

Platelet 강화 Mullite-Zirconia 복합체의 미세구조와 기계적 성질

박 상 업

강릉대학교 재료공학과
(1992년 6월 25일 접수)

Microstructure and Mechanical Properties of Platelet Reinforced Mullite-Zirconia Composites

Sang-Yeup Park

Department of Materials Engineering, Kangnung National University
(Received June 25, 1992)

요 약

Mullite-zirconia에 강화제로 Al_2O_3 platelet과 SiC platelet을 각각 첨가하여 상압소결에 의해 platelet 강화 mullite-zirconia 복합체를 제조하였다. 소결온도 $1700^\circ C$ 에서 10 vol% Al_2O_3 platelet 첨가시 상대밀도가 98.3%로 우수한 소결체를 얻었으며 파괴강도는 290 MPa, 파괴인성은 $4.7 MPa \cdot \sqrt{m}$ 으로 mullite-zirconia에 비해 현저한 증가를 나타내었으며, 이는 platelet에 의한 균열굴절 및 하중부담효과로 인한 것이다. 한편, SiC platelet 강화 mullite-zirconia는 $1650^\circ C$ 소결에서 소결밀도 95.7%, 파괴강도 170 MPa, 파괴인성 $3.9 MPa \cdot \sqrt{m}$ 으로 Al_2O_3 platelet 첨가에 비해 상대적으로 낮은 기계적 성질값을 나타내었다.

ABSTRACT

The platelet reinforced mullite-zirconia composites were prepared by pressureless sintering with addition of Al_2O_3 or SiC platelets. The sintered density of 10 vol% Al_2O_3 platelet reinforced mullite-zirconia composite was 98.3% at $1700^\circ C$. The fracture strength (290 MPa) and fracture toughness ($4.9 MPa \cdot \sqrt{m}$) in the Al_2O_3 platelet reinforced mullite-zirconia composite were enhanced compared with those of mullite-zirconia due to the crack deflection and load transfer effect of platelets. Whereas, the SiC platelet reinforced mullite-zirconia composite sintered at $1650^\circ C$ showed relatively lower density (95.7%), fracture strength (170 MPa), and fracture toughness ($3.9 MPa \cdot \sqrt{m}$) than the Al_2O_3 platelet reinforced mullite-zirconia composite.

1. 서 론

Mullite-zirconia 복합체는 mullite 지지상의 낮은 열팽창 계수와 높은 열전도도 및 고온에서 우수한 creep 저항성 등을 이용하고^{1,2)} zirconia 분산으로 인한 기계적 성질 증진을 꾀한 산화물계 고온구조 재료로 많은 주목을 받고 있다. Mullite 지지상에 zirconia를 첨가할 경우 정방정-단사정의 상변태시 균열선단의 탄성에너지 흡수⁴⁾ 및 zirconia의 부피변화로 인한 미세균열⁵⁾에 의한 파괴인성증가를 기대할 수 있으므로 많은 연구가 되어 왔다^{3,6)}. Zirconia의 상변태로 인한 파괴인성증가를 위해 Y_2O_3 를 첨가한 부분안정화 zirconia를 사용하고 있으나 zir-

conia의 상변태로 인한 고온 파괴인성 증가온도 한계는 약 $700^\circ C$ 이며⁷⁾, $1000^\circ C$ 이상에서의 파괴인성증가를 위해서는 whisker 등의 3차상 첨가가 필요하다고 알려져 있다⁸⁾. Whisker 등의 3차상 첨가로 인한 고온파괴인성 증진기구는 주로 균열굴절효과이며⁹⁾, SiC whisker가 대표적으로 사용되고 있다. 첨가되는 SiC whisker는 직경 $1 \mu m$ 이하의 작은 바늘형태를 지니고 있으므로 분말성 형중 인체내로 유입될 경우 유해하다는 것과 SiC의 고온산화로 인한 급격한 기계적 성질 감소 및 탄소결정 등의 단점을 지니고 있다⁹⁾. 이러한 단점들을 극복하기 위해서는 SiC whisker를 Al_2O_3 platelet로 대체한 산화물계 고온 구조재료를 상압소결에 의해 제조하는 것이다.

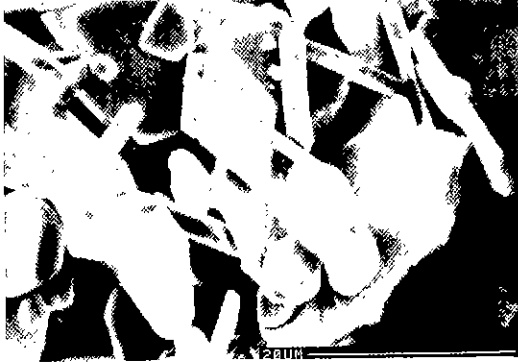


Fig. 1. SEM micrograph of Al₂O₃ platelets.

본 논문에서는 mullite-10 vol% ZrO₂(TZ-3Y)에 whisker를 대치할 3차상으로 Al₂O₃ 및 SiC platelet를 첨가하여 상압소결법에 의한 치밀한 고온구조용 복합강화 소결체를 제조하고자 하였으며, platelet 첨가로 인한 미세구조 및 기계적 성질 변화를 관찰하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 사용분말

Mullite 분말은 독일 Dynamit, Nobel AG사 제품으로 통상적으로 사용되는 용융법으로 제조된 것(fused mullite : 이후 MF로 표기)이며, ZrO₂는 3 mol% Y₂O₃가 고용된 부분안정화 ZrO₂(TZ3Y)로 일본 Toyo soda사 제품이었다. Fig. 1에 Al₂O₃ platelet의 주사전자현미경 사진을 나타내었으며, Al₂O₃ platelet과 SiC platelet의 자세한 자료를 Table 1에 제시하였다.

2.2. 성형방법

Mullite와 ZrO₂를 각 조성별로 90g 취한 후 ZrO₂의 균일한 분산을 위해 100 rpm의 속도로 4시간 동안 teflon jar에서 attrition milling하였다. 사용된 ball은 90 wt% Al₂O₃-10 wt% SiO₂ 조성을 지녔으며 attrition 후의 ball 마

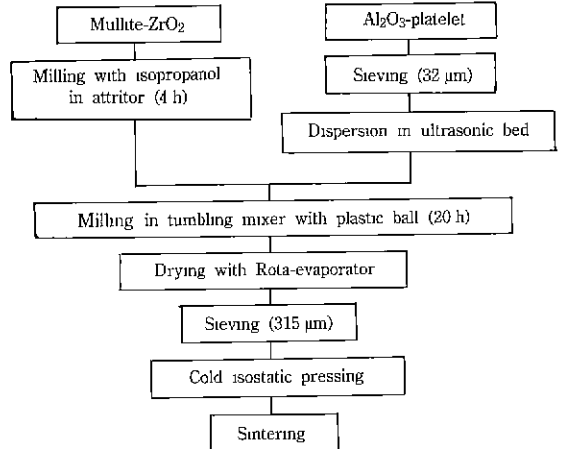


Fig. 2. Flow-chart of mullite/ZrO₂/Al₂O₃ platelet composite processing.

모량은 0.05g으로 milling 전의 분말 조성을 크게 변화시키지 않았다. 분산에는 적당한 휘발성을 갖고 있는 isopropanol을 사용하였다. Milling된 분말은 약 70°C oven에서 24시간 동안 건조 후 200 μm 체를 통하여 체거름하였다. 첨가상으로서의 Al₂O₃ 및 SiC platelets 혼합방법은 Fig. 2에 제시된 과정을 따랐으며, platelets는 32 μm 체를 통해 체거름한 후 초음파 세척기에서 10분 정도 두어 응집체를 제거하였다. Mullite-zirconia 분말과 Al₂O₃ platelets의 혼합은 직경 3 mm plastic ball을 사용하여 isopropanol에서 20시간 tumbling mixing된 Al₂O₃ platelets을 attrition된 mullite -ZrO₂와 다시 4시간 동안 tumbling mixing하였다. 혼합된 분말은 건조시 응집체 형성을 방지하기 위해 rota-evaporator(Büchi, Swiss)에서 80°C, 0.03 Pa 조건으로 건조하였다. 충분히 건조된 분말은 315 μm 체로 체거름한 후 640 MPa의 압력으로 정수압 성형하였다.

2.3. 소결방법

성형된 분말은 super-kanthal을 발열체로한 상자형로

Table 1. Specifications of Al₂O₃ and SiC Platelets

	Al ₂ O ₃ platelet	SiC platelet
Source	Showa Denko, Japan	American Matrix, U.S.A.
Crystallography	Hexagonal	Hexagonal α-SiC
Impurity	<2000 ppm	<1000 ppm
Diameter	2~40 μm	20~70 μm
Thickness	1~2 μm	0.5~5 μm

(Narber, Germany)에서 소결온도를 1650°C, 1700°C 로 공기중에서 1시간 소결하였다. 이때 승온 및 냉각속도는 각각 10°C/min으로 일정하게 하였다. 시편의 치밀화 곡선을 얻기 위해 LVDT(Liner Voltage Differential Transformer)가 부착된 흑연 저항로(Astro, USA)를 사용하였다. 준비된 시편을 BN도가니에 넣은 후 Ar으로 3~4번 purging하여 로내 산소를 제거한 후 10°C/min의 승온속도로 1650°C 소결온도에서 1시간 유지 후 로냉하였다. 치밀화 곡선 및 치밀화 속도는 소결된 시편의 길이와 밀도 및 LVDT를 통하여 얻은 선속축 자료에 의한 computer 프로그램을 이용하여 얻어진 것이다.

2.4. 소결밀도 측정

소결밀도는 ASTM-C20 방법으로 측정하였으며 시편의 상대밀도는 각 분말의 혼합률에 의거한 이론밀도에 대한 겉보기 밀도의 비로 표시하였다.

2.5. 상분석

소결시편의 상분석은 X-선 회절에 의하여 조사하였다. 회절상에서 정방정 zirconia 분말은 다음의 Nicholson 식¹⁰⁾에 따라 25°~36°(2θ) 범위에서 단상정 (111), (11 $\bar{1}$) peak의 정방정 (111) peak의 적분 강도값을 이용하여 계산하였다.

$$x_i = \frac{I_{111(c)}}{I_{111(c)} + I_{111(m)} + I_{111(m)}}$$

2.6. 미세구조 관찰

소결된 시편들을 diamond cutter에서 절단한 후 호마이카로 mounting하여 자동 연마기(Pedamax, Denmark)에서 1 μm까지 미세연마하였다. 연마된 시편들을 1450°C 에서 1시간 동안 thermal etching 후 금으로 표면을 coating하여 주사전자현미경으로 미세구조를 관찰하였다.

2.7. 파괴강도 및 파괴인성 측정

시편의 파괴강도 측정은 4점 곡강도법(4-point bending strength method)을 이용하였다. 시편의 크기는 4×3×50 mm의 표준형이었으며 한면을 1 μm까지 미세연마한 후 표면의 절단과 연마시에 발생된 미세균열을 제거하기 위해서 각 모서리 부분을 #1000 SiC 연마지를 사용하여 45°로 연마하였다. 시편의 강도는 상온에서 내부간격 20 mm 외부간격 40 mm의 steel jig에서 cross head speed 0.1 mm/min 조건에서 곡강도 시험기(Zwick,

Germany)를 사용하여 파괴하중을 구한 후 다음 식에 의거하여 계산하였다.

$$\sigma_4 = \frac{3P(l_1 - l_2)}{2bh^2}$$

- σ₄ : 4점 곡강도
- P : 시편 파괴시 가해진 하중
- l₁ : span 외부간격
- l₂ : span 내부간격
- b : 시편의 너비
- h : 시편의 높이

파괴인성 값은 ISB(Indentation/Strength-in-Bending) 법에 의해 측정하였다. 시편의 중앙부에 Vickers indenter를 사용하여 30 kg의 하중을 가하였으며 더 이상의 균열전파를 막기 위해 압흔된 자리에 한 방울의 오일을 첨가하였다. 측정조건은 span의 길이가 12 mm인 steel jig에서 cross head speed를 0.1 mm/min으로 하여 3점 곡강도(3-point bending strength)법에 의해 강도를 측정 후 다음 식¹¹⁾을 이용하여 파괴인성 값을 계산하였다.

$$K_{IC} = 0.59(E/H)^{1/8}(\sigma_3 P_1^{1/3})^{3/4}$$

- K_{IC} : 파괴인성
- E : 탄성계수
- H : 경도
- σ₃ : 3점 곡강도(=3PI/2bh²)
- P₁ : 압흔시 가한 하중

3. 결과 및 고찰

3.1. 치밀화

Fig. 3은 mullite-10 vol% ZrO₂ 기지상에 Al₂O₃ platelet 첨가량 변화에 따른 소결밀도 변화를 나타낸다. Al₂O₃ platelet 첨가량이 증가함에 따라 소결밀도는 급격히 감소하는 경향을 나타내며 소결온도가 1650°C에서의 소결밀도 감소는 1700°C 소결온도에 비해 현저하였다. 이러한 경향은 요업 복합체 제조시에 나타나는 일반적인 것으로, 소결시 수축율이 다른 2차상이나 3차상 강화재를 기지상에 첨가시 강화재의 계면에서 기지상의 수축으로 인한 내부응력이 걸리게 된다. 이때 발생하는 내부응력은 소결시 기지상의 수축으로 인한 소결응력(sintering stress)와는 상반되므로 역응력(back stress)이라 한다. 고상소결 중기단계에서의 소결속도는 임계확산 기구일

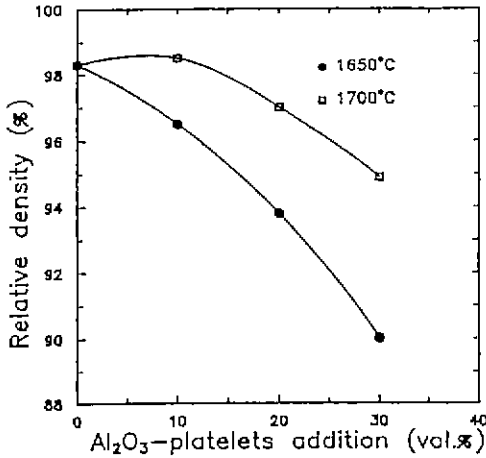


Fig. 3. Effect of platelet content on the sintered densities of mullite/ZrO₂/Al₂O₃ composite at various sintering temperatures.

경우 다음 식과 같다¹²⁾.

$$\frac{dp}{dt} \approx \frac{AD_b\Omega}{kT} \frac{1}{G^m} \Sigma \quad (1)$$

- A : 기하학적 계수
- D_b : 입체확산 계수
- Ω : 분자 부피
- k : Boltzmann 상수
- T : 소결온도
- G : 입자크기, 입체확산 기구의 경우 m은 3이 된다.
- Σ : 소결 응력

위 식은 단일상일 때의 소결속도를 나타내며, 2차상 또는 3차상이 첨가된 복합체의 소결시 첨가상에 대한 역응력(σ_i)을 고려해야 한다¹³⁾.

$$\left(\frac{dp}{dt}\right)_n \left(\frac{dp}{dt}\right)_c \approx \Sigma / \left(\Sigma - \sigma_i \frac{f}{1-f}\right) \quad (2)$$

소결속도 (dp/dt) 중 첨자 m은 단일상을 나타내고 첨자 c는 복합체를 나타낸다. 여기서 f는 첨가상의 부피분율이고 σ_i는 viscoelastic back stress이다. 식 (2)에 따르면 첨가상의 부피분율이 증가되면 복합체의 치밀화 속도는 감소되므로 Fig. 3에서와 같이 Al₂O₃ platelet의 부피분율이 10 vol%에서 20, 30 vol%로 증가함에 따라 소결밀도는 급격히 감소하게 된다. 따라서 복합체의 소결속도 증진을 위해서는 소결응력(Σ)을 증가시키고 역응력(σ_i)을 감소시켜야 한다. 소결응력 증가를 위해서는 미세한

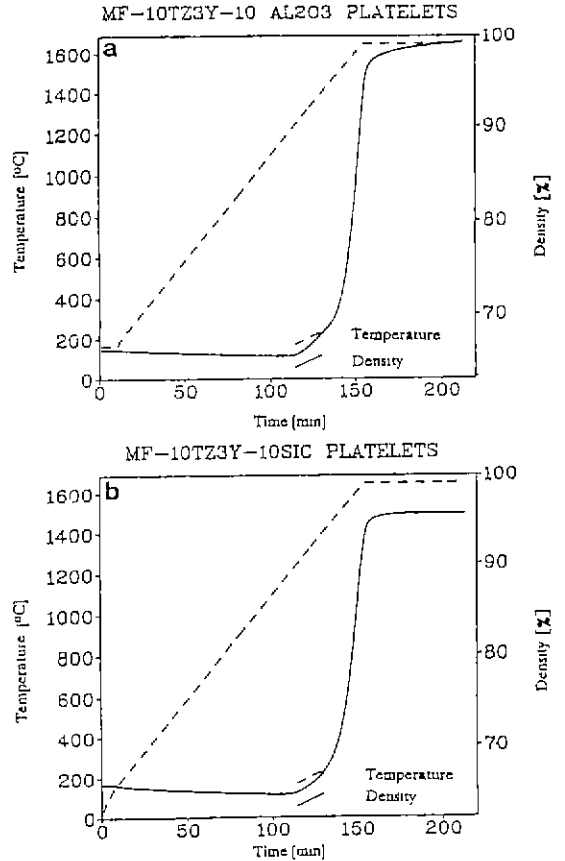


Fig. 4. Densification curves of mullite/ZrO₂ containing (a) Al₂O₃ and (b) SiC platelets. Specimens heated up with 10°C/min.

입자를 사용한 지지상 제조 또는 HIP(hot isostatic pressing) 등의 가압소결이 필요하며, 역응력 감소를 위해서는 강화제의 균일한 분산과 높은 소결온도가 요구된다.

Fig. 4는 mullite-ZrO₂에 10 vol% SiC 또는 10 vol% Al₂O₃ platelet을 첨가시의 치밀화 곡선을 나타낸다. 같은 소결조건에서 SiC platelet 첨가의 경우 상대밀도는 95.7%로 Al₂O₃ platelet 첨가시의 98.3%에 비해 감소하였다. 이는 첨가되는 platelet의 크기가 SiC의 경우는 약 50 μm으로 Al₂O₃의 경우 32 μm보다 크므로 SiC 첨가시에 더 큰 역응력 발생으로 인한 소결밀도 감소를 유추할 수 있다. Mullite-ZrO₂에 SiC platelet을 첨가하여 Ar분위기에서 1700°C로 소결시 상대 소결밀도가 87.3%로 급격히 감소하였으며 이는 mullite내 존재하는 SiO₂와 SiC가 반응하여 SiC + 2SiO₂ → CO ↑ + 3SiO ↑와 같은 기체상 형성으로 인한 것으로 판단된다¹⁴⁾.

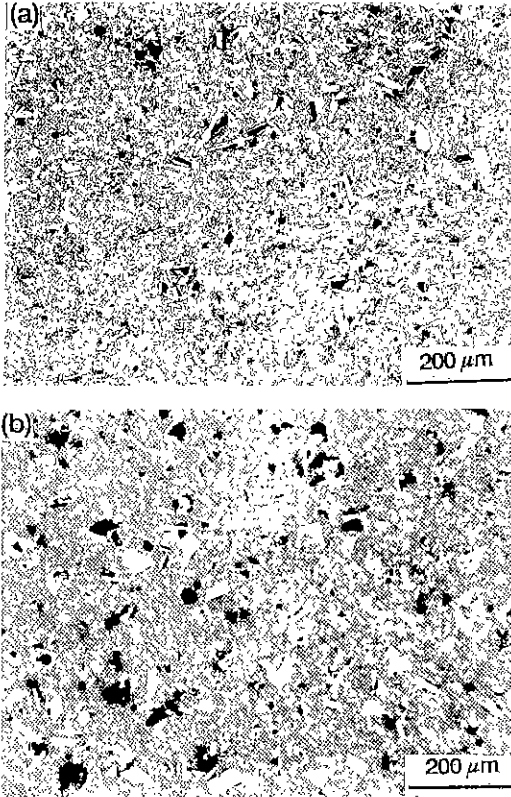


Fig. 5. Polished surfaces of mullite/ ZrO_2 containing (a) Al_2O_3 and (b) SiC platelets. Specimen sintered at $1650^\circ C$ for 1 hr.

3.2. 미세구조 관찰

Fig. 5에 mullite- ZrO_2 기지상에 10 vol%의 Al_2O_3 platelet 또는 SiC platelet를 첨가한 시편의 미세구조를 나타내었다. 사진상에서 비교적 밝고 크기가 큰 부분이 platelet이고 작고 하얀 부분은 ZrO_2 입자들을 나타낸다. 시편내의 검은 부분은 기공을 나타내며 각진 형태의 기공들은 시편의 연마시 떨어져나간 부분들로 생각된다. 시편내의 platelet 크기와 분포는 10 vol%의 경우 균일 하였으며 이는 plastic ball을 사용한 4시간의 milling 및 상압소결은 10 vol% platelet 분산에 있어서 효과적이었다. 그러나, 20 vol% 이상의 platelet 첨가시에는 Fig. 6에 나타낸 것과 같은 platelet 응집체가 관찰되었다. Platelet 첨가량이 높은 복합체의 slurry 건조과정중에는 platelet가 기지상인 mullite에 비해 부피 및 밀도가 크므로 응집체 형성이 용이하게 되며 이러한 응집체 제거를 위해서는 slip casting 등의 특수한 성형기술이나 HIP 등의 가압소결이 요구된다.

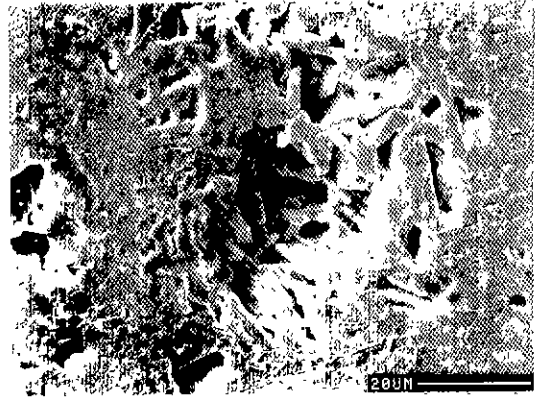


Fig. 6. SEM micrograph of Al_2O_3 platelet agglomerate due to high volume loading of platelets (20 vol%) in mullite/ ZrO_2 .

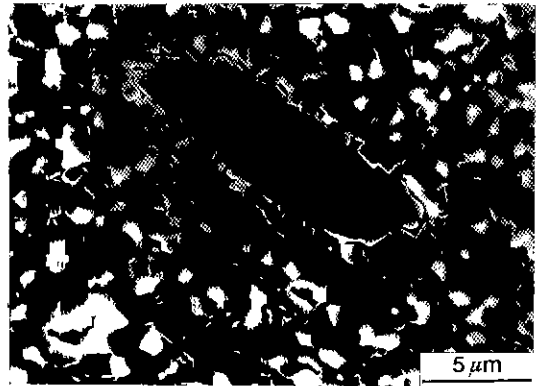


Fig. 7. SEM micrograph of Al_2O_3 platelet shape in mullite/ ZrO_2/Al_2O_3 composite. Specimen sintered at $1700^\circ C$ for 1 hr.

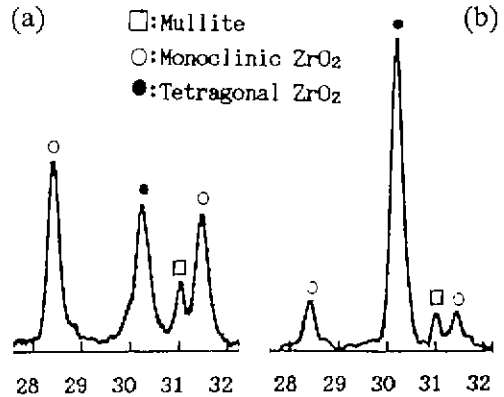


Fig. 8. X-ray diffraction patterns of mullite/ ZrO_2 composites (a) without and (b) with Al_2O_3 platelets. Specimen sintered at $1650^\circ C$ for 1 hr.

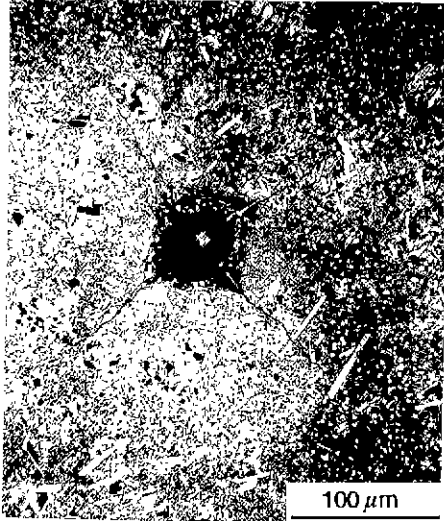


Fig. 9. Micrograph showing crack deflection in mullite/ZrO₂/Al₂O₃ platelet composite. Specimen sintered at 1700°C for 1 hr.

Fig. 7은 mullite-ZrO₂에서의 Al₂O₃ platelet을 나타낸 것이다. Platelet 첨가로 인한 mullite 기지상의 입자크기는 platelet이 첨가되지 않았을 때와 비교시 변화가 관찰되지 않았으며 이는 platelet의 크기가 ZrO₂에 비해 크므로 입자성장 억제효과가 없다는 것을 나타낸다.

Fig. 8은 Al₂O₃ platelet 첨가 전후의 mullite-ZrO₂ 기지상에서 ZrO₂의 정방정과 단사정의 분률 변화를 나타낸 것으로 Al₂O₃ platelet 첨가시 존재하는 정방정 분률(76.3%)이 첨가되지 않은 경우(44.8%)에 비해 높게 나오고 있다. 이는 Al₂O₃ platelet 첨가로 전파되는 균열선단의 탄성응력이 E값이 큰 Al₂O₃ platelet(410 GPa)에서 감소되는 하중부담효과¹⁵⁾로 인해 ZrO₂의 정방-단사 상전체 효과가 감소된 것으로 생각된다.

Fig. 9는 mullite-ZrO₂ 기지상에 10 vol% Al₂O₃ platelet을 첨가한 시편에서 균열이 굴절되는 것을 나타내었다. 균열굴절은 Fig. 10에 제시된 Al₂O₃ 또는 SiC platelet가 첨가된 시편의 파단면에서 platelet의 파단과 debonding에 의한 것이며, platelet의 pull-out 현상은 관찰되지 않았다.

3.3. 기계적 성질

Mullite를 기지상으로 하여 ZrO₂와 Al₂O₃ platelet 첨가시의 파괴강도값 및 파괴인성값의 변화를 Fig. 11에 나타내었다. ZrO₂와 Al₂O₃ platelet을 동시에 첨가시 파괴강도는 290 MPa로 mullite 단일상에 비해 2.6배나 되는

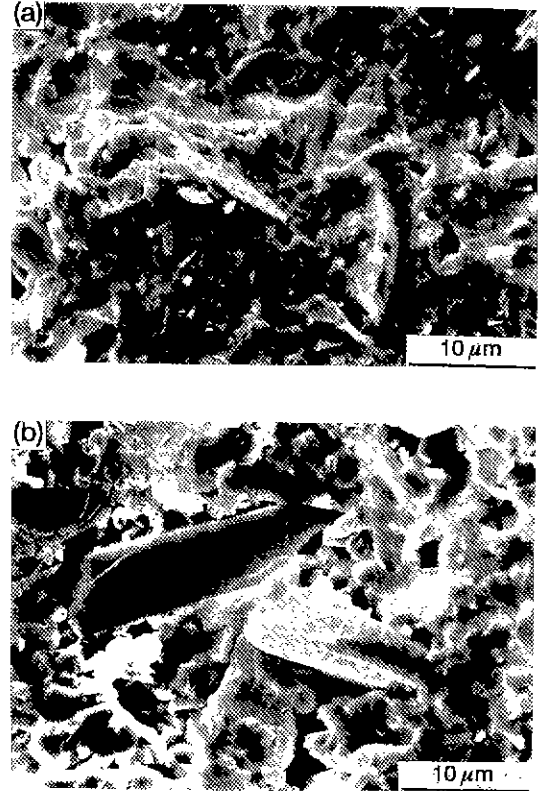


Fig. 10. SEM micrographs of fracture surfaces of mullite/ZrO₂ containing (a) Al₂O₃ and (b) SiC platelets. Specimen sintered at 1650°C for 1 hr.

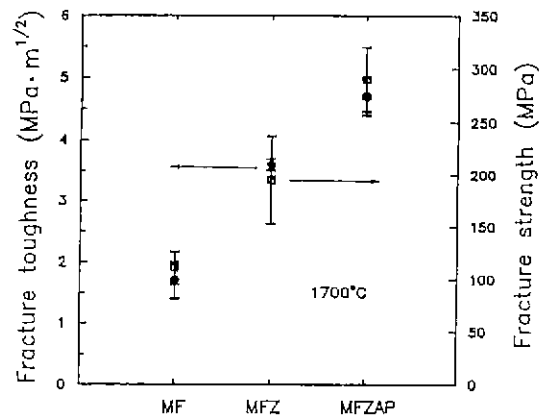


Fig. 11. Improvement of mechanical properties by addition of ZrO₂ (MFZ) and Al₂O₃ platelets (MFZAP) to fused mullite (MF). Specimen sintered at 1700°C for 1 hr.

Table 2. Mechanical Properties of Mullite/ ZrO_2 Based Composites at Various Sintering Temperatures (MF=fused mullite, Z= ZrO_2 (TZ3Y), APT= Al_2O_3 platelet, SPT=SiC platelet)

Specimen Name	Sintering Temp (°C)	Density (%)	Strength (MPa)	Toughness ($MPa \cdot \sqrt{m}$)
MF10Z	1650	98.3	156±17	3.3±0.2
MF10Z	1700	98.3	195±42	3.6±0.1
MF10Z10APT	1650	96.5	104±47	3.6±0.2
MF10Z10APT	1700	98.5	290±30	4.7±0.3
MF10Z10SPT	1650	95.7	170±15	3.9±0.2

높은 증가를 나타내었다. 한편, 파괴인성값은 mullite 단일상의 경우 $1.7 MPa \cdot m^{1/2}$ 로 ZrO_2 첨가시 $3.6 MPa \cdot m^{1/2}$, ZrO_2 와 Al_2O_3 platelet를 동시에 첨가시 $4.7 MPa \cdot m^{1/2}$ 로 증가되었다. 이 결과는 mullite 기지상에 ZrO_2 와 Al_2O_3 platelet의 복합강화로 인한 기계적 성질이 크게 향상됨을 나타내는 것으로 3차상인 Al_2O_3 platelet에 의한 고온 강화가 가능함을 의미한다.

특히 Al_2O_3 platelet에 의한 파괴인성 증가는 두가지의 가능성을 생각할 수 있다. 하나는 Al_2O_3 platelet에 의한 균열 굴절(crack deflection) 효과이고, 다른 하나는 앞서 소결체에 존재하는 ZrO_2 정방상 분로부터 고찰된 바와 같이 Al_2O_3 platelet에 의한 하중부담 효과이다. 탄성계수가 큰 Al_2O_3 에 의해 균열선단에서 큰 탄성응력을 감소시키게 되면 균열선단 주위의 탄성응력 영역이 감소되고 따라서 적은 분량의 ZrO_2 가 정방정에서 단사정으로 상변태를 일으키게 된다. Mullite- ZrO_2 에서 ZrO_2 로 인한 파괴인성증진이 ZrO_2 의 상변태 효과와 mullite와 ZrO_2 계면에서의 잔류응력으로 인한 복합적인 것을 고려한다면, Al_2O_3 platelet 첨가시 mullite- ZrO_2 에 비해 파괴인성 증진은 platelet의 하중부담 효과로 인한 ZrO_2 의 정방-단사 상변태 억제 및 platelet의 균열굴절효과로 인한 복합적인 것으로 생각된다.

균열의 진행은 platelet을 돌아나가거나 통과하므로 균열 선단에서의 탄성 응력을 감소시키게 되어 파괴인성증진에 기여하게 된다. 탄성계수가 mullite(220 GPa)에 비해 큰 Al_2O_3 platelet(410 GPa)의 경우는 platelet 자체의 파단과 debonding이 동시에 일어나는 것이 파괴인성 증진면에서 유리하나, 탄성계수가 mullite와 거의 비슷한 SiC platelet(210 GPa)의 경우는 platelet의 파단보다는 debonding에 의한 균열의 응력 감소를 유도하는 것이 바람직하며 이들 복합체의 소결온도에 따른 기계적 성질값을 Table 2에 제시하였다. SiC platelet 첨가시 1650°C 소결조건에서 Al_2O_3 platelet 첨가에 비해 증가된 기계적 성질값을 나타내지만 1700°C 소결시 반응으로

인한 소결밀도 감소를 고려한다면 platelet 첨가에 의한 기계적 성질 증진은 Al_2O_3 경우가 SiC에 비해 유리할 것으로 판단된다. 그러나 SiC platelet 첨가시의 파단면에서 관찰된 것과 같은 SiC platelet의 debonding은 소결밀도가 증진되면 파괴인성 증진에 효과적인 것으로 생각된다.

4. 결 론

Mullite-10 vol% ZrO_2 에 강화제로 Al_2O_3 platelet과 SiC platelet을 각각 첨가하여 상압소결에 의해 platelet 강화 mullite-zirconia 복합체를 제조하였다. 소결온도 1700°C에서 10 vol% Al_2O_3 platelet 첨가시 상대밀도가 98.3%인 소결체를 얻었으며 platelet 첨가량이 20 vol% 이상으로 증가됨에 따라 급격한 소결밀도 감소가 관찰되었다. Al_2O_3 platelet 강화 mullite-zirconia 복합체는 mullite-zirconia에 비해 기계적 강도는 195 MPa에서 290 MPa로 파괴인성값은 $3.6 MPa \cdot \sqrt{m}$ 에서 $4.7 MPa \cdot \sqrt{m}$ 으로 현저한 증가를 나타내었다. Al_2O_3 platelet 강화에 의한 기계적 성질 증가 요인은 platelet에 의한 균열굴절 및 하중부담효과로 인한 것이다. SiC platelet 강화 mullite-zirconia는 1650°C 소결온도에서 상대밀도 95.7% 파괴강도는 170 MPa, 파괴인성은 $3.9 MPa \cdot \sqrt{m}$ 으로 Al_2O_3 platelet 첨가시에 비해 기계적 성질이 감소되었다.

후 기

본 연구를 지원해주신 독일 과기처(BMFT)에 감사드립니다.

REFERENCES

1. T. Mah and K. S. Mazdiyasi. "Mechanical Properties of Mullite," *J. of Am. Ceram. Soc.*, **66**(10), 699-703

- (1983).
2. S. Kanzaki and H. Tabata, "Sintering and Mechanical Properties of Stoichiometric Mullite," *68*(1), C6-C7 (1985).
 3. F.F. Lange, "Transformation Toughening Part 4: Fabrication Fracture Toughness and Strength of Al_2O_3 - ZrO_2 Composites," *J. Mat. Sci.*, **17**, 247-254 (1982).
 4. N. Clausen, J. Steeb and R.F. Pabst, "Effect of Induced Microcracking on the Fracture Toughness of Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc. Bull.*, **56**(6), 559-562 (1977).
 5. S. Prochazka, J. Wallace and N. Claussen, "Microstructure of Sintered Mullite-Zirconia Composites," *ibid.*, **66**(8), C125-C127 (1983).
 6. N. Claussen and J. Jahn, "Mechanical Properties of Sintered in Situ-Reacted Mullite-Zirconia Composites." *ibid.*, **63**(3-4), 228-229 (1980).
 7. P.F. Becher and T.N. Tiegs, "Toughening Behaviors and Multiple Mechanism: Whisker Reinforcement and Zirconia Toughening," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**(9), 651-654 (1987).
 8. N. Claussen and G. Petzow, "Whisker Reinforced Zirconia Toughened Ceramics"; pp. 649-662 in Tailoring Multiphase and Composite Ceramics, Vol. 20. Edited by R.E. Tessler, G.L. Messing, C.G. Pantano, and R.E. Newman, Plenum Press, New York, 1986.
 9. P.F. Becher and T.N. Tiegs, "Temperature Dependence of Strengthening by Whisker Reinforcement: SiC Whisker-Reinforcement Alumina in Air," *Adv. Ceram. Mat.*, **3**(2), 148-153 (1988).
 10. R.C. Garvie and P.S. Nicholson, "Phase Analysis in Zirconia System," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**(6), 303-305 (1972).
 11. P. Chantikul, G.B. Antist, B.R. Lawn Marshall, "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness. II. Strength Method," *ibid.*, **64**(9), 539-543 (1981).
 12. M.N. Rahaman, L.C. De Jonghe and R.J. Brook, "Effect of Shear Stress on Sintering," *ibid.*, **69**(1), 53-58 (1986).
 13. L.C. De Jonghe, M.N. Rahaman, "Sintering Stress of Homogeneous and Heterogeneous Powder Compacts," *Acta Metall.*, **36**(1), 223-229 (1988).
 14. M.I. Osendi, B.A. Bender, and D.L. Lewis III, "Microstructure and Mechanical Properties of Mullite-Silicon Carbide Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(6), 1049-1054 (1989).
 15. K.H. Heussner and N. Claussen, "Yttria- and Ceria-stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals (Y-TZP, Ce-TZP) Reinforced with Al_2O_3 Platelets," *J. Euro. Ceram. Soc.*, **5**, 193-200 (1989).