

표면 연마가 3Y-TZP의 저온열화에 미치는 영향

김대준 · 이홍림* · 정형진

한국과학기술연구원 재료연구단

*연세대학교 세리믹공학과

(1993년 1월 26일 접수)

Effect of Surface Grinding on Low Temperature Degradation of 3Y-TZP

Dae-Joon Kim, Hong-Lim Lee* and Hyung-Jin Jung

Ceramics Division, Korea Institute of Science and Technology

*Department of Ceramic Engineering, Yonsei University

(Received January 26, 1993)

요 약

3 mol% Y_2O_3 를 첨가하여 부분안정화시킨 정방정 지르코니아($t-ZrO_2$) 표면연마는 $t-ZrO_2$ 의 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비를 증가시키므로 인하여 texturing을 이루었으며 동시에 (111) peak의 비대칭적 peak broadening을 일으켰다. Texturing과 비대칭적 peak 퍼짐의 크기는 연마의 정도에 비례하였으며 비대칭적 퍼짐은 연마에 의한 능면정 지르코니아($r-ZrO_2$)의 생성에 영향을 받은 것으로 설명되었다. 250°C의 저온 열처리 동안에 연마에 의한 시료표면의 잔존응력이 완화된 $r-ZrO_2$ 가 $t-ZrO_2$ 로 상전이하며 $t \rightarrow m$ 상전이량은 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비에 반비례하는데 이것은 그 비가 표면응력의 크기에 비례하며 표면응력이 클수록 저온열화를 가져오는 $t-ZrO_2$ 의 격자이완의 시작을 더욱 지연시켜 주기 때문에 설명되었다.

ABSTRACT

Grinding of 3 mol% Y-TZP enhanced the texturing of $t-ZrO_2$, which is represented by the increased $I_{(002)}/I_{(200)}$ peak intensity ratio, and an asymmetric broadening of (111)_t peak. The degree of texturing and asymmetric broadening depended on a severity of grinding. The asymmetric (111)_t peak broadening was resulted by the formation of $r-ZrO_2$. When aged at 250°C for 120 h, $r-ZrO_2$ transformed to $t-ZrO_2$ due to the relief of stressed surface area and the amount of $t \rightarrow m$ transformation inversely varied with the $I_{(002)}/I_{(200)}$. The inverse dependence was interpreted by that the degree of texturing determines the magnitude of residual surface stress and the lattice relaxation of $t-ZrO_2$, which causes the low temperature degradation, is retarded as the residual stress becomes greater.

1. 서 론

정방정 지르코니아($t-ZrO_2$)나 그것을 포함하는 요염체들의 높은 강도나 인성은 $t-ZrO_2$ 가 단사정 지르코니아($m-ZrO_2$)로의 상변태에 의한 것임은 잘 알려져 있다. 그러나, Virkar와 Matsumoto는^{1,2)} $t-ZrO_2$ 의 인성증가기구가 ferroelastic domain switch(FDS)에 의해 일어난다고 제안한 바 있다. 이 제안은 5.4 wt% Y_2O_3 첨가에 의해 안정화된 $t-ZrO_2$ 단결정의 상온 및 고온에서 파괴시에 파괴단면

에서의 $t-ZrO_2$ 의 (002) peak 강도는 증가하고 (200) peak 강도가 감소하는 texturing을 보이지만 $m-ZrO_2$ 는 관찰되지 않았기 때문이다³⁾. Virkar에 의해 주도적으로 행해진 $t-ZrO_2$ 의 FDS에 관한 보충적인 보고들⁴⁻⁶⁾에도 불구하고 12 mol% Ce-TZP의 연마에 의한 XRD pattern의 변화나⁶⁾ 2.5 mol% Y_2O_3 -TZP^{7,8)}의 파단면에서의 (002) peak 강도증가가 관찰되지 않음으로 인해서 $t-ZrO_2$ 의 FDS에 의한 인성증가기구에 의문이 제기되어 왔다.

한편, Y_2O_3 가 첨가된 $t-ZrO_2$ 가 연마에 의해 능면정 ($r-$

ZrO₂상으로 전이되며 r-ZrO₂로의 상변태는 Y₂O₃의 양이 많이 첨가될수록, 그리고 소결온도가 높을수록 쉽게 일어난다고 보고되었다⁹⁾. 연마에 의해 생성된 r-ZrO₂는 Y₂O₃의 첨가에 의해 안정화된 입방정 지르코니아(c-ZrO₂)가 연마에 의해서 응력을 받거나¹⁰⁾, ion implantation¹¹⁾에 의해서 시료표면위에 생성되는, 또는 3.1 mol% Y-TZP가 arc-melting에 의해 형성될 때 bulk로써 생성되는 r-ZrO₂와 일치하고 있다¹²⁾. Reidenger와 Whalen⁷⁾은 이러한 연마에 의한 r-ZrO₂상의 생성이 t-ZrO₂의 texturing, 즉, (002) peak 강도의 증가로 관찰될 가능성에 대하여 고찰하였다. 그러나 Swain과 Hannink⁶⁾은 연마에 의해 생긴 t-ZrO₂ (111) peak의 비대칭성이 사방정 지르코니아(o-ZrO₂)의 생성 때문이라고 보고하였으며, Urabe 등¹³⁾은 SEM 조적 사진으로부터 Sakuma¹²⁾ 등이 arc-melting에 의해 생성된 r-ZrO₂의 "herringbone" 미세구조가 r-ZrO₂의 특징적인 미세구조라고 보고했음을 기초로 하여 그들의 시편으로부터 이러한 미세구조가 발견되지 않았기 때문에 연마에 의한 r-ZrO₂ 생성의 가능성을 배제하였다. 그들은 연마에 의한 비대칭성은 결정구조가 t-ZrO₂, m-ZrO₂, 그리고 o-ZrO₂들로 구성되는 microdomain들 때문이라고 설명하였다. 따라서 표면연마에 의한 t-ZrO₂의 texturing이 FDS에 의한 것인지, 또는 연마에 의한 새로운 상의 생성 때문인지는 명확하게 규명되어 있지 않다. 한편, 연마 후 1200~1300°C 범위에서의 열처리에 의하여 t-ZrO₂의 저온열화를 제어 또는 방지할 수 있다는 보고들은^{14,15)} 접할 수 있지만 연마의 정도가 직접 저온 열화에 끼치는 영향에 대한 보고는 발표되지 않았다. 따라서, 본고에서는 3 mol% Y-TZP를 연마의 정도를 체계적으로 변화시켜 이에 따른 t-ZrO₂의 texturing과 (111) peak 대칭성의 변화를 고찰하고 이들이 저온열화에 미치는 영향과 그 기구를 규명하고자 한다.

2. 실험방법

3 mol% Y₂O₃가 첨가된 ZrO₂ 분말(Tosoh)을 pellet 형태로 한 다음 isostatic press에서 340 MPa로 성형한 후 1550°C에서 2시간 동안 소결하여 시편을 준비했다. 소결된 시편을 180 grit SiC 연마지 위에서 10 cm의 길이에 걸쳐 손으로 연마했으며 이때, 연마 정도는 연마횟수를 3번에서 30번까지로 하여 변화시켰다. 이렇게 하여 얻은 시편들의 상변화를 X-ray 회절기를 사용하여 관찰하였고 peak의 위치와 강도는 background correction과 K α_2 peak stripping을 한 후, profile refinement에 의해 결정하였다. t-ZrO₂와 m-ZrO₂의 양은 t-ZrO₂의 (111)

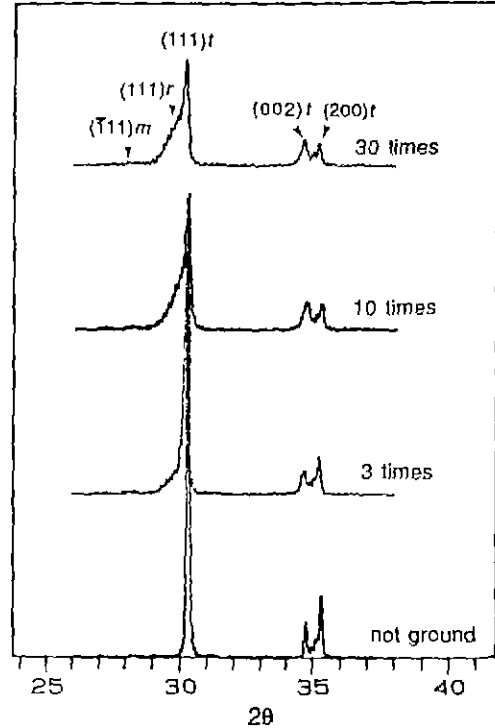


Fig. 1. XRD patterns of 3 mol% Y-TZP before and after grinding. A severity of grinding is indicated.

peak와, m-ZrO₂의 (111)와 (111) peak들의 강도를 비교하여 결정하였다¹⁶⁾. 연마하지 않은 시편과 연마한 시편들을 250°C에서 120시간 열처리한 후, 위에 기술한 방법에 따라 m-ZrO₂의 양을 결정함으로써 저온열화 정도를 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1과 Table 1에 3 mol% Y-TZP의 연마 정도에 따른 X-ray 회절(XRD) peak의 변화를 나타내었다. 연마를 하지 않은 시편의 (002)와 (200) peak 강도의 비($I_{(002)}/I_{(200)}$)는 0.67로써 같은 조성의 표준시편이 갖는 값인 0.66⁷⁾과 거의 일치한다. 연마횟수가 3, 10, 30번으로 늘어남에 따라 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비는 각각 0.85, 0.98, 1.11로 점점 커지면서 texturing을 이룬다. 연마 후 m-ZrO₂는 관찰되지 않았으며 연마횟수를 30번 이상으로 증가시켜도 이 texturing의 정도는 거의 변하지 않았다. 연마에 의한 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비의 변화와 함께 Fig. 1에서 알 수 있는 것은 t-ZrO₂ (111) peak profile의 비대칭성과 퍼짐의 정도가 연마의 정도에 따라 커진다는 것이다. Table 1에서 보는 바와

Table 1. Influence of a Severity of Grinding on the Peak Intensity of (002) and (200) of t-ZrO₂ and (111) Peak Position of r-ZrO₂

	$I_{(002)}$	$I_{(200)}$	$I_{(002)}/I_{(200)}$	2θ (111) _r
As sintered	8	12	0.67	
3rd abrasion	11	13	0.85	29.87°
10th abrasion	39	40	0.98	29.82°
30th abrasion	42	38	1.11	29.77°

$2\theta(111)_r = 29.72^\circ$ from ref. 10

같이 비대칭 peak를 deconvolution한 결과, t-ZrO₂ (111) peak보다 작은 각에 존재하는 peak 위치는 Hasegawa¹⁰⁾가 관찰한 r-ZrO₂ 최대강도 peak인 (111) peak의 2θ 값인 29.72°에 연마정도가 커감에 따라 접근함을 알 수 있다. 연마에 의한 t-ZrO₂ (111) peak의 비대칭성은 12 mol% Ce-TZP의 경우에도 관찰되었으며¹⁷⁾, 이 경우 연마 정도의 증가는 r-ZrO₂ (111) peak가 t-ZrO₂ (111) peak로부터 완전하게 분리되어 관찰되었다. 따라서, 연마에 의한 t-ZrO₂ (111) peak의 비대칭성은 t-ZrO₂에서 t-ZrO₂로의 상전이에 의한 것이라고 설명할 수 있다¹⁸⁾. 연마의 횟수가 증가함에 따라 먼저 행해진 연마에 의해 생성된 r-ZrO₂의 일부가 제거되지만 연마에 의한 응력은 시료 표면에 축적되며 r-ZrO₂의 생성은 이 잔존응력에 의해 일어나므로 연마된 표면에서의 r-ZrO₂의 양은 연마횟수에 비례한다. 이러한 비례관계는 연마횟수를 30회 정도 까지 늘렸을 때까지 유지하다가 그 이상의 연마에서는 연마에 의한 응력이 시료표면에서 포화되므로 r-ZrO₂ 생성량은 변하지 않는다. 이렇게 연마에 의해 생성된 r-ZrO₂는 변형된 얇은 시료표면에 국한되어 존재하기 때문에 polishing에 의해 쉽게 제거되며 polishing은 동시에 연마에 의한 texturing을 제거하여 연마하지 않았을 때의 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비값을 보이게 한다¹⁹⁾.

Fig. 1에 보인 연마에 의한 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비의 증가, 즉, texturing에 관하여 Virkar와 Matsumoto¹²⁾는 $I_{(002)}/I_{(002)}$ 비의 증가는 연마시 생기는 응력에 의해서 [00 $\bar{1}$]축들이 시편 표면에 직각방향으로 재배열하기 때문이며 연마에 의한 line broadening은 이때 형성된 domain 때문이라고 설명하고 있다. 이러한 [00 $\bar{1}$]축의 재배열은 압축응력에 평행한 방향으로 일어난다¹⁹⁻²¹⁾. $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비의 증가가 FDS에 관련된 재배열에만 의한 것이라면, t-ZrO₂의 (111) peak 강도는 연마 전후에 아무런 변화가 없어야 한다²⁾. 그러나, Fig. 1과 Table 1에서 보는 바와 같이 연마에 의해 m-ZrO₂ 생성은 거의 확인할 수 없음에도 불구하고

t-ZrO₂의 (002)와 (200) peak들에 비해 상대적으로 (111) peak 강도가 감소함을 알 수 있다. Swain과 Hamnink⁶⁾는 12 mol% Ce-TZP의 기계적 방법에 의한 연마와, 손으로 실시한 연마에 따른 $I_{(002)}/I_{(200)}$ 비의 변화의 비교에 관한 연구에서 시편 표면에 직각방향으로 형성되는 t-ZrO₂의 [00 $\bar{1}$]축은 FDS 때문이 아니라 에너지최소화원리에 따른 재배열 때문이라고 설명하였다. 또한 그들은 연마에 따른 t-ZrO₂ (111) peak의 비대칭성은 연마에 의한 o-ZrO₂의 생성 때문일 가능성이 있다고 보고하였다. 한편, Reidinger와 Whalen⁷⁾은 연마에 의한 r-ZrO₂의 생성이 texturing에 기여할 가능성에 대하여 고찰한 바가 있다. 이것은 r-ZrO₂ (110) peak 2θ 값이 34.63°¹⁰⁾이며 3 mol% Y-TZP의 (002) peak의 2θ 값은 34.64°이므로 r-ZrO₂ 생성시 두 peak의 중첩에 의한 t-ZrO₂ (002) peak의 증가로 관찰될 가능성을 배제할 수 없기 때문이다. 본 실험의 범위 안에서 연마에 의해 일어난 texturing에 대한 FDS의 관련 여부를 설명할 수는 없지만 연마는 texturing 뿐만 아니라 r-ZrO₂의 생성의 원인도 됨을 알 수 있다. r-ZrO₂의 생성이 texturing에 기여할 가능성을 Fig. 2에서 알아보았다.

Fig. 1의 시편들을 공기중에서 250°C에서 120시간 동안 열처리한 후 얻은 XRD pattern을 Fig. 2에 나타내었다. 연마한 시편들의 저온열화 후의 t-ZrO₂ (111) peak 모양은 Fig. 1에서와는 달리, 연마하지 않은 시편으로부터의 (111) peak와 비교하여 대칭성에 있어 구별되지 않는다. 따라서 연마에 의한 (111) peak의 비대칭성이 250°C 열처리에 의해 회복되었음은 r-ZrO₂가 m-ZrO₂ 또는 t-ZrO₂로 상전이되었음을 의미할 수 있다. Kitano 등은⁸⁾ 2.5 mol% Y-TZP와 5 mol% Y-TZP를 연마하여 얻은 r-ZrO₂를 600~1000°C에서 열처리했을 때, Y₂O₃양이 많이 첨가된 t-ZrO₂로부터의 r-ZrO₂는 t-ZrO₂로 쉽게 상전이를 하며 Y₂O₃양이 적을수록 연마에 의해 생성된 r-ZrO₂는 m-ZrO₂로 전이하는 경향이 있음을 보고하였다. 또한 Y₂O₃에 의해 안정화된 c-ZrO₂를 연마하여 생성된 r-ZrO₂는 1000°C에서 열처리했을 때 원래의 c-ZrO₂로 가역적으로 전이하였음이 보고되었다¹⁰⁾. 250°C와 같은 낮은 온도에서의 r-ZrO₂ 상변태에 관한 보고는 없지만, Fig. 2에서 연마에 의한 r-ZrO₂ 생성량이 많아짐에 따라 m-ZrO₂량에 따라 결정되는 저온열화량이 감소하므로 이 온도에서 열처리 동안에 3 mol% Y-TZP의 연마로부터 생성된 r-ZrO₂는 m-ZrO₂보다는 t-ZrO₂로 전이함을 알 수 있다. 이러한 r→t 상전이는 250°C에서의 열처리가 연마에 의해 생성된 표면응력을 이완시키기 때문에 일어난다. 한편 Fig. 2에서 250°C 열처리에 의해서, 연마한 시편들의 t-

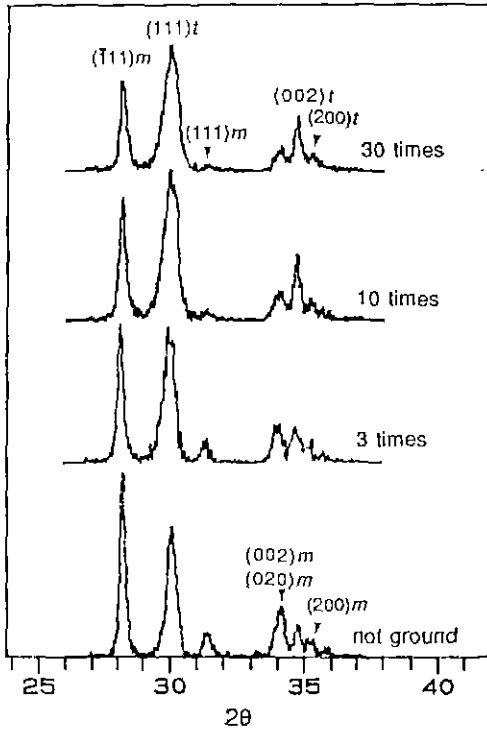


Fig. 2. XRD patterns of 3 mol% Y-TZP with and without grinding after aging for 120 h at 250°C in air.

ZrO₂ (111) peak 비대칭성이 감소함에도 불구하고 I_{(002)t}/I_{(200)t}비는 연마전의 상태로 돌아가지 않는다. 이것은 Fig. 1에서의 연마에 의한 texturing이 r-ZrO₂의 생성에 따른 r-ZrO₂의 (110) peak와 t-ZrO₂의 (002) peak와의 중첩에 기인하지 않음을 의미한다. 이와같은 저온열처리에 의한 연마한 시편의 r→t 상변태에 따른 I_{(002)t}/I_{(200)t}비의 불변성은 12 mol% Ce-TZP에서 더욱 뚜렷하게 관찰되었다¹⁷.

이상에서 언급한 바와 같이 3 mol% Y-TZP의 연마는 시료표면에 국한된 응력을 유발시키며 그 크기는 I_{(002)t}/I_{(200)t}비와 r-ZrO₂상의 생성량에 비례함을 알 수 있다. Y-TZP의 저온열화 역시 저온 열처리 동안 시료표면에서 시작되는 t→m 상전이에 의한 현상임으로 저온열화의 정도와 I_{(002)t}/I_{(200)t}비는 서로 관계가 있을 것으로 예상되며, Fig. 3에 나타난 바와 같이 연마에 의한 texturing의 정도가 커짐에 따라 연마한 시편의 저온열화정도는 감소함을 알 수 있다. 연마에 의해 저온열화현상이 제어될 수 있다는 보고들^{14,15}이 최근에 발표되었지만 본 실험에서처럼 연마의 정도를 단계적으로 변화시켜 이에 따른 저온열처리하에서의 t→m 상전이량을 측정할 보고는 없었다. Whalen 등¹⁴은 2.45 mol% Y-TZP를 1520°C에서

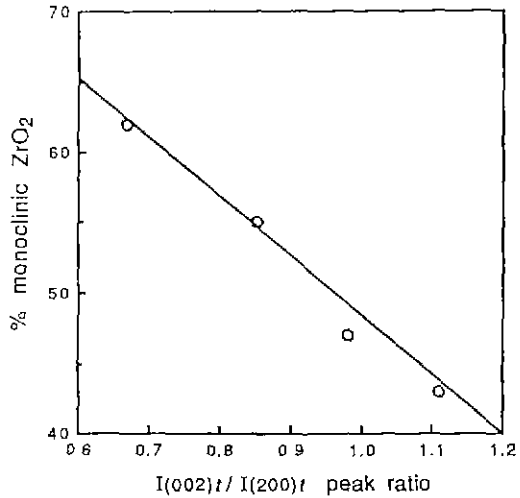


Fig. 3. Dependence of m-ZrO₂ content on (002)t and (200)t peak intensity ratio after aging for 120 h at 250°C in air.

소결하여 연마한 다음 1200°C에서 1시간 동안 열처리한 시편을 200°C에서 20시간 동안 열처리했을 때 저온열화에 높은 저항을 나타냄을 보고하였으며 이러한 저온열처리에서의 t→m 상전이의 어려움은 연마된 표면에서 1200°C 열처리로 말미암아 재결정이 일어나 grain 크기가 작아졌기 때문이라고 설명했다. 거의 같은 논리로 Jue 등¹⁵은 3 mol% Y-TZP의 표면연마가 ferroelastic domain의 크기를 작게 하므로 저온열화로부터 안정하게 된다고 설명되었다. 그러나 이러한 설명이 설득력을 지니기 위해서는 연마의 정도에 따른 grain 또는 domain 크기의 체계적인 변화가 저온열화시 t→m으로의 상전이에 미치는 영향의 관찰이 뒤따라야 되며 더우기 본고에서처럼 250°C의 낮은 온도에서는 재결정이 일어난다고 기대할 수 없다. Fig. 3에서의 저온열화가 texturing의 정도가 커짐에 따라 감소하는 경향은 그 정도가 표면 잔존응력의 크기와 비례하므로 250°C의 저온열처리에 연마에 의한 응력이 먼저 이완되고 저온열화에 관련된 t-ZrO₂ 격자이완을 지연시키기 때문으로 사료된다. 이것은 보고된 바와 같이²² Y-TZP의 저온열화는 (Y₂V₀) 쌍이 저온 열처리에 격자의 이완으로 말미암아 [111] 격자방향으로 재배열됨으로 일어나기 때문이다.

4. 결 론

3 mol% Y-TZP의 연마는 I_{(002)t}/I_{(200)t}의 증가로 정의되는

texturing 뿐만 아니라 t-ZrO₂에서 r-ZrO₂로의 상전이를 일으켜서 (111)_t peak의 비대칭성을 가져오며 비대칭성의 정도와 I_{(002)_t}/I_{(200)_t}의 크기는 연마의 정도가 심할수록 증가하였다. 250°C 에서 열처리 동안에 r-ZrO₂는 t-ZrO₂로 상전이하여 (111)_t peak의 대칭성은 회복되고 이때 저온열화량은 연마의 정도에 따라 결정되는 I_{(002)_t}/I_{(200)_t}비가 클수록 직선적으로 감소하였다. 이것은 연마에 의해 생긴 시료표면의 잔존응력이 저온열처리시에 먼저 제거되어 저온열화를 일으키는 격자이완의 시작을 지연시키기 때문으로 사료된다.

REFERENCES

1. A.V. Virkar and R.L.K. Matsumoto, "Ferroelastic Domain Switching as a Toughening Mechanism in Tetragonal Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(10), C-224-C-226 (1986).
2. A.V. Virkar and R.L.K. Matsumoto, "Toughening Mechanism in Tetragonal Zirconia Polycrystalline (TZP) Ceramics," pp. 653-662 in *Advances in Ceramics Vol. 24B, Science and Technology of Zirconia III*. Ed. by S. Somiya, N. Yamamoto, and H. Yanagida. The American Ceramic Society Inc., Westerville, OH., 1988.
3. G.V. Srinivasan, J.-F. Jue, S.-Y. Kuo, and A.V. Virkar, "Ferroelastic Domain Switching in Polydomain Tetragonal Zirconia Single Crystals," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(11), 2098-2103 (1989).
4. J.F. Jue and A.V. Virker, "Fabrication, Microstructural Characterization, and Mechanical Properties of Polycrystalline t'-Zirconia." *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(12), 3650-3657 (1990).
5. K. Mehta, J.F. Jue, and A.V. Virkar, "Grinding-Induced Texture in Ferroelastic Tetragonal Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(6), 1777-1779 (1990).
6. M.V. Swain and R.H. Hannink, "Metastability of the Martensitic Transformation in a 12 mol% Ceria-Zirconia Alloy: II, Grinding Studies," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(8), 1358-1364 (1989).
7. F. Reidinger and P.J. Whalen, "Texture on Ground, Fractured, and Aged Y-TZP Surfaces," pp. 25-33 in *Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 78, Advanced Structural Ceramics*. Ed. by P.F. Becher, M.V. Swain, and S. Somiya, Materials Research Society, Pittsburgh, PA., 1987.
8. Y. Kitano, Y. Mori, and A. Ishitani, "Structural Changes by Mechanical and Thermal Stresses of 2.5-mol%-Y₂O₃-Stabilized Tetragonal ZrO₂ Polycrystals," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**(8), C-382-C-383 (1988).
9. Y. Kitano, Y. Mori, A. Ishitani, and T. Masaki, "A

- Study of Rhombohedral Phase in Y₂O₃-Partially Stabilized Zirconia," pp. 17-24 in *Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 78, Advanced Structural Ceramics*. Ed. by P.F. Becher, M.V. Swain, and S. Somiya, Materials Research Society, Pittsburgh, PA., 1987.
10. H. Hasegawa, "Rhombohedral Phase Produced in Abraded Surfaces of Partially Stabilized Zirconia (PSZ)," *J. Mater. Sci. Lett.*, **2**, 91-93 (1983).
11. H. Hasegawa, T. Hioki, and O. Kamugaito, "Cubic-to-Rhombohedral Phase Transformation in Zirconia by Ion Implantation," *J. Mater. Sci. Lett.*, **4**, 1092-1094 (1985).
12. T. Sakuma, Y.-I. Yoshizawa, and H. Suto, "The Rhombohedral Phase Produced in Partially-Stabilized Zirconia," *J. Mater. Sci. Lett.*, **2**, 29-30 (1985).
13. K. Urabe, A. Nakajima, H. Ikawa, and S. Udakawa, "Characteristic Microstructure of CeO₂- and Y₂O₃-Doped Tetragonal Zirconia Polycrystals," pp. 345-355 in *Advances in Ceramics Vol. 24A, Science and Technology of Zirconia III*. Ed. by S. Somiya, N. Yamamoto, and H. Yanagida, The American Ceramic Society Inc., Westerville, OH., 1988.
14. P.J. Whalen, F. Reidinger, and P.F. Antrim, "Prevention of Low-Temperature Surface Transformation by Surface Recrystallization in Yttria-Doped Tetragonal Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(2), 319-321 (1989).
15. J.F. Jue, J. Chen, and A.V. Virkar, "Low-Temperature Aging of t'-Zirconia: The Role of Microstructure on Phase Stability," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(8), 1811-1820 (1991).
16. R.C. Garvie and P.S. Nicholson, "Phase Analysis in Zirconia Systems," *J. Am. Ceram. Soc.*, **55**(6), 303-305 (1972).
17. D.-J. Kim, unpublished work.
18. T. Kawanami and H. Ohnishi, "Thermal Stability of Toughened Y-PSZ," pp. 31-45 in *Zirconia Ceramics 4*. Ed. by S. Somiya and M. Yoshimura, Uchida Rokakuho, Tokyo, Japan, 1985.
19. Y. Kitano, Y. Mori, and A. Ishitani, "Structural Changes by Compressive Stresses of 2.0-mol%-Yttria-Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(5), 854-855 (1989).
20. K. J. Bowman, "Texture from Domain Switching of Tetragonal Zirconias," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(10), 2690-2692 (1991).
21. B.-S. Li, J.-S. Cherng, K.J. Bowman, and I.-W. Chen, "Domain Switching as a Toughening Mechanism in Tetragonal Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**(7), C-362-C-364 (1988).
22. 김대준, 최두진, "Ta₂O₅ 첨가가 3 mol% Y-TZP의 저온 열화에 미치는 영향," *한국요업학회지*, **29**(8), 630-638 (1992).