

Al₂O₃/t-ZrO₂ 입자복합체의 미세구조 및 기계적 성질

심동훈* · 이윤복 · 김영우** · 오기동 · 박홍채

부산대학교 생산기술연구소(재료공학부)

*LG화학

**포항산업과학기술연구원

(1999년 3월 18일 접수)

Microstructure and Mechanical Properties of Al₂O₃/t-ZrO₂ Particulate Composites

Dong Hoon Shim*, Yoon Bok Lee, Yeong Woo Kim**, Ki Dong Oh and
Hong Chae Park

Institute of Industrial Technology(Division of Materials Engrg.), Pusan National University,
Pusan 609-735, Korea

*LG Chemical Ltd., Ulsan 689-890, Korea

**Research Institute of Industrial & Technology, Pohang 790-600, Korea

(Received March 18, 1999)

초 록

Al₂O₃와 t-ZrO₂분말의 압분체를 공기중 1500°C 및 1600°C에서 2시간 소결하여 제조된 입자복합체의 미세구조와 기계적 성질을 조사하였다. 소수의 미세한 구상의 ZrO₂입자는 Al₂O₃의 입내에 존재하였으나 대부분은 입계에 존재하여 Al₂O₃의 입계를 고정시키는 것이 가능하였고, 따라서 Al₂O₃의 입성장을 둔화시켰다. 소결할 동안 입계 ZrO₂ 입자의 조대화는 응집된 ZrO₂ 입자내에서의 입계의 소멸과 Al₂O₃ 입계의 이동에 의해서 끌어 당겨진 ZrO₂ 입자의 합체(coalescence)에 의해서 일어날 수 있었다. ZrO₂의 첨가에 의한 Al₂O₃의 기계적 성질의 변화는 기지상인 Al₂O₃의 미세구조와 분산된 ZrO₂ 입자의 크기와 구조에 의존하였다.

ABSTRACT

Al₂O₃/t-ZrO₂ particulate composites were prepared by sintering at 1500°C and 1600°C for 2h in air and, microstructure and mechanical properties of the composites were investigated. Although most ZrO₂ particles existed at Al₂O₃ grain boundaries, a few ZrO₂ particles existed within Al₂O₃ grains. Al₂O₃ grain growth was depressed due to the pinning effect by ZrO₂ particles. During sintering, coarsening of intergranular ZrO₂ particles occurred as a result of the elimination of ZrO₂ intraagglomerate grain boundaries and the coalescence of dragged ZrO₂ particles by migrating Al₂O₃ grain boundaries. Changes in mechanical properties of Al₂O₃ composites were dependant on microstructure of Al₂O₃ matrix and, on size and structure of dispersed ZrO₂.

Key words : Particulate composites, Microstructure, Mechanical properties, ZrO₂ intraagglomerate grain boundaries, Coalescence, Al₂O₃ grain boundaries

1. 서 론

세라믹스의 복합화는 단일 성분보다 우수하고 물성을 갖게끔 만든다. 제2상으로서 섬유 또는 휘스커 형태의 첨가는 기계적 성질을 증진시키기 위한 방법으로 주목을 받고 있지만 입자복합체 또한 유망하다. 세라믹복합체의 기계적 성질을 증진시키기 위하여 세라믹 기지내에 분산 또는 석출되어진 지르코니아(ZrO₂) 입자의 정방정에서 단사정으로의 상변태를 이용하고 있다.¹⁻⁵ 이 상

변태시 수반되는 체적팽창(~4%)과 전단변형(~6%)은 응력유기변태, 미세균열, 압축표면응력 및 균열편향을 포함하는 여러 인성기구를 유발한다.⁶ 이와 같은 원리를 기본으로 하여 다른 성분으로 부분안정화 지르코니아(partially stabilized zirconia, PSZ) 또는 정방정 지르코니아 다결정(tetragonal zirconia polycrystals, TZP) 입자를 첨가하여 소결시킴으로써 고인성 복합재료의 개발에 관심을 가지게 되었는데, 그 대표적인 것이 알루미늄/지르코니아계, 즉 지르코니아를 제 2상으로서 분산시킨 고인성 알루미늄

나(zirconia toughened alumina, ZTA)이다.⁷⁾ 그런데 ZTA의 기계적 성질은 안정화제의 종류와 함량에 의해서 결정되는 ZrO₂의 특성에 의존한다. 안정화제로서 이트리아(Y₂O₃)가 첨가된 정방정 지르코니아 다결정(Y-TZP)은 세리아(CeO₂)가 첨가된 그것(Ce-TZP)에 비하여 높은 파괴강도를 보유하지만 열적·화학적 안정성 및 파괴인성은 상대적으로 낮다.⁸⁻¹¹⁾

ZTA에 관한 지금까지의 연구는 주로 Al₂O₃/Y-TZP계에만 치중되어 있고, 출발물질의 입자크기의 조절, 소결 온도에 따른 입성장 제어, 안정화제의 첨가량에 따른 물성변화에 관한 것이 대부분이다. 본 연구에서는 Al₂O₃에 Y-TZP 및 Ce-TZP입자를 단독으로 또는 동시에 첨가시킴으로써 Al₂O₃/t-ZrO₂ 입자복합체를 제조하고, α-Al₂O₃ 기지물질의 미세구조 및 기계적 성질에 미치는 제 2상의 첨가효과를 조사하였다.

2. 실험방법

α-Al₂O₃(AES11-C, Sumitomo Chemicals, 이하 'AL'이라 칭함)와 3 mol% Y₂O₃-ZrO₂(HSY-3.0, 제일희원소, 이하 'YZ'라 칭함) 및 12 mol% CeO₂-ZrO₂(TZ-12CE, Tosoh, 이하 'CZ'라 칭함)를 출발물질로 사용하였다. AL/YZ/CZ(vol%)=100/0/0(100AL), 80/10/10(80AL/10YZ/10CZ), 80/20/0(80AL/20YZ), 80/0/20(80AL/20CZ)의 조합물을 지르코니아 볼과 함께 폴리에틸렌 용기에 넣고 에탄올을 분산매로 하여 24시간동안 불밀링한 후, 회전 진공증발장치를 사용하여 80°C에서 건조하였다. 건조물을 마노유발을 사용하여 분쇄하고 140 mesh 분급망을 통과시킴으로써 과립화하였다.

과립화된 분말을 결합제의 첨가없이 15×15×60 mm 크기의 금형몰드에 주입하고 30 MPa의 압력으로 일축가압한 후 200 MPa로 3분간 냉간정수압 성형하였다. 성형체를 약 110°C로 유지시킨 건조기에서 건조한 뒤 super kanthal로(STD 1700, Lenton)를 사용하여 공기중에서 4°C의 승온속도로 1500°C 및 1600°C에서 각각 2시간 동안 유지시킴으로써 소결한 뒤 4°C/min의 속도로 실온까지 냉각시켰다.

소결체의 밀도측정은 헬륨기체를 사용하는 밀도측정장치(Accupyc I330, Micromeritics)를 이용하여, 상분석은 X-선회절장치(D/max-IIA, Rigaku, XRD)를 이용하여 행하였다. 복합소결체의 이론밀도는 개개의 구성성분의 이론밀도, 즉 3.98(AL), 6.08(YZ) 및 6.25 g/cm³(CZ)를 이용하여 혼합법칙을 적용하여 구하여졌다. 단사정 ZrO₂의 부피분율은 파단 전·후의 소결체 시편의 표면에 대하여 XRD장치를 이용하여 Ni-filtered CuK_α target, 35 kV-25 mA, scanning speed 8°C/min의 조건으로 적분강

도를 측정하고, 이를 Toray식¹²⁾에 적용시켜 구하였다. 소결체 시편을 최종적으로 0.5 μm 다이아몬드분말을 사용하여 연마한 후, 1450°C에서 90 분간 열에칭한 표면을 주사형전자현미경(JSM-5400, Jeol, SEM)을 이용하여 미세구조를 관찰하였다. Image analyzer(Quantmet 570, Cambridge)를 이용하여 소결체의 결정립 크기를 측정하였다.

Multi-cutter(MX-833, Maruto)을 이용하여 소결체를 3×4×38 mm의 크기로 절단한 후, 양면을 0.5 μm까지 최종 연마한 것을 꺾임강도 측정용 시편으로 사용하였다. 만능시험기(model 6025, Instron)를 이용하여 inner span 10 mm, outer span 30 mm, crosshead speed 0.5 mm/min의 조건으로 4점 곡파괴시험을 행하여 소결체의 꺾임강도값을 구하였다. 미세구조 관찰용 시편제작시 행한 연마법과 동일한 방법으로 연마된 시험편에 대하여 Vickers 경도시험기(DVK-1, Matsuzawa)를 이용하여 loding speed 70 μm/mm, 하중 10 kg에서 10초간 유지하는 조건으로 압자압입법(indentation technique)으로 구한 데이터를 Lawn 등¹³⁾에 의하여 제안된 식에 적용시켜 소결체의 파괴인성값을 구하였다.

3. 결 과

1600°C에서 2시간 소결한 압분체의 X-선회절패턴을

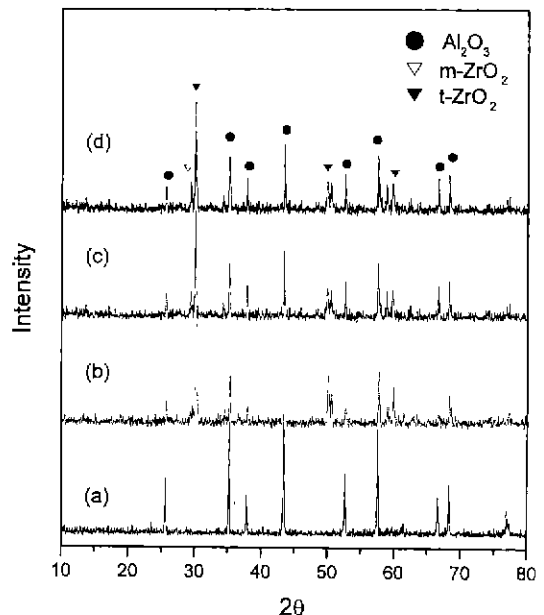


Fig. 1. XRD patterns of (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts sintered at 1600°C for 2 h

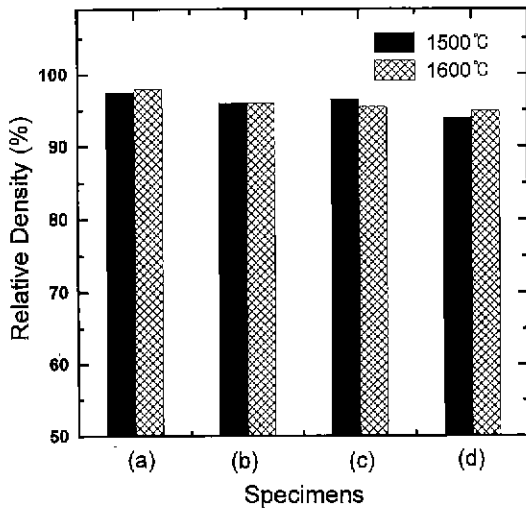


Fig. 2. Relative sintered density of (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts.

Fig. 1에 나타내었다. 주상인 α - Al_2O_3 및 t - ZrO_2 이외에 m - ZrO_2 의 회절선이 출현하였으며, t - ZrO_2 에 대한 m - ZrO_2 의 상대적인 생성량은 80AL/20YZ 압분체의 경우가 1.8 vol%로 제일 작았고 그 다음이 80AL/10YZ/10CZ (2.2 vol%), 80AL/20CZ(5.0 vol%)순이었다. 냉각과정중 이처럼 비교적 적은 양의 m - ZrO_2 의 생성은 알루미늄이 가지 입자가 ZrO_2 입자의 $t \rightarrow m$ 변태를 위한 임계크기¹⁴⁾ 이하로 입 성장을 억제시켰기 때문인 것 같다. 1500°C 소결체의 X선 회절패턴도 1600°C의 결과와 유사한 경향을 나타내었다.

Fig. 2에서 볼 수 있는 바와같이, 소결온도가 1500°C에서 1600°C로 증가하면서 100AL 압분체의 상대밀도는 이온값의 97.2%에서 98.2%로 다소 증가하였다. ZrO_2 의 첨가시 복합체의 상대소결밀도는 93.0~97.3%(1500°C) 및 94.4~96.1%(1600°C)로 100AL 소결체에 비하여 감소하였으며, 80AL/20CZ의 경우가 가장 작았다. ZrO_2 입자의 첨가에 따른 소결밀도의 감소는 구성성분의 서로 다른 치밀화거동과 냉각시 임계크기 이상의 정방정 ZrO_2 입자의 단사정으로의 변태에 따른 미세균열의 발생에 기인하는 것 같다.

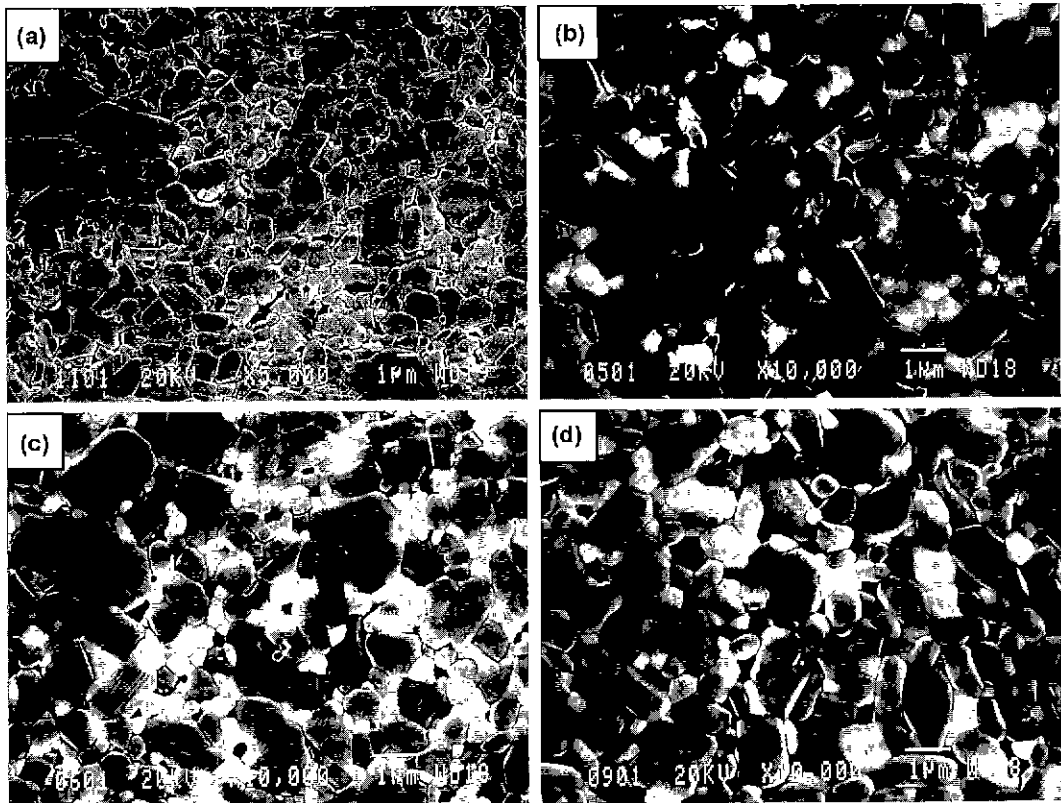


Fig. 3. SEM micrographs of polished and etched surfaces of (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts sintered at 1500°C for 2 h.

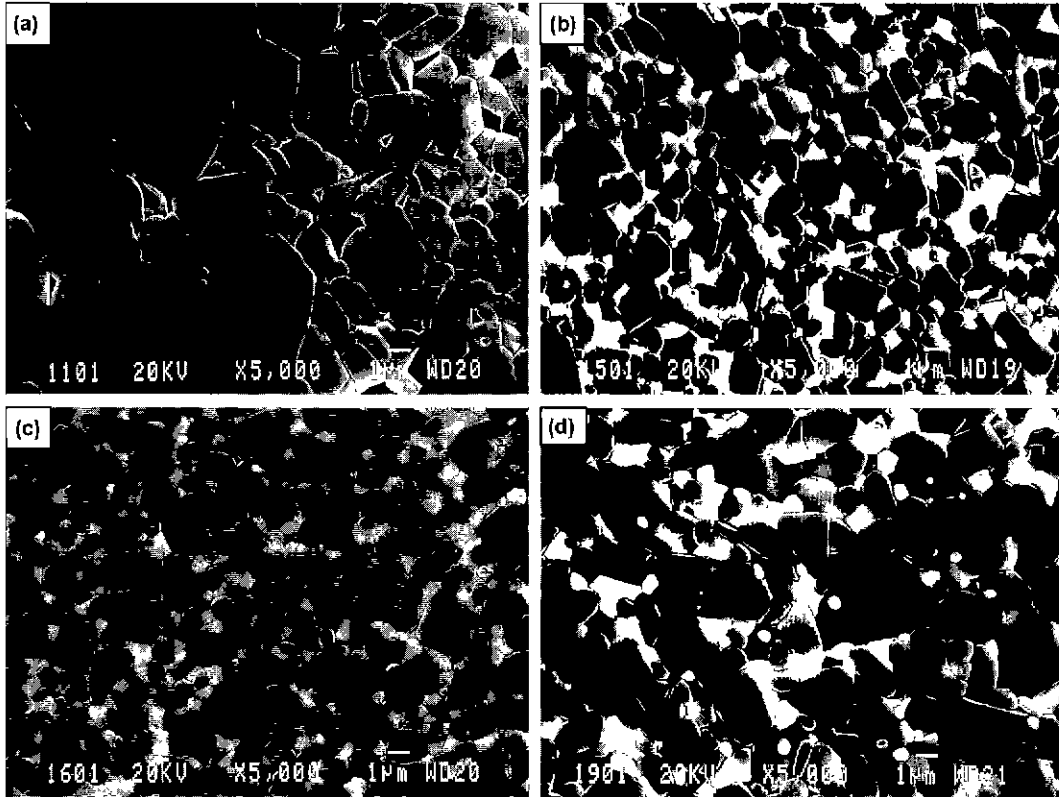


Fig. 4. SEM micrographs of polished and etched surfaces of (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts sintered at 1600°C for 2 h.

1500°C 및 1600°C에서 각각 2시간 소결한 압분체의 미세구조를 Figs. 3, 4에 나타내었다. 100AL 압분체의 경우, 1 μm 이하의 비교적 미세한 입자와 서로 인접해 있는 수 μm 정도의 조대한 다각형의 입자들로 불균일하게 구성되어져 있었다. 1500°C소결체(평균입경 : 0.9 μm) (Fig. 3(a))에 비하여 1600°C 소결체(평균입경 : 1.9 μm) (Fig. 4(a))에서의 입성장은 현저 하였으며 평균입경의 5배 이상의 크기를 갖는 비정상적으로 성장한 다수의 입자가 존재하였다. 복합체의 소결시 알루미늄의 입성장은 ZrO₂ 입자에 의한 Al₂O₃ 입자의 pinning 효과에 의해서 억제되었으며, 그 정도는 그것에 고용되어 있는 안정화제의 종류에 따라서 다소 상이 하였다. 1600°C소결시 80AL/10YZ/10CZ, 80AL/20YZ 및 80AL/20CZ 압분체에서의 알루미늄의 평균입경은 각각 1.2, 1.1, 1.7 μm (Fig. 4)으로, YZ분말을 첨가한 경우가 CZ의 첨가시보다 알루미늄의 입성장 억제효과가 약간 더 큰 것으로 나타났다. 1500°C 소결체(Fig. 3)의 경우에 있어서도 ZrO₂의 첨가로 인해서 알루미늄의 평균입경은 ~0.2 μm 정도까지 감소하였으며, 그 경향은 1600°C 소결체의 경우와 유사하였다. 한편, 복합체를 구성하는 2차상인 ZrO₂의 평균

입경은 0.3-0.5 μm (1500°C) 및 0.4-0.7 μm (1600°C) 으로, 그 크기는 YZ를 단독으로 첨가한 경우가 CZ만을 첨가한 경우보다 작았으며 YZ/CZ를 첨가한 경우는 그 사이값을 나타내었다.

소결체의 미세구조에서 다음과 같은 특징을 확인할 수 있었다. 평균입경보다 큰 일부의 알루미늄 입자에 입내 기공이 존재하였다. 복합체의 경우 전반적으로 알루미늄과 ZrO₂ 입자들로 둘러싸여진 입체기공이 존재하였으나 부분적으로는 알루미늄 단일상(Fig. 4(a))에서 볼 수 있는 3개(Fig. 4(d)) 혹은 4개(Fig. 3(d))의 알루미늄입자만으로 배위되어진 기공도 존재하였다. 대부분의 ZrO₂ 입자는 서로 접촉하고있는 집단(cluster)의 형태로 알루미늄 입체에 위치하였으나 특히 80AL/20CZ소결체(Fig. 4(d))에서는 다수의 알루미늄 입자 내부에 미세한(<0.5 μm) 구상 형태의 ZrO₂ 입자가 존재하였다.

소결체의 썩임강도를 Fig. 5에, 인성을 Fig. 6에 나타내었다. 알루미늄에 ZrO₂의 첨가는 소결체의 강도 및 인성을 증가시켰다. 1600°C에서 소결한 100AL(213 MPa), 80AL/20YZ(394 MPa) 및 80AL/20CZ(472 MPa)압분체의 강도는 각각의 1500°C소결체에 비하여 컸으나, 80AL

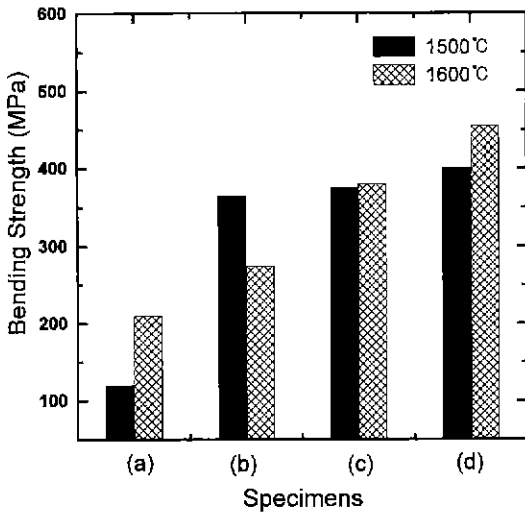


Fig. 5. Bending strength of sintered (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts.

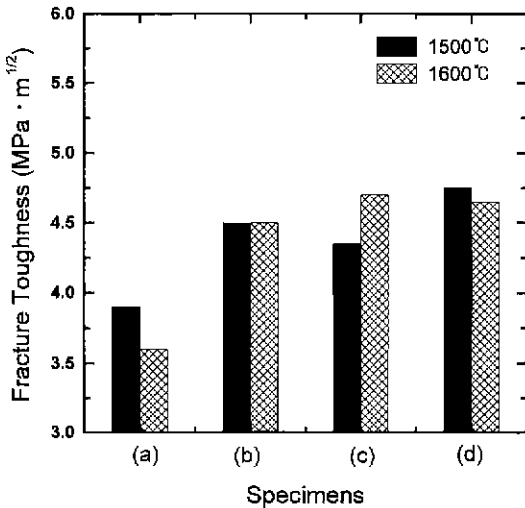


Fig. 6. Fracture toughness of sintered (a) 100AL, (b) 80AL/10YZ/10CZ, (c) 80AL/20YZ and (d) 80AL/20CZ compacts.

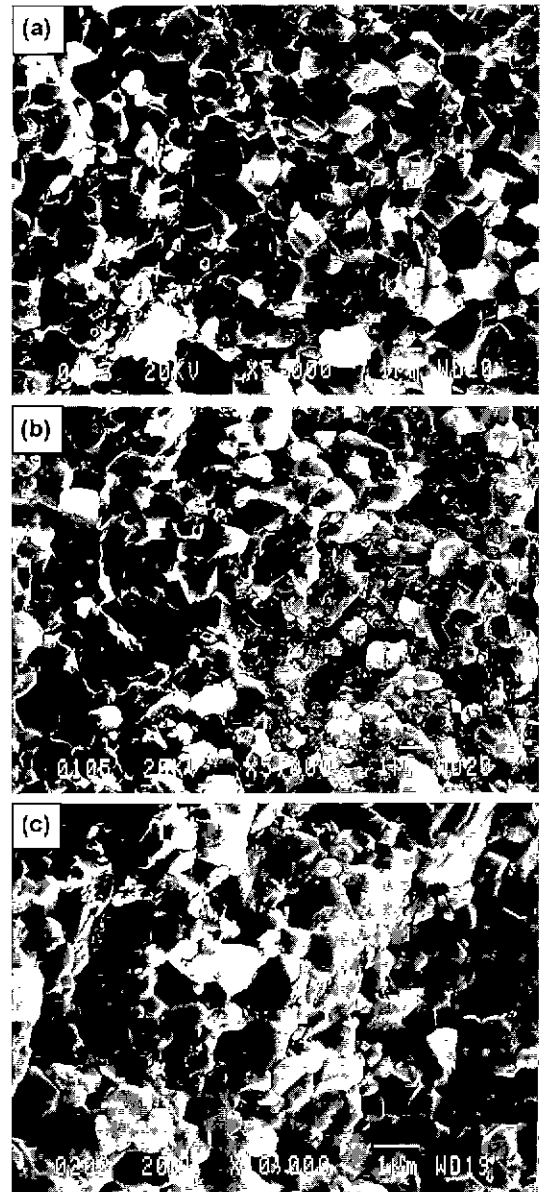


Fig. 7. SEM micrographs of fracture surfaces of (a) 80AL/20YZ, (b) 80AL/20CZ and (c) 80AL/10YZ/10CZ compacts sintered at 1500°C for 2 h

/10YZ/10CZ(283 MPa) 압분체의 경우는 1500°C 소결체의 373 MPa보다 작았다 또한, 소결온도에 관계없이 YZ와 CZ를 동시에 첨가한 복합체의 강도가 YZ 또는 CZ만을 첨가한 경우에 비하여 다소 작았다. 복합체의 인성은 조합 및 소결온도에 관계없이 거의 비슷한 값(4.5~4.8 MPa · m^{1/2})을 가졌다.

적입강도 측정후, 소결체 파단면의 미세구조(Fig. 7)에서 볼 수 있는 바와같이, 파괴는 주로 알루미늄 및 ZrO₂

의 입계를 통하여 일어났으며 부분적으로는 ZrO₂의 입내파괴도 확인되었다. 80AL/20CZ 소결체의 파단면에서는 미세한 입자들이 알루미늄 및 ZrO₂ 입자주위에 상당량 분포되어 있음을 확인할 수 있는데, 이들이 입계파괴를 어느정도 억제시킴으로 인해서 이 소결체가 최대의 강도를 갖게끔 만드는 것 같다. 복합소결체의 비커스경도 측정후의 균열의 전파경로를 Fig. 8에 나타내었다. 균

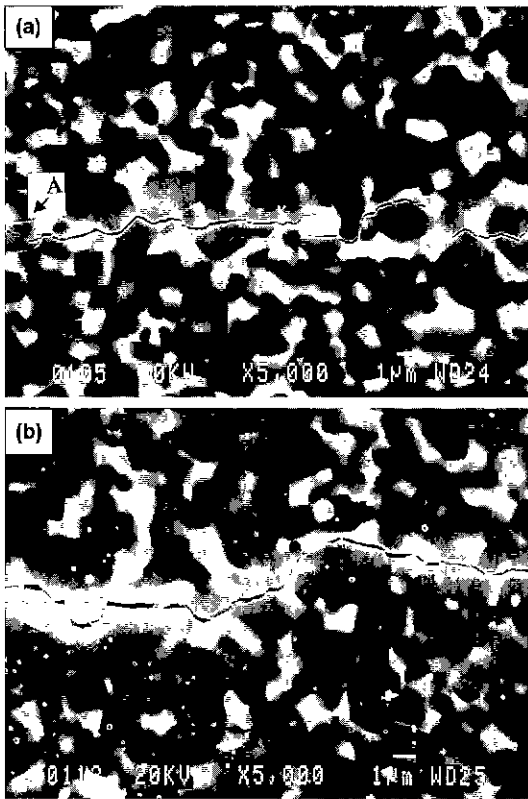


Fig. 8. Profiles of induced Vickers indentation cracks for (a) 80AL/10YZ/10CZ and (b) 80AL/20YZ compacts sintered at 1600°C for 2 h.

열은 주로 알루미늄-알루미늄, 알루미늄-ZrO₂입계 및 ZrO₂입내를 통하여 전파되었으나, 인성치가 다소 낮은 80AL/10YZ/10CZ 소결체에서는 알루미늄 입자내부를 통한 전파(Fig. 8(a). 'A')도 일어났다

4. 고 찰

100AL 압분체에서 소결온도의 상승은 알루미늄의 보다 큰 입성장 및 이에 따른 상당량의 입계기공의 소멸을 유발하고, 따라서 치밀화(상대소결밀도 : >98%)를 증대시켰다. 알루미늄에 고용될 수 있는 지르코니아의 량(1000~2000 ppm)은 매우 적으므로, ZTA 복합체는 알루미늄과 지르코니아가 두 개의 별개의 상으로 존재하는 미세구조를 갖는다. ZrO₂ 입자의 첨가에 따른 복합체의 소결밀도의 감소는 다음의 세 가지 관점에서 생각해볼 수 있다. 첫째, 미세한 지르코니아 입자(평균입경 : 0.3 µm, 비표면적 : 180~240 m²/g)의 응집화로 인하여 알루미늄 단상(평균입경 : 2.1 µm, 비표면적 : 4.1 m²/g)에 비하여 소결속도를 감소시킨다. 입자 분산상을 갖는 복합체의

소결시 일반적으로 이러한 현상이 나타나며, 소결속도는 제2상의 부피분율이 증가할수록, 입자크기가 감소할수록 단일상을 갖는 압분체에 비하여 현저히 감소한다.¹⁵⁾ 둘째, 냉각과정중 입계크기 이상의 ZrO₂ 입자는 정방정에서 단사정상으로 변태하고, 이에 따른 단위정의 부피팽창과 미세균열의 생성은 밀도를 감소시킨다. 상대적으로 많은 양의 단사정을 함유하는 80AL/20CZ 압분체가 동일한 소결온도에서 가장 낮은 상대밀도(93.0%(1500°C) : 94.4%(1600°C))를 나타내었다. 셋째, 기지상인 알루미늄의 입성장이 치밀화에 기여한다면, ZrO₂의 첨가에 따른 기지상의 입성장 억제가 복합체의 소결밀도를 감소시킬 수 있다.

ZTA복합체에서 두 종류의 ZrO₂ 입자가 존재하였다(Figs. 3, 4). 즉, Al₂O₃입자 사이에 위치하는 단일 또는 집합상태의 상대적으로 조대한 다각형의 ZrO₂ 입자와 Al₂O₃입자내에 위치하는 구상형태의 미세한 ZrO₂ 입자이다. 소결온도가 1500°C에서 1600°C로 상승함에 따라 입계 ZrO₂ 입자가 입내 ZrO₂ 입자보다 빠른 속도로 성장하였다. 세라믹복합체에서 제2상 입자의 성장은 Ostwald ripening이나 합체(coalescence)과정을 통하여 일어날 수 있다. Figs. 3, 4에서 볼 수 있는 바와같이, 대부분의 ZrO₂ 입자는 집합상태로 Al₂O₃ 입계에 존재하였고, 따라서 소결과정중 ZrO₂입자의 조대화는 주로 합체기구에 의해서 지배되는 것 같다. 그러나 Al₂O₃입계에 존재하는 모든 ZrO₂ 입자의 조대화가 복합체에서의 제2상의 입성장기구인 합체과정을 통해서만 일어난다고 단정할 수는 없을 것 같다. 일반적으로 세라믹압분체는 응집입자를 함유하며 본 실험에서 제조된 ZTA 압분체의 경우에서도 기지상인 Al₂O₃ 입자사이에 존재하는 미세한 ZrO₂ 입자들의 응집체를 생각할 수 있다. 만약 기지상의 입계이동이 고정된다면, 응집체내에서의 입계소멸에 의한 ZrO₂의 입성장은 첨가된 안정화제의 종류에 따라 다소 다르게 거동한다. 1200°C 이상의 소결온도에서 Y-TZP의 경우 입계의 이트륨의 편석이, Ce-TZP 경우에서의 세리움의 편석에 비하여 현저하며, 따라서 이트륨이 풍부한 입계의 이동도는 용질의 drag mechanism에 의해서 억제되어 어지는 반면에 Ce-TZP의 경우는 이 기구의 결여로 인하여 입성장속도가 상대적으로 크다.¹⁶⁾ 동일한 양(20 vol%)의 ZrO₂를 함유하는 ZTA의 경우에 있어서, 이러한 요인의 작용으로 인하여 80AL/20YZ 및 80AL/10YZ/10CZ에 비하여 80AL/20CZ 소결체에서 ZrO₂의 상대적으로 큰 입성장이 일어났다.

ZrO₂ 입자의 첨가에 의한 Al₂O₃ 소결체의 상온에서의 강도와 파괴인성의 증진은 다음의 두 가지 요인으로 설명될 수 있을 것 같다. 첫째, 높은 농도의 미세한 ZrO₂ 입자에 의한 효과적인 입계의 pinning에 따른 기지상의

입성장의 억제이다. 둘째, ZrO_2 입자의 고유한 특성으로 인한 복합체의 강화이다. 변태인성 세라믹스에서 강도와 인성에 미치는 입경의 영향은 복잡하다. 입경의 증가는 $t \rightarrow m$ 변태능을 증가시켜 강도와 인성을 증가시킨다. 반면에, 입경의 증가는 Griffith 응력의 크기를 증가시킬 수 있고, 따라서 강도와 인성은 저하한다. 강도를 측정할 시편의 파단면에 대하여 XRD로 정량분석한 결과, 80AL/10YZ/10CZ, 80AL/20YZ 및 80AL/20CZ 소결체(1600°C)의 경우 단상정상은 각각 3.1, 2.6, 6.3 vol%이었다. 따라서 소결온도로부터 냉각과정중 자발적으로 일어난 변태를 감안하면, 순수한 용액유기로 인하여 발생한 변태는 미소량(~ 1 vol%)이었으며, 조합물의 조성에는 거의 의존하지 않았다. 따라서 복합화에 따른 기계적 성질의 향상은 기지상의 입성장 억제와 정방형 지르코니아(α - $ZrO_2 = 6.0 \times 10^6 C^{-1}$)와 알루미나(α - $Al_2O_3 = 10.0 \times 10^6 C^{-1}$) 기지의 열팽창의 불일치로 인하여 발생하는 미세균열 및 냉각과정중 ZrO_2 의 자발적인 $t \rightarrow m$ 변태로 인한 미세균열에 의한 것으로 추정된다.

5. 결 론

일련의 $Al_2O_3/t-ZrO_2$ 복합체가 공기중에서 1500 및 1600°C, 2시간 소결에 의하여 제조되었다. $t-ZrO_2$ 의 첨가는 Al_2O_3 의 입성장을 효과적으로 억제하였으며 또한 이의 비정상적이거나 과도한 성장을 감소시켰다. 이 효과는 YZ(Y-TZP)를 첨가한 경우가 YZ/CZ(Y,Ce-TZP) 및 CZ(Ce-TZP)를 첨가한 경우보다 다소 컸다. 구상형태의 미세한 소수의 ZrO_2 입자는 Al_2O_3 의 입내에 존재하였으나 대부분의 ZrO_2 입자는 집단의 형태로 Al_2O_3 입계에 존재하였다. ZrO_2 의 입성장은 소결과정중, 압분체에 존재하는 ZrO_2 응집체내에서의 입계소멸과 Al_2O_3 입자사이에서 서로 끌어 당겨진 합체과정을 통하여 일어날 수 있었다. ZrO_2 의 평균입경은 YZ의 경우가 제일 작았다.

ZrO_2 의 첨가에 따른 Al_2O_3 소결체의 기계적 성질의 향상은 3가지의 주요 미세구조적 특징에 의해서 지배되는 것으로 나타났다. 기지상의 입성장 억제, 기지상과 분산상의 열팽창의 불일치로 인하여 발생하는 미세균열 및 냉각과정중 ZrO_2 의 자발적인 $t \rightarrow m$ 변태로 인한 미세균열, ZrO_2 의 용액유기 $t \rightarrow m$ 변태이다. 복합체의 파괴인성은 소결온도 및 첨가된 $t-ZrO_2$ 의 종류에 관계없이 거의 동일한 값을 보유했으나 강도는 CZ첨가의 경우가 가장 컸다.

후 기

이 논문은 1900년도 부산대학교 학술연구조성비를 지

원 받아 수행된 연구임. 아울러 부산대학교 생산기술원 구조로부터도 연구비의 일부를 지원 받았음.

REFERENCES

1. N. Claussen, "Fracture Toughness of Al_2O_3 with an Unstabilized ZrO_2 Dispersed Phase," *J. Am. Ceram. Soc.*, **59**(1-2), 49-51 (1976)
2. W.C. Moffatt and H.K. Bowen, "Thermal Processing and Properties of Highly Homogeneous Alumina-Zirconia Composite Ceramics," *J. Mater. Sci.*, **24**, 3984-3999 (1989).
3. D.J. Green, "Critical Microstructure for Microcracking in Al_2O_3 - ZrO_2 Composite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **65**(12), 610-614 (1982).
4. R.A. Cutler, R.J. Mayhew, K.M. Prettymann and A.V. Virkat, "High Toughness Ce-TZP/ Al_2O_3 Ceramics with Improved Hardness and Strength," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(1), 179-186 (1991).
5. K. Tsukuma and K. Ueda, "Strength and Fracture Toughness of Isothermally Hot-Pressed Composites of Al_2O_3 and Y_2O_3 -Partially-Stabilized ZrO_2 ," *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**(1), C-4-C-5 (1985).
6. D.J. Green, R.H.J. Hannink and M.V. Swain, Transformation Toughening of Ceramics, pp 57-93, CRC Press, Inc., Boca Raton, Florida, 1989
7. J. Wang and R. Stevens, "Zirconia-toughened Alumina (ZTA) Ceramics," *J. Mater. Sci.*, **24**, 3421-3440 (1989).
8. 이종현, 이윤복, 김영우, 오기동, 박홍채, "Y-TZP/Ce-TZP 구조세라믹스의 제조 및 특성연구," *요업학회지*, **33**(10), 1177-1185 (1996).
9. 오혁상, 이윤복, 김영우, 오기동, 박홍채, " Y_2O_3 -CeO₂- ZrO_2 구조세라믹스의 제조 및 특성 : II. 소결체의 기계적 성질 및 열적 안정성," *요업학회지*, **34**(1), 102-108 (1997)
10. K. Tsukuma, Y. Kubota and T. Tsukidate, "Thermal and Mechanical Properties of Y_2O_3 -Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals", pp. 382-390 in *Advances in Ceramics, Vol. 12. Science and Technology of Zirconia II*. Edited by N. Claussen and M. Ruhle, The American Ceramic Society, Columbus, Ohio, 1983.
11. K. Tsukuma, "Mechanical Properties and Thermal Stability of CeO_2 Containing Tetragonal Zirconia Polycrystals," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **65**(10), 1386-1389 (1988).
12. H. Toraya, M. Yoshimura and S. Somiya, "Quantitative Analysis of Monoclinic-Stabilized ZrO_2 Systems by X-ray Diffractions," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**(3), C-183-C-184 (1984).
13. B.R. Lawn and E.R. Fuller, "Equilibrium Penny-like Cracks in Indentation Fracture," *J. Mater. Sci.*, **10**, 2016-2024 (1975).
14. I. Nettleship and R. Stevens, "Tetragonal Zirconia Poly-

- crystals (TZP)-a Review," *Int. J. High. Tech. Ceram.*, **3**, 1-32 (1987).
15. K. Ranjbar, B.T. Rao and T.R.M. Mohan, "Effect of Zirconia Allotropes on Fracture Toughness of α -Alumina" ; pp. 473-484 in *Advances in Ceramic-Matrix Composites*, Vol. 38, Ceramic Transactions. Edited by N.P. Bansal, The American Ceramic Society. Westerville, Ohio, 1993.
16. M.M.R. Boutz, A.J.A. Winnbust and A.J. Burggraaf, "Yttria-Ceria Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals : Sintering, Grain Growth and Grain Boundary Segregation," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **13**, 98-102 (1994)