

유리가 침투된 알루미나 복합체의 물성에 미치는 유리조성의 영향(I) : Al_2O_3 의 영향

이재희 · 김철영[†]

인하대학교 세라믹공학과

(2003년 3월 10일 접수; 2003년 3월 21일 승인)

Effect of Glass Composition on the Properties of Glass-infiltrated Alumina(I) : Effect of Al_2O_3

Jae-Hee Lee and Cheol Young Kim[†]

Department of Ceramic Engineering, Inha University, Incheon 402-751, Korea

(Received March 10, 2003; Accepted March 21, 2003)

초 록

완전 세라믹 치관 재료로 응용할 수 있는 유리가 침투된 알루미나 복합체를 제조하였다. SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3 - CaO - La_2O_3 계 유리에서 Al_2O_3 의 함량을 변화시키며 다양한 조성의 유리를 만들고 이들 유리를 저온 소결한 다공성 알루미나에 침투시켰다. 그리고 이때 Al_2O_3 의 함량변화가 유리의 침투 특성과 얻어진 복합체의 강도에 미치는 영향에 대하여 연구하였다. 유리 조성에서 Al_2O_3 의 양을 증가시킬수록 알루미나 소결체의 부식 현상이 현저히 줄었으며 이에 따라 복합체의 강도가 증가하였다. 알루미나 소결체에는 거대기공이 존재하고 있어 복합체의 강도 저하에 영향을 미쳤는데 알루미나의 소결 온도를 $1300^\circ C$ 까지 증가시켜 이를 감소시켰다. 진공 분위기에서 알루미나 소결체에 유리를 침투시켰을 때 최고 453 ± 31 MPa의 굽힘 강도 값을 얻을 수 있었다.

ABSTRACT

Glass-infiltrated alumina, which can be used as an all-ceramic dental crown, was prepared. The glasses in the system of SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3 - CaO - La_2O_3 with various amount of Al_2O_3 infiltrated into a porous sintered alumina. The effect of Al_2O_3 on the infiltration characteristics and its mechanical strength were studied. The corrosion of the sintered alumina by infiltrated glasses was prevented by increasing the amount of Al_2O_3 in the glass batches, this increased the bending strength of the glass infiltrated alumina composite. The crack like voids in the sintered alumina was a cause of the deteriorating the mechanical strength of the composite, and this can be eliminated by sintering the alumina at $1300^\circ C$. Glass infiltration under the vacuum atmosphere enhanced the bending strength of the composite up to 453 ± 31 MPa.

Key words : Glass, Glass-infiltrated alumina, Corrosion of alumina, Infiltration

1. 서 론

손상된 치관을 수복하기 위한 치관 재료로는 금속, 도치, 완전 세라믹 등 다양한 종류가 있다. 금속의 경우 우수한 기계적 특성을 갖고 있지만 심미성이 매우 떨어지는 문제를 가지고 있다. 이를 보완하기 위하여 금속 표면에 자기질을 입혀 기계적 강도와 심미성을 모두 갖는 도치가 소개되어 현재까지 널리 사용되고 있다.^{1,2)} 그러나, 이 경우에도 오래 사용할 때 법랑 층 밖으로 금속 색이 비쳐 나와서 심미성이 떨어진다. 또한, 금속으로 인해 빛

의 투과성이 제한되어 자연 치와 같은 색조와 생동감을 재현하기 어렵다.

이들의 단점을 보완하기 위하여 치과재료를 완전히 세라믹으로만 이루어진 치관이나 브릿지로 만들려는 노력이 있어왔다. 이는 세라믹스가 생체 친화성이나 심미성이 우수하기 때문이다.³⁾ 최초의 완전 세라믹스 치관 재료는 19세기말 Land⁴⁾에 의해 소개되었으나 기계적 강도가 약해 사용되지는 못했다. 1960년도에는 McLean⁵⁾에 의해 알루미나 강화형 장식계의 완전 세라믹스 치관이 소개되었다. 이것도 심미성은 우수하였지만 여전히 취성과 파괴강도가 만족스럽지 못하였다.

다음으로 소개된 완전 세라믹 치관 재료는 유리를 열처리하여 얻은 결정화 유리였다. 처음에는 $MgTiO_3$ 결정을 포함하는 결정화 유리 치관을 개발하였는데,⁶⁾ 경도가

[†]Corresponding author : Cheol Young Kim
E-mail : cheolkim@inha.ac.kr
Tel : +82-32-860-7525 Fax : +82-32-862-0129

너무 높아 가공이 힘들고 결정화할 때 수축률이 커서 정확한 치수의 치관을 얻기가 힘들었다. 한편 K_2O - MgO - Al_2O_3 - SiO_2 - F 조성의 유리로부터 결정화 유리를 만들면 운모 결정을 포함하는 결정화 유리를 얻을 수 있는데, 이것은 기계적 가공이 쉽고 심미성이 우수하여 치관으로 사용하기가 적당하였다.⁷⁾ 그러나 이들 역시 기계적 강도가 너무 낮았다.

1980년대 다양한 복합재료가 소개되면서 상호침투 복합재료(Inter-penetrating phase composite)라는 세라믹스-금속 복합재료가 소개되었다. 이는 먼저 Al_2O_3 , SiC 등의 세라믹 분말을 가압 성형한 후 비교적 낮은 온도로 소결하여 다공성 세라믹스를 얻는다. 그리고, 그 기공 속으로 Al , $CoSi$ 등 금속 용융물을 침투시키면 강도 및 인성이 우수한 세라믹-금속 복합체를 얻을 수 있다.^{8,9)}

독일의 Vita Zahnfabrik 사에서는 이러한 상호 침투 복합재료 제조방법을 이용하여 인공치관을 만드는 In-ceram 방법을 개발하였다.¹⁰⁾ 이 방법은 주입 성형 법으로 알루미늄을 성형한 후 저온에서 소결하여 다공성 알루미늄을 만들고 여기에 용융 유리를 침투시켜 알루미늄-유리 복합체를 만드는 것이다. 이 방법으로 얻은 유리가 침투된 복합체는 기계적 강도가 400 MPa 이상, 파괴인성은 $3.8 MPa \cdot m^{1/2}$ 로 매우 우수한 기계적 성질을 나타내었으며 심미성도 우수하여 현재 치관 재료로 널리 이용되고 있다.

이에 대한 연구로 현재까지 주로 이루어지고 있는 것으로는 알루미늄 소결체를 주입성형, 테이프 캐스팅 방법 등으로 만들어서 여기에 기존유리를 침투시키는 연구들이 있다.^{11,12)} 그러나 침투용 유리에 대한 체계적 연구는 없었다.

따라서 본 연구에서는 SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3 - CaO - La_2O_3 계 유리에서 Al_2O_3 의 양을 변화 시키며 다양한 조성의 유리를 얻었다. 그리고 이들 유리를 다공성 알루미늄에 침투시켰을 때 유리조성이 침투특성과 복합체의 미세구조 변화 및 기계적 강도에 미치는 영향을 체계적으로 연구하였다. 그리고 유리 침투 공정조건을 변화시킬 때의 영향도 함께 연구하였다.

2. 실험방법

2.1. 침투용 유리의 제조

본 연구에서 사용한 알루미늄 침투용 유리의 조성을 Table 1에 나타내었으며, 이 표에 각 유리의 밀도도 함께 수록하였다.

A0를 기본 조성으로 하여 SiO_2 , B_2O_3 , CaO , La_2O_3 의 상대적인 양은 일정히 유지하면서 Al_2O_3 의 첨가량을 0 몰%에서 25 몰%까지 증가시켰다. 유리를 제조하기 위한 원료로는 일급시약인 SiO_2 , H_3BO_3 , Al_2O_3 , La_2O_3 , $CaCO_3$ 를 사용하였다.

Table 1. Glass Batch Composition and Density of the Glasses (mol%)

sample number component	A0	A5	A10	A15	A20	A25
SiO_2	38.7	36.8	34.8	32.9	31	29
B_2O_3	24	22.8	21.6	20.4	19.2	18
La_2O_3	18.5	17.6	16.7	15.7	14.8	13.9
CaO	18.8	17.8	16.9	16	15	14.1
Al_2O_3	0	5	10	15	20	25
Density(g/cm^3)	4.07	3.95	3.87	3.78	3.65	3.62

Table 1의 조성에 따라 유리 기준 100 g으로 유리 배치를 얻고 자이로 블렌더에서 1시간동안 잘 혼합한 후 백금 도가니에 넣고 조성에 따라 1200~1500°C에서 2시간동안 용융하였다. 균질한 유리를 얻기 위하여 위에서 얻은 유리를 1차 용융때와 같은 용융 조건으로 2차 용융을 실시하였다. 2차 용융이 끝난 용융물은 흑연 몰드에 부어 4각봉으로 성형한 후 각각의 유리 전이온도 근처에서 서냉 하였다. 이 유리 봉은 다이아몬드 절단기를 이용하여 적당한 크기로 절단하여 침투용 유리로 준비하였다.

2.2. 다공성 알루미늄 및 복합체의 제조

다공성 알루미늄은 평균 입자 크기가 0.75 μm 인 α -알루미늄 분말(A17series, 순도 99.8~99.9%, 밀도 3.90 g/cm^3 , Alcoa) 6g에 미량의 물을 성형조제로 사용하여 성형하였다. 이때 성형압은 29 MPa로 하였으며 그 크기는 10 mm \times 60 mm \times 4 mm이었고 이 성형체를 1100°C와 1300°C에서 1시간 소성하였다. 소성된 알루미늄은 다이아몬드 절단기를 이용하여 40 mm 길이로 절단하고 표면을 600 mesh SiC 연마지로 연마하여 유리 침투용 알루미늄 시편으로 준비하였다.

복합체 시편의 제작은 소결된 다공성 알루미늄 위에 각 조성의 유리를 덩어리 상태로 올려놓고 1300°C에서 침투시켜 얻었다. 알루미늄의 겉보기 기공율에 해당하는 부피만큼의 유리를 침투시키기 위하여 다음 식으로부터 유리의 양을 결정하였다.

$$G_I = \frac{d_G}{d_A} \times W_A \times P_A$$

여기서 G_I 는 침투시킨 유리의 양(g), d_G 는 유리의 측정 밀도, d_A 는 알루미늄의 참밀도, W_A 는 유리 침투전 알루미늄의 무게(g), P_A 는 알루미늄의 기공율이다.

2.3. 미세 구조 분석

각 조성의 유리가 침투된 복합체의 파단면의 미세 구조를 관찰하기 위하여 먼저 경면으로 연마하고 50 vol% HF 용액에서 에칭하여 시편을 준비하였다. 그리고 복합체의 미세구조 및 침투 유리의 조성 변화는 주사 전자현

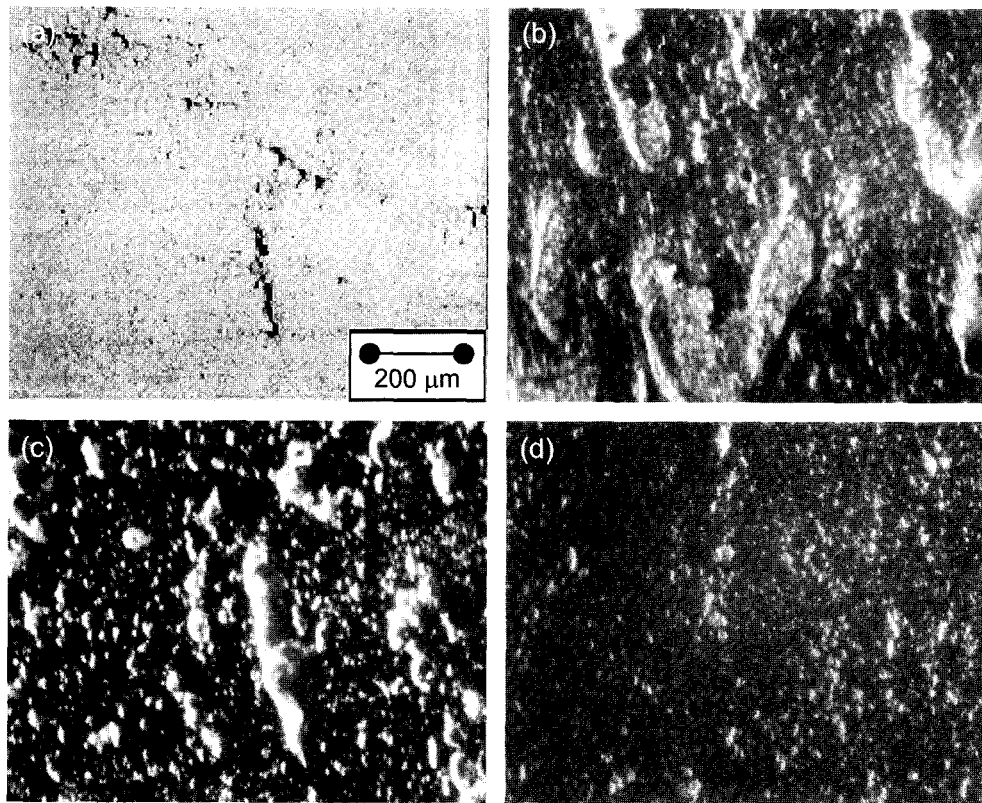


Fig. 1. Optical photographs of sintered and glass-infiltrated alumina; (a) alumina sintered at 1100°C, and glass-infiltrated alumina with (b) A5, (c) A15, and (d) A25 glass.

미경(Hitachi; X-4200, 가속전압 20 kV)과 에너지분산 스펙트럼(EDS)을 이용하여 분석하였다.

2.4. 굽힘 강도 측정

각 조성의 유리가 침투된 복합체의 강도는 만능시험기(대경정밀공업(주), R300)를 이용하여 KSL 1591¹³⁾의 굽힘 강도 시험 방법에 따라 측정하였다. 3점 굽힘 강도 측정 방법을 이용하였으며 이때 하부 지지점 사이의 거리는 20 mm, 시험편의 하중 점 크로스 헤드 속도는 0.5 mm/min로 하였다.

2.5. 진공 분위기 중에서의 침투시편 제작

모세관 력을 증진시키고 알루미나의 기공 속에 차있는 공기를 제거하기 위해 관상로에 로터리 진공펌프(G-50D, SINKU KIKO)를 연결하여 진공 분위기를 만들었다. 유리를 침투시키기 위하여 열처리하는 동안 진공 펌핑 속도는 50 l/min, 로내의 최대 진공도는 1×10^{-3} torr로 유지하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 유리-알루미나 복합체의 파단면 및 미세구조 분석

위에서 얻은 6종류의 유리를 1100°C에서 소성한 알루

미나 기판 위에 놓고 1300°C에서 2시간 열처리하였다. 이렇게 유리를 침투시킨 후 그 파단면에 대한 광학현미경 사진을 Fig. 1에 실었다.

이때 1100°C에서 소성한 알루미나의 기공율은 44.6%이었다. 이 알루미나의 파단면을 보면 Fig. 1과 같이 크랙과 같은 거대 기공(crack like void)이 존재하고 있다. Lange 등¹⁴⁾에 의하면 세라믹 분말을 성형시 수분이 존재하면 응집체가 형성되고 이들은 소성시 주위 입자들보다 수축이 빨라 크랙과 같은 기공이 생긴다고 보고하였다. 본 실험에서는 수분을 결합제로 사용하였기 때문에 응집체가 생겼을 것이라 생각된다.

이들 거대 기공은 유리가 침투될 때 유리로 메꾸어지지 못하고 오히려 유리의 침식작용에 의해 더 커지고 있었다. 이러한 현상은 유리 용융을 도가니나 탱크로에서 수행할 때 공기와 접촉하는 유리선(glass line)부근에서 용융유리의 와류현상에 의하여 내화물의 침식이 쉽게 일어나는 것과 같은 현상이라 생각한다.¹⁵⁾ 이러한 현상에 대한 모식도를 Fig. 2에 나타내었다.

이러한 알루미나의 침식이 유리의 조성에 따라 어떻게 달라지는지를 알아보기 위하여 치밀질 알루미나 기판 위에 각 조성의 유리를 올려놓고 1300°C에서 30분 열처리하였다. 이들 시편을 HF에 12시간 동안 담구어 유리층을

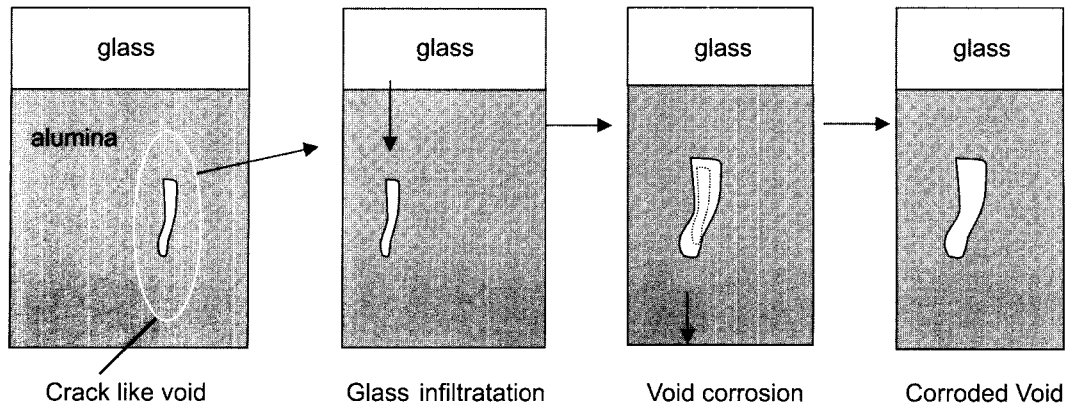


Fig. 2. Schematic diagram of void corrosion through glass infiltration.

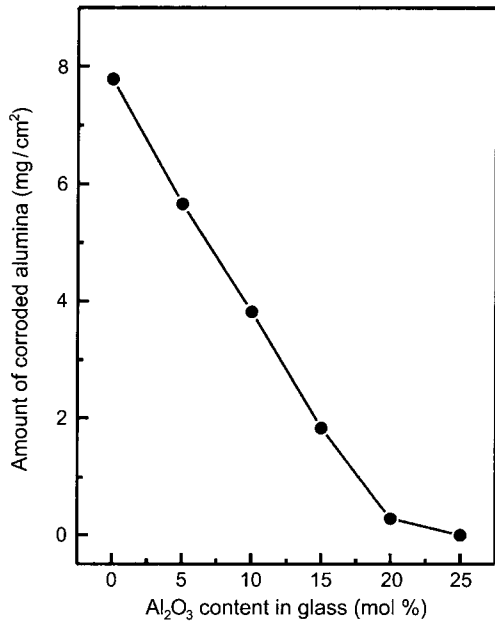


Fig. 3. Amount of alumina corroded by glass when heat-treated at 1300°C for 30 min.

녹여내었다. 그리고 반응 전후의 알루미나 기판의 무게 차이로부터 알루미나의 침식정도를 계산하였으며 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 예비실험을 통하여 HF는 유리만 녹여내고 알루미나와는 반응하지 않는 것을 알았다.

Fig. 3에서처럼 Al₂O₃의 양이 증가함에 따라 알루미나의 침식이 줄어들고 있다. 이는 유리 내 Al₂O₃의 함량이 증가하면서 유리와 알루미나 사이의 Al₂O₃농도 구배가 줄어들어 반응성이 감소하기 때문이다. 그리고 규산염 유리에서 알루미나가 첨가되면 유리 구조 내 비 가교산소(non-bridging oxygen)가 감소하여 유리의 활성도 또한 감소하기 때문이라 생각한다.¹⁶⁾ 이와 같이 유리 중 Al₂O₃의 존재여부가 알루미나의 침식에 커다란 영향을 미치고 있었으며, 20 몰% 이상 첨가되었을 때 알루미나의 침식이 현저히 줄었다.

액상 소결의 경우 결정체가 유리상으로 녹아나고 다시 석출하는 과정을 거친다. 본 실험에서도 침투 유리에 의한 알루미나의 용해-석출 과정과 그에 따른 알루미나의 입자 성장 여부를 관찰하였다. 이를 위해서 Al₂O₃를 함유하지 않은 A0 유리를 다공성 알루미나에 1300°C에서 2시간 및 12시간 열처리하여 침투 시켰다. 그리고 그 파단면에 대한 주사전자 현미경 사진과 유리 상에 대한 에너지분산 스펙트럼을 Fig. 4에 나타내었다.

A0 유리에는 Al₂O₃가 전혀 포함되어 있지 않았는데도 2시간 열처리하였을 때 유리 상에서 Al 피이크가 크게 관찰되었다. 침투시간을 12시간으로 하였을 때는 유리상의 Al 피이크는 다른 원소들과 비교해 볼 때 다시 감소하고 있었고 입자의 성장이 크게 일어나고 있었다. 이로서 Al 이온이 알루미나 소결체에서 유리 내로 용해되어 확산되고 시간이 지남에 따라 다시 석출되고있음을 알 수 있다. 모든 조성의 유리가 침투된 복합체 시편의 파단 면 관찰시 입자의 모양은 평판모양의 형태를 띄고 있었고, 이는 알루미나의 용해-석출 과정에서 결정이 특정 방향으로 성장하고 있음을 보여준다.

3.2. 침투 유리 조성에 따른 복합체의 기계적 강도

A0를 제외한 모든 조성의 유리를 다공성 알루미나에 침투시킨 후 굽힘강도를 측정하였고, 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. A0 유리의 경우는 유리에 의한 알루미나 침식이 너무 많이 일어나 강도측정 시편을 제작할 수 없었다.

유리성분 중 Al₂O₃ 성분이 증가할수록 유리가 침투된 복합체 시편의 강도 값은 증가하였고, 이 중 A25는 가장 큰 강도값인 261±37 MPa을 나타내고 있다. 이는 앞절에서 설명한 것과 같이 유리 중 Al₂O₃ 함량이 증가할수록 거대 기공의 침식이 줄어들기 때문으로 생각된다. 즉, 유리중 Al₂O₃의 양이 증가할수록 유리의 구조가 강화되어 활성도가 감소하고 유리-알루미나간 Al₂O₃ 농도 구배를 줄여 줌으로써 알루미나의 침식을 줄여준다. 이로서 기공

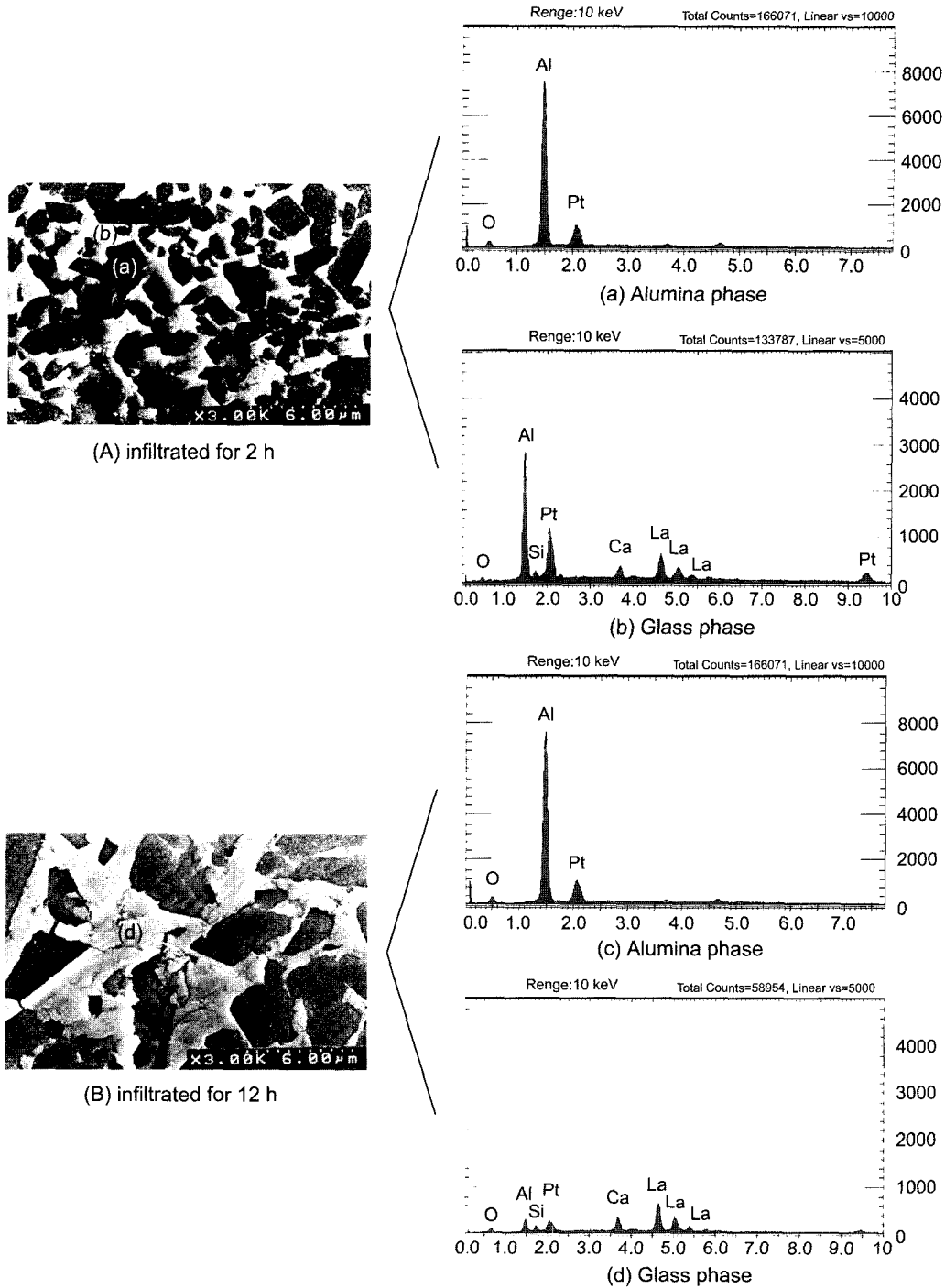


Fig. 4. SEM micrographs and EDS analyses of cross-section of the composite. Alumina free glass(AO) was infiltrated into a presintered alumina at 1300°C for 2 and 12 h, respectively.

의 성장을 줄여주기 때문에 복합체의 강도가 증가되는 것이라 생각된다.

3.3. 공정조건에 따른 유리의 침투 특성 및 복합체의 기계적 강도

유리-알루미나 복합체의 강도를 증진시키기 위하여 알

루미나의 소결 온도를 증가시키면 거대 기공의 감소로 알루미나의 침식을 감소시킬 것으로 생각된다. 이를 알아보기 위해 알루미나의 소성온도를 1300°C로 증가시켰고(알루미나를 1300°C로 소결했을 때도 가공성은 우수하였다) 여기에 A25 유리를 침투시켜 그때 나타나는 침투 특성과 기계적 강도의 변화를 고찰하였다.

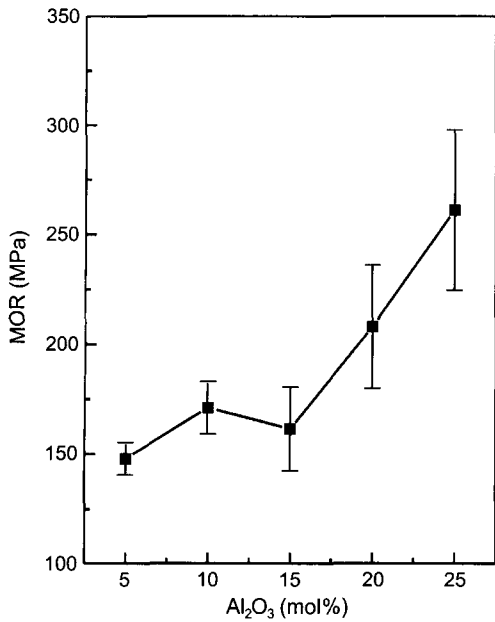


Fig. 5. MOR of the glass-infiltrated alumina composite. The porous alumina was sintered at 1100°C for 1 h.

먼저 A25 유리를 1100°C에서 소성한 알루미늄에 침투시킬 때와 1300°C에서 소결한 알루미늄에 침투시켰을 때에 나타나는 미세구조와 강도값의 변화를 Fig. 6에 나타내었다.

1300°C에서 소결한 알루미늄의 기공율은 33.8%로서 1100°C에서 소결한 알루미늄에서보다 약 11% 감소하였다. 그리고 유리를 침투시키기 전 소결 알루미늄 자체의

굽힘강도는 17±2 MPa에서 94±16 MPa로 크게 증가하였다.

1300°C에서 소결한 알루미늄에 A25 유리를 침투시켰을 경우 1100°C에서 소결한 알루미늄에 침투시켰을 경우와 비해 입자성장이 작게 나타나고 있었는데 이는 소결온도가 증가함에 따라 알루미늄 소결체가 치밀해지면서 알루미늄의 용해-석출 현상이 줄어들었기 때문이라 생각된다. 강도값 또한 1300°C에서 소성한 알루미늄에 침투시킨 경우가 404±15 MPa로 1100°C에서 소성한 알루미늄에 침투시켰을 때의 261±37 MPa 값에 비해 약 55%정도 더 크게 나타났다. 이는 소결 온도의 증가에 따른 거대 기공의 감소와 입자 성장 억제 등이 그 원인으로 생각되어지며, 또한 유리-알루미늄 복합체 중 유리의 파괴분율 감소가 강도를 증가시킨다는 보고¹⁷⁾와도 일치하는 결과로 볼 수 있다.

다음으로 유리의 침투성을 촉진시키기 위하여 1×10⁻³ torr의 진공으로 유지된 로에서 A25 유리를 알루미늄에 침투시켰다. 이때에도 1300°C에서 소결한 알루미늄을 사용하였다. 이때 시편의 밀도 및 강도 변화를 Fig. 7에 나타내었다.

진공 중에서 열처리 할 때는 3.6 mm 두께의 알루미늄 기판에 유리를 완전히 침투시키는데 1시간 40분 정도 걸려 진공이 아닐 때보다 약 1시간 단축시킬 수 있었다. 이는 진공상태가 기공 내에 존재하는 공기(흡착가스)를¹⁸⁾ 줄여주어 삼투압이 쉽게 일어났기 때문이다. 밀도는 공기 중에서 3.727 g/cm³이었던 것이 진공에서 침투시켰을 때는 3.758 g/cm³로 증가하였다. 이러한 결과는 공기 중에서 유리 침투시 공기로 차 있을 기공에도 진공 침투 공정에서는 유리가 채워졌기 때문이다. 강도 값은 453±31 MPa

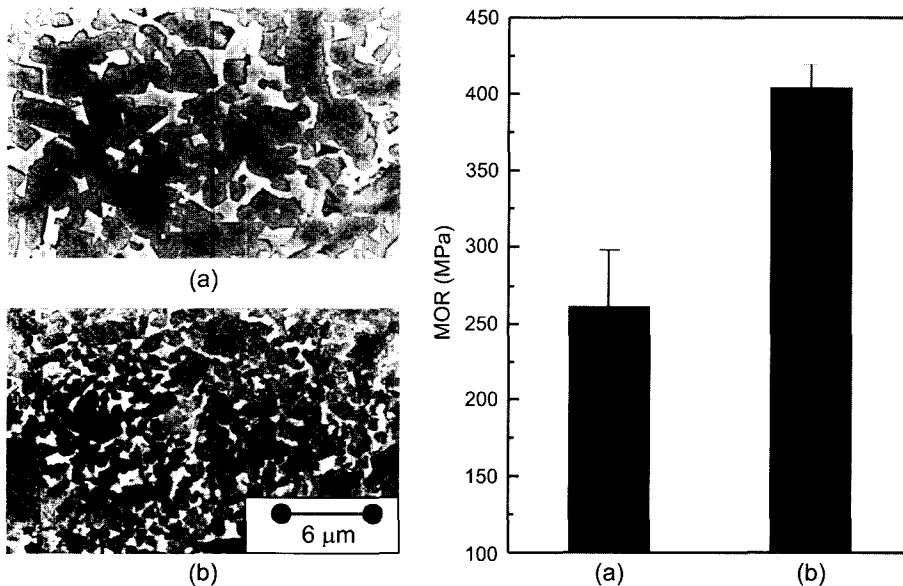


Fig. 6. Microstructure and MOR of the alumina composite infiltrated by A25 glass. The porous alumina was sintered at (a) 1100°C and (b) 1300°C.

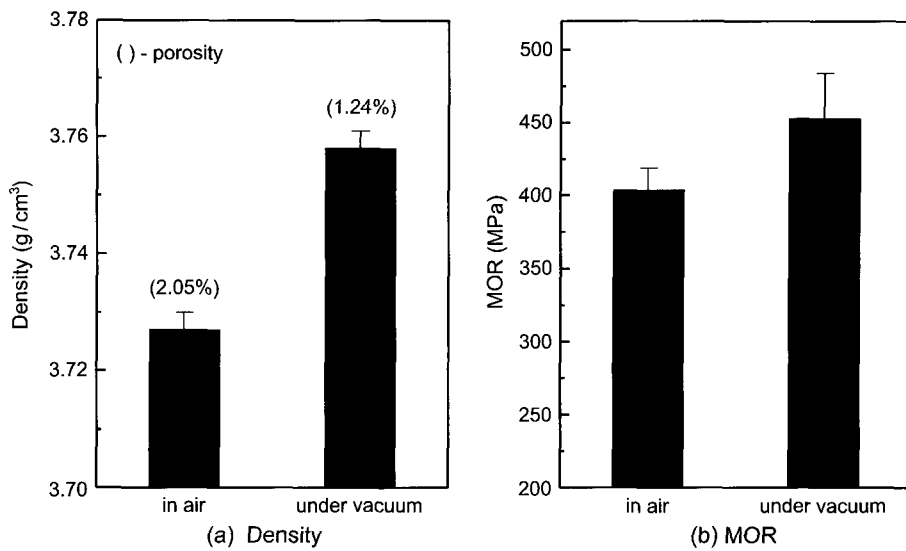


Fig. 7. (a) Density and (b) MOR of alumina-glass composite infiltrated in air and under vacuum at 1300°C. The porous alumina was obtained by sintering at 1300°C for 1 h.

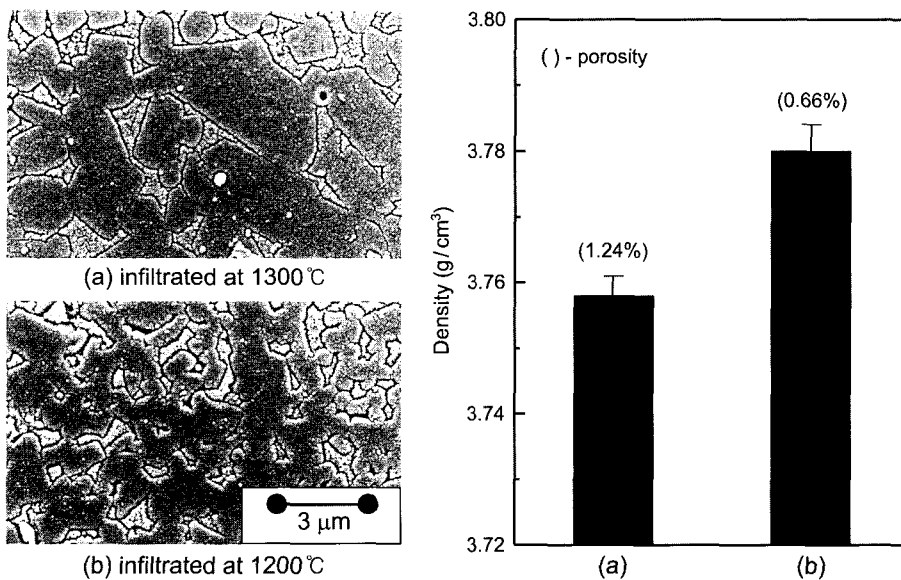


Fig. 8. Microstructure and density of the composite infiltrated at (a) 1300°C and (b) 1200°C under vacuum.

로 공기 중에서의 강도 값인 404 ± 15 MPa에 비해 약 12% 정도 증가하였다.

본 실험에서는 KS규격에 의해 강도값을 측정하였기 때문에 시편의 두께를 3.0 mm로 하였다. 그러나 이를 치관 재료로 사용할 때는 그 두께가 이보다 얇은 1~1.5 mm이다. 유리가 침투되는 치관의 두께가 이렇게 바뀌면 그 침투 특성도 변할 것이라 생각한다. 이를 알아보기 위하여 진공 중에서 A25 유리를 1.5 mm 두께를 가진 알루미나 기판에 올려놓고 진공로에서 1200°C 및 1300°C의 온도로 유리를 침투시켰다. 그리고 그 결과를 Fig. 8에 나타내었다.

1200°C의 진공 중에서 침투시킨 시편의 경우 1300°C의 진공 중에서 침투시킨 시편에 비해 그 밀도가 3.758 g/cm^3 에서 3.780 g/cm^3 으로 약간 증가하였으며, 입자의 성장은 거의 없었다. 이는 유리의 침투 열처리 온도 저하에 의한 유리-알루미나간 반응성 저하에 기인하는 결과로 거대기공의 침식이 없었기 때문이다.

4. 결 론

용융 침투 법을 이용하여 다양한 조성의 SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3 - CaO - La_2O_3 계 유리를 다공성 알루미나 소결체에 침

투시켰다. 유리 조성중 Al_2O_3 의 변화에 따른 침투 특성의 변화를 관찰하였고, 공정 조건에 따른 유리의 침투 특성 변화와 복합체의 기계적 강도 변화를 관찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 유리 중에 Al_2O_3 의 첨가량이 증가할수록 다공성 알루미늄의 침식성이 적게 나타나 25%의 Al_2O_3 를 포함한 유리(A25)를 침투시켰을 때 261 ± 37 MPa의 굽힘 강도값을 나타내었다.

2. 알루미늄 성형 체 내부에는 크랙과 같은 거대 기공이 나타나고 있었고, 이는 유리가 침투될 때 더 크게 성장하여 유리-알루미늄 복합체의 강도저하에 커다란 영향을 미쳤다.

3. 알루미늄의 소결 온도를 $1300^\circ C$ 로 하고 진공 중에서 A25 유리를 침투시킬 경우 침투시간을 단축시킬 수 있었고 거대 기공의 침식도 감소시킬 수 있었다. 이로써 강도 증진 효과를 얻을 수 있었으며, 이때 복합체의 강도값은 453 ± 31 MPa이었다.

4. 다공성 알루미늄의 두께를 1.5 mm까지 줄이고 유리 침투 온도를 $1200^\circ C$ 로 하였을 때 복합체의 밀도가 증가하고 입자성장 억제효과가 있었다.

감사의 글

본 연구는 인하대학교 학술연구비의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사를 드립니다.

REFERENCES

1. A. E. Clark and K. J. Anusavice, Dental Application; pp. 1091-100 in Engineered Materials Handbook, Vol. 4, Ceramic and Glasses. ASM International (1991).
2. H. Hornberger and P. M. Marquis, "Microstructure of a High Strength Alumina Glass Composite," *J. Mater. Res.*, **11** [4] 855-58 (1996).
3. W. D. Wolf, L. F. Francias, C.-P. Lin, and W. H. Douglas, "Melt-infiltration Processing and Fracture Toughness of Alumina-glass Dental Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** [10] 2691-94 (1993).
4. D. W. Jones, "Development of Dental Ceramics-An Historical Approach," *Dent. Clin. North Am.*, **29** [4] 621-44 (1985).
5. J. W. McLean and T. H. Hughes, "The Reinforcement of Dental Porcelain with Ceramic Oxides," *Br. Dent. J.*, **119** [6] 251-67 (1965).
6. T. Kokubo, S. Sakka, M. Sako, and S. Ikejiri, "Preparation of Glass-ceramics Containing Crystalline Apatite and Magnesium Titanate for Dental Crown," *J. Ceram. Soc. Jpn., Inter.*, **97** 236-40 (1989).
7. S. Kimura and A. Watanabe, "Calcium Phosphate Glass-ceramics Crown Prepared by Low-wax Technique," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67** [7] 100-1 (1984).
8. Y. Pan and J. L. Baptista, "The Infiltration of Cobalt Silicides into Silicon Carbide Preforms," *J. Euro. Ceram. Soc.*, **18** 201-7 (1998).
9. W.-P. Tai, T. Watari, and T. Torikari, "Fabrication of Al_2O_3 -Al Composites by Reaction Melt Infiltration," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **76** [4] 86-9 (1997).
10. L. Probst and J. Diehl, "Slip Casting Alumina Ceramic for Crown and Bridge Restoration," *Quintessence Int.*, **23** [1] 25-31 (1992).
11. D. Y. Lee, J. W. Jang, D. J. Kim, I. S. Park, J. K. Lee, M. H. Lee, and B. Y. Kim, "Glass-alumina Composites Prepared by Melt-infiltration: I. Effect of Alumina Particle Size," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **38** [9] 799-805 (2001).
12. D. Y. Lee, J. W. Jang, M. H. Lee, J. K. Lee, D. J. Kim, and I. S. Park, "Glass Alumina Composites Prepared by Melt-infiltration: II. Kinetic Studies," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **39** [2] 145-52 (2002).
13. Korean Industrial Standard KSL 1591, "Testing Method for Flexural Strength (Modulus of Rupture) of High Performance Ceramics," Kor. Stand. Soc., 1984.
14. F. F. Lange and B. I. Davis, "Processing-related Fracture Origins: III, Differential Sintering of ZrO_2 Agglomerates in Al_2O_3/ZrO_2 Composite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **66** [6] 407-8 (1983).
15. B. H. Kim, Glass Engineering, Chongmunkak, pp. 197-203 (1989).
16. M. B. Volf, Chemical Approach to Glass, Elsevier, pp. 280-302 (1984).
17. W. D. Wolf, K. J. Vaidya, and L. F. Francis, "Mechanical Properties Failure Analysis Glass-alumina Dental Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79** [9] 1769-76 (1996).
18. S. J. Glass and D. J. Green, "Peamiability and Infiltration of Partially Sintered Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **82** [10] 2745-52 (1999).