Journal of the Korean Crystal Growth and Crystal Technology
Vol. 34, No. 4 (2024) 131-138
https://doi.org/10.6111/JKCGCT.2024.34.4.131

p-ISSN 1225-1429
e-ISSN 2234-5078

Plasma resistance of Bi-Al-Si-O and Bi-Al-Si-O-F glass coating film

Sung Hyun Woo*,**, Jihun Jung*,**, Jung Heon Lee** and Hyeong-Jun Kim*,†

*Engineering Materials Center, Korea Institute of Ceramic Engineering and Technology, Icheon 17303, Korea
**School of Advanced Materials Science & Engineering, Sungkyunkwan University, Suwon 16419, Korea

(Received August 12, 2024)
(Revised August 16, 2024)
(Accepted August 19, 2024)

Abstract In this study, the microstructure and plasma resistance characteristics of $35Bi_2O_3$-$15Al_2O_3$-$50SiO_2$ (BiAlSiO) and $35Bi_2O_3$-$7.5Al_2O_3$-$50SiO_2$-$7.5AlF_3$ (BiAlSiOF) glass layers coated on sintered alumina substrates were investigated according to the sintering conditions. The coated layers were formed using the bar coating method and then sintered at a temperature in the range of 700~900°C, which corresponds to the temperature before and after the hemisphere forming temperature, after a debinding process. The plasma resistance of the two coated glasses was approximately 2~3 times higher than that of the quartz glass, and in particular, the BiAlSiOF glass film with F added showed higher plasma resistance than BiAlSiO. It is thought to be due to the effect of suppressing the reaction with fluorine gas by adding fluorine to the glass. When the sintering time was increased at 700°C and 800°C, the plasma resistance of both glasses improved, but when the sintering temperature was increased to 900°C, the plasma resistance decreased again (i.e., the etching rate increased). This phenomenon is thought to be related to the crystallization behavior of both glasses. The change in plasma resistance depending on the sintering conditions is thought to be related to the appearance of Al and Bi-rich phases.

Key words Plasma dry etching, Etching rate, Plasma resistance glass, Bismuth aluminosilicate glass

Bi-Al-Si-O와 Bi-Al-Si-O-F 유리 코팅막의 플라즈마 저항성

우성현*,**, **정지훈***,**, **이정헌****, **김형준***,†

*한국세라믹기술원 엔지니어링소재센터, 이천, 17303
**성균관대학교 신소재공학과, 수원, 16419

(2024년 8월 12일 접수)
(2024년 8월 16일 심사완료)
(2024년 8월 19일 게재확정)

요 약 본 연구에서는 소결된 알루미나 기판에 코팅된 $35Bi_2O_3$-$15Al_2O_3$-$50SiO_2$(BiAlSiO) 및 $35Bi_2O_3$-$7.5Al_2O_3$-$50SiO_2$-$7.5AlF_3$(BiAlSiOF) 유리층의 미세구조와 플라즈마 저항 특성이 소결 조건에 따라 어떻게 변화하는지를 조사하였다. 코팅된 층은 바 코팅(bar Coating) 방법을 사용하여 형성되었으며, 이후 탈지 공정을 거쳐 반구 형성 온도 전/후인 700~900°C 범위의 온도에서 소결 되었다. 내플라즈마성은 석영유리보다 두개의 코팅 유리가 약 2~3배 더 높았으며, F를 첨가한 BiAlSiOF는 BiAlSiO보다 높은 내플라즈성을 나타냈다. 이는 불소 첨가 효과로 판단된다. 소결 온도가 700°C에서 800°C로 증가함에 따라 두 유리 모두 내플라즈마성이 향상되었으나, 900°C까지 소결 온도를 증가시키면 내플라즈마성은 다시 감소한다(즉, 식각률이 높아진다). 이러한 현상은 두 유리의 결정화 거동과 관련 깊은 것으로 판단된다. 소결 조건에 따른 내플라즈마성의 변화는 Al과 Bi-rich 상의 출현여부에 관련된 것으로 생각된다.

1. 서 론

반도체 제조 시 플라즈마 식각 공정은 반도체 패턴 형성에 필수적이다. 이 공정부품으로 사용되는 석영유리는 플라즈마 식각에 의하여 다량의 오염입자를 발생한다. 이러한 오염입자 문제를 해결하기 위하여, 수년간 플라즈마 저항 유리(PRG)가 개발되었다[1,2]. PRG는 YOF, Y_2O_3, Al_2O_3 등과 같은 소결 세라믹재료의 한계인 결정 결함과 기공 등의 국소 식각이 없는 비정질 구조를 가지는 특징이 있다[3-6].

기존 연구는 주로 알칼리토 류 알루미노 실리케이트에 집중되어 있다[7-9]. 이 연구들에서는 불화탄소 플라즈마와의 반응시 PRG를 구성하는 성분의 불화물 화합물이

†Corresponding author
E-mail: goldbud@kicet.re.kr

www.kci.go.kr

높은 승화점을 가질 경우 내플라즈마성이 높아지는 것을 알게 되었다[10-13]. 그러나 이 PRG들이 알루미나 함량이 높아 고온 용융이 필요하였다. 최근 변 등은 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리의 플라즈마 저항성에 대해 연구하였다[14]. BiAlSiO, BiAlSiOF 유리는 1,100°C의 낮은 용융 온도와 쿼츠 유리 대비 내플라즈마성이 약 2배 정도 높아졌고 불소 함유 유리가 상대적으로 내플라즈마성이 향상되었다. 세정 재생으로 인해 표면 손상이 심한 소결 알루미나 기판 표면 수리를 위해 정 등은 Calcium alumino silicate(CAS) PRG를 코팅 후 900°C 이상에서 소성하였다. 코팅된 CAS PRG는 벌크 대비 2배 낮은 내플라즈마성을 보여줬다[8]. 그 원인은 Si-rich 결정상 출현 때문이었다.

이번 연구에서는 낮은 융점을 갖는 BiAlSiO와 BiAlSiOF PRG를 이용하여 소결 알루미나 기판에 코팅 후에 내플라즈마 효과를 확인해 보고자 하였다. 특히, BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리 분말의 소결 조건에 따라 유리 층의 표면의 미세 구조 및 화학적 조성 변화에 어떠한 영향을 주며, 이러한 변화가 플라즈마 식각 반응에 어떻게 영향을 미치는지를 분석하였다.

2. 실험 방법

유리의 출발원료는 Bi_2O_3(DAEJUNG, 99 %, Korea), $Al(OH)_3$(SAMCHUN, 99 %, Korea), SiO_2(SIBELCO, IOTA6, 99.999 %, Belgium), AlF_3(JUNSEI, 99 %, Japan)를 사용하였다. 유리의 조성은 Table 1에 나타내었다. 유리 조성물은 200 g 단위로 측정된 분말을 3D mixer (KMC-T2, KMC, Korea)에서 3시간 동안 혼합하였다. 혼합물을 알루미나 도가니에 넣고 1,100°C에서 1시간 용융 후, 용융물을 롤 분쇄(roll crushing)하여 급랭하였다.

알루미나 기판에 코팅을 위한 프리트(frit) 제조를 위하여 5와 10 mm 지르코니아 볼로 유리를 분쇄하였다. 과립 유리와 지르코니아 볼의 양은 중량 비로 1:1로 하였고 지르코니아 볼이 잠길 정도로 용매인 에탄올을 첨가하여 72 h 동안 Ball mill(GLEMG, Global Lab, Korea)하였다. 분쇄된 유리 입자 크기(D_{50})는 BiAlSiO와 BiAlSiOF 각각 4.4, 3.8 μm였다. 코팅 페이스트용 비히클은 용매로 α-terpineol(99.9 %)를 바인더로 에틸 셀룰로오스를 선택하였고 각각 중량비로 99:1로 제조하였다. 비히클은 분쇄된 유리 분말과 중량비로 1:1 비율로 혼합하였다(고형분 함량 50 wt%). 페이스트는 3D mixer를 사용하여 3시간 동안 혼합하여 제조하였다.

페이스트의 탈포는 진공데시게이터(KP-3000VH, KIPAE, Korea)에서 2일간 진행되었다. 두 유리의 알루미나 기판(99 %, K-tech, Korea)의 코팅은 면적 $10 \times 10\ mm^2$ 두께 1.38 mm로 바 코팅을 진행하였다. 코팅된 시편을 Oven (OF-W105, DAIHAN Scientific, Korea)에서 80°C의 온도로 6 h 동안 건조하였고 건조 후 코팅 두께는 평균 1.3 mm였다.

유리 코팅 시료는 반구형성온도 기준으로 700~900°C에서 0, 1시간씩 소성되었다. 바인더를 제거하기 위한 탈바인딩은 300°C에서 3 h 진행하였다. 소성 시간이 종료되면 샘플을 상온으로 취출하여 자연 냉각하였다.

소결 코팅된 유리 시료들의 내플라즈마성 평가는 이들 시료를 6인치 실리콘 웨이퍼에 Kapton tape로 고정하여 진행하였다. 플라즈마 식각 시험은 ICP-Etcher(NIE150, NTM Co., 한국)를 사용하여 진행하였고 에칭 조건은 Table 2와 같다. 에칭은 5분 식각 5분 휴식을 반복하여 2 h 동안 진행하여 총 식각 시간은 1 h이다. 내플라즈마 시험을 위한 비교 시료로 쿼츠 유리(GE124, Momentive, USA), 알루미나 기판(99 %, Hantech, Korea) 및 단결정 사파이어(Sapphire Tech, Korea)가 사용되었다.

유리 시료들의 열특성 중 유리전이온도(T_g)와 열팽창계수(CTE)는 승온속도 5°C/min로 열기계 분석기(Q400EM, TA Instruments, USA)를 사용하여 측정하였다. 시차 열분석기(DTA, LABSYS, Setaram, France)로 유리의 결정화 온도 및 액상선 온도를 Air 분위기에서 측정하였다. 고온 현미경(한국랩, Korea)으로 유리의 연화거동과 반구형성온도를 확인하였다.

열처리 후 유리 시료의 결정화 여부는 XRD(Dmax-2500, Rigaku, Japan)를 사용하여 분석하였다(스캔 속도는 2°/

Table 1
The compositions and thermal properties of BiAlSiO and BiAlSiOF glasses

(mol%)	Components	BiAlSiO	BiAlSiOF
Composition	Bi_2O_3	35	35
	Al_2O_3	15	7.5
	AlF_3	0	15
	SiO_2	50	50
Thermal properties	T_g (°C)	516	455
	CTE (10^{-6}/°C)	7.4	9.2
	Half sphere temp. (°C)	862	873

Table 2
Conditions of the plasma etching test

Parameter	Condition
RF power (W)	600
RF power, bias (W)	150
CF_4 (SCCM)	30
Ar (SCCM)	5
O_2 (SCCM)	10
Pressure (mtorr)	10
Time (min)	60

www.kci.go.kr

min). 코팅막의 식각 전과 후 표면의 미세구조 분석은 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy, SEM) (JSM-6701F, JEOL, Japan)을 사용하였다. 식각률은 α-step(Surfconder ET 3000, Kosaka Laboratory Ltd, Japan)을 이용하여 평가하였고 표면 조도는 조도계(SJ-410, Mitutoyo, Japan)으로 각 샘플별 5회씩 측정하였다.

3. 결 과

Table 3에서 보면, 코팅 후 소결된 BiAlSiO 유리와 BiAlSiOF는 쿼츠 유리 보다 식각률이 각각 약 50와 70 % 정도 낮아 내플라즈마성이 쿼츠 유리 보다 높다. 그러나 알루미나와 사파이어 보다 상대적으로 내플라즈마성이 낮으며 Table 4에 나타낸 두 유리의 벌크상태의 식각률 보다 커서 내플라즈마성이 상대적으로 나빠졌다. 이는 벌크 유리일 때 보다 유리 분체의 소결 과정 중에 유리 내부의 변화가 있다는 것을 의미한다.

Figure 1은 알루미나 기판에 소결된 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리 코팅막의 다양한 소결 조건 별로 CF_4+Ar 혼합 가스에 의한 에칭률을 나타낸 그래프이고 Table 3에 그 값을 나타내었다. 동일한 소결 시간일 경우 두 유리는 다른 식각률 변화를 나타냈다. 우선, BiAlSiO 유리는 소결 시간이 0 h일 때, 소결 온도가 올라갈수록 식각률은 점진적으로 낮아졌다. 소결 시간이 1 h일 경우 900°C에서 급격하게 상승한다. BiAlSiOF 유리도 소결 시간이 0 h일 때, 소결 온도가 올라갈수록 식각률은 점진적으로 낮아졌다. 소결 시간이 1 h일 경우 800°C에서 감소하다가 900°C에서 다시 증가하였다.

Table 3
Etching rates of BiAlSiO and BiAlSiOF glasses with the etching rates of polycrystalline alumina, single-crystalline sapphire, and quartz glass

Sample name	Temperature (°C)	Time (h)	Etching rate (nm/min)
BiAlSiO	700	0	196.2
		1	106.2
	800	0	128.5
		1	111.8
	900	0	118.9
		1	153.3
BiAlSiOF	700	0	162.0
		1	93.9
	800	0	112.8
		1	68.2
	900	0	75
		1	124.8
Quartz glass	-	-	221.7
Alumina	-	-	40.3
Sapphire	-	-	29.9

Table 4
Etching rate of BiAlSiO and BiAlSiOF bulk glasses [14]

Glasses	BiAlSiO	BiAlSiOF	Quartz glass
Etching rate (nm/min)	86	61	221.6

4. 고 찰

Figure 1과 Table 3과 4에서 나타낸 바와 같이 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리는 코팅막의 소결 조건에 따라서 식각률이 변하고 벌크 유리 대비 낮은 내플라즈마성을 보였다. 이는 유리 분체 소결 과정 중에 표면과 내부에 변화가 있다는 것을 의미하며 미세구조와 유리 결정화 등에 대한 분석을 진행하였다.

Figure 2는 알루미나 기판에 소결된 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리 코팅막의 에칭 전과 후 미세구조를 온도와 시간에 따라 관찰한 결과이다. 동일한 소결 시간일 경우 두 유리는 다른 표면 변화를 나타냈다.

에칭 전 유리의 표면 미세구조를 보면, BiAlSiO 유리는 소결 시간이 0 h일 때, 소결 온도가 증가하여도 표면의 변화가 거의 없다. 그러나 소결 조건이 900°C 1 h일 경우에서 밝은 색 입자가 나타났다. 한편, BiAlSiOF 유리의 미세구조는 BiAlSiO와 비슷한 매끈한 표면을 갖지만 800°C 1 h에서 소성 시 검은색 반점이 뚜렷하게 관찰되었다.

에칭 후 유리의 표면 미세구조를 보면, BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리는 소결 온도가 증가할수록 기공을 포함한 요철 표면이 점차 사라졌다. 이러한 현상은 소결 온

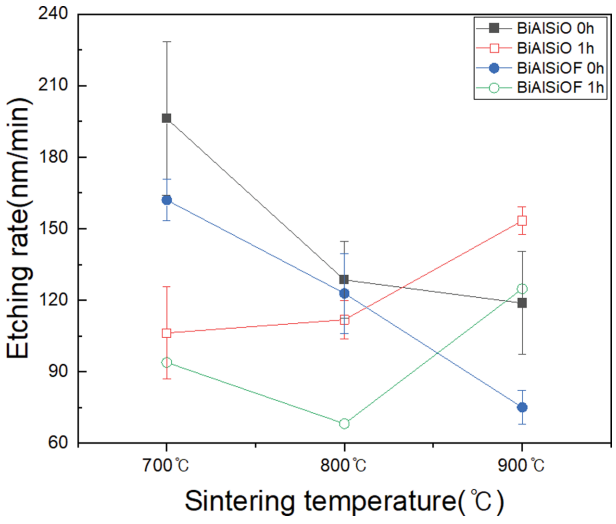

Fig. 1. Comparison of the etching rates of BiAlSiO and BiAlSiOF glasses.

www.kci.go.kr

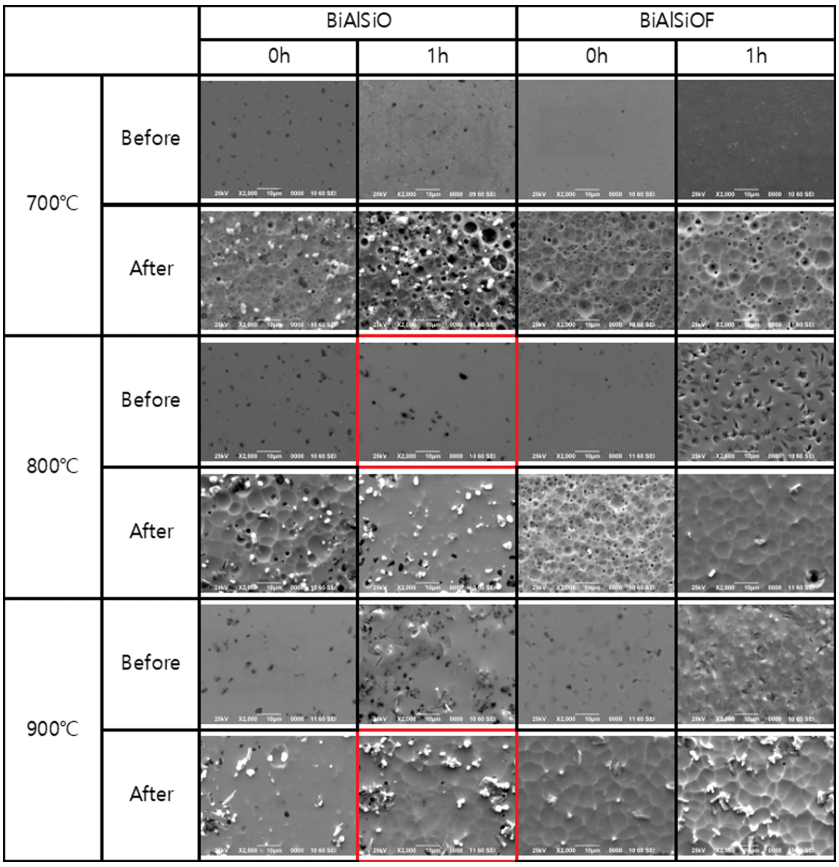

Fig. 2. Surface microstructure of BiAlSiO and BiAlSiOF before and after etching according to sintering temperature and time.

도가 증가함에 따라 내부 치밀화가 이루어지는 것으로 생각된다. 따라서, 700°C 조건에서는 매우 많은 기공과 에칭과 관련된 딤플링 현상이 관찰된다. 기공의 경우는 일반적으로 유리 코팅층부터 소결이 일어나고 내부의 바인더 미반응물 또는 갇힌 공기가 미탈출되기 때문으로 설명된다.

두 유리 모두 소결 온도가 증가함에 따라 밝은 입자가 뚜렷하게 나타났다. 일반적으로 원자 질량이 클수록 반사 전자 이미지에서 더 밝게 나타나는 경향이 있다[15-17]. 밝은 입자는 본 연구에서 사용된 성분 중 중금속 원소인 비스무스와 관련 있을 것으로 생각된다. 한편 검정색 반점은 경원소인 Al 또는 Si가 상대적으로 다량 함유되 있을 것으로 추정할 수 있었다. Figure 3과 4는 이와 같은 추정을 확인한 분석 결과이다.

우선, BiAlSiO 800°C 1 h 시료표면에서 관찰되는 검은색 반점을 분석한 결과는 Fig. 3이다. 검은색 반점은 Al 함량이 높은 것을 확인 할 수 있다. Figure 4(a)는 에칭 후 BiAlSiO 900°C 1 h 시료표면에서의 성분 별 EDS Mapping 결과이다. Mapping 그림에서 보면 검은색 부분이 Al과 관련된 영역이었다. 나머지 유리는 전체적으로 Bi와 Si로 구성되어있다. 그리고 Fig. 4(b)는 밝은 입자를 Point 분석한 결과로 이것은 Bi 함량이 높은 입자로 판단

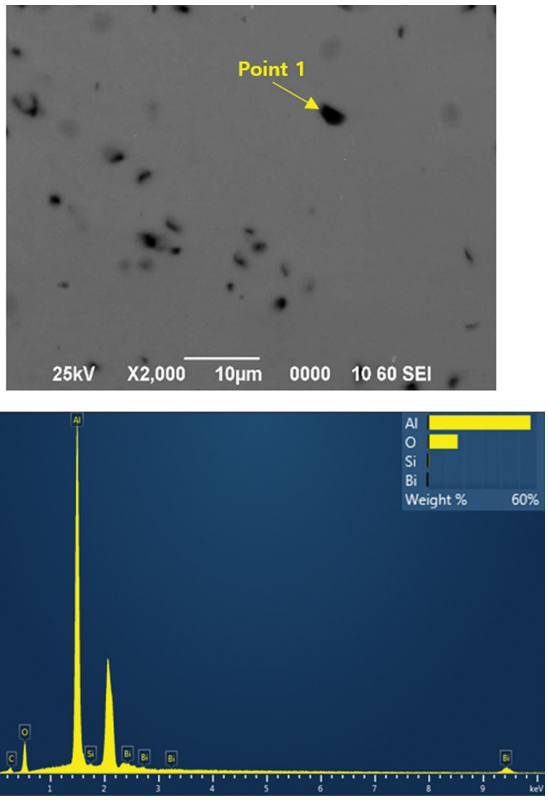

Fig. 3. EDS Point & ID of BiAlSiO glass sintered at 800°C-1 h.

www.kci.go.kr

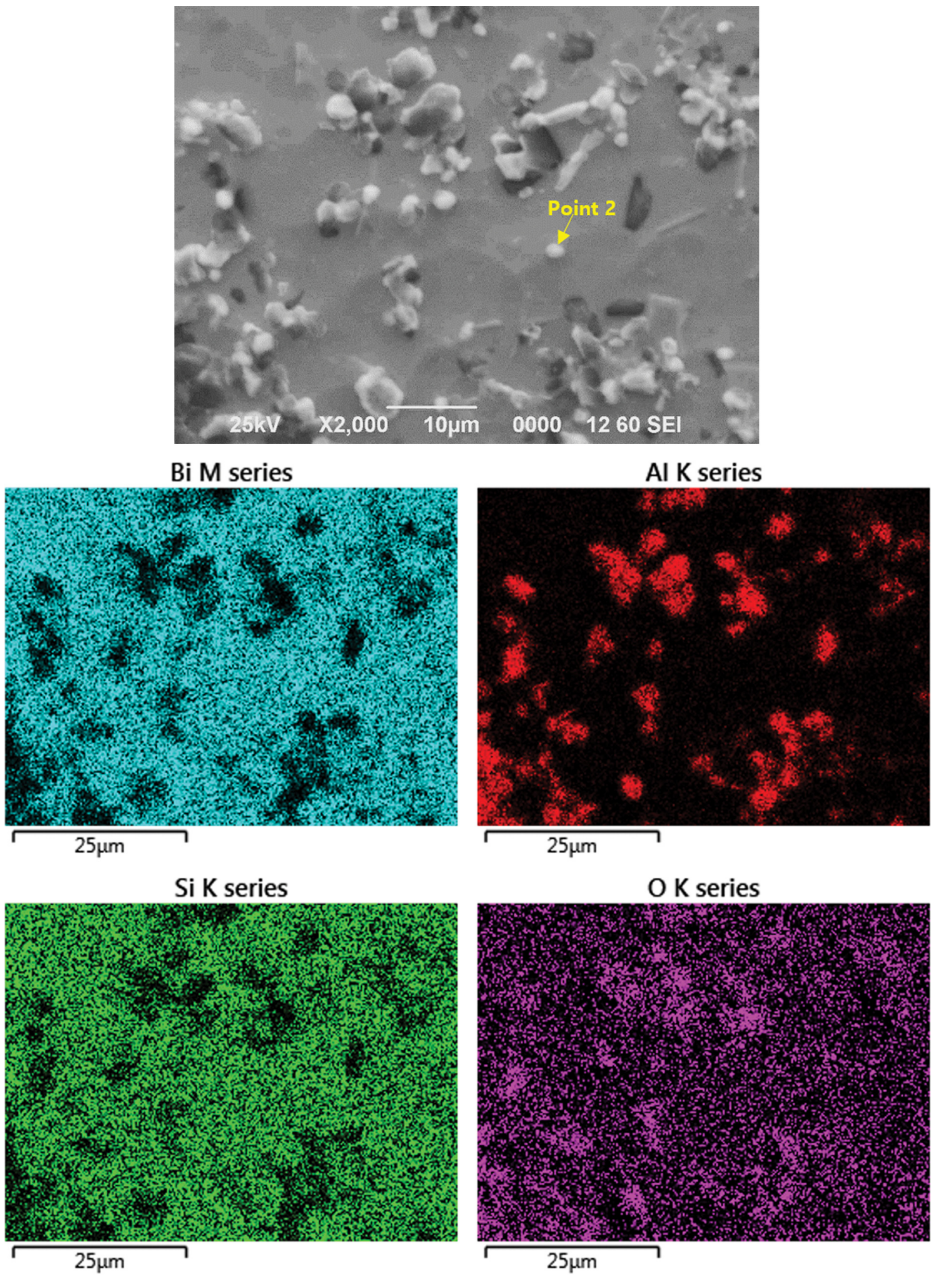

Fig. 4. (a) EDS Mapping of BiAlSiO glass sintered at 900°C-1 h and etched (b) EDS point analysis of white particle on its glass.

www.kci.go.kr

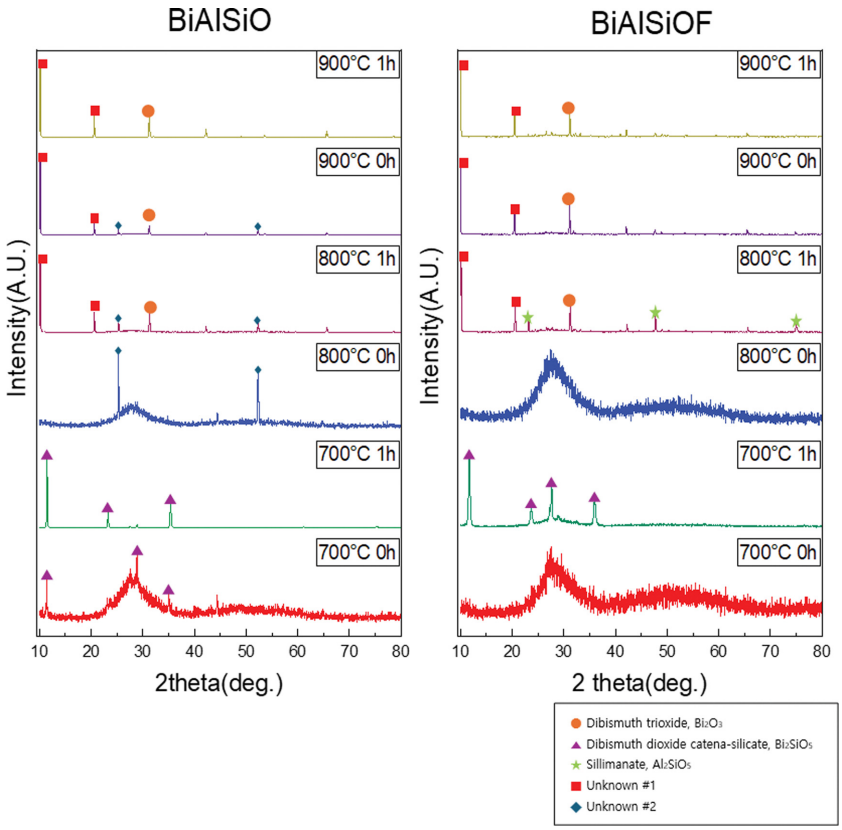

Fig. 5. XRD patterns of BiAlSiO and BiAlSiOF glasses.

되었다. 이 결과들을 토대로 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리의 결정상을 XRD을 통해 분석하였다.

Figure 5는 알루미나 기판에 코팅된 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리를 온도와 시간에 따라 에칭 전 소결된 샘플을 XRD로 분석한 결과이다. BiAlSiO는 모든 조건에서 결정피크가 관찰되었고 700°C 0 h과 800°C 0 h에서는 유리 halo 곡선이 동시에 관찰되었다. 즉, BiAlSiO 유리는 소성 과정 중 viscous sintering과 결정화가 동시에 이루어지는 것으로 생각된다. BiAlSiOF는 700°C 0 h과 800°C 0 h에서 결정피크를 확인할 수 없었고 나머지 소결 조건에서 결정화가 일어난 것으로 보아 viscous sintering 후 결정화가 진행되는 것으로 생각된다.

우선 BiAlSiO 유리의 경우 700°C 0 h, 1 h에서 Dibismuth dioxide catena-silicate(Bi_2SiO_5, ▲) 상이 검출되었으며 이후 800°C 1시간부터는 Dibismuth trioxide(B_2O_3, ●), Unknown #1, 2(■, ◆) 상이 검출되었다. 앞서 Unknown #1, 2(■, ◆)는 $Bi_4Si_3O_{12}$와 Al 결정상으로 예상하였으나 JCPDS DB에서 확인되지 않아 추가적인 연구가 필요하다고 생각된다.

BiAlSiOF의 경우 700°C 1 h에서 Dibismuth dioxide catena-silicate(Bi_2SiO_5, ▲) 상이 검출되었으며 이후 800°C 1시간부터는 Sillimanate(Al_2SiO_5, ★), Dibismuth trioxide (B_2O_3, ●), Unknown #1(■) 상이 검출되었다.

Lan 등의 연구에서 Bi_2O_3-SiO_2-Al_2O_3 유리의 경우, T_g이상에서 전체 구조는 비정질 상태로 유지되다가, T_x(572°C) 이상에서 결정화가 발생하여 Bi_2SiO_5 상이 형성되고 더 높은 690°C에서는 Bi_2SiO_5가 SiO_2와 반응하여 $Bi_4Si_3O_{12}$가 형성된다고 보고되었다[18-20]. 또한 Bi-rich 상의 경우 734°C에서 α-Bi_2O_3이 δ-Bi_2O_3로 상변환이 일어나며, 775°C에서 분해되고, 815°C에서 단일 액상 상태로 된다고 알려져 있다[21,22]. 본 연구에서는 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리는 700°C에서 Bi_2SiO_5 상이 확인되었으나 $Bi_4Si_3O_{12}$은 관찰되지 않았다. 이러한 결과는 이전 연구와 조성의 차이로 생각된다. 본 조성에서는 미 확인 결정상에 대해서는 별도의 연구를 진행할 예정이다. 결론적으로, 미세구조 분석에서 Figures 2, 3, 4에서 확인된 검은 입자는 Sillimanate(Al_2SiO_5)이고 밝은 입자는 Bi 함량이 높은 미확인 결정으로 생각된다.

따라서, BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리의 내플라즈마성은 소결 밀도 및 생성된 결정에 관련된 것으로 생각된다. 800°C 소성 후 내플라즈마성이 향상되고 900°C 소성 후 낮아지는 이유는 내플라즈마 특성이 높은 알루미나를 함유한 Sillimanate(Al_2SiO_5)의 결정의 생성 여부와 관련이 있는 것으로 판단되며, 한편 Bi-rich 결정상은 내플라즈마성에 무관한 것으로 생각된다. 그리고 BiAlSiO 계 유리의 불소 첨가는 Sillimanate(Al_2SiO_5) 결정 생성을 촉

www.kci.go.kr

진하고 유리의 불화를 선행함으로써 내플라즈마성의 향상을 기대할 수 있다. 이러한 결과는 정 등의 CaO-Al_2O_3-SiO_2 유리 코팅 소결 실험에서 Si-rich 상이 생성으로 내플라즈마성이 저하하는 결과와는 차이가 있다[8]. 따라서, 플라즈마 특성을 갖는 유리를 코팅할 경우 결정화 여부에 따라 내플라즈마성에 영향을 받는 것으로 생각된다.

5. 결 론

본 연구에서는 알루미나 기판 위에 코팅된 BiAlSiO와 BiAlSiOF 유리의 내플라즈마성 특성 변화에 대해 고찰하였다. BiAlSiO 유리는 모든 소결 조건에서 결정화가 관찰되었으며, BiAlSiOF는 800°C 1 h, 700°C 0 h 소성 조건을 제외한 모든 조건에서 결정화가 확인되었다. 특히, 유리화가 되었을 때 보다 Sillimanate(Al_2SiO_5)가 결정화 되었을 때 두 유리 모두 내플라즈마성이 향상되었으나, 900°C 1 h 소결 시 이 결정상이 소멸되면서 내플라즈마성이 다시 감소하는 경향을 보였다. 이는 900°C 1 h 이상에서는 Sillimanate(Al_2SiO_5)가 재용융으로 인해 결정상이 소멸하면서 내플라즈마성도 감소하는 것으로 생각된다. 한편, BiAlSiO 계 유리의 불소 첨가는 Sillimanate (Al_2SiO_5) 결정 생성을 촉진하고 유리의 불화를 선행함으로써 내플라즈마성의 향상을 기대할 수 있다.

감사의 글

이 논문은 한국연구재단(NRF, 과제번호 2020M3H4A3106001, 과제고유번호 1711127315, 과제명 “초미세 공정용 오염입자 저감 내플라즈마 코팅소재 개발”)과 한국산업기술진흥원(KIAT, 과제번호 P0023759, 과제고유번호 1415189568, 과제명 “석영유리 대비 3배 이상 내플라즈마성이 높은 저융점 무알칼리 비정질소재 개발”)로부터 지원을 받아 연구되었습니다.

References

[1] D.M. Kim, M.R. Jang, Y.S. Oh, S. Kim, S.M. Lee and S.H. Lee, “Relative sputtering rates of oxides and fluorides of aluminum and yttrium”, Surf. Coat. Technol. 309 (2017) 694.
[2] H. Shih, “A systematic study and characterization of advanced corrosion resistance materials and their applications for plasma etching processes in semiconductor silicon wafer fabrication”, IntechOpen (2012).
[3] T. Moriya, T. Murakami, H. Nakayama, H. Nagaike, E. Sugawara, Y. Kobayashi, M. Shimada and K. Okuyama, “Reduction of particle contami-nation in an actual plasma etching process”, ISSM 2005, IEEE Int. Symp. Semicond. Manuf. (2005) 229.
[4] N. Ito, T. Moriya, F. Uesugi, M. Matsumoto, S. Liu and Y. Kitayama, “Reduction of particle contami-nation in plasma etching equipment by dehydration of chamber wall”, Jpn. J. Appl. Phys. 47 (2008) 3630.
[5] K.-B. Kim, D. Kim, J. Lee, Y.-S. Oh, H.-T. Kim, H. Kim and S.-M. Lee, “Erosion behavior of YAG ceramics under fluorine plasma and their XPS analysis”, J. Korean Ceram. Soc. 46 (2009) 456.
[6] T.K. Lin, W.K. Wang, S.Y. Huang, C.T. Tasi and D.S. Wuu, “Comparison of erosion behavior and particle contamination in mass production CF_4/O_2 plasma chambers using Y_2O_3 and YF_3 protective coatings”, Nanomaterials 7 (2017) 183.
[7] J. Park, J.H. Choi, H. Na and H.J. Kim, “Effect of CaF_2 on fluorocarbon plasma resistance and thermal properties of CaO-Al_2O-SiO_2 glasses”, J. Asian Ceram. Soc. 9 (2021) 334.
[8] Y.S. Jung, K.W. Min, J.H. Choi, J.S. Yoon, W.B. Im and H.J. Kim, “Plasma resistant characteristics according to sintering conditions of CaO-Al_2O_3-SiO_2 glass coating layer”, J. Korean Ceram. Soc. 59 (2022) 86.
[9] K.W. Min, J.H. Choi, Y.S. Jung, W.B. Im and H.J. Kim, “CF_4/O_2/Ar plasma resistance of Al_2O_3 free multi components glasses”, J. Semicond. Display Technol. 21 (2022) 57.
[10] J.H. Choi, W.B. Im and H.J. Kim, “Plasma resistant glass (PRG) for reducing particulate contamination during plasma etching in semiconductor manufacturing: A review”, Mater. Today Commun. 34 (2023) 105267.
[11] J.H. Choi, H.B. Park, H. Na and H.-J. Kim, “Plasma corrosion resistance of RO-Al_2O_3-SiO_2 (R: Alkaline earth) under fluoro-carbon plasma with Ar+: II. Plasma resistant glass”, Corros. Sci. 146 (2019) 247.
[12] J.H. Choi, J.S. Yoon, Y.S. Jung, K.W. Min, W.B. Im, and H.J. Kim, “Analysis of plasma etching resistance for commercial quartz glasses used in semiconductor apparatus in fluorocarbon plasma”, Mater. Chem. Phys. 272 (2021) 125015.
[13] J.H. Choi, H. Na, J. Park and H.J. Kim, “Plasma corrosion resistance of aluminosilicate glasses containing Ca, Y and B under fluorocarbon plasma with Ar+”, J. Non-Cryst. Solids 521 (2019) 119498.
[14] Y.M. Byun, J.H. Choi, W.B. Im and H.J. Kim, “Analysis of plasma etching reactivity of bismuth aluminosilicate glasses using fluorine concentration”, J. Non-Cryst. Solids 629 (2024) 112883.
[15] U. Ali, H. Khan, M. Aamir, K. Giasin, N. Habib and M.O. Awan, “Analysis of microstructure and mechanical properties of bismuth-doped SAC305 lead-free solder alloy at high temperature”, Metals 221 (2021) 1117.
[16] I. Rosales, G. Gonzalez-Rodriguez, J.L. Gama and R. Guardian, “Bismuth effect on the mechanical properties of antifriction Al-Sn alloys”, Mater. Sci. Appl. 5 (2014) 8.
[17] G.E. Lloyd, “Atomic number and crystallographic contrast images with the SEM: a review of backscattered electron techniques”, Mineral. Mag. 51 (1987) 3.
[18] S.H. Lan, C.T. Lee, Y.S. Lai, C.C. Chen and H.W.

www.kci.go.kr

Yang, “The relationship between the structure and thermal properties of Bi_2O_3-ZnO-B_2O_3 glass system”, Adv. Condens. Matter Phys. 2021 (2021) 2321558.
[19] T. Maeder, “Review of Bi_2O_3 based glasses for electronics and related applications”, Int. Mater. Rev. 58 (2013) 3.
[20] C.Y. Wang, G.Q. Hu, Z.J. Zhang, B.Q. Liu, L.L. Zhu, H. Wang, H.H. Chen, K. Yang and J.T. Zhao, “Preparation and characterization of Bi_2O_3-SiO_2-Al_2O_3 based glasses of good transparency with high Bi_2O_3 content”, J. Non-Cryst. Solids 363 (2013) 84.
[21] F. Oudich, N. David, S. Mathieu and M. Vilasi, “Phase equilibria investigations and thermodynamic modeling of the system Bi_2O_3-Al_2O_3”, J. Nucl. Mater. 457 (2015) 72.
[22] E.I. Speranskaya, V.M. Skorikov, E.Y. Rode, V.A. Terekhova and N.S. Kurnakov, “The phase diagram of the system bismuth oxide-ferric oxide”, Bull. Acad. Sci. USSR, Div. Chem. Sci. 14 (1965) 873.

www.kci.go.kr