

지르코니아-유리복합체용 글래스의 조성에서 MgO의 함량 변화가 강도에 미치는 영향

이 규 선 · 이 창 완* · 이 채 현*

(동남보건대학 치기공과, 배재대학교 재료공학과*)

Abstract

Effect of MgO addition in glass composition on the strength of zirconia-glass composites

Kyu-Sun Lee, Chang-wan Lee*, Chae-Hyun Lee*

*Department of Dental Technology, Dongnam Health College
Department of Material Engineering, Graduate School of Paichai University**

The quantity of MgO in the Zirconia of 20wt% Frit has been varied and the sintering temperature has been differentiated to monitor the changes in the mechanical features.

The rise of sintering temperature from 1100°C to 1300°C was followed by higher sintering density. And, at a sintering temperature, the increase of the quantity of MgO was followed by lower sintering density.

The bending strength has been lowered as the quantity of MgO increases in the Zirconia of 20wt% Frit, which seems to be because the MgO functions as impurities degrading the mechanical features.

In terms of micro-structure analysis, the pore has been greatly enlarged, while the density varied very little, when the MgO of 3wt% was added. The size of pore became smaller as the added quantity of MgO increased larger in the sequence of 5wt% and 7wt%. But, the pore-generating rate became higher as the added quantity of MgO increased in the sequence of 3wt%, 5wt% and 7wt%. Thus, it is possible to summarize that the small quantity of MgO, say, of 3wt%, promotes the grain growth, and the large quantity of MgO, say, of 7wt%, hinders the grain growth. Also, if the quantity

* 본 연구는 2006년도 동남보건대학 연구비 지원에 의하여 수행된 것임.

교신 ■ 성명 : 이 채 현 ■ 전화 : 042-520-5622 ■ E-mail : chlee@mail.pcu.ac.kr
저자 ■ 주소 : 대전광역시 서구 도마2동 439-6 배재대학교 재료공학과

of MgO exceeds some level, the MgO hinders substances from moving, which, ultimately, keeps blowholes from becoming enlarged or extinct, and makes pores small and dispersed in broad area.

In conclusion, the study on the change in the size of pore shows that the larger the quantity of MgO is, the more the micro pores are, thereby degrading the mechanical features.

• Key word : Zirconia-glass, MgO, Strength.

I. 서 론

All ceramic crown의 최대 장점은 자연치에 가까운 색조와 빛의 투과성을 재현할 수 있다는 것과 생체친화성이 뛰어나다는 것이다. 그 외에, 치수에 주는 온도자극이 적고, 구강내에서 화학적으로 안정된 성질을 가진 불용성이며, 변색과 마모가 적고, 방사선 투과성이 있어 지대치의 상태를 어느 정도 관찰할 수 있다는 것이다.

단점은 강도와 심미성의 문제를 해결하기 위한 치관 두께의 확보 때문에 치질의 삭제량이 많아지는 것과 강도의 개선에도 불구하고 증례에 따라서는 파절이 일어날 수 있다는 것이다.

도재의 강도는 축성 및 소성시의 기포나 미세한 표면의 균열과 흠집 등을 현실적으로 완벽하게 제거하기 어려우므로 일반적으로 낮은 인장 강도를 가지게 된다. 이렇게 낮은 인장강도를 보강하기 위해 금속기질과 융착시키거나, 미세 균열의 확장을 막기 위하여 crystal을 도재 구조물 내에 첨가 또는 생성시키는 등 여러 가지 강화기법을 이용한다.(Tinschert et al, 2001; Weber & Rieger. W. 2001)

순수 다결정(polycrystalline) oxide ceramic

은 약 10년간 임상 용도로만 쓰였다(예: Procera[®]). 이를 구치부에 적용하기 위하여 충분한 안정성을 갖는 재료의 형태로 처음 사용했는데, Empress 같은 압축 ceramic은 이미 10년 이상이나 전치부 치관용으로 사용되어 왔지만 구치부에 적용하기 위한 bridge로는 사용되지 못했다. 30년 이상 금속융착도재의 성공 측면에서 볼 때 10년 후 최소 잔존율이 85%인 것을 감안한다면, all-ceramic system도 구치부의 bridge 잔존율이 이와 유사해야 할 것이다.(Pauli, 1996)

Zirconia가 구치부 bridge처럼 높은 강도가 요구되는 보철치에 적합한 재료라고 생각하지만, 구치부에 큰 중간결손이 있는 all ceramic 수복은 강도면에서 아직 불안이 남아 있으므로, 구치부에서의 연결부는 일반 금속 bridge보다 단면적을 늘려 응력의 peak를 낮추어 파절의 위험을 줄일 필요가 있다. 그러나 이처럼 연결부 체적을 늘리면 임상에서의 적용범위를 제한(Pröbster, 1993)하며, 심미성을 저하시킨다.

따라서 bridge의 충분한 강도 확보를 위한 필요 이상의 치아 삭제를 줄이고, 연결부를 크게 형성하지 않아도 보철물이 장기간의 안정성을 확보할 수 있는, 강도 높은 재료의 개발이 요구

된다.

지르코니아는 상온에서 단사격자 구조를 갖는 결정상은 1,170℃까지 안정하며, 1,170℃ 이상에서는 정방격자 결정으로, 2,370℃에서는 다시 입방격자 결정으로 변환한다. 지르코니아를 가열한 다음 냉각하는 동안 이러한 상변화에 따라 약 3~4% 부피를 팽창하며, 이때 형성한 응력으로 내부 균열이 발생하기 때문에 강도의 저하를 초래할 수 있다. 그러나 CaO, MgO, Y₂O₃ 및 GeO₂ 같은 안정화 산화물을 순수 지르코니아에 첨가하여 다상구조를 갖는 부분적으로 안정화한 지르코니아(PSZ)를 형성하는 경우 상변화를 억제하여 강도의 강화효과를 얻을 수 있다.

MgO로 안정화한 지르코니아는 우수한 생체 적합성이 있으나, 미세한 기공으로 과도하게 마모되는 문제가 있으며 Y₂O₃로 안정화하면 작고 균안정한 정방격자 결정을 100% 형성할 수 있다.(Ahmad, 1998)

All ceramic crown이 구강내에서 장기간의 안정성을 얻을 수 있는 방법은, 강도가 우수한 zirconia 등의 산화물을 첨가하여, 강화형 글라스-세라믹의 합성으로 강도를 향상시키는 것이라고 판단되어 본 연구에 이르게 되었으며, MgO의 선택은 자연치와의 교합시 마모도를 고려하여 결정하게 되었다.

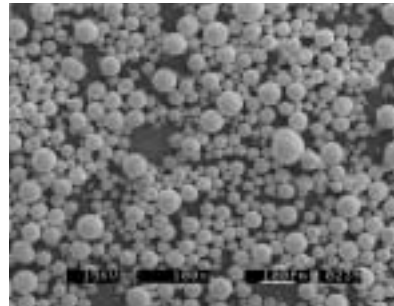
II. 재료 및 방법

1. 연구 재료

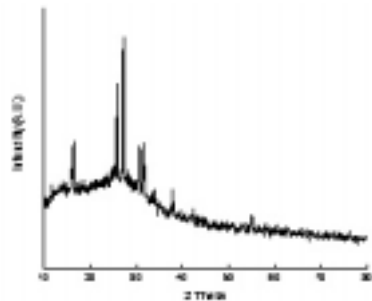
1) 지르코니아

지르코니아는 상용의 분말(TZ-3Y, TOSOH, JAPAN)을 별도의 가공 없이 사용하였다.

〈그림 1〉은 지르코니아 원료 분말을 전자주사 현미경(ABT-32, TOPCON, JAPAN)으로 관찰한 사진이다. 이 원료 분말의 X-선 회절분석(XD-D1W, SHIMAZU, JAPAN) 결과는 〈그림 2〉와 같다.



〈그림 1〉 Zirconia 원료 분말



〈그림 2〉 Zirconia 원료 분말의 X-선 회절 분석 결과

2) Frit

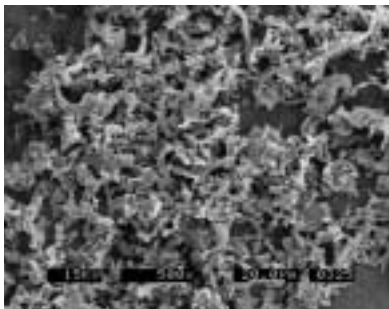
Frit의 조성은 아래의 〈표 1〉과 같고 CTE = 약 $13.0 \times 10^{-6}/K$, 입도=70mesh 이하인 것을 사

용하였다. <그림 3>은 frit 분말의 전자주사현미경 사진이며, frit 분말의 X-선 회절 분석 결과는 <그림 4>와 같다.

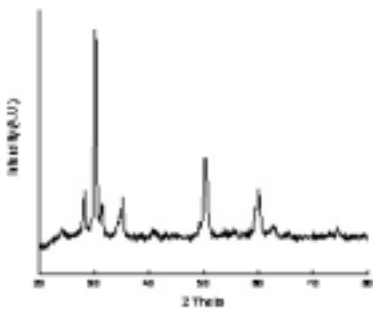
<표 1> Chemical Composition of Dental Frit

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	K ₂ O	Na ₂ O	BaO
Frit-G	65.0	14.0	9.5	9.0	1.0
	CaO	Li ₂ O	Others	Sum	
Frit-G	0.7	0.7	0.1	100.0	

Impurities of feldspar



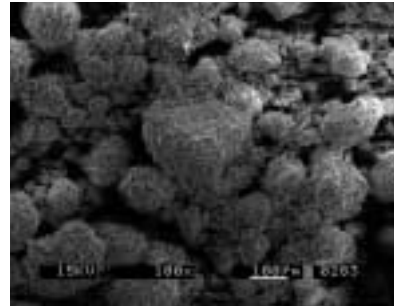
<그림 3> Frit 원료 분말



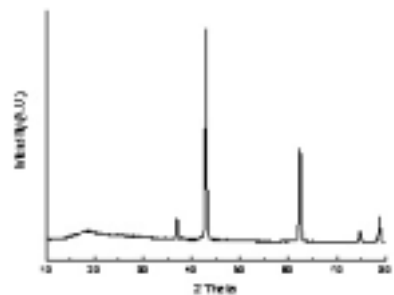
<그림 4> Frit 원료 분말의 X-선 회절 분석 결과

3) MgO

MgO는 상용분말(DUKSAN PHARMACEUTICAL, KOREA)을 별도의 가공 없이 사용하였다. <그림 5>는 MgO 분말의 전자주사현미경 사진이다. X-선 회절 분석 결과는 <그림 6>과 같다.



<그림 5> MgO 원료 분말



<그림 6> MgO 원료 분말의 X-선 회절 분석 결과

2. 연구 방법

1) 시편 제조

지르코니아와 20wt% frit를 혼합하고 MgO의 함량을 3, 5, 7wt%로 변화시켜 혼합하였으며, poly propylene 용기를 사용하여 알코올에 지르코니아 볼을 혼합한 원료를 첨가한 후 ball mill을 24시간 실시하였다. 혼합이 끝난 분말은 80°C에서 12시간 건조하고 80mesh체를 이용하여 체거름을 시행하였다.

소결을 위한 시편은 혼합된 분말을 금속 몰드에 넣고 1.1ton/cm²의 압력을 가하여 40mm×9mm×4mm의 bar형 시편을 제조하였다. 성형 시편은 치수를 측정하여 성형 밀도를 계산하였다.

성형된 시편은 각각 1100°C, 1200°C, 1300°C의 조건을 부여하고 1시간 동안 10°C/min의 승

온 속도를 유지하며 공기 중에서 SiC를 발열체로 하는 박스형 전기로로 소결하였다.

2) 미세구조 분석

광학 현미경(OPTIPHOT-100, NIKON, JAPAN)과 주사전자 현미경(ABT-32, TOPCON, JAPAN)을 이용하여 소결온도와 첨가한 MgO의 양에 따른 미세구조 변화를 관찰하였다.

3) 결정상 분석

각 소결 온도에 따른 상분석을 행하기 위하여 소결된 시편을 분쇄하지 않고 표면을 연마한 후에 XRD(XD-D1W, SHIMAZU, JAPAN)를 이용해 분석하였다.

4) 밀도 및 기공율 측정

MgO 첨가량과 소결 온도에 따른 소결체의 밀도와 기공률은 끓는 증류수에서 시편의 기공 속에 증류수가 침입하도록 한 후, 증류수가 채워진 시편의 무게 및 매단 무게를 측정하여 아르키메데스법으로 측정하였다.

$$\left\{ \frac{\text{건조무게}^{\text{g}}}{\left(\frac{\text{포수무게}^{\text{g}}}{\text{유체밀도}^{\text{g/cm}^3}} - \frac{\text{현수무게}^{\text{g}}}{\text{유체밀도}^{\text{g/cm}^3}} \right)} \right\}$$

여기서 유체는 물이므로 밀도를 1g/cm^3 으로 하여 계산 함.

5) 표면경도

제작된 소결 시편의 표면경도(Hardness) 측정을 위하여 SiC Paper를 이용하여 400→800→1200→1500→2000t 순으로 표면 연마 후, $1\mu\text{m}$

의 다이아몬드 페이스트로 $1\mu\text{m}$ 까지 경면 연마하였다.

시편을 경도측정기(VICKERS HARDNEES TESTER-FV, FUTURE-TECH, JAPAN)에 위치시킨 후, 다이아몬드 압자를 10초간 0.3kgf, 0.5kgf, 1kgf, 3kgf에서 각 3회 압흔을 형성한 후, 광학현미경 및 주사전자현미경을 사용하여 분석하였다.

상분석은 X-선 회절 분석(XD-D1, SHIMADZU, JAPAN)을 통하여 행하였다. 회절 분석 조건은 $\text{CuK}\alpha$ 선을 사용하여 분당 2° 의 속도로 20° 에서 80° 의 2θ 범위에서 행하였다. 측정된 값의 평균을 사용(편차를 그래프에 포함)하여 경도를 계산하였다.

$$H = P / 2a^2$$

6) 인성

비커스로 0.3kgf, 0.5kgf, 1kgf, 3kgf의 하중으로 10초간 각 3회 압흔을 형성하게 되면 압흔의 주위로 균열이 생긴다. 이에 의해서 생겨난 균열의 길이를 측정하여 다음의 식을 사용하여 fracture toughness를 계산하였다.

$$K_{IC} = 0.0726(P/c^{3/2})$$

여기서 P는 압자에 가해진 하중이고 a는 압흔 대각선 길이의 절반이다. c는 압자에 의해 생긴 균열의 절반이다. 강도를 측정된 시편의 파면과 미세경도 측정 후의 압흔의 모양은 광학 현미경으로 관찰하였다.

7) 3점 강도

각각의 소결 온도에서 소결한 bar형 시편의 표면을 연마하여 35×8×3mm 크기의 시편을 만들고, 만능시험기(RH15-5DZ, HOUNSFIELD, ENGLAND)를 이용하여 지지점 거리 25mm, cross-head speed 0.5mm/min로 하중을 가하여, 시편이 파절될 때의 최대하중을 기록하고, 다음과 같은 식에 의하여 3점 곡강도를 계산하였다.

$$\sigma_{3p} = \frac{3PL}{2bd^2}$$

여기서 P는 파괴 시에 가해진 최대하중, L은 지지점간 거리이고, b는 시편의 폭, d는 시편의 두께이다.

III. 결과 및 고찰

1. 소결 밀도

본 실험에서는 1100℃, 1200℃, 1300℃의 범위에서 1시간 소결을 행하였다. 상용 분말을 사용 20wt% frit의 zirconia에 MgO 첨가량에 따른 영향을 살펴보았다.

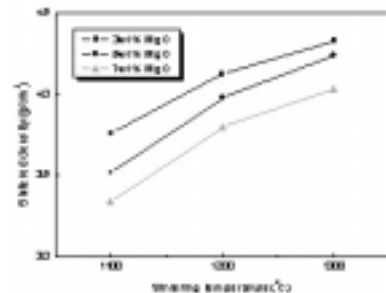
〈그림 7〉과 〈표 2〉는 20wt% frit의 zirconia에 MgO를 첨가한 시편을, 공기 중에서 1시간 소결한 소결체의 소결 온도에 따른 조성별 소결 밀도의 변화이다. 측정된 소결 밀도는 1100℃에서 1300℃로 소결 온도가 높아짐에 따라 점진적으로 높아지고 있음을 알 수 있다.

〈그림 8〉과 〈표 3〉은 20wt% frit의 zirconia에 MgO를 첨가한 시편을, 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 소결 온도에 따른 조성별 상대밀도의 변화이다. 상대밀도 또한 소결온도가 높아짐에 있어서 높아지고 있음을 알 수 있다.

이와 함께 20wt% frit의 zirconia에 MgO를 첨가하여 소결한 시편의 MgO 첨가량과 소결조건에 따른 소결밀도의 변화를 살펴보았다.

〈그림 9〉와 〈표 4〉는 MgO 첨가량에 따른 소결 밀도의 변화이다. 얻어진 소결밀도는 MgO의 첨가량 증가에 따라 감소하는 경향을 보여주고 있다.

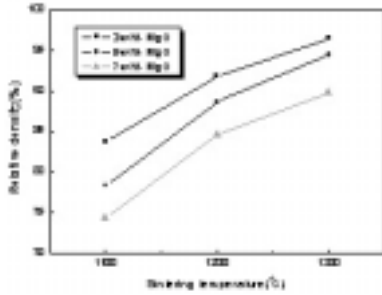
〈그림 10〉과 〈표 5〉는 20wt% frit의 zirconia에 MgO의 첨가량에 따른 상대밀도의 변화이다. 상대밀도는 온도에 관계없이 MgO의 함량이 높아짐에 따라 낮아짐을 보여준다.



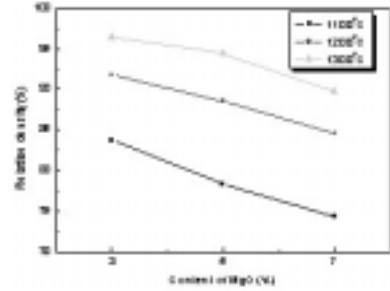
〈그림 7〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 소결온도에 따른 조성별 소결밀도 변화(g/cm³)

〈표 2〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 소결온도에 따른 조성별 소결밀도 변화(g/cm³)

	1100℃	1200℃	1300℃
3wt% MgO	3.75978	4.12152	4.32877
5wt% MgO	3.51684	3.97688	4.23901
7wt% MgO	3.33758	3.79674	4.02936



〈그림 8〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 소결온도에 따른 조성별 상대밀도 변화(g/cm^3)



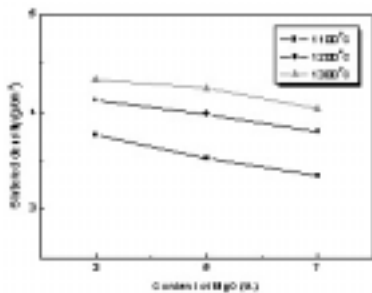
〈그림 10〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 상대 밀도의 변화(g/cm^3)

〈표 3〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 소결온도에 따른 조성별 상대밀도 변화(%)

	1100°C	1200°C	1300°C
3wt% MgO	83.76	91.82	96.44
5wt% MgO	78.35	88.60	94.44
7wt% MgO	74.35	84.58	89.77

〈표 5〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 상대 밀도의 변화(g/cm^3)

	3wt% MgO	5wt% MgO	7wt% MgO
1100°C	83.76	78.35	74.35
1200°C	91.82	88.60	84.58
1300°C	96.44	94.44	89.77



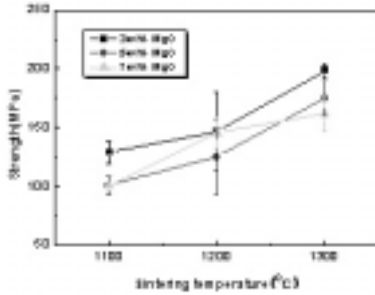
〈그림 9〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 소결 밀도의 변화(g/cm^3)

〈표 4〉 공기 중에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 소결 밀도의 변화(g/cm^3)

	3wt% MgO	5wt% MgO	7wt% MgO
1100°C	3.75978	3.51684	3.33758
1200°C	4.12152	3.97688	3.79674
1300°C	4.32877	4.23901	4.02936

2. 기계적 특성

〈그림 11〉과 〈표 6〉은 1100°C~1300°C 범위에서 소결한 시편의 3점 곡강도이다. 3점 곡강도법으로 측정된 시편의 강도는 소결온도가 높아짐에 따라 점차적으로 높아짐을 알 수 있으며, 모든 온도범위 중 MgO의 함량이 가장 낮은 3wt%에서 시편의 강도가 가장 높았다. MgO의 함량이 높아짐에 따라 강도가 저하하는 경향을 보인다.



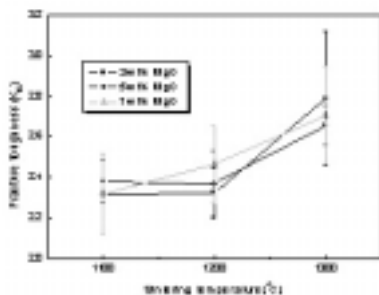
〈그림 11〉 온도에 따른 3점 곡강도(MPa)

〈표 6〉 온도에 따른 3점 곡강도(MPa)

	1100°C	1200°C	1300°C
3wt% MgO	128.8±9.283	146.48±33.851	198.42±6.205
5wt% MgO	100.78±7.769	124.59±31.726	174.79±14.967
7wt% MgO	100.3±3.501	145.61±13.452	161.58±15.059

〈그림 12〉와 〈그림 13〉, 그리고 〈표 7〉과 〈표 8〉은 1200°C~1300°C 범위에서 소결한 시편의 fracture toughness와 vickers microhardness의 변화이다.

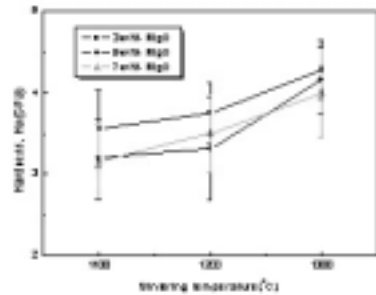
Fracture toughness와 vickers microhardness의 소결 온도에 따른 변화는, 대체로 소결 온도가 높아짐에 따라 증가하는 결과를 나타냈다. 곡강도와 비교할 때 온도에 대한 변화 양상은 비슷하게 나타났다.



〈그림 12〉 온도에 따른 fracture toughness

〈표 7〉 온도에 따른 fracture toughness(K_{IC})

	1100°C	1200°C	1300°C
3wt% MgO	2.32±0.198	2.33±0.123	2.79±0.331
5wt% MgO	2.38±0.104	2.37±0.16	2.66±0.096
7wt% MgO	2.32±0.197	2.46±0.189	2.71±0.241



〈그림 13〉 온도에 따른 vickers hardness

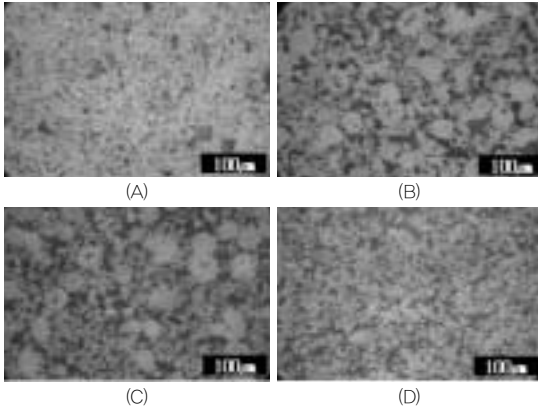
〈표 8〉 온도에 따른 vickers hardness, HV(GPa)

	1100°C	1200°C	1300°C
3wt% MgO	3.5513±0.4775	3.7474±0.3637	4.2812±0.365
5wt% MgO	3.921±0.486	3.3125±0.6286	4.1539±0.418
7wt% MgO	3.1514±0.4615	3.4964±0.47185	3.9956±0.5482

3. 미세구조 및 파단면 분석

〈그림 14〉는 1100°C에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 미세구조 변화이다.

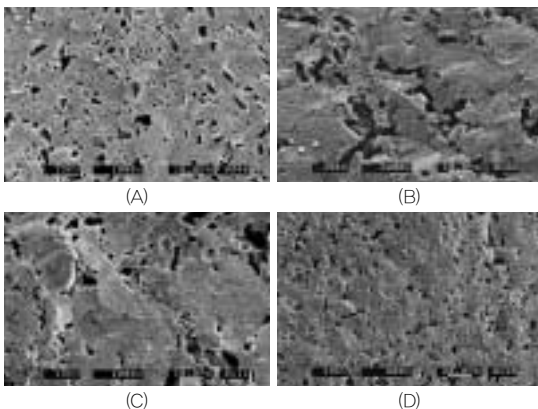
MgO가 첨가 되지 않은 시편은 기공의 크기가 작고 전체적인 기공의 량도 가장 적게 보인다. 3wt% MgO가 첨가된 시편은 전체적인 기공의 량에는 큰 변화를 보이지 않으나, 기공의 크기가 커진 것을 확인할 수 있다. 5wt%, 7wt%의 순으로 전체적 기공의 량이 늘어나고 기공의 크기는 작아지는 경향을 보인다.



〈그림 14〉 1100°C 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 미세구조 변화
(A) 0% (B) 3% (C) 5% (D) 7%

〈그림 15〉는 1200°C에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 파단면의 미세구조 변화이다.

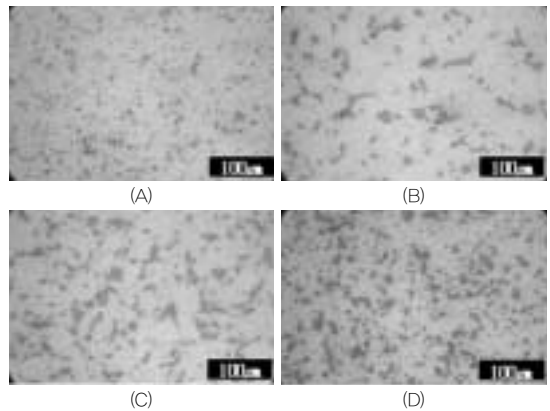
MgO가 첨가량이 늘어남에 따라 기공의 크기가 현저하게 커지고 있다. 그러나 MgO가 첨가되지 않은 시편보다 7wt%의 MgO가 첨가된 시편의 기공 크기가 작다. 이것은 MgO가 첨가되어 입자성장을 방해하여 치밀화가 천천히 일어나고 그에 따라 기공의 크기도 작아진 것으로 보인다.



〈그림 15〉 1200°C 소결시편의 MgO 첨가량에 따른 미세구조 변화 (SEM)
(A) 0% (B) 3% (C) 5% (D) 7%

Ahmad I,(1998)도 MgO로 안정화한 zirconia는 우수한 생체적합성이 있으나, 미세한 기공으로 과도하게 마모되는 문제가 있다고 하였다.

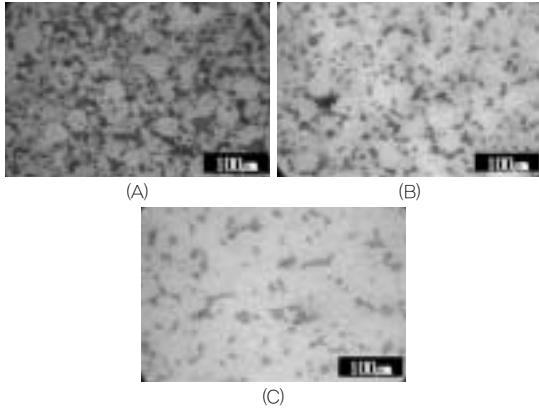
〈그림 16〉은 1300°C에서 1시간 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 미세구조 변화이다. MgO의 첨가량이 늘어나면서 기공의 양은 늘어나고 기공의 크기는 줄어드는 경향이 있다.



〈그림 16〉 1300°C 소결한 시편의 MgO 첨가량에 따른 미세구조 변화
(A) 0% (B) 3% (C) 5% (D) 7%

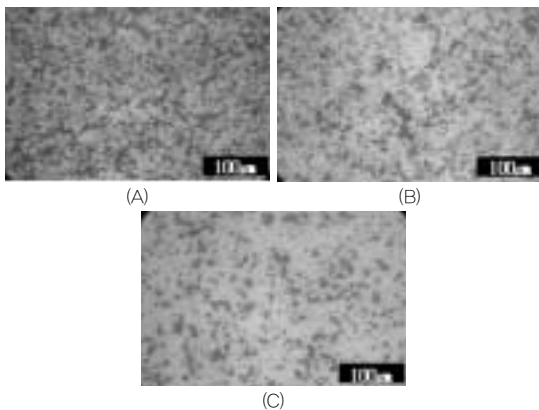
〈그림 17〉은 3wt% MgO가 첨가된 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C에서 각 1시간 소결에 따른 미세구조 변화이다.

소결온도가 높아질수록 기공의 크기는 커지고 전체적인 기공의 양은 줄어드는 것을 알 수 있다. 소결온도가 높아지면서 치밀화가 진행되어 전체적인 기공의 양이 줄어들었으며, 이 과정에서 기공간의 물질교환으로 기공의 합체가 일어나 기공의 크기가 증가한 것으로 보인다.



〈그림 17〉 3wt% MgO 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C 소결에 따른 미세구조 변화
(A) 1100°C (B) 1200°C (C) 1300°C

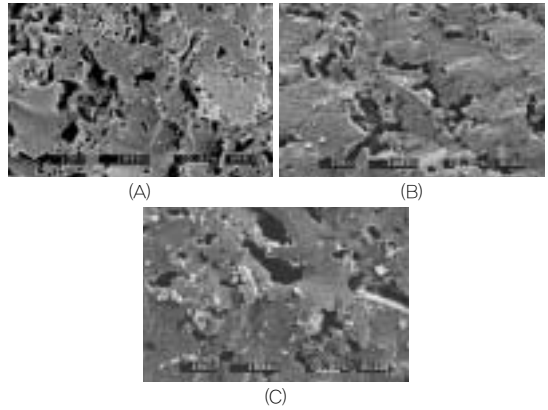
〈그림 18〉은 7wt% MgO가 첨가된 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C에서 각 1시간 소결에 따른 미세구조 변화이다. 결과는 〈그림 16〉과 같은 변화 양상이다.



〈그림 18〉 7wt% MgO 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C 소결에 따른 미세구조 변화
(A) 1100°C (B) 1200°C (C) 1300°C

〈그림 19〉는 3wt% MgO를 첨가한 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C 각 1시간 소결에 따른 미세구조 변화이다. 소결온도가 높아짐에 따라 치밀화가 많이 일어나고, 그로인해 전체적인 기

공의 양이 줄어들고 있음을 보여준다.



〈그림 19〉 3wt% MgO 시편의 1100°C, 1200°C, 1300°C 소결에 따른 미세구조 변화(SEM)
(A) 1100°C (B) 1200°C (C) 1300°C

IV. 결 론

20wt% frit의 zirconia에 MgO의 함량을 달리하고 소결온도를 변화시켜 이들 조건 변화에 따른 기계적 특성의 변화를 고찰하였다.

먼저 소결온도가 1100°C에서 1300°C까지 높아짐에 따라 소결밀도는 증가함을 보여주었다. 그리고 각각의 소결온도 조건에서는 MgO의 함량이 늘어남에 따라 소결밀도가 감소하는 경향을 나타내었다.

20wt% frit의 zirconia에 MgO 첨가량에 따른 곡강도는, MgO의 함량이 늘어남에 따라 낮아지는 경향을 보였다. 이는 MgO의 함량이 시편에서 불순물로 작용하여 기계적 특성을 저하시키는 것으로 보인다.

미세구조 분석에서 3wt%의 MgO가 첨가되었

을 때 기공의 크기가 현저하게 커졌다. 반면에 밀도의 변화는 아주 작았다. 5wt%, 7wt% 순으로 MgO의 첨가량이 늘어나면 기공의 크기는 줄어들지만, 밀도 데이터를 살펴볼 때 MgO의 첨가량이 3wt%, 5wt%, 7wt% 순으로 늘어남에 따라 기공률은 증가하였다. 이 결과로 MgO의 함량이 3wt% 정도로 적을 때는 입자성장을 크게 하고, MgO의 함량이 7wt% 정도로 커지면 입자성장을 방해하는 요소로 작용한다는 것을 알 수 있다. 또한 MgO의 함량이 많아지면 MgO가 물질이동을 방해하여 기공이 커지거나 소멸하지 못하고, 크기가 작아지고 넓은 분포를 보이는 것으로 판단된다.

결론적으로 기공의 크기변화에 주목하면 MgO의 함량이 늘어날수록 미세기공이 많아지고 그로 인한 기계적특성이 저하되었음을 알 수 있다.

참고 문헌

Adair PJ, Grossman DG. The castable ceramic crown. *Int J Periodont Rest Dent*, 4: 32-45, 1984.

Ahmad I. Yttrium-partially stabilized zirconium dioxide posts, an approach to restoring coronally compromised nonvital teeth. *Int J Periodontics Restorative Dent*, 18: 454-467, 1998.

Andersson M., Oden A. A new all-ceramic crown. A dense-sintered, high-purity alumina coping with porcelain. *Acta Odontol Scand*, 51: 59-64, 1993.

Claus H. Vita In-Ceram, ein neues Verfahren zur Herstellung oxidkeramischer Gerüste für Kronen und Brücken. *Quintessenz Zahntech*, 16: 35-46, 1990.

Pauli. C. Biegefestigkeit dreigliedriger metall- und vollkeramischer Oberkieferseitenzahnbrücken. [Flexural strength of 3-unit PFM and all ceramic maxillar posterior bridges]. *ZWR*, 105 11: 526, 1996.

Pröbster L, Diehl J. Slip-casting alumina ceramics for crown and bridge restorations. *Quintessence Int*, 23: 25-31, 1992.

Grossman DG. Cast glass ceramics. *Dental Clinics of North America*, 29: 725-739, 1985.

Eichner, K. Kappert. HF. Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. Hüthig Verlag, S 328, 1996.

Land CH. Porcelain dental art. *Dent Cosmos*, 45: 437-44, 1903.

Lothar P, Jochen D. Slip-casting alumina ceramics for crown and bridge restorations. *Quintessence Int*, 23: 25-31, 1992.

Malament KA, Grossman DG. The cast

- glass-ceramic restoration. *J Prosthet Dent*, 57: 674-683, 1987.
- McLean JW, Hughes TH. The reinforcement of dental porcelain with ceramic oxides. *Br Dent J*, 119: 251-267, 1965.
- McLean JW. Ceramics in clinical dentistry. *Br Dent J*, 164: 187-194, 1988.
- Park CW, Kang GG, Won DH, Lee MH, Bae TS. Effects of dispersion toughening of ZrO_2 and Al_2O_3 in the bioglass-ceramic $CaO-MgO-SiO_2-P_2O_5-CaF_2$. *J Kor Res Soc Dent Mater*, 25: 119-123, 1998.
- Probster L. Survival Rate of In-Ceram Restoration. *Int J Prost*, 6: 259-263, 1993.
- Sadoun M, Perelmuter S. Alumina-zirconia machinable abutments for implant-supported single-tooth anterior crowns. *The Implant Report*, 9: 1047-1053, 1997.
- Sozio RB. And Riley EJ. The shrink-free ceramic crown. *J Prosthet Dent*, 49: 182-187, 1983.
- Tinschert J, Natt G, Mautsch W, Augthun M, Spiekermann H. Fracture resistance of lithium disilicate-, Alumina-, And zirconia-based three-unit flexed partial dentures : a laboratory study. *Int J Prosthodont*, 14: 231-238, 2001.
- Weber W, Rieger W. ZrO_2 -TZP in Dentistry-Material. Properties and Applications. *Key Engineering Materials*, 192: 929-932, 2001.
- Yamada H, Grenoble P. Dental porcelain - The state of the art. *University of Southern California Proceedings*, 1977.