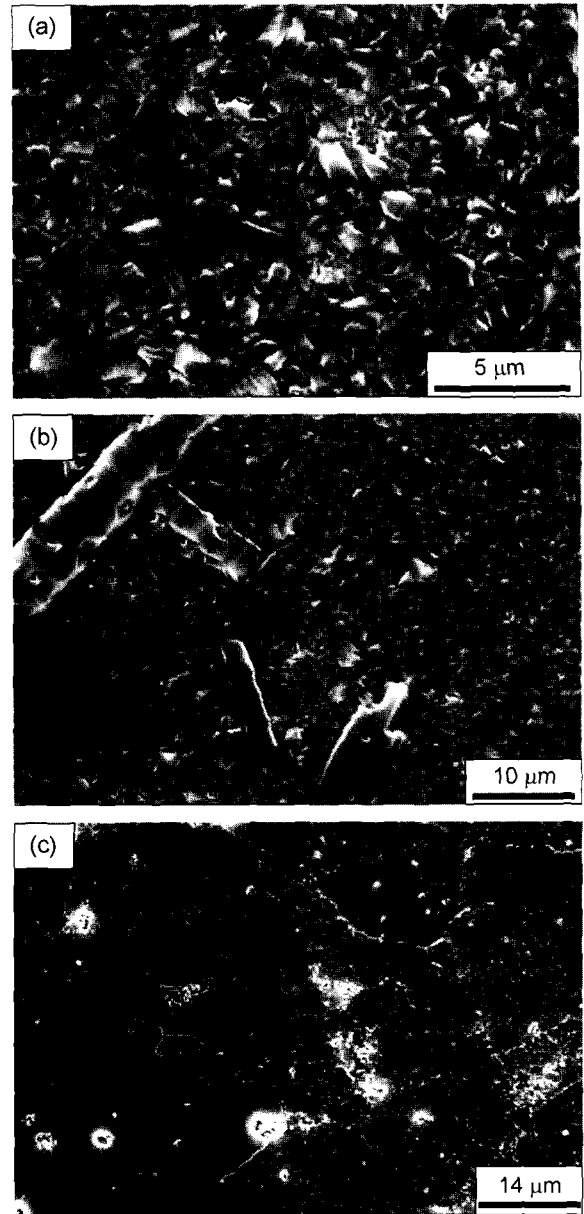


Fig. 1. Microstructures of the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(0.15 μm) specimens hot-pressed at (a) 1500°C, (b) 1550°C, and (c) 1600°C for 2 h, respectively.

있는 것을 알 수 있다. 즉, 첨가한 제2상에 의해 기지상의 입성장이 효과적으로 억제되다가 소수의 비정상입자가 생성되면 이후에는 매우 빠르고 불규칙한 형태로 비정상입성장이 진행되는 것을 알 수 있다.

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(0.15 μm) 복합재료는 일반적으로 1600°C에서 가압소결하여 균일한 입자의 우수한 물성이 얻어지는 것으로 알려져 있다.<sup>4,5)</sup> 그런데, 본 실험에서는 비표면적이 매우 큰(14.7 m<sup>2</sup>/g) 알루미늄나 분말을 사용한 경우로 치밀화가 매우 빠르게 진행되었고, 1600°C에서 이미 비정상입성장 현상이 완료된 미세조직이 얻어졌다. 한편, SiC를

첨가하지 않은 순수한 알루미늄도 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC 시편과 동일한 혼합공정을 거쳐 분말을 얻고 1400°C에서 가압소결하는 경우 이미 완전치밀화가 이루어졌으며, 평균입자크기는 약 8 μm를 보였다. 1600°C로 소결온도를 증가시킨 후에도 어떠한 비정상입성장도 없는 평균 12 μm 크기의 입경을 가지는 균일한 미세조직을 보였다. 순수한 알루미늄은 소결온도를 증가시켜도 SiC를 첨가한 경우와는 다르게 비정상입성장현상이 일어나지 않았다. 따라서 앞서의 소결온도 증가가 미세조직의 변화를 관찰하기 위한 인위적 증가이기는 하나, 제2상 첨가가 경우에 따라서는 오히려 과도한 비정상입성장을 유발하여 기계적 물성에 악영향을 미칠 수 있다는 것을 미세조직으로 부터 생각해 볼 수 있다. 한편, 1500°C 온도에서 소결된 미세한 SiC 입자가 첨가된 알루미늄 복합재료에서의 비정상입성장은 흔하게 관찰되는 현상은 아니며, 분말의 혼합중에 혼합공정에 이용된 알루미늄 밀링볼에서 떨어져나간 입자가 원인이 되어 비정상입성장이 일어남이 보고된 바 있다.<sup>9)</sup> 그러나, 본 실험에서의 비정상입성장의 원인은 비정상입성장이 시편 전체에서 광범위하고 균일하게 발생하는 점으로 미루어 다른 원인일 가능성이 더 큰 것으로 생각된다. Fig. 1에서 관찰되는 매우 빠른 치밀화와 입성장은 일반적으로 상압소결에서 사용되는 비표면적이 매우 큰 알루미늄 원료 분말을 본 실험에서는 가압소결함으로써 소결성을 대폭 향상시켰기 때문으로 여겨진다.

Fig. 2는 3 μm의 SiC를 첨가하여 1400°C와 1600°C에서 가압소결하여 얻은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(3 μm) 복합재료의 미세조직이다. Fig. 2(a)는 1400°C에서 소결한 것으로 평균 3-4 μm의 입자들로 구성된 균일한 미세조직을 보이며, 소결온도를 1500°C로 증가시키면 (b)에서 보이는 미세조직으로 장경비(aspect ratio)가 큰 길쭉한 형태의 비정상입성장이 관찰되기 시작한다. (c)는 소결온도를 1600°C로 증가시킨 것으로 더욱 많은 양의 비정상입자들이 균일하게 생성되어 관찰되었으나, Fig. 1(c)에서와 같은 불규칙한 입성장은 관찰되지 않는다. 따라서 Figs. 1과 2의 미세조직으로부터 첨가한 SiC 입자의 크기에 따라 치밀화와 미세조직에 큰 차이가 있음을 알 수 있다. 0.15 μm의 미세한 SiC를 첨가한 경우는 미세한 SiC 입자에 의해 기지상의 입성장이 매우 효과적으로 억제되는 것을 알 수 있다. 그런데, 비정상입자가 생성되면 오히려 그 성장속도가 매우 빠르게 진행되어, 1-2 μm의 기지상 입자들은 모두 소멸하고, 모든 입자가 불규칙한 커다란 입자의 모습으로 성장한다. 반면에, 3 μm의 SiC를 첨가한 경우에는 기지상의 입성장억제 효과는 미세한 SiC 입자를 첨가한 경우보다는 적으나, 소결온도가 증가하여도 급격한 입자성장현상은 억제되며 균일한 크기의 비정상입자로 성장하는 것을 알 수 있다.

미세한 SiC 입자를 첨가한 경우 소결초기에 보이는 입성장 억제는 Zener 효과로 설명되어질 수 있다.<sup>18)</sup> 동일

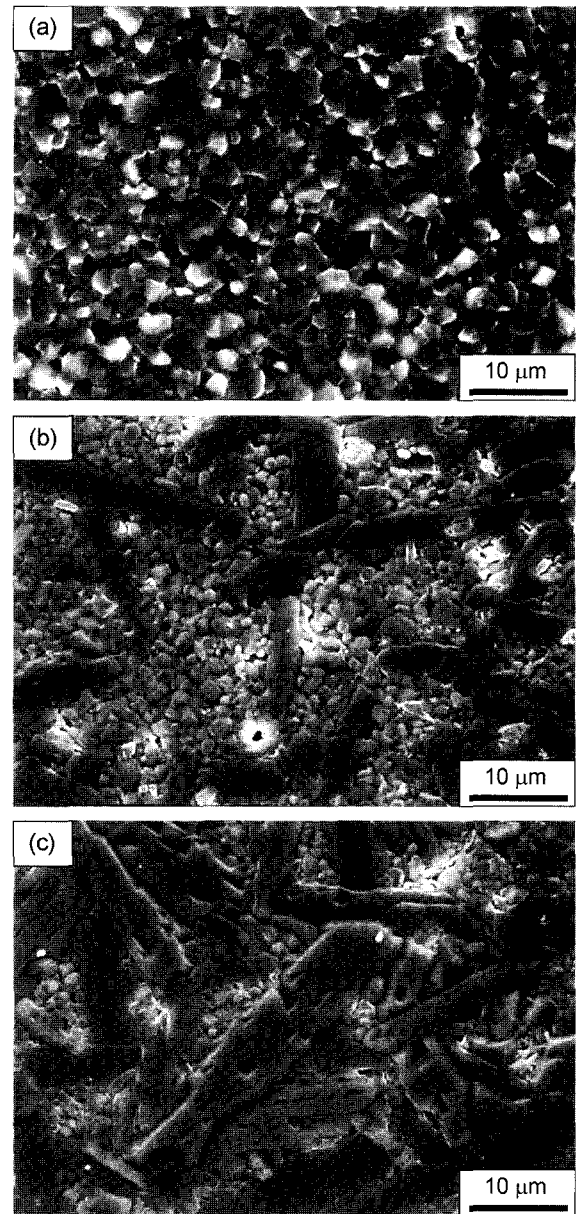


Fig. 2. Microstructures of the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5SiC(3 μm) specimens hot-pressed at (a) 1400°C, (b) 1500°C, and (c) 1600°C for 2 h, respectively.

부피분율에서 첨가한 입자의 크기가 작을수록 전체입계면적이 줄어들고 그에 따라 전체 입계에너지의 감소로 입계이동을 방해하는 힘이 커짐에 따라 입성장을 효과적으로 억제할 수 있게 된다. 그러나 소결온도의 증가로 소수의 비정상입자가 생성되면, 성장이 억제되어 있던 기지상의 입자들과 비교하여 상대적으로 커다란 성장구동력을 갖게 됨으로써 SiC 입자가 입내로 포획되며 매우 빠른 속도로 비정상입성장이 일어나는 것으로 생각된다. 따라서, 미세한 SiC가 첨가된 복합재료에서의 비정상입성장 현상은 초기 비정상입자의 생성에는 어려움이 있지만 일단,

비정상입자가 생성된 이후에는 매우 빠른 속도로 진행되는 것을 알 수 있다.

3  $\mu\text{m}$ 의 SiC를 첨가한 복합재료에서는 소결초기에는 첨가한 SiC에 의한 입성장억제효과가 크지 않아 치밀화와 함께 기지상의 입성장이 일어난다. 실제로, Fig. 2(a)의 경우 기지상의 입자가 3–4  $\mu\text{m}$ 의 크기로 균일하게 성장한 모습을 관찰할 수 있으며, 이는 0.15  $\mu\text{m}$  입자를 첨가한 경우의 기지상의 입자가 1  $\mu\text{m}$ 이내로 억제되는 현상과는 구별되어진다. 그런데, 치밀화 이후 소수의 입자에서 비정상입성장이 일어나면, 생성된 비정상입자는 0.15  $\mu\text{m}$ 의

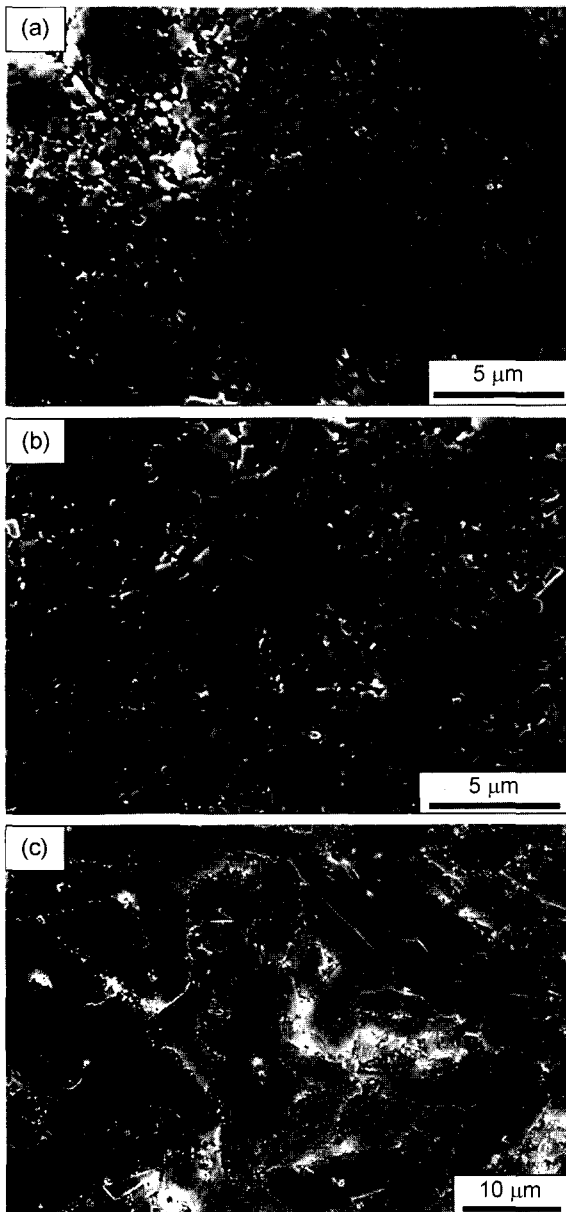


Fig. 3. Microstructures of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -2.5SiC(0.15  $\mu\text{m}$ )-2.5SiC(3  $\mu\text{m}$ ) specimens hot-pressed at (a) 1400°C, (b) 1500°C, and (c) 1600°C for 2 h, respectively.

SiC 입자를 첨가했을 때와는 다르게 급격한 성장은 일어나지 못한다. 이는 기지상의 입자가 모두 어느 이상으로 성장하였고, 커다란 SiC 입자를 기지상의 입자내에 포획하며 입계가 이동할 수 있을 정도의 상대적인 성장구동력을 갖지 못하기 때문으로 이해된다. 한편, 먼저 생성된 비정상입자가 그 성장이 SiC 입자에 의해 억제되는 동안에 기지상에서는 또다른 비정상입자가 생성되고, 성장하여 Fig. 2(c)와 같은 비교적 균일한 크기의 비정상입자들로 이루어진 미세조직을 이루게 된다.

Fig. 3은 0.15  $\mu\text{m}$ 와 3  $\mu\text{m}$ 의 SiC 입자를 동시에 첨가한 소결온도에 따른 미세조직의 변화이다. Fig. 3(a)는 1400°C에서 가압소결하여 얻은 것으로 치밀화가 완전히 일어나지 못해 많은 기공이 관찰되고 있다. 3  $\mu\text{m}$ 의 SiC 입자만을 첨가했던 Fig. 2의 미세조직과 비교하면 0.15  $\mu\text{m}$ 의 SiC 입자의 첨가로 치밀화가 억제되고 있음을 알 수 있다. 1500°C로 소결온도를 증가시키면 치밀화된 미세조직을 보이며, 약 2–3  $\mu\text{m}$ 의 평균입경을 가져 여전히 0.15  $\mu\text{m}$ 의 SiC에 의해 입성장이 억제되고 있음을 알 수 있다. 즉, 3  $\mu\text{m}$ 의 SiC만을 첨가한 경우에는 1500°C에서 비정상입성장이 진행되었던 현상과는 구별되어진다. Fig. 3(c)는 1600°C에서 소결한 것으로 비정상입성장현상이 활발히 일어났다. 이러한 미세조직이 얻어지는 것은 미세한 0.15  $\mu\text{m}$  SiC 입자가 입성장을 억제하고, 이후의 불규칙하게 성장하는 비정상입자는 3  $\mu\text{m}$ 의 SiC 입자에 의해 억제되기 때문으로 믿어진다.

Fig. 4는 Figs. 1, 2, 그리고, Fig. 3의 미세조직을 가지는 시편의 파괴강도값을 측정된 결과이다. Figs. 1과 2의 시편에서는 미세조직상에서 이미 예측할 수 있듯이 비정상입성장에 의해 파괴강도값이 급격히 감소하였다. 0.15  $\mu\text{m}$ 의 SiC가 첨가된 경우 1400°C에서는 89%의 낮은 상대밀도로 치밀화가 이루어지지 못해 310 MPa의 매우 낮은 값

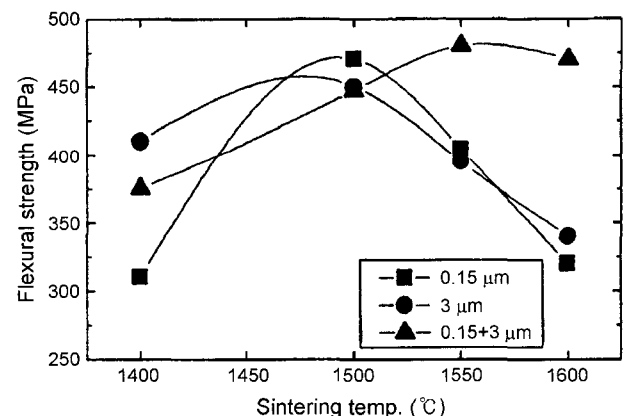


Fig. 4. Fracture strengths of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -5SiC(0.15  $\mu\text{m}$ , ■),  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -5SiC(3  $\mu\text{m}$ , ●), and  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -2.5SiC(0.15  $\mu\text{m}$ )-2.5SiC(3  $\mu\text{m}$ , ▲) specimens hot-pressed at various temperatures for 2 h.

을 보이고, 1500°C에서는 소결온도의 증가로 치밀화가 이루어져 파괴강도값이 470 MPa의 값으로 증가하였다. 그러나, 1550°C에서 소결한 이후에는 비정상입자의 생성으로 파괴강도값이 현저하게 감소하여 1600°C에서는 320 MPa의 값을 보인다. 3 μm의 SiC가 첨가된 시편에서도 역시 비정상입자의 생성에 의해 파괴강도값이 급격히 감소하는데, 1400°C에서는 0.15 μm가 첨가된 시편의 경우와 비교하여 저온에서의 빠른 치밀화(95%)로 410 MPa의 다소 우수한 파괴강도값이 얻어졌다. 그러나, 비정상입성장이 일어나는 1550°C 이후에는 역시 파괴강도값이 급격히 감소하였다. 따라서, 첨가한 SiC 입자의 크기에 관계없이 비정상입성장이 일어나면 그 기계적 물성이 급격히 감소하는 것을 확인할 수 있다. 그런데, 0.15 μm와 3 μm의 SiC를 동시에 첨가한 시편의 파괴강도값은 앞서와는 다른 특징을 보인다. 즉, 1500°C의 소결이후에 비정상입성장이 일어났으나 파괴강도값은 계속 증가하고 있다. 1550°C와 1600°C의 경우 모든 비정상입성장이 일어난 미세조직을 보이나, 여전히 460 MPa로 비정상입성장이 일어나기 이전의 파괴강도값을 그대로 유지하고 있다.

Fig. 3의 미세조직에서 보이는 우수한 물성은 0.15 μm의 SiC 만을 첨가한 시편에서 보인 과도한 비정상입성장을 3 μm의 SiC 입자의 첨가로 억제시켜 주며, 동시에 비정상입자의 내부에는 0.15 μm의 SiC가 포함되어 입계를 강화시켜 주는 역할에 의해 가능한 것으로 믿어진다. 결국, sub-micron 크기의 입자를 소량 첨가한 복합재료의 경우 다소의 입자성장이 일어나더라도 과도한 입성장이 억제된다면 기계적 물성의 열화현상을 억제할 수 있음을 알 수 있다.

소결중에 소수의 비정상입자가 기지상에서 생성되는 원인에 대해서는 다양한 기구들이 제안된 바 있으며, 많은 세라믹 재료에서 쉽게 관찰되고 있다.<sup>9-17)</sup> 입계이동이 석출입자로 인해 국부적으로 억제되거나, 큰 크기의 입자가 초기부터 존재하는 경우 그리고 계면에너지의 이방성에 기인하는 것 등을 들 수 있다. 또한, 미량의 액상이 불균일하게 존재하는 경우에도 액상을 통한 물질이동의 증가로 급격한 비정상입자성장이 일어난다. 일반적으로 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>는 소량의 불순물을 포함하며 SiC 역시 쉽게 산화되어 표면에 SiO<sub>2</sub>를 형성하는데 실제로, 알루미늄에서 CaO나 SiO<sub>2</sub> 등의 첨가로 액상소결에 의해 비정상입성장이 일어나며,<sup>14)</sup> 원료분말의 혼합중 불순물의 혼입에 의해 비정상입성장이 가능한 것으로 알려져 있다.<sup>9)</sup> 그러나, 앞서의 경우에는 그 효과를 보기 위해 인위적으로 불순물을 첨가한 것이었다. 본 연구에서도 비정상입성장이 일어난 시편의 입계를 전자현미경으로 관찰한 결과 입계에서 확인할 수 있을 정도의 비정질상의 관찰은 이루어지지 않았다. 또한, 순수한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 분말을 비정상입성장현상이 일어난 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC의 원료분말의 혼합공정을 그대로 적용한 결과 비정상입성장이 일어나지 않았다. 즉, 원료분말의 혼합중 원

하지 않는 불순물 첨가에 기인한 것이 아님을 알 수 있다. 따라서, 제2상 첨가에 의한 입계이동의 불균일한 억제현상이 비정상입성장을 유발한 것으로 추정되며, 추후 이에 대한 분석이 필요할 것으로 여겨진다. 결국, 많은 세라믹 복합재료의 경우 소결조건에 따라 미세조직에 커다란 변화가 쉽게 유발될 수 있으나, 이 경우 첨가하는 제2상의 입자크기를 다양하게 조절하고 제어하면 물성을 향상시킬 수 있음을 보여 주었다.

#### 4. 결 론

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC 복합재료에서 첨가하는 원료분말의 입자 크기를 조절하여 그에 따른 미세조직과 물성의 변화를 관찰하였다. 0.15 μm의 미세한 SiC가 첨가된 복합재료의 경우 미세한 SiC 입자에 의해 기지상의 입성장은 소결초기부터 효과적으로 억제되었다. 그러나, 소결온도의 증가로 입성장 억제효과를 극복한 소수의 비정상입자가 생성되면, 이들이 주위의 기지상의 작은 입자들에 비해 상대적으로 커다란 성장구동력을 갖게됨으로써 매우 빠른 속도로 불규칙한 모양으로 입성장이 일어났다. 소수의 비정상입자의 생성이후 첨가한 미세한 SiC 입자들은 더이상 입자성장의 억제효과를 보이지 못한다.

이에 비해, 3 μm의 SiC를 첨가한 경우에는 기지상의 입자들이 소결초기에는 균일하게 성장하는 모습을 보였으나, 소결온도의 증가로 소수의 비정상입자가 생성된 이후에는 커다란 SiC 입자를 극복하며 성장할 수 있는 구동력을 갖지 못하여 미세한 SiC 첨가와는 다르게 불규칙한 모습의 과도한 비정상입성장은 억제되었다. 비정상입자의 성장이 억제되는 동안 주위에서는 또다른 비정상입자가 생성되어, 결국 균일한 크기의 장경비가 큰 비정상입자로 이루어진 미세조직을 얻었다. 그러나, 첨가한 입자 크기에 관계없이 비정상입성장에 의해 파괴강도값은 급격히 감소하였다.

한편, 3 μm와 0.15 μm의 SiC 입자를 동시에 첨가한 경우 비정상입성장이 일어나는 미세조직의 변화에도 불구하고 파괴강도값은 비정상입성장 이전의 값을 그대로 유지하였다. 이는, 소량의 0.15 μm의 SiC 입자가 기지상의 입내로 포획되어 입계 강화를 가능하게 하고 과도한 비정상입성장은 3 μm의 SiC 입자에 의해 억제되기 때문으로 생각되었다. 따라서, sub-micron 크기의 입자를 소량 첨가하는 것에 의해 세라믹 복합재료에서 미세조직의 변화에도 불구하고 효과적으로 기계적 물성의 열화현상을 억제할 수 있는 가능성을 제시할 수 있었다.

#### 감사의 글

본 연구는 과학기술부의 ‘극미세구조기술개발사업’의 연

구비 지원으로 이루어진 결과의 일부이며, 이에 감사드립니다.

## REFERENCES

1. G. C. Wei and P. F. Becher, "Improvements in Mechanical Properties in SiC by addition of TiC Particles," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67** [8] 571-74 (1984).
2. K. W. Chae and K. Niihara, "Improvement in the Mechanical Properties of TiC by the Dispersion of Fine SiC Particles," *J. Mater. Sci. Lett.*, **14** 1332-34 (1995).
3. E. S. Kang and C. H. Kim, "Improvements in Mechanical Properties of TiB<sub>2</sub> by the Dispersion of B<sub>4</sub>C Particles," *J. Mater. Sci.*, **25** 580-84 (1990).
4. K. Niihara, "New Design Concept of Structural Ceramic-Ceramic Nanocomposites," *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **99** 974-82 (1991).
5. M. Sternitzke, "Review : Structural Ceramic Nanocomposites," *J. Euro. Ceram. Soc.*, **17** 1061 (1997).
6. A. M. Thompson, H. M. Chan, and M. P. Harmer, "Crack Healing and Stress Relaxation in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC Nanocomposite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [3] 567-71 (1995).
7. J. Zhao, L. Stearns, M. P. Hamer, H. M. Chan, and G. A. Miller, "Mechanical behavior of Alumina-Silicon Carbide Nanocomposites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** [2] 503-10 (1993).
8. L. C. Stearns, J. Zhao, and M. P. Harmer, "Processing and Microstructure Development in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC Nanocomposites," *J. Euro. Ceram. Soc.*, **10** 473-77 (1992).
9. Y. K. Jeong, A. Nakahira, P. E. D. Morgan, and K. Niihara, "Effect of Milling Condition on the Strength of Alumina-Silicon Carbide Nanocomposites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [5] 1307-09 (1997).
10. H. P. Cahoon and C. J. Christensen, "Sintering and Grain Growth of  $\alpha$ -Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **39** [10] 337-44 (1956).
11. S. H. Rhee, J. D. Lee, and D.-Y. Kim, "Effect of Heating Rate on the Exaggerated Grain Growth Behavior of  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>," *J. Mater. Lett.*, **32** 115-20 (1997).
12. H. H. Yoon and D. Y. Kim, "Effect of Heating Rate on the Exaggerated Grain Growth during the Sintering of Sr-Hexaferrite," *Mater. Lett.*, **20**, 293-97 (1994).
13. I. K. Jeong, D. Y. Kim, Z. G. Kim, and S. J. Kwon, "Exaggerated Grain Growth During the Sintering of Y-Ba-Cu-O Superconductor Ceramics," *Mater. Lett.*, **8** [3/4] 91-4 (1989).
14. H. S. Song and R. L. Coble, "The Origin and Growth Kinetics of Platelike Abnormal Grains in Liquid-Phase-Sintered Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [7] 2077-85 (1990).
15. M. M. Seabaugh, I. H. Kerscht, and G. L. Messing, "Texture Development by Templated Grain Growth in Liquid-Phase-Sintered  $\alpha$ -Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [5] 1181-88 (1997).
16. U. Seeker and H. E. Exner, "Exaggerated Grain Growth in Cemented Carbide due to Inhomogeneous Milling," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** [2] C31-C32 (1987).
17. Y. S. Yoo, H. Kim, and D.-Y. Kim, "Effect of SiO<sub>2</sub> and TiO<sub>2</sub> addition on the Exaggerated Grain Growth of BaTiO<sub>3</sub>," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **17** 805-11 (1997).
18. C. Zener, Private Communication to C. S. Smith, "Grains, Phase and Interfaces : An Interpretation of Microstructures," *Am. Inst. Min. Metall. Engrs.*, **175** 15-51 (1949).