

산화크롬함유 인산염 유리 복합소재 제조

김상우 · 이병호*

한국과학기술연구원 세라믹공정센터

*삼화콘덴서주식회사

(2000년 5월 25일 접수)

Preparation of Chromium Oxide Particle Dispersed Phosphate Glass Composites

Sang-Woo Kim and Byong-Ho Lee*

Ceramic Processing Research Center, KIST, Seoul, 136-791, Korea

*Samwha Capacitor Co., Ltd., Kyungki-Do, 449-880, Korea

(Received May 25, 2000)

초 록

고온용 전기·열 절연체의 유리모재로 사용하기 위한 산화크롬함유 인산염 유리 복합체의 소결거동, 물성, 그리고 미세구조 변화를 연구하였다. 단미의 유리는 점성유동에 의한 1단계 소결수축을 보이거나 복합체는 점성유동 및 반응 액상소결에 의한 2 단계 수축을 보였다. 단미 유리는 소결온도 증가에 따라 기공률이 감소하고 기공크기가 작아지지만 930°C 이상에서는 폐기 공이 생성되면서 기공이 심장함을 보였다. 복합체 소결밀도는 산화크롬 증가에 따라 감소하였으며, 특히 산화크롬 40% 이상에서는 percolation에 의해 소결수축률이 급격히 저하하였다. 복합체의 곡강도는 산화크롬 증가에 따라 거의 직선적으로 감소한 반면 열팽창율은 오히려 급속히 증가함을 보였다.

ABSTRACT

The sintering behavior, physical properties, and microstructural changes of chromium oxide dispersed phosphate glass composites were investigated for applications as a glass matrix of a high temperature electrical and thermal insulators. Pure phosphatic glass showed the one step shrinkage by viscous sintering, while the composites showed the two step shrinkage by viscous and liquid sintering. Pure glasses showed that open porosity and pore size were decreased with temperature, but closed pore was created and grown above 930°C. The sintering density of the composites decreased with chromium oxide content, and especially, above 50% chromium oxide, the sintering shrinkage sharply decreased due to percolation. With increasing of the chromium oxide, flexural strength of the composites were linearly decreased, but the linear thermal expansion was rapidly increased.

Key word : Phosphate glass, Chromium oxide, Composites, Sintering, Flexural strength, Thermal expansion

1. 서 론

고온용 전기·열 절연체는 전기적 절연과 열류의 보온 및 차단이 동시에 요구되는 재료이다. 열류의 차단만을 목적으로 하는 일반 단열재는 반사형 단열재와 충전형 단열재로 대별된다. 열방사를 이용한 반사형 단열재는 내열성 금속으로 구성되므로 단열과 동시에 전기적 절연이 요구되는 고온용 전기·열 절연재로 부적합하다. 열방사에 대하여 불투명하기 때문에 열류를 차단하는 충전형 단열재는 광면, 식물성 섬유, 식물성 paper, 기포 플라스틱, 석면섬유를 혼합한 염소칼륨, 팽창 파라이트, 유리섬유, 실리카겔, 규조토, 내화벽돌 등이 다양한 종류가 있다.¹⁻³⁾ 이들 물질은 주로 내부에 공기가 다량 함유된 다공질로 구성되어 있어 단열성이 높으나 전해질등 불순물을 많이 함유하고 있어 절연특성이 낮다. 고온용 전기·열 절연체는 500°C 이상에서 단열과 전

기적 절연을 동시에 만족하여야 하며, 또한 경량성이면서 진동, 충격과 같은 가혹한 환경에서도 만족하는 기계적 특성을 갖추어야 한다.^{4,7)}

상기특성을 갖는 전기·열 절연재료는 TiO₂-SiO₂계 라미네이트형 혹은 알루미늄 실리케이트(alumino silicate)계 보드형의 고순도 고급절연재가 적합하지만 진동, 충격의 가혹한 조건에서는 보다 기계적 특성이 높은 일체형 절연재 개발이 요구된다. 본 연구에서는 일체형 절연재의 모재로 사용되는 인산염 유리계 복합재료의 소결특성, 미세구조 및 물성변화를 연구하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 복합소재 제조

산화크롬-인산염 유리 복합체를 만들기 위해 먼저 1600°C

에서 용융하여 얻은 $P_2O_5-Al_2O_3-SiO_2$ 계 삼성분 유리를 조분쇄한 후 미분쇄기에서 90분간 분쇄하여 분말을 얻었다. 90분간 분쇄한 유리분말과 산화크롬의 입자크기 변화를 측정된 결과를 Fig. 1에 보였다. 평균입자크기는 유리분말이 6 μm 이었으며 산화크롬 분말(Kanto사, 일본) 3.7 μm 이었다. 미분쇄한 유리분말에 산화크롬 분말이 각각 30, 40, 50, 60 무게%가 되도록 습식 혼합한 후 건조하여 혼합분말을 얻었다. 혼합분말을 150 kgf/cm^2 으로 일축가압성형한 성형체를 각각 900, 1100 및 1300°C에서 30분간 열처리하여 소결체를 제조하였다.

2.2. 특성평가

상기의 방법으로 제조한 인산염 유리와 산화크롬 - 인산염 유리 복합체에 대하여 생성상을 확인하기 위하여 온도별로 X선 회절분석(XRD)을 하였다. 또한 이들 시편의 파단면을 주사전자현미경(SEM)으로 미세구조를 관찰하였다.

인산염 유리와 산화크롬 - 인산염 유리 복합체의 소결특성을 알아보기 위하여 성형체에 대하여 분당 5°C의 속도로 승온하면서 열팽창측정기(402 C, Netz사, 독일)를 이용하여 수축율을 측정하였다. 유리에 대한 열분석은 시차열분석/열무게분석기 (851e, Mettler toledo사, 미국)를 사용하였으며 측정된 조건은 상온에서 1350°C까지 10°C/min로 대기중에서 행하였다.

소결체의 밀도는 물중탕법 및 수은침투법으로 측정하였으며 상 확인과 미세구조 관찰을 위하여 XRD와 SEM을 사용하였다. 기공분포는 Porosimeter(9320, micromeritics사, 미국)로 측정하였으며, 열팽창계수는 100-600°C 범위에서 측정하여 평균열팽창계수를 취하였다. 강도는 길이 만능시험기(4465, Instron사, 미국)를 사용하여 3점 곡강도를 측정하였으며 시편크기는 4×3×25 mm이었다.

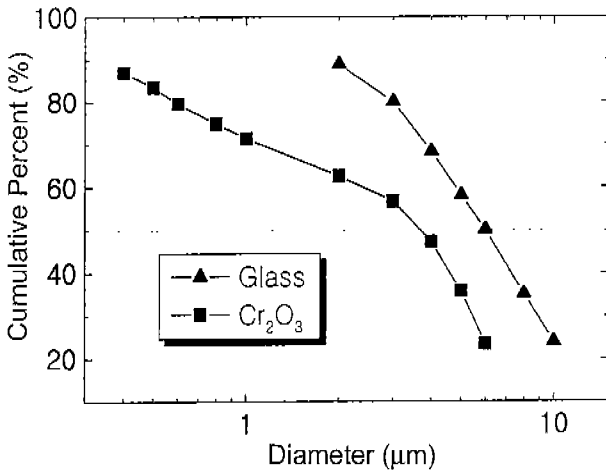


Fig. 1. Particle size distributions of (a) 90 min milled phosphate glass (b) as-received chromium oxide power.

3. 결과 및 고찰

3.1. 산화크롬계 복합체의 소결거동

Fig. 2는 90분간 분쇄하여 얻은 $P_2O_5-Al_2O_3-SiO_2$ 계 유리 분말 및 산화크롬 분말을 혼합한 복합 성형체를 분당 5°C의 일정가열속도로 승온하면서 열팽창 수축을 측정된 그림이다. 단미의 인산염 유리는 754°C에서부터 소결수축이 일어나기 시작하여 946°C까지 26% 수축이 일어나면서 소결수축이 종료된다. 946°C에서 1008°C까지는 소결수축이 없이 일정하다가 온도가 더욱 증가하면 다시 큰 수축을 나타낸다. 단미유리 소결체는 1008°C 이상에서 열처리하면 형상이 무너져 둥글어짐(rounding)이 일어남을 육안으로도 관찰할 수 있어 용융이 일어났음을 알 수 있다. 따라서 1008°C 이후 다시 급격한 수축을 보이는 것은 소결수축에 의한 것이 아니라 유리가 용융됨에 의한 변형 수축에 기인한 것을 알 수 있다. 단미유리의 754°C에서부터 946°C까지의 수축은 점성액상의 유동⁸⁾에 의한 소결에 지배받는다.

산화크롬을 30-60 무게%까지 첨가한 세라믹함유 유리 (ceramic-filled-glass, CFG) 복합체는 소성수축율이 산화크롬

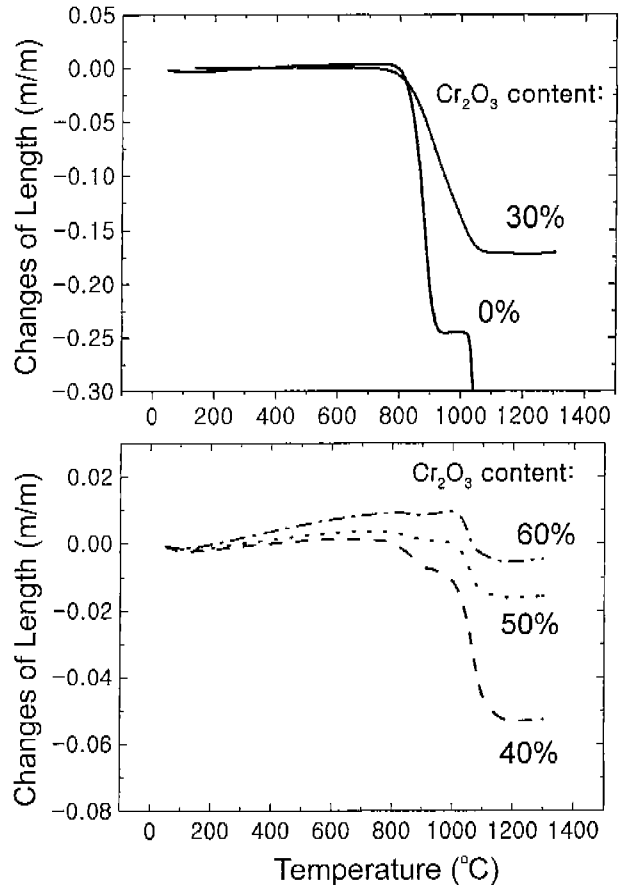


Fig. 2. Linear thermal expansion and shrinkage curves of pure phosphate glass compact and chromium oxide-glass composites sintered at a constant heating rate of 5°C/min.

분말의 함량 증가에 따라 크게 감소함을 보인다. 전체수축율은 산화크롬 함량 30% 시편에서 약 17.2%로 작아지고 40% 시편에서 4.3%, 그리고 50 및 60% 시편에서 0.5%로 크게 감소한다. 단미의 인산염 유리와 산화크롬함유 복합체 모두 소결수축이 약 800°C까지 거의 수축이 일어나지 않지만 수축이 종료되는 온도는 복합체에서 증가함을 보인다. 산화크롬 증가에 따라 소결수축율이 크게 감소하는 것은 산화크롬 입자의 분산에 의한 소결방해 효과에 의한 것으로 설명된다.⁹⁾ 단미유리는 수축이 종료하는 온도가 약 940°C인 반면 산화크롬 30% 첨가 복합체의 수축종료 시점은 1120°C까지 확장된다. 산화크롬의 함량이 40% 이상으로 증가하면 수축종료가 일어나는 온도가 1200°C까지로 더욱 높아진다. CFG 복합체의 경우 산화크롬 증가에 따라 소결온도가 단미 유리에서 변형이 크게 일어나는 온도 이상으로 높게 이동함을 볼 수 있다. 또한 CFG 복합체의 경우 1300°C까지도 변형수축이 일어나지 않아 고온에 대한 내열성이 매우 향상됨을 알 수 있다.

단미의 인산염 유리인 경우와는 달리 산화크롬 함량의 첨가에 따른 수축곡선의 또 다른 큰 차이는 2단계 수축을 보인다는 점이다. Fig. 3은 Fig. 2의 수축곡선을 온도에 대하여 미분한 그림으로 단미인 0% 시편은 수축곡선이 2단계로 구분이 거의 되지 않으나 30% 이상 시편에서부터는 2단계로 구분됨을 볼 수 있다. 40% 이상 시편에서는 수축이 미소하게 일어나는 750°C에서 940°C까지 1단계 구간과 940°C에서 1200°C까지의 2단계 구간으로 구별된다. 1단계 수축이 일어나는 온도구간은 단미유리의 소결수축 구간과 일치하며 2단계 수축은 단미유리의 변형온도 구간에 해당한다. 1단계 수축은 유리의 점성유동에 의한 소결이 일어나며 2단계 수축은 유리가 용융되는 온도에서 소결수축이 일어나므로 액상소결에 의해 지배¹⁰⁾받을 것으로 예상된다.

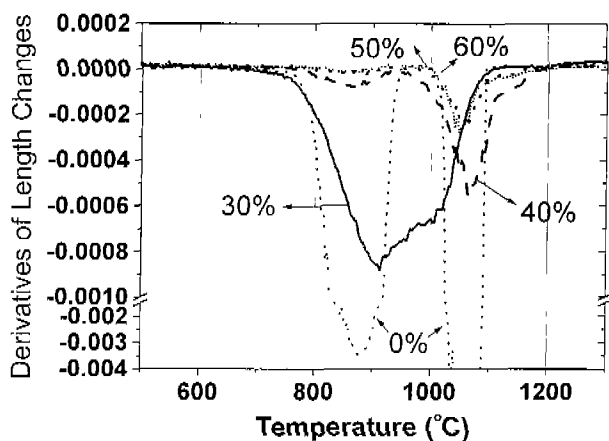


Fig. 3. Derivatives of linear thermal expansion and shrinkage curves of phosphate glass and chromium oxide-glass composites.

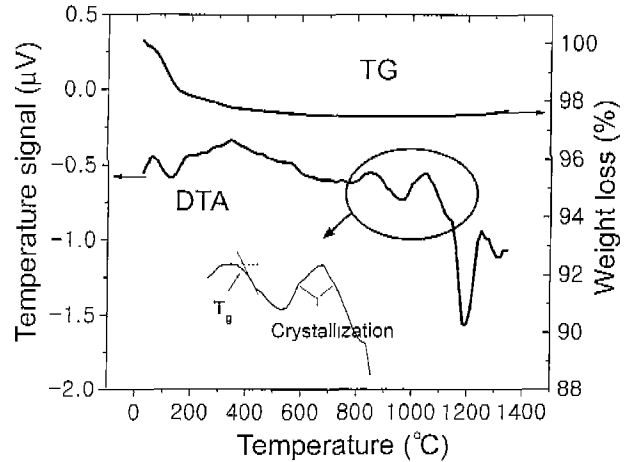


Fig. 4. DSC results of pure phosphate glass.

Fig. 4는 단미유리의 열물성을 알기 위하여 DTA 및 TG를 측정된 그림이다. TG 분석결과 상온에서 약 200°C까지 급속한 무게 감소가 일어나고 이때 무게감량이 2%로 대부분의 감량이 일어난다. 그 이후부터 650°C까지는 완만한 감량이 일어나 0.5%의 무게감량이 추가로 일어난다. TG에 다소 큰 무게감소를 보인 상온에서 약 200°C 범위에서의 DTA 흡열피크는 인산염 유리에 흡착된 수분의 증발로 인한 피크가 관찰된다. 200°C 이후부터 650°C까지는 DTA 흡열 피크는 보이지 않으나 TG에서 본 바와 완만한 무게감량을 보여 인산염 유리내 흡착수분이 저온에서 탈착되지 않고 고온에서 제거됨을 알 수 있다. 860°C 부근의 피크는 유리전이에 의한 피크이며 1000-1080°C의 작은 발열피크는 결정화에 의한 피크로 추정된다. DTA 곡선만으로는 유리의 결정화 여부를 판단하기 어려우므로 XRD 분석이 필요하다.

Fig. 5는 1600°C에서 4시간 용융하여 제조한 기지상인 단미의 인산염 유리 (a)와 용융한 유리를 90분간 분쇄후 일축가압성형한 성형체를 1100°C에서 30분간 소성한 소결체 (b)의 XRD 패턴이다. Fig. 5(a)는 회절각이 10도에서 40도까지 broad한 피크만이 관찰되어 단일의 비정질상 유리가 생성되었음을 알 수 있다. (b)는 10도에서 40도까지 broad한 피크 외에 20도에서 25도 사이에 미약하지만 sharp한 피크가 관찰되고 있어 유리내부에 유리결정화가 시작되었음을 알 수 있다. 이는 Fig. 4의 이는 1000-1080°C 범위의 피크가 결정화에 의한 것임을 보여 주는 것이다. Fig. 6은 1100°C에서 30분간 소성한 인산염 유리 소결체의 단면사진으로 내부에 큰 5-20 µm의 큰 기포가 관찰된다. 소성온도를 1200°C 이상으로 높이면 육안으로 관찰되는 발포에 의한 거대기포가 생성함을 볼 수 있었다. 이 결과는 유리성분의 증발이나 분해가 일어남을 보여 주는 것이다.

Fig. 7은 유리 단미의 성형체를 각각의 소성온도에서 30분간 유지한 후의 소결체 밀도 및 개기공율을 수은침투법으

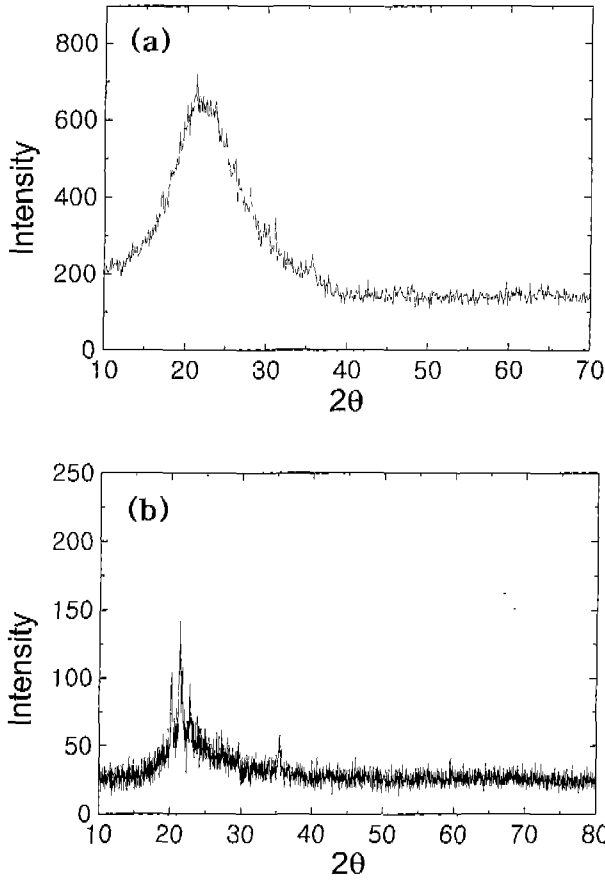


Fig. 5. Powder X-ray diffraction patterns of pure phosphate glass; (a) as melted at 1600°C for 4 h, and (b) milled for 90 min and sintered at 1100°C for 30 min.

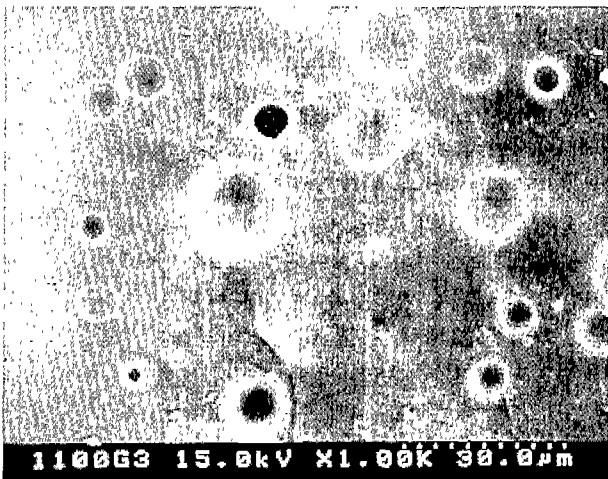


Fig. 6. SEM micrograph of pure phosphate glass sintered at 1100°C for 30 min.

로 측정된 결과이다. Fig. 2에서 본 바와 같이 소결수축이 시작되는 온도인 780°C에서는 기공율이 43.5%로 소결이 거의 일어나지 않았지만 875°C까지 소결밀도가 크게 증가하

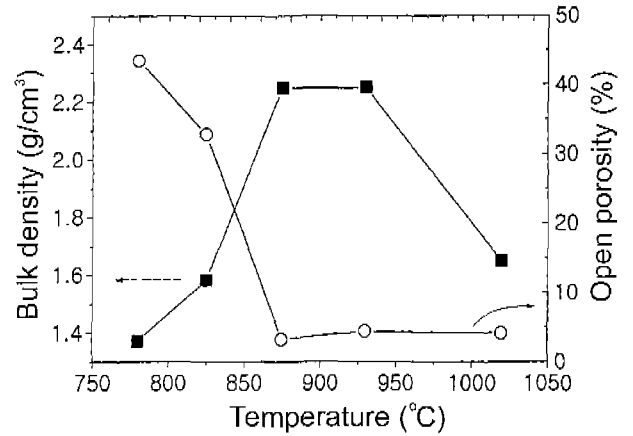


Fig. 7. Bulk density and open porosity as function of temperature for pure phosphate glass compacts. Density and open porosity was measured by mercury intrusion method.

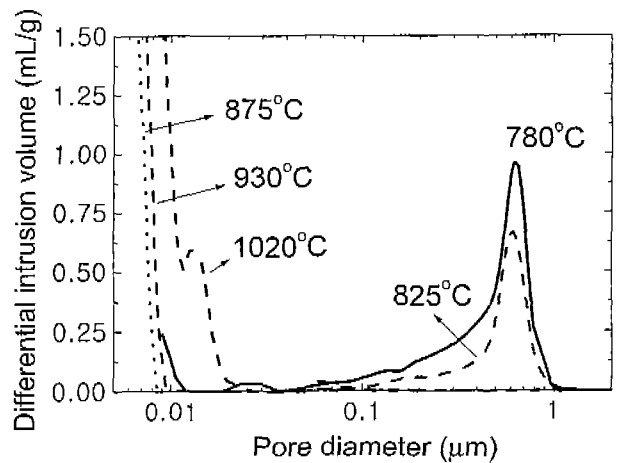


Fig. 8. Pore size distributions for pure phosphate glass compacts.

고 기공율을 또한 3.3%로 크게 감소하는 경향을 보이고 있다. 소결수축이 멈추는 930°C에서 가장 높은 소결밀도를 보이나 열처리온도가 1020°C로 더욱 증가하면 오히려 밀도가 크게 감소함을 보인다. 1020°C에서는 밀도가 감소하지만 개기공이 증가하지 않아 소결체 내부에 폐기공이 생성되었음을 알 수 있다. Fig. 8은 Fig. 7 시편에 대하여 수은압입법으로 온도에 따른 기공구조 변화를 살펴본 것이다. 소결시작점인 780°C에서 875°C까지 온도가 증가함에 따라 기공크기가 감소한다. 특히 825°C까지는 최빈기공크기가 약간 감소를 보이지만 875°C 이상에서는 10 nm 이하로 기공크기가 크게 감소함을 볼 수 있다. 온도가 930°C 이상으로 높아지면 기공크기가 오히려 증가함을 보여 내부기공들이 성장함을 알 수 있다.

Fig. 9는 산화크롬을 30-60% 첨가한 성형체를 온도별로 열처리하여 제조한 복합 소결체의 밀도 (a) 및 전체 기공율

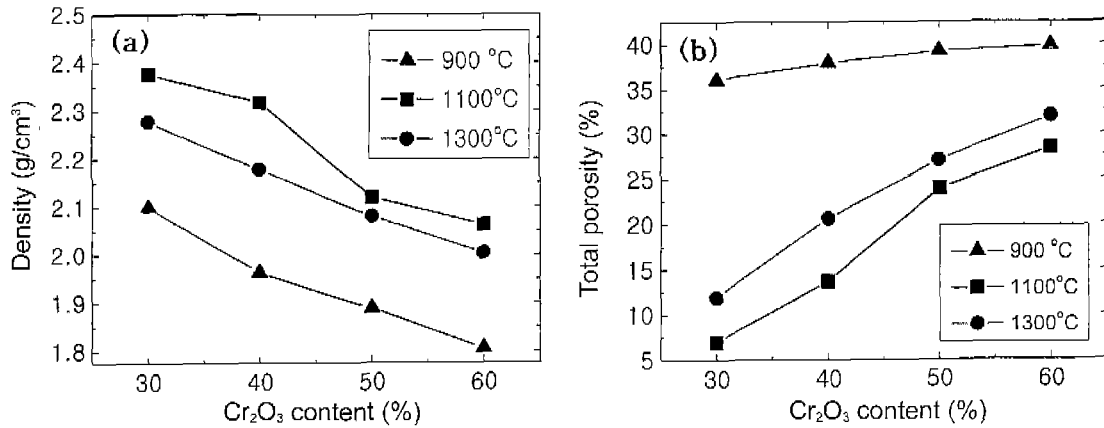


Fig. 9. Bulk density (a) and total porosity (b) of chromium oxide-glass composites as a function of chromium oxide content with temperature. Bulk density and open porosity was measured by Archimedes method.

(b)을 아르키메데스(Archimedes)법으로 측정된 결과이다. 실험한 모든 소결온도에서 산화크롬 함량이 증가함에 따라 소결밀도가 직선적으로 감소하고 이에 따라 기공율이 산화크롬 증가에 따라 증가함을 보인다. 단미유리에서 높은 밀도를 보이는 900°C에서 열처리한 복합체는 모두 35% 이상의 높은 기공율을 가져 거의 소결이 일어나지 않았음을 알 수 있다. 또한 단미유리는 1000°C 이상에서 개기공율의 증가로 밀도가 감소하지만 복합체는 1100°C에서 밀도가 최대로 증가함을 보인다. 소결온도를 1300°C로 더욱 높이면 기공율이 증가하여 밀도가 오히려 감소함을 보인다.

수축이 종료되는 930°C까지의 단미유리 소결은 이미 알려진 바와 같이⁸⁾ 점성유동에 의해 지배된다. 복합체의 경우 이 온도에서 거의 소결이 일어나지 않음을 볼 수 있는데 이것은 산화크롬의 분산효과로 점성이 증가하였기 때문이다. 따라서 단미유리와는 달리 복합체는 기지상인 유리의 점도를 충분히 낮추어 액상소결이 일어날 수 있도록 열처리 온도를 높이는 것이 필요함을 알 수 있다. 복합체는 1100°C에서 최대 밀도를 보이지만 1300°C에서는 단미의 경우와

같이 과소결¹¹⁾로 인해 발포가 일어나 폐기공이 증가하여 밀도가 감소함을 알 수 있다. 따라서 산화크롬함유 복합체의 치밀화는 소성온도를 높여 기지상인 유리의 점도를 낮춤으로써 향상시키는 데 한계가 있음을 알 수 있다. 복합체의 소결밀도를 더욱 향상시키기 위해서는 유리의 조성을 변화시켜 점도를 낮추는 것이 필요하다.

3.2. 복합체의 미세구조 및 물성

Fig. 10은 기지상인 인산염 유리에 산화크롬을 각각 30 wt% (a) 및 50 wt% (b) 혼합한 복합 성형체를 900°C에서 30분간 열처리한 소결체의 XRD 결과이다. XRD 결과 두 시편 모두 20-25도에서 비정질상 및 미세한 결정화 피크, 그리고 산화크롬이 확인되어 900°C 열처리후 유리 및 분산한 산화크롬간 반응이 거의 일어나지 않았음을 알 수 있다. Fig. 11은 산화크롬을 각각 30 wt% (a) 및 50 wt% (b) 혼합한 복합 성형체를 1100°C에서 열처리한 XRD 결과로 두 시편 모두 산화크롬외에 20-25도에서 넓은 비정질 유리상 피크와 유리결정화에 의한 피크가 관찰된다. 1100°C에서

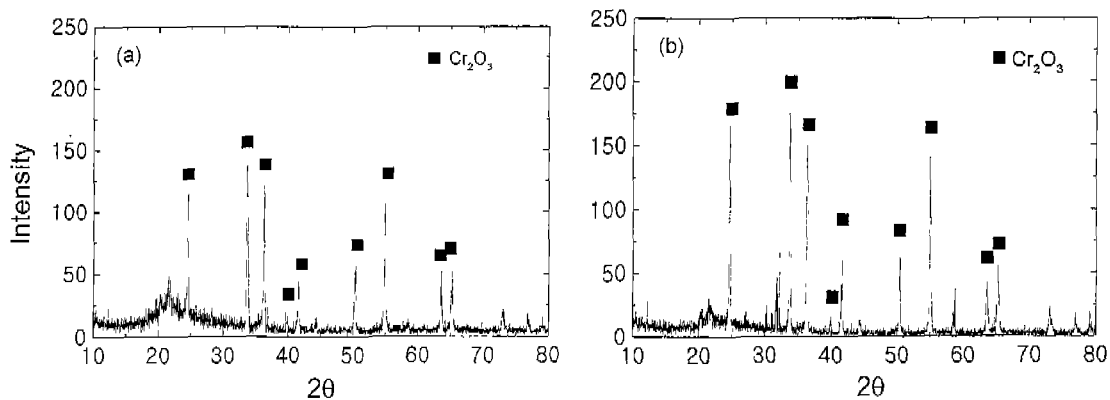


Fig. 10. Powder X-ray diffraction patterns of the composite glasses sintered at 900°C for 30 min with (a) 30 wt% and (B) 50 wt% chromium oxide.

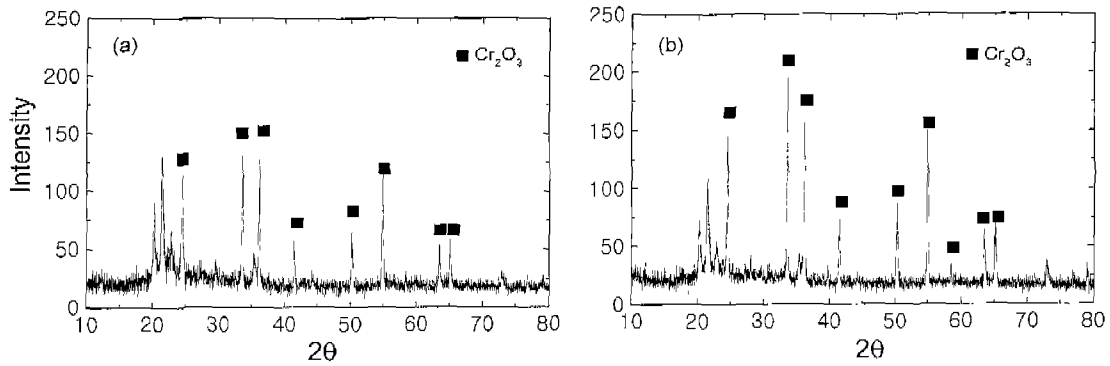


Fig. 11. Powder X-ray diffraction patterns of the composite glasses sintered at 1100°C for 30 min with (a) 30 wt% and (B) 50 wt% chromium oxide.

유리 결정화피크가 크게 증가하여 유리의 결정화가 상당히 진행되었음을 알 수 있다. Fig. 5(b)에서 본 바와 같이 1100°C에서 미세한 결정화가 일어난 단미유리와 비교하여 복합체에서 결정화가 크게 일어난 것은 산화크롬에 의해서 결정화가 촉진되었음을 보여주는 것이다.

Fig. 12 및 13은 산화크롬 복합 성형체를 각각 900°C 및

1100°C에서 소성한 소결체 파단면의 미세구조를 SEM으로 관찰한 사진이다. 그림에서 입경이 미세하고 밝은 부분은 산화크롬이며 입경(평균입경 약 6 μm)이 크고 어두운 부분은 유리상이다. Fig. 12의 900°C에서 열처리한 복합 소결체는 산화크롬이 증가함에 따라 유리상이 감소하여 60%에서는 유리상이 연속성을 가지지 못함을 관찰할 수 있다. 또한 기

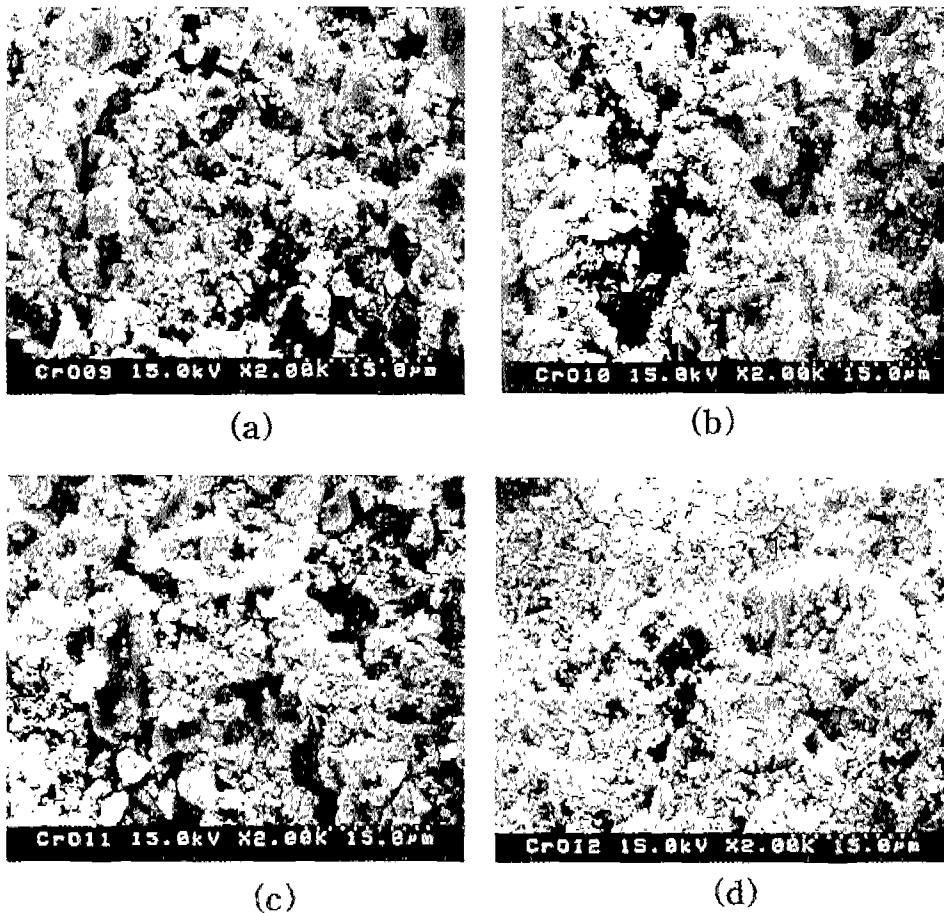


Fig. 12. SEM micrographs of the composite glasses sintered at 900°C for 30 min with (a) 30 wt%, (b) 40 wt%, (c) 50 wt% and (d) 60 wt% chromium oxide.

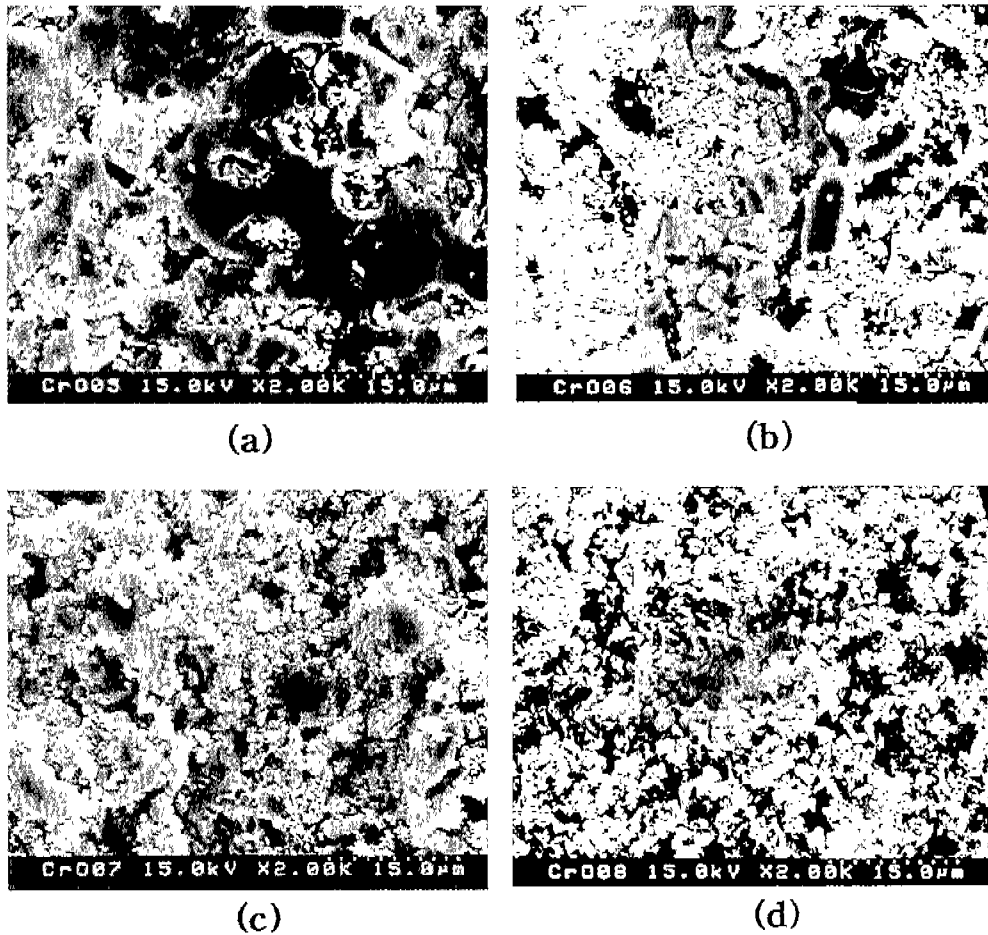


Fig. 13. SEM micrographs of the composite glasses sintered at 1100°C for 30 min with (a) 30 wt%, (b) 40 wt%, (c) 50 wt% and (d) 60 wt% chromium oxide.

공이 많고 유리상이 각이 진 입자가 아직 남아있어 소결이 거의 일어나지 않았음을 볼 수 있다. 반면 Fig. 13의 1100 °C 소결한 경우 30% 시편은 유리상의 용융으로 인한 액상이 크게 증가함을 보인다. 40%에서는 액상이 연속성이 현저히 감소하며 액상분포가 전체적으로 불균일함을 보인다. 이것은 산화크롬 분말의 분산에 의해 액상이동이 방해¹⁰⁾되어 국부적인 재배열이 일어나 전체적으로 액상이 균일하게 재분포되지 못함에 의한 것으로 판단된다. 이 결과는 산화크롬 40% 이상에서 산화크롬간에 연결이 일어나는 percolation이 일어남을 보여주는 것이다. 50%에서는 국부적인 액상의 큰 응집체들이 관찰되나 유리상이 크게 감소된 60%에서는 액상형성으로 인한 큰 응집체는 거의 관찰되지 않았다.

Fig. 14는 열처리 온도 변화에 대한 복합 소결체의 3점 곡강도를 측정할 결과이다. 모든 열처리 온도에서 산화크롬 증가에 따라 거의 직선적으로 감소하는 것은 Fig. 5에서 살펴 본 바와 같이 산화크롬 증가에 따라 소결밀도가 감소하기 때문이다. 열처리 온도가 900°C에서 1100°C까지 증가하면 복합 소결체의 강도도 증가함을 보이나 1200°C로 높아

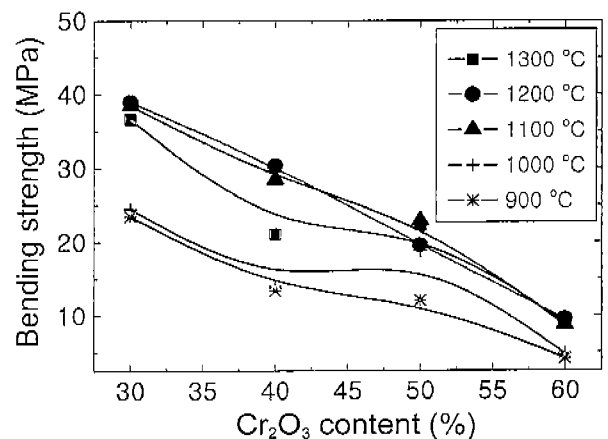


Fig. 14. Three point bending strength of the composite glasses as a function of chromium oxide content at various sintering temperatures for 30 min.

지면 강도가 더 이상 증가하지 않으며 열처리 온도가 1300 °C로 더욱 증가하면 강도가 감소함을 보인다. 1300°C에서 강도가 감소하는 것은 과소결로 인하여 소결밀도가 감소하

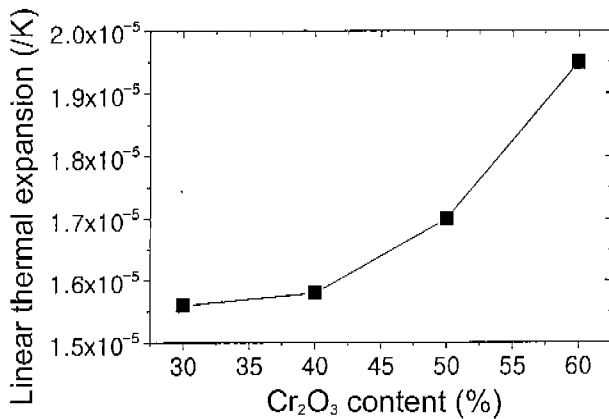


Fig. 15. Linear thermal expansion of the composite glasses sintered at 1100°C for 30 min as a function of chromium oxide content.

였기 때문이다. 복합 소결체의 곡강도가 조성에 따라 최고 40 MPa까지 높은 강도를 보여 기계적 특성이 높은 절연체의 모재로써 우수한 특성을 가짐을 알 수 있다.

Fig. 15는 1100°C에서 30분간 소결한 복합 소결체에 대하여 산화크롬 함량에 따른 열팽창계수를 보인 것이다. 열팽창계수는 산화크롬 함량이 증가함에 따라 크게 증가함을 보인다. 200°C에서 600°C의 측정온도 범위에서 평균 열팽창계수가 156×10^{-7} – 195×10^{-7} 으로 크게 증가하여 산화크롬 함량을 변화함으로써 금속케이스와 정합이 되도록 열팽창을 조절할 수 있음을 알 수 있다. 그러나 복합 소결체의 강도가 산화크롬 증가에 따라 감소하기 때문에 전기·열 절연체의 제조시 특성의 최적화가 요구된다.

4. 결 론

고온용 전기·열 절연체의 유리모재로 사용하기 위한 산화크롬함유 인산염 유리 복합체의 소결특성, 미세구조 변화, 그리고 물성을 연구한 결과 다음의 결론을 얻었다. 인산염 유리와 산화크롬 복합체의 소결특성을 살펴본 결과 단미의 유리는 점성유동에 의한 소결수축을 보이거나 복합체는 점성유동 및 액상소결에 의한 2단계 수축이 일어났다. 복합체는 액상소결이 일어나는 1100°C의 높은 온도까지 열처리했음에도 불구하고 낮은 소결밀도를 보여 분산된 산화크롬에 의해 크게 소결이 방해되었음을 알 수 있었다. 특히 percolation이 시작되는 산화크롬 40% 이상에서는 소결수축율이 급격히 저하하였다.

소결온도의 증가에 따라 단미 유리의 미세구조는 기공이 점점 작아지지만 개기공이 거의 없어지고 폐기공이 생성되면서 기공이 오히려 성장함을 보였다. 과소결이 일어나는 1020°C에서는 폐기공의 증가로 밀도가 크게 감소하였다. 복합체의 강도는 산화크롬 증가에 따라 기공이 증가하여 거의 직선적인 감소한 반면 열팽창율은 산화크롬의 증가에 따라 크게 증가함을 보였다. 따라서 유리 복합체를 전기·열 절연체의 모재로 응용하기 위해서는 상호 물성간의 최적화가 요구되었다.

REFERENCES

1. W. C. Turner, E. E., M. E., J. F. Malloy, M. E., P. E., "Thermal Insulation Handbook," McGraw-Hill Book Co., New York, 1981.
2. A. Attewell, "Lithium Anode Thermal Batteries," pp. 409-413 in Modern Battery Technology, Ed. by Clive D. S. Tuck, Alcan International Limited Banbury, Oxfordshire, 1991.
3. J. R. Olson, "Thermal Conductivity of Fibrous Insulating Materials," *J. Am. Ceram. Soc. Bull.*, **76**(3), 81-84 (1997).
4. 임기조, 김봉흡, "전기 절연 재료의 현재, 미래," *The Journal of the Korean Institute of Electrical Engineers*, **41**, 7-12 (1992).
5. 오영택, 이재열, "전기절연재료와 관련된 국제기구 및 동향 소개," *The Journal of the Korean Institute of Electrical Engineers*, **41**, 47-53 (1992).
6. 가전정지, "초고전압 전기절연의 최근의 체분제," *The Journal of the Korean Institute of Electrical Engineers*, **26**, 3-7 (1977).
7. 조철구, "절연재료," *요업재료의 과학과 기술*, **1**, 21-30 (1986).
8. W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann, "세라믹스 총론," pp. 576-583, 반도출판사, 1983.
9. A. R. Boccaccini and E. A. Olevsky, "Processing of Platelet-Reinforced Glass Matrix Composites: Effect of Inclusions on Sintering Anisotropy," *J. Mater. Processing Technology*, **96**(1-3), 92-101 (1999).
10. K. G. Ewsuk, "Ceramic-Filled-Glass Composite Sintering," pp. 279-295 in *Ceram. Trans. Materials and Processes for Microelectronic Systems*, vol. 15, Ed. by K. M. Nair, R. Pohanka, R. C. Buchanan, The American Ceramic Society, Ohio, 1989.
11. W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann, "세라믹스 총론," pp. 595, 반도출판사, 1983.