

알루미나 분산이 지르코니아 복합체의 미세구조와 파괴인성에 미치는 영향

김민정 · 이종국 · 이은구
조선대학교 금속 · 재료공학부
B.K 21, 핵심분야 지능재료 개발 및 산업화 사업단
(2000년 12월 13일 접수)

Influence of Alumina-dispersion on the Microstructure and Fracture Toughness of Y-TZP Ceramics

Min-Jung Kim, Jong-Kook Lee and Eun-Gu Lee

Division of Metallurgical & Materials Engineering, Chosun University, Kwangju, 501-759, Korea
B.K 21, Development of Intelligent Materials and Its Application

(Received December 13, 2000)

초 록

고 인성의 Y-TZP 세라믹스에 0.5 μm , 1 μm , 3 μm 알루미나를 20 vol% 분산시킨 후 입자크기에 따른 미세구조와 파괴인성 변화를 관찰하였다. 알루미나 분산 지르코니아 세라믹스는 98% 이상의 높은 밀도를 나타내었으며, 알루미나 입자가 균질하게 분산된 치밀한 미세구조를 나타내었다. 알루미나를 분산시킨 시편에서는 순수 지르코니아에 비하여 파괴인성이 증가하였고, 분산시킨 알루미나 입자크기가 증가함에 따라 파괴인성이 증가하였다. 파괴인성은 분산된 알루미나 입자크기가 3 μm 일 때 3Y-TZP는 $8.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 에서 $12.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 로, 2Y-TZP는 $13.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 에서 $18.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 로 각각 증가하였는데, 이는 파괴시 알루미나 입자에 의한 균열편향 효과로 인하여 균열길이가 증가하기 때문이었다.

ABSTRACT

Y-TZP ceramics dispersed with 20 vol% alumina particles of 0.5 μm , 1 μm , 3 μm were prepared and the influence of dispersed-alumina particle size of on the microstructure and fracture toughness were investigated. All the sintered specimens have high relative density over 98%. Alumina-dispersed 3Y-TZP and 2Y-TZP specimens showed high density and homogeneous microstructure and had a higher fracture toughness than that of pure Y-TZP. The improvement of fracture toughness in alumina-dispersed Y-TZP increases with increasing the dispersed-alumina particle size. The highest fracture toughness could be obtained in 3.0 μm alumina-dispersed specimens which are $12.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ in 3Y-TZP and $18.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ in 2Y-TZP. The improvement of fracture toughness by the dispersion of alumina particles is due to the crack deflection in the front of dispersed-alumina particles during the crack propagation.

Key words : Y-TZP, Fracture toughness, Alumina-dispersed zirconia ceramis, Crack deflection

1. 서 론

세라믹스의 복합화는 단일 성분에 비하여 우수한 물성을 갖는다. 제 2상으로서 섬유 또는 휘스커 형태의 첨가는 기계적 성질을 증진시키기 위한 방법으로 주목을 받고 있지만 입자 복합체 또한 각광을 받고 있다.¹⁻⁶⁾ 세라믹 복합체의 기계적 성질을 증진시키기 위해 이차상을 첨가하여 세라믹스의 인성을 증진시키는 방법으로는 기지 내에 정방정상 지르코니아 입자를 분산시켜 응력유기 상전이 효과 및 미세 균열에 의한 인성증진 효과^{1,2)}를 이용한 방법과 기지상과 이차상 간의 열팽창 계수 차이에 의하여 발생하는 잔류 응력을 이용하여 균열의 경로를 편향시키는 방법,³⁾ 그리고 이차상에 의하여 균열선단이 고정되도록 하는 방법이 있다.⁴⁾ 이외에도 균열의 경로를 심하게 굴절시키기 위하여 장축과 단

축의 비가 큰 침상의 입자나 whisker를 세라믹스 기지내에 첨가하여 균열전파 에너지를 증가시킴으로써 파괴인성을 증진시키는 방법^{5,6)} 등이 있다.

이 중에서도 지르코니아 입자의 정방정에서 단사정으로 상변태시 수반되는 체적팽창(~4%)과 전단변형(~6%)은 응력유기 상변태, 미세균열, 압축표면응력 및 균열편향을 포함하는 여러 인성기구를 유발한다.⁷⁾ 이에 따라 부분안정화 지르코니아(PSZ) 또는 정방정 지르코니아 다결정(TZP) 입자를 첨가하여 소결시킴으로써 고인성 복합재료가 개발 되었는데, 그 대표적인 것이 알루미나/지르코니아계, 즉 지르코니아를 제 2상으로 분산시킨 고인성 알루미나(zirconia toughened alumina : ZTA)이다.⁸⁾ ZTA의 기계적 성질은 안정화제의 종류와 함량에 의해서 결정되는 ZrO_2 의 특성에 의존하며, 상 변태율과 소결온도와 Al_2O_3 함량, 밀도와 정

방정상의 양들간의 상호관계에 의하여 결정된다고 보고된바 있다.^{9,10)}

따라서 지르코니아 세라믹스 복합체에서는 응력유기 상변태 기구와 미세균열 기구, 그리고 균열굴절기구와 표면압축 잔류응력에 의해서 기계적 성질을 증가시킬 수 있다. 특히, 균열굴절 기구는 제 2상에 의하여 입계의 형상을 변화시킴으로써 균열 진전시 균열 전파경로를 증가시켜 결국, 파괴 에너지가 증가되어 재료의 파괴인성을 향상시킬 수 있다.

한편, 지르코니아 세라믹스에 높은 영률을 갖는 제 2상을 첨가한 복합체에서는 열적 안정성을 향상시킬 수 있는데, 지르코니아는 높은 인성을 나타냄에도 불구하고 200~300°C의 온도 구간에서 열처리 할 경우 정방정상이 단사정상으로 자발적인 상전이를 일으켜 열적 불안정성을 가지는 저온열화 현상이 나타난다. 이때, 상전이가 진행하면서 부피팽창에 따른 균열이 생성되어 강도와 인성등 기계적 성질이 급격히 떨어지게 된다.¹¹⁻¹⁴⁾ 그러므로 고온영역에서 TZP계 세라믹스의 우수한 기계적 특성을 활용하기 위해서는 고강도, 고인성을 유지하면서도 열 안정성을 향상시키고 저온 열화를 억제해야 하는데, 열적 안정성을 향상시키는 방법으로 영률이 높은 알루미나를 첨가하는 방법이 제안되고 있다.¹⁵⁻¹⁷⁾

본 실험에서는 파괴인성이 높은 3Y-TZP와 2Y-TZP 세라믹스를 기지상으로 하고 고탄성의 알루미나 입자를 분산시켜 알루미나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 복합체를 제조함으로써 응력유기 상전이 효과 및 균열편향 효과를 동시에 발생시켜 파괴인성을 증진하고자 하였으며, 이때 분산시킨 알루미나 입자크기가 파괴인성에 미치는 영향을 관찰하고자 하였다. 아울러 알루미나 입자에 의한 기지상의 구속효과를 증진시켜 저온 열안정성을 향상시키고자 하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 출발원료로 사용한 3Y-TZP 분말은 일본 Tosoh 사에서 분무건조법으로 제조된 3Y-TZ-E 분말로서 이트리아를 3 mol% 함유하고 있으며, 평균 입자크기가 0.3 μm인 저온 소결용 분말이었다. 또한, 2Y-TZP 분말은 이트리아를 2 mol% 함유하고 있고, 평균 입자크기가 0.3 μm인 분말을 사용하였다. 분산용 알루미나 분말은 상용 알루미나 분말(Sumitomo Co. Japan.)로 부터 평균 입자크기가 각각 0.5 μm, 1.0 μm, 3.0 μm가 되도록 분급하여 사용하였다. 알루미나 입자의 크기별 분급은 침강법을 다섯번 반복적으로 행하여 미세한 분말과 조대한 분말을 제거하였으며, 최종적으로 평균입자 크기를 갖으면서도 입도분포의 편차가 적은 분말을 제조하였다. 알루미나 분말의 분율이 20 vol%가 되도록 3Y-TZP, 2Y-TZP 분말에 각각 첨가한 다음, 지르코니아 분과 함께 폴리에틸렌 용기에 넣고 에탄올을 분산매로 하여 attritor에서 24시간 혼합하였으며, 80°C의 전기오븐에서 건조시킨 후 90 μm sieve에 조립화 시켜 알루미나

나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 분말을 제조하였다.

알루미나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 분말을 일축가압 성형 후 220 MPa의 압력으로 정수압 성형을 하여 성형체를 제조하였으며, 성형체를 전기로에 넣고 3Y-TZP는 1350°C에서 2Y-TZP는 1500°C에서 각각 2시간 동안 소결하였다. 소결 후 밀도는 전용 저울을 이용하여 아르키메데스법으로 측정하였고, 주사전자현미경으로 미세구조를 관찰하였다. 소결체에 대한 파괴인성은 Vicker's 경도계를 사용하여 측정하였다. 균열진전에 따른 파괴인성은 Anstis¹⁸⁾에 보고된 식(1)을 사용하여 계산하였다.

$$K_{IC} = 0.016 * \left(\frac{E}{H}\right)^{\frac{1}{2}} * \left(\frac{P}{c^{1.5}}\right) \quad (1)$$

여기서 K_{IC} 는 소결체의 파괴인성, E는 탄성계수, H는 경도, c는 균열길이이다. 복합체의 평균 입자크기는 image analyzer에 의해 분석하였으며, 파단면과 균열전파에 대한 경로는 주사전자현미경으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 알루미나가 분산된 Y-TZP 소결체의 미세구조 및 소결밀도

Fig. 1에는 예비실험을 통하여 얻은 알루미나 분산 지르코니아 복합체의 미세구조를 나타내었다. 알루미나가 분산된 영역(I)과 분산되지 않은 영역(II)이 동시에 관찰되었는데, 알루미나가 분산된 영역에서는 균열진행시 알루미나 입자에 의해 균열이 편향되어 구불구불한 균열이 관찰된 반면에 알루미나가 분산되지 않은 영역에서는 균열 전파시 균열이 직선으로 진행되는 것을 관찰 할 수 있었다. 알루미나 입자 첨가에 의해 균열진전시 균열모양의 변화가 있다는 것을 Fig. 1을 통하여 확인할 수 있었고, 이 과정에서 나타나는 균열전파거동과 분산된 알루미나 입자크기가 파괴인성에 미치는 영향에 대해 살펴보았다.



Fig. 1. Crack propagation of Al₂O₃-dispersed Y-TZP ceramics.

알루미나 분산 3Y-TZP와 2Y-TZP 소결체에 분산된 알루미나 입자크기에 따른 소결밀도를 고찰한 결과 순수한 3Y-TZP, 2Y-TZP의 경우는 99%의 소결밀도를 나타내었고, 알루미나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 시편은 분산된 알루미나 입자크기와 상관없이 98~99% 이상의 고 밀도를 나타내었다.

일반적으로, 제 2상을 첨가함에 따라 단일상이 갖는 소결체보다 소결밀도가 감소되는 것으로 알려져 있다.¹⁹⁾ 이는 2상의 응집화로 인하여 단상의 소결속도를 감소시키는 것으로, 소결속도는 제 2상의 부피 분율이 증가할수록, 입자크기가 감소할수록 단일상을 갖는 압분체에 비하여 감소한다.²⁰⁾ 또한, 냉각과정 중 임계크기 이상의 ZrO_2 입자는 정방정에서 단사정상으로 변태하고, 이에 따른 단위정의 부피팽창과 미세균열의 생성으로 밀도가 감소된다. 한편, 2상의 첨가에 의해 지지상의 입성장이 치밀화에 기여한다면 지지상의 입성장 억제가 복합체의 소결밀도를 감소시킬 수 있다.

3.2. 알루미나가 분산된 3Y-TZP와 2Y-TZP의 미세구조

Fig. 2에는 입자크기가 0.5 μm , 1.0 μm , 그리고 3.0 μm 인 알루미나를 분산시켜 1350°C에서 2시간 소결하여 제조한 $Al_2O_3/3Y-TZP$ 시편들의 주사전자현미경 사진을 나타내었다. 보통 분산된 알루미나 입자는 지르코니아에 고용될 수 있는 양이 매우 적으므로 두 개의 별개 상으로 존재하는 미세구조를 갖는다. 따라서 분산된 알루미나 입자는 대부분 3Y-TZP의 입계에 존재하였으며, 지르코니아 입자의 경우 분

산된 알루미나의 입자크기와 상관없이 균질한 미세조직을 나타내었다.

Fig. 3에는 입자크기가 0.5 μm , 1.0 μm , 그리고 3.0 μm 인 알루미나를 분산시켜 1500°C에서 2시간 소결하여 제조한 $Al_2O_3/2Y-TZP$ 시편들의 주사전자현미경 사진을 나타내었다. $Al_2O_3/2Y-TZP$ 시편들은 $Al_2O_3/3Y-TZP$ 시편과 같이 균질한 미세구조를 나타내는 유사한 거동을 나타내었다.

Table 1에는 알루미나가 분산된 $Al_2O_3/3Y-TZP$ 와 $Al_2O_3/2Y-TZP$ 시편의 평균입자크기를 측정하여 나타내었다. 0.5 μm 알루미나 입자를 분산시킨 시편은 1.0 μm , 3.0 μm 알루미나 입자를 분산시킨 시편에 비하여 지지상인 정방정 지르코니아 입자크기가 전체적으로 다소 감소하여 나타났는데, 이는 분산된 알루미나 입자크기가 작을수록 지지상 정방정 지르코니아 입자의 성장이 억제되어 두 상간의 고정에 의한 입성장 억제효과 때문이다. 보통 같은 분율로 알루미나가 첨가될 경우 알루미나의 입자크기가 작은 시편에서는 알루미나 입자가 많은 지르코니아 입계 내에 골고루 존재하게 되고 이로 인하여 입성장 억제 효과는 더욱 커지게 된다.²¹⁾ 반면에 입자크기가 커지게 되면 지르코니아 입계에 존재하는 알루미나 입자의 갯수가 분산성이 상대적으로 낮게 되어 지르코니아의 입계이동에 대한 억제효과가 감소하게 된다. 따라서 1.0 μm , 3.0 μm 알루미나를 분산시킨 $Al_2O_3/3Y-TZP$, $Al_2O_3/2Y-TZP$ 시편에서는 입성장 억제효과가 크게 관찰되지 않은 것으로 사료된다.

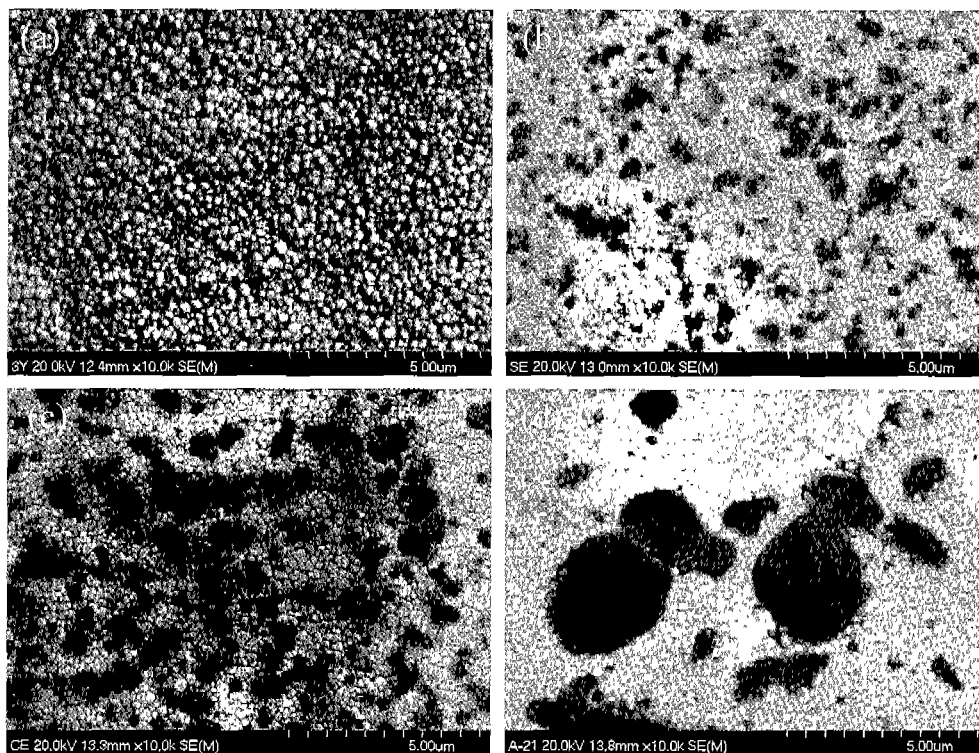


Fig. 2. Microstructure of (a) pure 3Y-TZP and Al_2O_3 -dispersed 3Y-TZP ceramics Al_2O_3 particle size of (b) 0.5 μm , (c) 1.0 μm and (d) 3.0 μm with the specimens were sintered at 1350°C for 2 h.

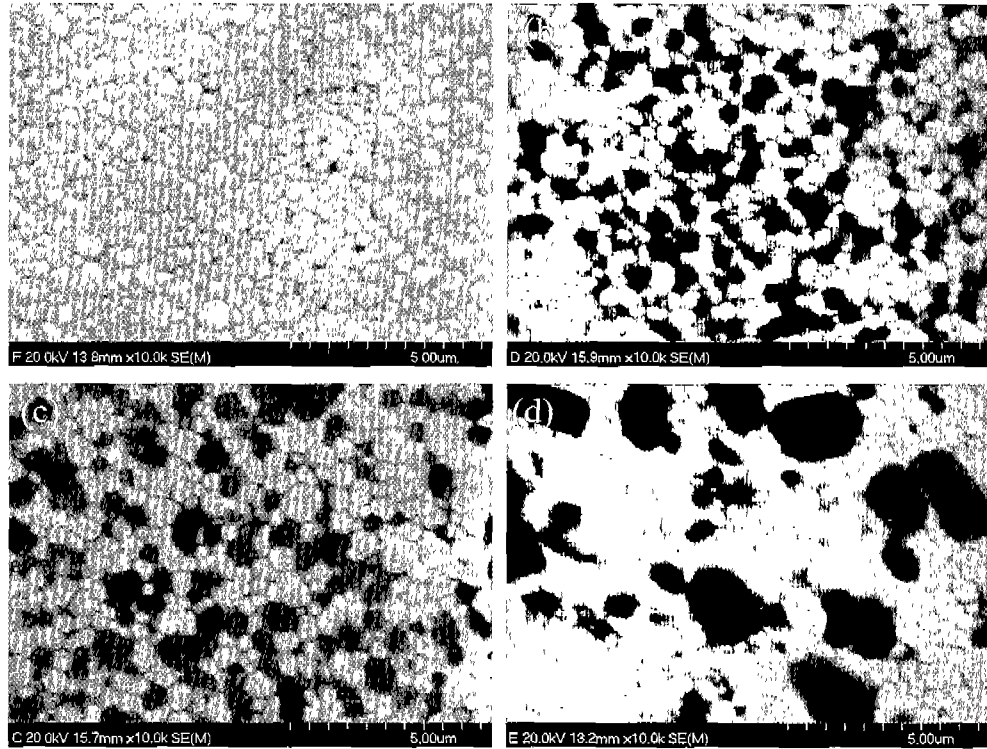


Fig. 3. Microstructure of (a) pure 2Y-TZP and Al₂O₃-dispersed 2Y-TZP ceramics Al₂O₃ particle size of (b) 0.5 μm, (c) 1.0 μm and (d) 3.0 μm with the specimens were sintered at 1500°C for 2 h.

Table 1. Mean Grain Size in Alumina-dispersed 3Y-TZP and 2Y-TZP

Sample	Pure zirconia	Dispersed Al ₂ O ₃ particle size (μm)		
		0.5	1	3
Alumina	*	0.4	0.8	3
3Y-TZP	0.5	0.3	0.5	0.5
2Y-TZP	0.2	0.1	0.2	0.2

3.3. 알루미나가 분산된 3Y-TZP와 2Y-TZP의 파괴인성

알루미나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 세라믹스의 파괴인성은 분산된 알루미나 입자크기에 따라 파괴인성이 달라졌는데, 분산된 알루미나 입자크기에 따른 3Y-TZP, 2Y-TZP의 파괴인성 변화를 Fig. 4에 나타내었다. 순수 3Y-TZP에 비하여 알루미나를 분산시킨 시편에서 파괴인성이 증가하였고, 분산된 알루미나 입자크기가 커짐에 따라 파괴인성이 증가하였다. 따라서, 3 μm 알루미나 입자를 분산시킨 시편에서 파괴인성이 가장 높게 나타났으며, 그 값은 3Y-TZP에서는 12.5 MPa · m^{1/2}이고, 2Y-TZP에서는 18.9 MPa · m^{1/2}이었다. 이와 같이 분산 알루미나의 입자크기가 증가함에 따라 파괴인성이 증가하는 것은 정방정상의 전이도와 균열편향 효과의 증가라는 두가지 측면에서 설명할 수 있다.

즉, 전자의 경우 분산 알루미나의 입자크기가 클수록 기지상인 정방정상의 입자크기도 증가하여 정방정상의 전이도

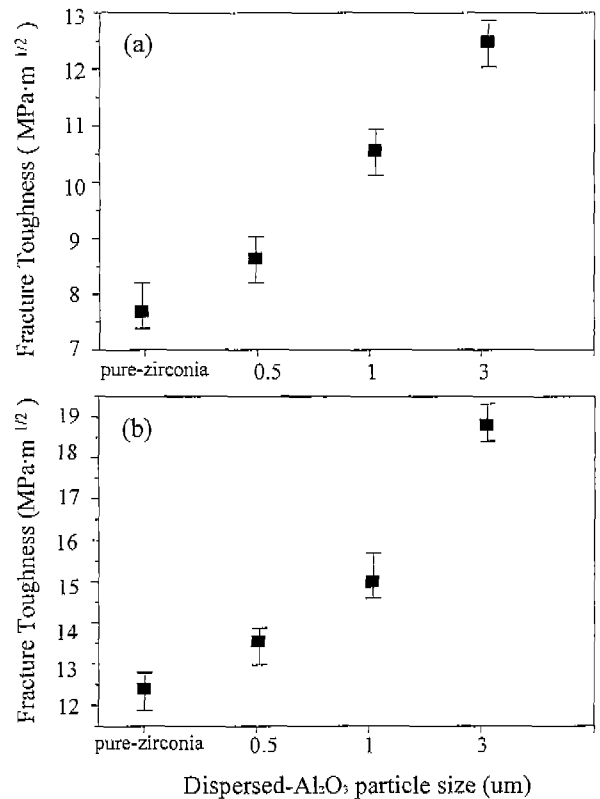


Fig. 4. Fracture toughness of Al₂O₃-dispersed (a) 3Y-TZP and (b) 2Y-TZP ceramics.

가 커지기 때문에 응력유기 상변태에 의한 인성증진 효과가 커지게 되며, 후자의 경우 알루미나의 입자크기가 클수록 균열이 편향되는 정도가 증가하여 결과적으로 인성증진에 대한 효과가 커지게 된다. 또한, 전체적으로 3Y-TZP에 비하여 2Y-TZP 시편에서 파괴인성 값이 크게 나타났는데, 이는 2Y-TZP 경우 이트리아의 고용량이 적고 높은 소결온도에 따른 입자크기 증가로 인하여 정방정상의 전이도가 크기 때문이었다.²²⁻²³⁾

일반적으로 기지상과 분산상 간의 열팽창 계수와 탄성계수의 차이가 존재하게 되면 냉각시 분산상 주위의 기지상에 잔류응력이 존재하게 되는데, 이러한 응력은 균열진행 시 균열을 편향시키거나 균열선단 주위에 미세균열을 야기시켜 인성을 증가시키게 된다.²⁴⁻²⁶⁾

3.4. 알루미나가 분산된 3Y-TZP와 2Y-TZP의 균열전파 거동 및 파단면

알루미나가 분산된 Y-TZP 복합체에서 균열전파 거동을 자세히 관찰하기 위하여 압흔자 주위의 균열을 Fig. 5에 나타내었다. 제 2상이 첨가된 복합체에서는 기지상과 분산상 간의 열팽창 계수와 탄성계수의 차이로 인한 균열선단 주위에 형성되는 미세균열과 분산상에 의한 균열굴절에 의하여 균열진전시 균열이 편향된다. 파괴시 균열이 편향됨에 따라 균열길이를 증가시키고 균열의 연속적이고 지속적인 성장을 억제시켜 인성을 증진시킬 수 있다.²⁴⁻²⁶⁾

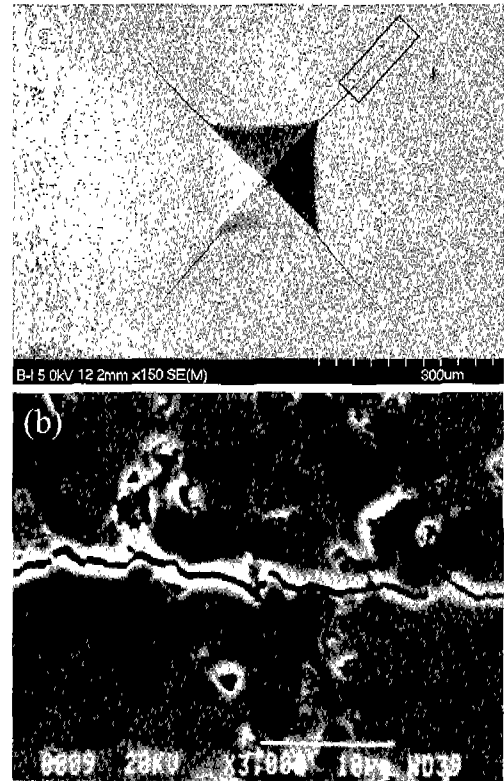


Fig. 5. Scanning electron micrographs of (a) indented 3 μm alumina-dispersed 3Y-TZP specimen and (b) crack propagation mode induced by a Vicker's indentation.

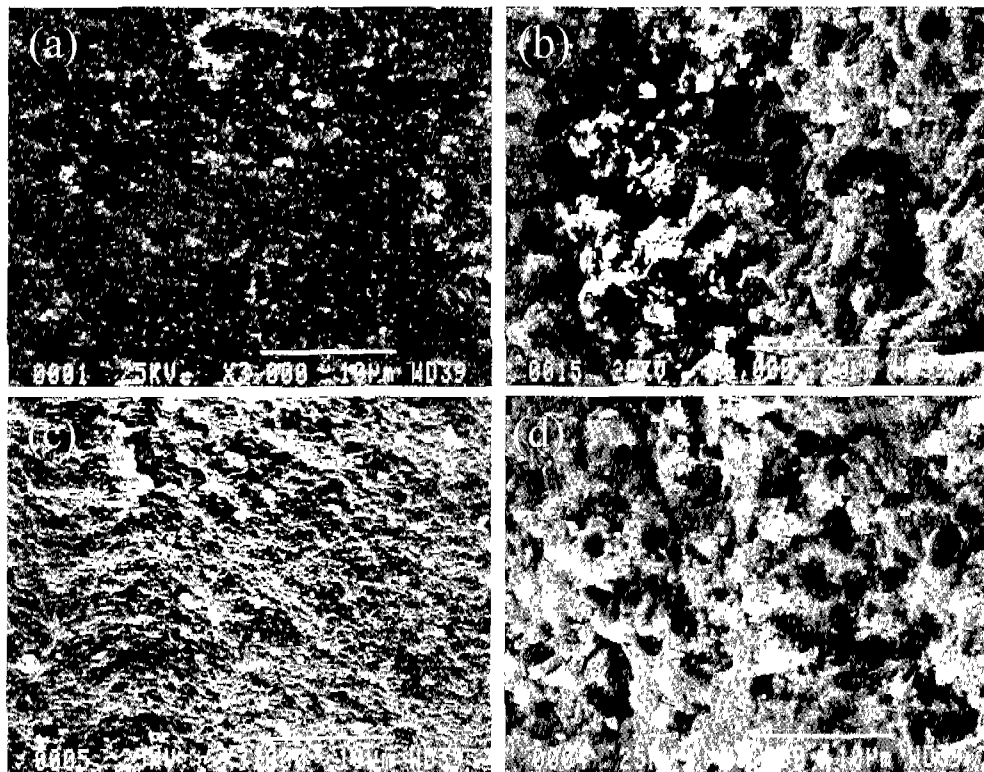


Fig. 6. Fracture surfaces of (a) 3Y-TZP, (b) Al₂O₃-dispersed 3Y-TZP, (c) 2Y-TZP and (d) Al₂O₃-dispersed 2Y-TZP ceramics.

따라서, 본 실험에서도 분산된 알루미나 입자에 의해 균열이 편향되는 것을 관찰 할 수 있었고, 이로 인하여 균열 길이가 증가하여 파괴인성이 증진된 것으로 사료된다. 이러한 파괴인성 증가는 순수 지르코니아와 알루미나 분산 지르코니아 세라믹스의 파단면을 비교함으로써 확인할 수 있었다.

Fig. 6에는 순수한 3Y-TZP(Fig. 6의 (a)), 2Y-TZP(Fig. 6의 (c))와 $Al_2O_3/3Y-TZP$ (Fig. 6의 (b)), $Al_2O_3/2Y-TZP$ (Fig. 6의 (d))의 파단면을 나타내었다. 순수한 3Y-TZP와 2Y-TZP에서는 입내파괴와 입계파괴가 동시에 관찰되었고, $Al_2O_3/3Y-TZP$ 와 $Al_2O_3/2Y-TZP$ 에서는 입계파괴가 주로 관찰되었다. 순수한 지르코니아에서는 파단면이 평탄한 것으로 보아 균열이 직선으로 진행되는 것을 알 수 있었고, 알루미나 분산 지르코니아 시편에서는 파단면이 매우 거친 것으로 보아 균열 진전시 알루미나 입자에 의한 균열 편향이 발생함으로써 균열길이가 증가하여 파괴인성이 증가되었다. 일반적으로 재료가 파괴될 때는 입계파괴와 입내파괴로 구분되어 나타나는데, 파괴시 균열의 전파형태나 전파길이는 파괴에너지와 연관이 되므로 파괴인성의 크기와 직결된다. 따라서 입내파괴에서 입계파괴로 전환시킬 경우 균열전파경로를 증가시켜 파괴에너지를 증가시키고, 결국 파괴인성을 증진시킬 수 있다.

4. 결 론

3 mol%, 2 mol%를 함유하고 있는 이트리아 안정화 지르코니아 분말에 각기 다른 입자크기를 갖는 알루미나를 분산시켜 알루미나 분산 3Y-TZP, 2Y-TZP 세라믹스를 제조한 다음, 분산된 알루미나 입자크기가 소결체의 미세구조 및 파괴인성에 미치는 영향을 고찰하였다.

제조된 복합체는 98% 이상의 상대밀도를 갖는 소결체였으며, 알루미나 입자가 골고루 분산된 미세구조를 나타내었다. 또한, 0.5 μm 알루미나 입자를 분산시킨 시편에서만 입성장 역제가 관찰되었다. 알루미나가 분산된 시편에서는 순수 Y-TZP 시편보다 파괴인성이 증가하였고, 분산된 알루미나 입자크기가 증가함에 따라 파괴인성이 증가하였는데, 3.0 μm 의 알루미나를 분산시킨 3Y-TZP 시편에서는 12.5 $MPa \cdot m^{1/2}$ 로, 3.0 μm 의 알루미나를 분산시킨 2Y-TZP 시편에서는 18.9 $MPa \cdot m^{1/2}$ 로 증진되었다. 분산 알루미나의 입자크기가 증가함에 따라 파괴인성이 증가하는 것은 균열편향 효과에 의해 균열의 길이가 증가하기 때문이었다.

감사의 글

이 논문은 1999년도 조선대학교 학술연구비의 지원을 받아 연구되었으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. T. K. Gupta, F. F. Lange and J. H. Bechtold, "Effect of Stress-induced Phase Transformation on the Properties of Polycrystalline Zirconia Containing Metastable Tetragonal Phase," *J. Mater. Sci.*, **13**, 1464 (1978).
2. N. Claussen, J. Steeb and R. F. Pabst, "Effect of Induced Microcracking on the Fracture Toughness of Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **56**(6), 559 (1977).
3. C. Greskovich and J. A. Palm, "Observation on the Fracture Toughness of $\beta-Si_3N_4-\beta-SiC$ Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, 597 (1980).
4. S. Umebayashi, H. Nakamura, E. Tani, K. Kishi and Kyokaishi, "Some Mechanical Properties of Hot-pressed β -Sialon with SiC," *Yogyo-Kyokai-Shi*, **93**(3), 162 (1985).
5. T. Uchiyama, K. Niihara and T. Hirai, "Strengthening of Alumina," *Yogyo-Kyokai-Shi*, **94**(8), 756 (1986).
6. T. Hansson, R. Warren and J. Wasen, "Fracture Toughness Anisotropy and Toughening Mechanisms of a Hot-pressed Alumina Reinforced with Silicon Carbide," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**(2), 841-48 (1993).
7. D. J. Green, R. H. J. Hannink and M. V. Swain, "Transformation Toughening of Ceramics," *CRC Press, Inc.*, Boca Raton, Florida, 57-93 (1989).
8. J. Wang and R. Stevens, "Zirconia-toughened Alumina (ZTA) Ceramics," *J. Mater. Sci.*, **24**, 3421-40 (1989).
9. M. V. Swain, "Limitation of Maximum Strength of Zirconia-toughened Ceramics by Transformation Toughening Increment," *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**(4), C97-99 (1985).
10. M. V. Swain and L. R. F. Rose, "Strength Limitations of Transformation Toughened Zirconia Alloy," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(7), 511-18 (1986).
11. T. Sato and M. Shimada, "Transformation of Yttria Doped Tetragonal ZrO_2 Polycrystals by Annealing in Water," *J. Am. Soc.*, **68**(6), 356-59 (1985).
12. S. Schmauder and H. Schubert, "Significance of Internal Stresses for the Martensitic Transformation in Yttria-stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals during Degradation," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(7), 534-40 (1986).
13. M. Yoshimura, "The Effects of High Temperature and High Pressure Water on the Low Temperature Degradation Behavior of Y-TZP," *Yogyo Hyokai-shi*, **96**(3), 265-270 (1988).
14. T. T. Lepisto and T. A. Mantlyra, "A Model for structural Degradation of Y-TZP Ceramics in Humid Atmosphere," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **10**(7-8), 658-67 (1989).
15. K. Tsukuma and M. Shimada, "Thermal Stability of Y_2O_3 -partially Stabilized Zirconia(Y-TZP) and Y-PSZ/ Al_2O_3 Composites," *J. Mater. Sci. Lett.*, **4**(7), 857-61 (1987).
16. H. Schubert, N. Claussen and M. Ruhle, "Surface Stabilization of Y-TZP," *Proc. Brit. Ceram. Soc.*, **34**, 157-161 (1984).
17. H. M. Jang and J. H. Moon, "Homogeneous Fabrication and Densification of Zirconia-toughened Alumina(ZTA) Composites by the Surface-induced Coating," *J. Mater. Res.*, **5**(3), 615-22 (1990).

18. G. R. Antis, "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness," *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**(9), 533 (1981).
19. D. H. Shim, Y. B. Lee, Y. W. Kim, K. D. Oh and H. C. Park, "Microstructure and Mechanical Properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{t-ZrO}_2$ Particulate Composites," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **36**(7), 734-41 (1999).
20. K. Ranjbar, B. T. Rao and T. R. M. Mohan, "Effect of Zirconia Allotropes on Fracture Toughness α -Alumina," in Advances in Ceramic-Matrix Composites, *The Am. Ceram. Soc.*, Westerville Ohio, **38**, 473-84 (1993).
21. D. Basu and B. K. Sarkar, "Toughness Determination of Zirconia Toughened Alumina Ceramics from Growth of Indentation-induced Cracks," *J. Mater. Res.*, **11**, 3057-63 (1996).
22. J.-K. Lee and H. Kim, "The Change of Micro-structure by Low Temperature Aging in Y-TZP," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **27**(6), 735-40 (1990).
23. J.-K. Lee and H. Kim, "The Isothermal Phase Transformation by Low Temperature Aging in Y-TZP Powders," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **27**(8), 971-78 (1990).
24. T. Kosmac, J. S. Wallace and N. Claussen, "Influence of MgO Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al_2O_3 - ZrO_2 Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, C66-C67 (1982).
25. J. Kishino, A. Nishiyama and T. Sakuma, "Mechanical Properties of Sinter-forged Al_2O_3 - ZrO_2 Ceramics," *J. Mater. Sci.*, **31**, 4991-95 (1996).
26. M. Hillert : "On the Driving Force for DIGM," *Scripta Metall.*, **17**, 237-40 (1983).