



# 고상반응법과 공침법으로 제조된 $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$ 세라믹의 상 형성 및 소결 거동

이동훈<sup>1,2</sup>, 백창연<sup>2</sup>, 이경자<sup>2</sup>, 이민구<sup>2</sup> , 박귀일<sup>1,3,4</sup> 

<sup>1</sup> 경북대학교 첨단소재공학부 금속재료공학전공

<sup>2</sup> 한국원자력연구원 원자력안전기반연구소 기기안전진단연구부

<sup>3</sup> 경북대학교 금속재료공학과

<sup>4</sup> 경북대학교 자동차부품소재연구소

## Phase Formation and Sintering Behaviors of $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$ Ceramics Synthesized by Solid-State Reaction and Co-precipitation Methods

Donghun Lee<sup>1,2</sup>, Changyeon Baek<sup>2</sup>, Gyoung-Ja Lee<sup>2</sup>, Min-Ku Lee<sup>2</sup>, and Kwi-II Park<sup>1,3,4</sup>

<sup>1</sup> Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Daegu 41566, Korea

<sup>2</sup> Nuclear System Integrity Sensing and Diagnosis Research Division, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 34057, Korea

<sup>3</sup> Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Daegu 41566, Korea

<sup>4</sup> Research Institute of Automotive Parts and Materials, Kyungpook National University, Daegu 41566, Korea

(Received December 31, 2025; Revised January 29, 2026; Revised February 13, 2026; Accepted February 13, 2026)

**Abstract:** Bismuth layer-structured ferroelectrics with high Curie temperatures have recently attracted significant attention as promising candidates for high-temperature piezoelectric applications. However, the conventional solid-state reaction method entails high-temperature processing that induces bismuth volatilization, thereby degrading device reliability. In this study, we employed a co-precipitation method enabling atomic-level mixing to significantly lower the synthesis temperature of Nb/Ta-doped  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  ceramics compared to the solid-state reaction method. Experimental results demonstrated that the co-precipitation method yielded a pure single phase at 600°C without intermediate phases. Furthermore, the synthesized nanopowders, with an average size of 100 nm, lowered the onset temperature of sintering shrinkage to 650°C, approximately 200°C lower than that of the solid-state counterpart. The low-temperature synthesis process proposed in this work is expected to contribute to the performance enhancement of high-temperature piezoelectric devices by effectively suppressing bismuth volatilization and ensuring compositional stability.

**Keywords:**  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$ , Co-precipitation, Solid-state reaction, Phase formation, High-temperature piezoelectric ceramics

✉ Kwi-II Park; [kipark@knu.ac.kr](mailto:kipark@knu.ac.kr)

Min-Ku Lee; [leeminku@kaeri.re.kr](mailto:leeminku@kaeri.re.kr)

Donghun Lee and Changyeon Baek equally contributed to this work.

Copyright ©2026 KIEEME. All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

최근 항공우주 및 원자력 발전 등 극한 환경에서 활용 가능한 고온용 압전 소자에 대한 수요가 증가함에 따라, 높은 큐리 온도를 갖는 비스무스 층상 구조 세라믹이 유망한 후보로 주목받고 있다 [1]. 그러나 순수한  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  (BiT) 세라믹은 고온 소결 중 발생하는 Bi의 휘발로 인해 다량의 산

소 공공이 형성되며, 이는 높은 누설 전류와 도메인 벽 고정을 유발하여 압전 특성을 저하시키는 원인이 된다 [1-3]. 선행 연구에 따르면,  $Ti^{4+}$  자리에  $Nb^{5+}$ 나  $Ta^{5+}$ 와 같은 도너 이온을 도핑할 경우 산소 공공의 농도를 효과적으로 억제하여 비저항을 높이고, 결과적으로 39 pC/N에 달하는 우수한 압전 상수와 고온 안정성을 확보할 수 있음이 보고된 바 있다 [3].

하지만 이러한 우수한 조성 설계에도 불구하고, 기존의 고상반응법(solid-state reaction, SS)을 이용한 제조 공정은 여전히 고질적인 한계를 갖는다. 일반적인 고상반응법의 경우, 주로 마이크로미터 단위의 상용 원료 분말을 사용하며, 이러한 거대 입자 간의 반응은 접촉 계면을 통한 고체 확산에 의존한다. 따라서 입자 내부까지의 긴 확산 거리를 극복하기 위한 높은 하소 온도가 요구된다 [4,5]. 이러한 고온 공정은 입자의 조대화를 유발하여 소결 구동력을 저하시키고, 결과적으로 치밀화를 위한 소결 온도를 높이는 원인이 된다 [6]. 이때, Bi는 본질적으로 높은 포화 증기압을 갖기 때문에, 이러한 고온 소결 환경은 Bi 휘발을 가속시킬 우려가 있다 [7,8]. 이는 목표 조성의 달성을 어렵게 하고 결과적으로 재료의 특성을 저하시키는 원인이 될 수 있다.

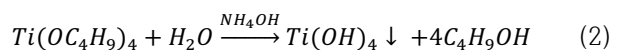
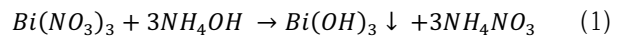
이러한 고상반응법의 한계를 극복하기 위해 졸-겔법, 수열합성법 등 다양한 합성법들이 연구되어왔다 [1,6]. 졸-겔법은 분자 수준의 혼합을 통해 우수한 균질성을 확보할 수 있으나, 고가의 원료와 긴 공정시간이 요구된다는 단점이 있다. 또한 수열 합성법은 비교적 낮은 온도에서 합성할 수 있는 장점이 있지만, 낮은 생산 수율로 인해 대량 생산에 적용하기에는 한계가 있다. 이에 반해, 공침법(co-precipitation, CP)은 간단한 공정 제어를 통해 대량 생산이 용이하다는 이점을 갖는다. 또한, 원료를 용액 상태에서 이온 단위로 혼합함으로써 전구체 단계에서의 균질성을 극대화할 수 있는 방법이다. 공침법을 통해 형성된 전구체는 구성 원소 간의 확산 거리가 짧아, 상 형성에 필요한 에너지를 낮추고 비교적 낮은 온도에서도 결정화가 가능하다는 장점이 있다 [6,9,10]. 이러한 저온 합성은 Bi의 과도한 휘발을 억제함과 동시에, 미세한 결정립 구조를 형성하여 소자의 신뢰성을 향상시키는 데 유리하게 작용한다.

본 연구에서는 고온 압전 소자용 Nb/Ta 도핑된  $Bi_4Ti_3O_{12}$  (BiT) 세라믹(BTNT) 제조 시, 고상반응법과 공침법의 합성 메커니즘 차이가 상 형성 거동 및 소결 특성에 미치는 영향을 비교하였다. 장거리 확산에 의존하는 고상반응법과 달리, 이온 단위의 균일한 혼합을 통해 즉각적인 결정화를 유도하는 공침법의 특성을 규명하였다. 이를 통해 공침법이 저온 소결을 가능케 하고, 결과적으로 고온용

압전 세라믹의 미세구조 제어 및 조성 안정성 확보에 효과적인 공정임을 입증하고자 한다.

BTNT 세라믹을 제조하기 위해 고상반응법과 공침법을 각각 적용하였다. 고상반응법의 경우, 출발 원료로 고순도의  $Bi_2O_3$  ( $\geq 99.9\%$ , ACROS),  $TiO_2$  ( $\geq 99.9\%$ , Sigma-Aldrich),  $Nb_2O_5$  ( $\geq 99.9\%$ , Sigma-Aldrich) 및  $Ta_2O_5$  ( $\geq 99\%$ , Sigma-Aldrich) 분말을 사용하였다. 원료는 에탄올을 분산매로 하여 ball mill (DAE WHA Tech Co., Ltd, Korea)을 이용해 혼합하였다. 이때 250 mL 용량의 용기와 직경 10 mm의 YSZ (Yttria-Stabilized Zirconia) 볼을 사용하였으며, 분말 대 볼의 질량비는 1:10, 밀링 속도는 150 rpm으로 설정하여 24시간 동안 진행하였다. 건조된 슬러리는 박스 퍼니스(AJEON Heating Industrial Co., Korea)를 이용하여 500~700°C에서 4시간 동안 하소하였다.

공침법을 이용한 Bi-Ti 전구체 합성에는 질산비스무트 5수화물( $Bi(NO_3)_3 \cdot 5H_2O$ ,  $\geq 98.0\%$ , Junsei)과 티타늄 n-부톡사이드( $Ti(OC_4H_9)_4$ , 97.0%, Samchun)를 출발 물질로 사용하였다. 두 전구체를 화학 양론적 비율에 맞춰 준비한 후, 가수분해를 방지하기 위해 질산( $HNO_3$ , 65.0~66.0%) 수용액에 용해시켜 투명한 산성 혼합 용액을 제조하였다. 이후, 침전제인 암모니아수( $NH_4OH$ , 25.0~28.0%)를 한 방울씩 첨가하여 pH를 9로 유지하였다. 이론적으로  $Ti^{4+}$  이온과  $Bi^{3+}$  이온은 각각 pH 2 및 pH 4 부근에서 침전을 시작하지만, 본 연구에서는 이보다 높은 pH 9 환경을 강제함으로써 두 성분이 신속하게 반응하여 동시 침전되도록 유도하였다. 이에 따라 다음의 반응식 (1)과 (2)에 의해 비스무트와 티타늄의 수산화물 침전물이 형성되었다.



침전물을 충분히 가라앉힌 후, 용액에 존재하는 반응 부산물( $NH_4NO_3$ ,  $C_4H_9OH$ )을 제거하기 위해 증류수를 이용하여 수회 세척하였다. 세척한 침전물은 80°C에서 24시간 동안 건조하였다. 이후 준비된 Bi-Ti분말에 고상반응법과 동일한  $Nb_2O_5$  및  $Ta_2O_5$  산화물 분말을 조성비에 맞춰 첨가하였다. 혼합물은 에탄올과 함께 24시간 동안 볼 밀링(ball-milling)하여 기계적으로 균일하게 분산시켰으며, 건조 후 500~600°C에서 1시간 동안 하소하여 최종적으로 Nb/Ta가 도핑된 공침 분말을 제조하였다.

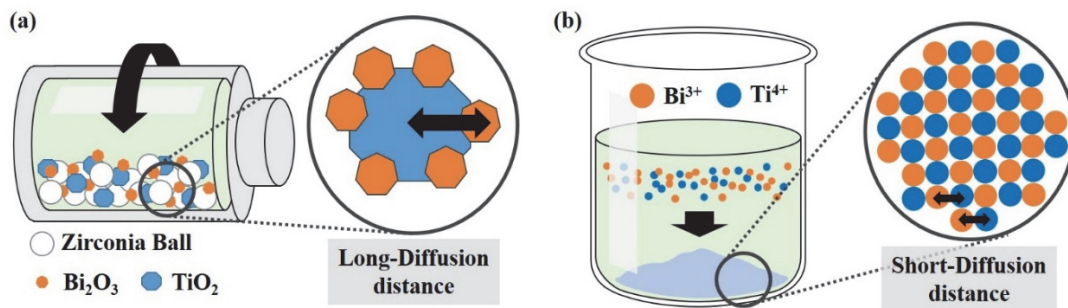
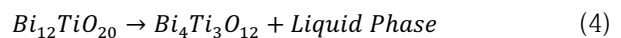
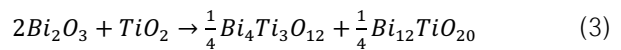
제조된 두 종류의 전구체 분말에 대한 열적 거동은 자동

열중량 분석기-시차 주사 열량계(TG-DSC, TA Instruments, USA)를 사용하여 분석하였다. 합성된 분말 및 소결체의 결정 구조는 X-ray diffraction (XRD, D/Max-2500, Rigaku, Tokyo, Japan)을 이용하여 Cu K- $\alpha$  선원 (40 kV, 30 mA)으로 분석하였으며, 미세구조는 SEM (JSM 6300, JEOL, Tokyo, Japan)으로 관찰하였다. 입자 크기는 이미지 분석 소프트웨어인 Matrox imaging library 10을 사용하여 각 시편당 약 100개의 입자를 대상으로 측정하였다. 성형체의 온도에 따른 수축 거동을 비교하기 위해, 각 분말에 결합제인 5 wt%의 PVA (Poly-vinyl alcohol)를 혼합하고 150  $\mu\text{m}$  체를 통과시킨 후, Automatic benchtop Press (Carver, Wabash, IN, USA)를 사용하여 직경 5 mm의 원기둥 형태로 일축 가압 성형하였다. 제조된 성형체는 열기계 분석기(TMA, TA Instruments, USA)를 사용하여 소결 수축 거동을 분석하였다. 소결된 시편의 부피 밀도는 아르키메데스 원리를 이용하여 측정하였으며, 이론 밀도와 비교하여 상대 밀도를 계산하였다.

그림 1은 고상반응법과 공침법의 전구체 형성 과정 및 입자 내 성분 분포의 차이를 도식화하여 나타낸 것이다. 두 합성법은 원료의 혼합 상태와 이에 따른 확산 거리에서 근본적인 차이를 보인다. 일반적인 고상반응법[그림 1(a)]의 경우, 마이크로미터 수준의 산화물을 기계적으로 혼합하여 전구체를 제조한다. 이 경우 각 구성 원소들은 개별적인 입자 형태로 존재하며, 입자 간의 접촉을 통하여 반응이 시작된다. 고체 상태에서의 반응 속도는 이온이 이동해야 하는 거리에 반비례하므로, 입자 계면에 형성된 생성물 층이 두꺼워질수록 반응물 간의 반응 속도는 급격히 증가한다 [13]. 즉, 고상반응은 입자 내부 깊숙한 곳까지 원자가 이동해야 하는 장거리 확산이 전체 반응의 속도 결정 단계로 작용하며, 이러한 높은 에너지 장벽을 극복하기 위해 고온 열처리가 불가피하다. 반면, 본 연구에서 도입한 공침법 [그림 1(b)]은 출발 원료를 액상 상태에서 이온 단위로 혼

합한 후, 침전제를 통해 동시에 침전시키는 방식을 따른다. 이때 형성된 전구체는 구성 원소들이 이미 화학양론적 비율에 맞춰 인접해 있는 나노 클러스터 혹은 비정질 네트워크 구조를 형성한다 [13,14]. 이 상태에서는 구성 원소 간의 거리가 원자 스케일로 최소화되어 있어, 상 형성을 위한 별도의 확산 과정이 거의 요구되지 않는다. 따라서 공침 전구체는 열에너지가 가해졌을 때 긴 확산 경로를 거치지 않고, 국부적인 원자 재배열만으로도 즉각적인 결정화가 가능하다. 결과적으로 공침법은 반응 경로를 단축시켜 결정화 온도를 낮출 수 있으며, 이는 저온에서도 단일 상을 형성할 수 있는 열역학적 구동력을 제공한다 [11-13,15].

그림 2는 고상반응법(SS)과 공침법(CP)으로 제조된 전구체 분말의 열중량(TG) 및 시차주사열량(DSC) 분석 결과를 보여준다. 고상 반응법 [그림 2(a)]의 경우, 전체 온도에서 중량 감소율은 약 0.4%로 매우 미미하게 나타났다. 이는 출발 원료인  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ 와  $\text{TiO}_2$ 가 이미 안정한 산화물 형태를 갖기 때문이며, 소량의 중량 감소는 주로 입자 표면에 존재하는 흡착 산소 및 수분의 단순 탈착에 기인한 것으로 판단된다. DSC곡선에서는 상 형성과 관련된 두 개의 주요한 흡열 피크가 관찰되었다. 첫 번째로 715 $^{\circ}\text{C}$  부근에서 관찰되는 흡열 피크는 출발 원료인  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ 와  $\text{TiO}_2$ 의 초기 고상 반응이 시작됨을 의미한다. Berbeni *et al.* [16]에 따르면, 이 온도 구간에서  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ 와  $\text{TiO}_2$ 는 식 (3)과 같이 반응하여  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$ 상과 중간상인  $\text{Bi}_{12}\text{Ti}_{20}$ 가 혼재된 상태를 형성한다. 이후 관찰되는 855 $^{\circ}\text{C}$  부근의 흡열 피크는 식 (4)와 같이 잔류 중간상( $\text{Bi}_{12}\text{Ti}_{20}$ )의 포정반응에 의한 분해와 액상 형성에 기인한다.



**Fig. 1.** Schematic diagram comparing the synthesis mechanisms and diffusion distances of (a) the solid-state reaction method and (b) the coprecipitation method.

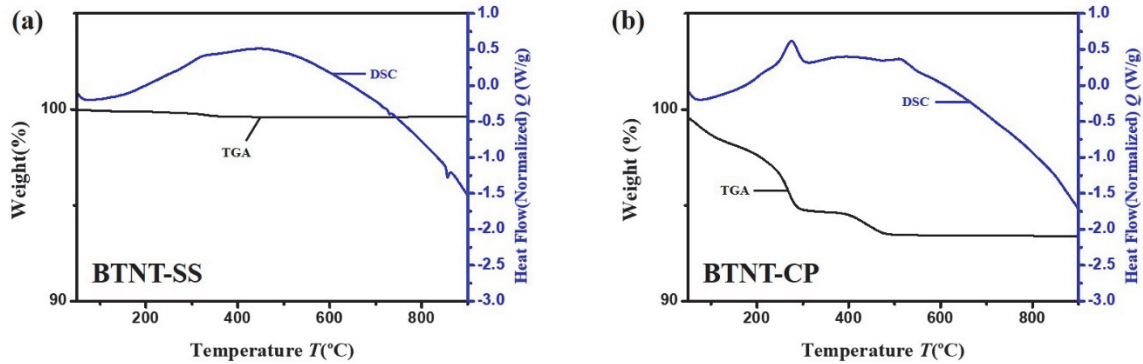
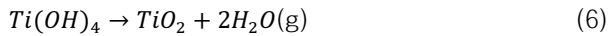
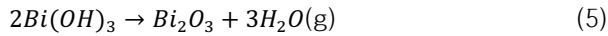


Fig. 2. TG-DSC curves of precursor powders synthesized by (a) the solid-state reaction method and (b) the co-precipitation method.

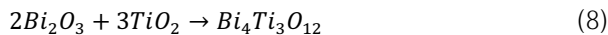
반면 공침법 [그림 2(b)]은 고상법과 상이한 열적 거동을 보인다. 상온~400°C 구간에서 관찰되는 중량 감소는, 침전물인 비스무스와 티타늄 수산화물이 식 (5) 및 (6)과 같이 탈수 반응을 일으켜 비정질 산화물로 전이되는 과정에 기인한다.



이때 DSC곡선 상에서 300°C 부근에 나타나는 발열 피크에 대해, Liu 등 [17]과 Kan 등 [18]은 침전물 내에 잔류한 질산암모늄( $\text{NH}_4\text{NO}_3$ )이 식 (7)과 같이 산화 분해되면서 발생하는 열에 기인한다고 보고하였다.



이후 중량 감소가 완료되어 안정화된 510°C 부근에서 발열 피크가 관찰되는데, 이는 비정질 상태의 전구체가 결정질의  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  상으로 전이하는 결정화 반응에 해당하며 [18], 식 (8)과 같이 표현된다.



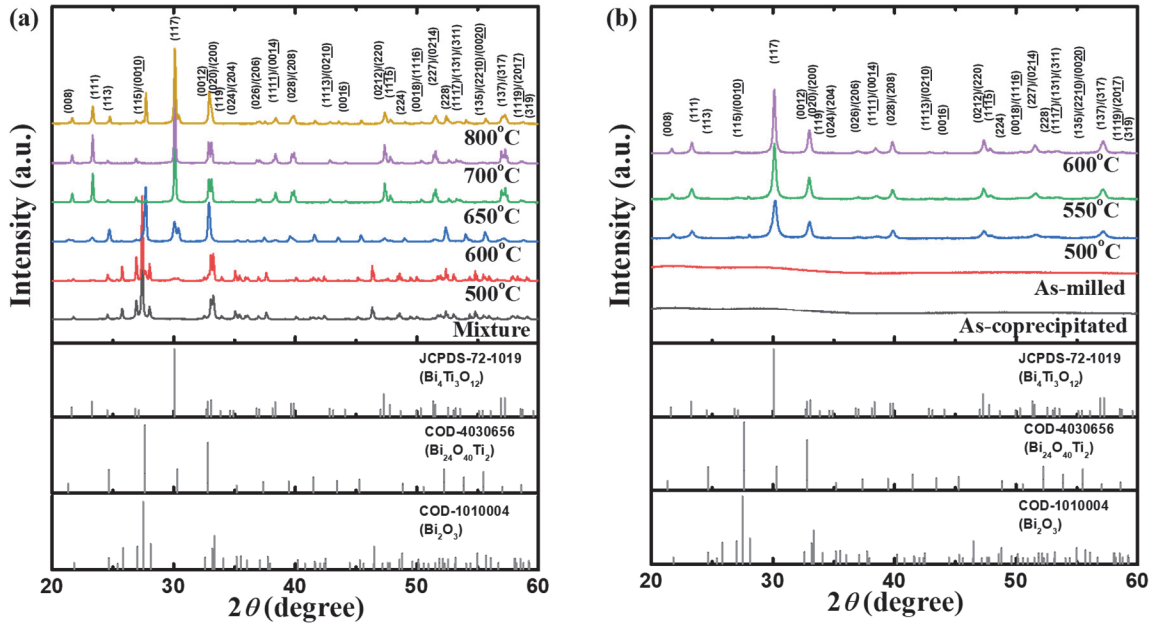
결과적으로 공침법은 고상법의 반응 시작 온도(714°C)보다 낮은 온도에서 결정화가 완료됨을 확인하였다.

그림 3은 고상반응법과 공침법으로 제조된 전구체 분말의 하소 온도에 따른 상 거동을 비교한 X-선 회절(XRD) 패턴이다. 먼저 고상반응법 [그림 3(a)]의 경우, 상 형성 거동이 온도에 따라 단계적으로 진행됨이 확인되었다. 500°C 하소 시료에서는 반응이 진행되지 않아 단순 혼합 상태와

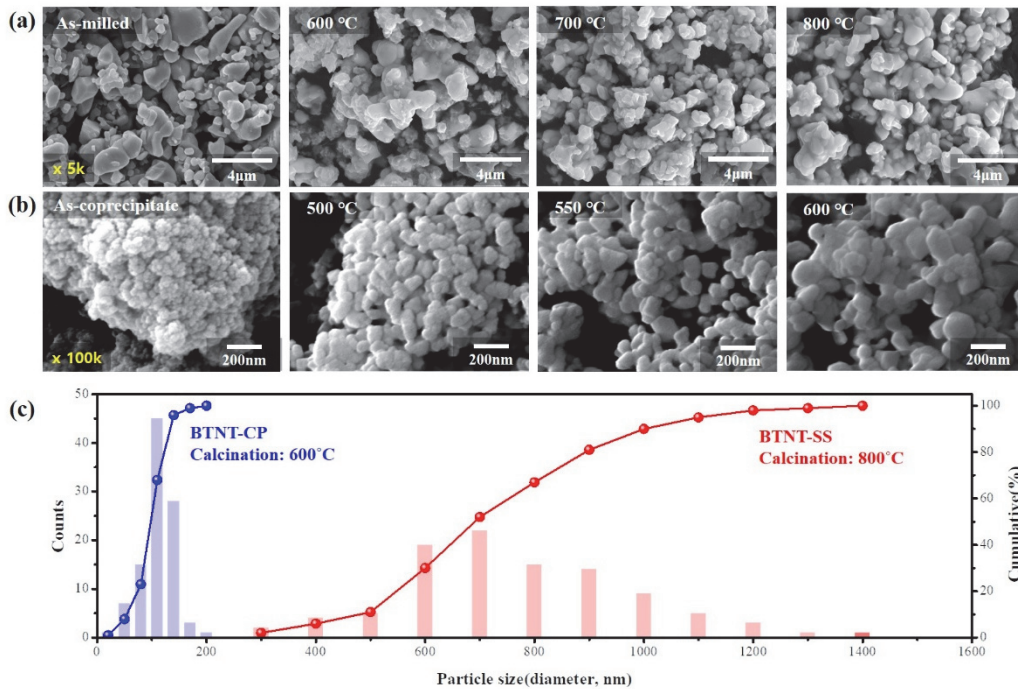
동일하게 출발 원료( $\text{Bi}_2\text{O}_3$ )의 회절 피크만이 관찰되었다. 600°C 하소 온도에서는  $\text{Bi}_{12}\text{TiO}_{20}$ 의 중간상 피크가 주로 나타났다. 650~700°C 하소 온도에서는 주 피크와 중간상의 피크가 동시에 나타났다. 이는 앞서 언급한 식 (3)의 반응과 일치하는 현상이나, 그림 2(a)의 DSC곡선에서 나타난 피크 온도(715°C)보다 낮게 측정된다. 이는 동적 승온 분석인 DSC와는 다르게 4시간의 충분한 등온 유지 시간이 주어짐에 따라 원자 간 확산에 따른 반응이 진행된 결과로 판단된다. 이후 800°C의 하소 온도에서는 중간상의 피크가 소멸하고, 불순물이 없는 단일  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  상이 형성됨을 확인하였다.

반면, 공침법 그림 3(b)으로 제조된 분말은 초기(as-coprecipitated)에 비정질 패턴을 보였으나, 500°C부터  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  결정 피크가 관찰되기 시작하여, 600°C에서는 고상법에서 관찰되던 중간상 없이 우수한 단일 상이 형성됨을 확인하였다. 이러한 중간상의 부재와 결정화 시작 온도의 차이는, 공침법을 통해 구현된 전구체의 높은 화학적 균질성과 상 형성에 필요한 확산 거리 차이에 기인한다. 고상반응법의 경우, 불균일한 입자 간 접촉 계면에서 성분 원소의 장거리 이동이 요구되므로 높은 에너지가 필요하며, 확산 속도 차이로 인한 국부적 농도 구배가 발생하여  $\text{Bi}_{12}\text{TiO}_{20}$ 와 같은 중간상이 필연적으로 형성된다. 반면, 공침법을 통해 원자 단위로 혼합된 전구체는 구성 원소들이 이미 화학양론적 비율로 인접해 있어, 확산 장벽이 현저히 낮고 국부적인 구조 재배열만으로도 직접적인  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  상 형성이 가능하다. 결과적으로 공침법은 고상법 대비 약 200°C 낮은 온도에서 상 합성을 완료할 뿐만 아니라, 고순도 상을 확보하는 데에도 효과적임을 확인하였다.

그림 4는 합성 방법 및 하소 온도에 따른 분말의 미세구조 변화를 주사전자현미경(SEM)으로 분석하고 최종 하소 분말의 입자 크기 분포를 비교하여 나타낸 것이다. 먼저 고상반응법으로 제조된 분말의 경우, 기계적 분쇄(ball mill)



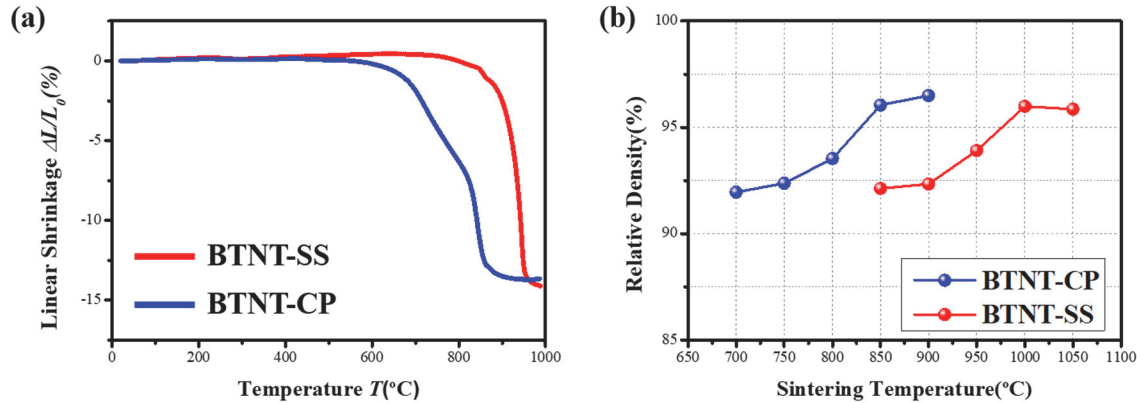
**Fig. 3.** XRD patterns of powders synthesized by (a) the solid-state reaction method and (b) the co-precipitation method calcined at various temperatures.



**Fig. 4.** Microstructures of powders synthesized by (a) the solid-state reaction method and (b) the co-precipitation method at various calcination temperatures, and (c) particle size distributions of BTNT-SS powder calcined at 800°C and BTNT-CP powder calcined at 600°C.

공정에 의해 형성된 불규칙한 형상과 각진 모서리를 갖는 입자가 관찰되었다. 하소 온도가 상승함에 따라 입자 간의 응집이 일부 관찰되었으나, 전반적인 입자 크기는 수 마이크로미터

크로미터 수준으로 확인하였다. 반면, 공침법으로 제조된 분말은 공침 직후 단계에서 나노 입자들이 뭉친 응집 형태를 보였으나 하소 온도가 증가함에 따라 입자의 윤곽이 뚜



**Fig. 5.** (a) Linear shrinkage curves measured by TMA and (b) relative density as a function of sintering temperature for BTNT ceramics synthesized by solid-state reaction (SS) and co-precipitation (CP) methods.

렸해졌으며, 특히 600°C에서 하소된 분말은 100~200 nm 크기의 균일한 입자 형상을 나타내었다. 그림 4(c)의 입자 크기 분포 그래프는 이러한 차이를 정량적으로 뒷받침한다. 공침법(BTNT-CP, 600°C) 분말은 평균 입경이 약 100 nm로 매우 좁은 분포를 보인 반면, 고상반응법(BTNT-SS, 700°C) 분말은 평균 입경이 약 700 nm 이상이며, 300 nm에서 1.4  $\mu\text{m}$ 에 이르는 넓은 분포를 나타냈다.

그림 5(a)와 (b)는 각각 고상반응법과 공침법으로 제조된 성형체의 온도에 따른 선 수축률과 이에 따른 소결 밀도의 변화를 나타낸 것이다. 먼저 그림 5(a)의 TMA 분석 결과를 살펴보면, 700°C에서 하소된 고상반응법(SS) 시편은 약 850°C 부근에서 수축이 시작되는 반면, 600°C에서 하소된 공침법(CP) 시편은 이보다 약 200°C 낮은 650°C 부근에서 급격한 수축이 시작됨을 알 수 있다. 이는 앞서 미세구조 분석 그림 4에서 확인된 바와 같이, 공침법으로 형성된 100~200 nm급 미세 입자의 높은 비표면적 에너지가 강력한 소결 구동력으로 작용했기 때문이다 [6]. 이러한 TMA 상의 조기 수축 거동은 그림 5(b)의 상대 밀도 결과에서 실제 치밀화로 입증된다. 고상반응법 시편이 수축을 막 시작하는 850°C 구간에서, 공침법 시편은 이미 이론 밀도 대비 96.05%의 높은 상대 밀도에 도달하여 소결이 완료되는 거동을 보였다. 반면, 고상반응법 시편은 1,000°C에 도달해서야 동등 수준인 약 96%의 밀도를 확보할 수 있었다. 결과적으로 공침법은 고상반응법 대비 소결 시작 온도를 약 200°C 앞당길 뿐만 아니라, 실제 소결 완료 온도 또한 약 150°C 이상 낮추는 효과가 있음을 확인하였다. 이러한 저온 소결 특성은 고온에서 발생하는 Bi의 휘발을 억제하고 화학양론적 조성을 유지하는 데 기여할 것으로 판단된다.

본 연구에서는 고온용  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$  압전 세라믹의 제조 공

정에서 발생하는 Bi 휘발 문제를 억제하고 미세구조를 제어하기 위해 공침법을 도입하였으며, 이를 기존의 고상반응법과 비교 분석하였다. 연구 결과, 액상에서의 원자 단위 혼합을 유도한 공침법은, 긴 확산 경로를 거치지 않고, 국부적인 원자 재배열만으로도 즉각적인 결정화가 가능하며 고상반응법(800°C) 대비 약 200°C 낮은 600°C의 하소 온도에서도 이차상 없는 단일 상 형성이 가능함을 확인하였다. 또한 미세구조 분석을 통해, 기계적 분쇄에 의존하여 불규칙한 마이크로 입자를 형성한 고상반응법과 달리 공침법은 100~200 nm 수준의 균일한 나노 입자를 형성함을 규명하였다. 이러한 미세 나노 입자는 높은 비표면적에 기인한 소결 구동력을 제공하여, 공침법 시료의 소결 시작 온도를 고상반응법(850°C) 대비 약 200°C 낮은 650°C 부근으로 낮추는 데 기여하였다. 결론적으로, 확산 거리 제어를 통한 공침법의 저온 합성 및 소결 공정은 900°C 이상의 고온에서 가속화되는 Bi의 휘발을 억제하고 화학양론적 조성을 유지하는 데 효과적임을 확인하였으며, 이는 향후 고신뢰성 고온 압전 소자 구현을 위한 하나의 주요한 제조 전략이 될 것으로 기대된다.

#### ORCID

Kwi-II Park  
Min-Ku Lee

<https://orcid.org/0000-0002-9140-6641>  
<https://orcid.org/0000-0003-2687-7049>

#### 감사의 글

본 연구는 2025년도 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원(No. RS-2022-NR069105, RS-2024-00403822, RS-2022-00144147)과 한국원자

력연구원 기본사업의 지원을 받아 수행되었습니다.

## REFERENCES

- [1] A. Moure, *Appl. Sci.*, **8**, 62 (2018).  
doi: <https://doi.org/10.3390/app8010062>
- [2] T. Jardiel, A. C. Caballero, and M. Villegas, *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **116**, 511 (2008).  
doi: <https://doi.org/10.2109/jcersj2.116.511>
- [3] Y. G. Jeong, G. J. Lee, S. H. Lee, H. S. Ma, B. H. Kim, K. H. Park, J. J. Park, K. Lee, and M. K. Lee, *Ceram. Int.*, **48**, 12764 (2022).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.01.146>
- [4] A. Pal and K. S. Gayen, *Orient. J. Chem.*, **37**, 1 (2021).  
doi: <https://doi.org/10.13005/ojc/370101>
- [5] A. Kumar, S. Dutta, S. Kim, T. Kwon, S. S. Patil, N. Kumari, S. Jeevanandham, and I. S. Lee, *Chem. Rev.*, **122**, 12748 (2022).  
doi: <https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.1c00637>
- [6] M. N. Rahaman, *Ceramic Processing and Sintering*, 2nd edn. (CRC Press, Boca Raton, FL, 2003).  
doi: <https://doi.org/10.1201/9781315274126>
- [7] H. S. Shulman, M. Testorf, D. Damjanovic, and N. Setter, *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**, 3124 (1996).  
doi: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1996.tb08086.x>
- [8] T. Takeuchi, T. Tani, and Y. Saito, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **38**, 5553 (1999).  
doi: <https://doi.org/10.1143/jjap.38.5553>
- [9] T. A. Ring, *Fundamentals of Ceramic Powder Processing and Synthesis* (Academic Press, San Diego, CA, 1996).  
doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-588930-8.X5000-1>
- [10] J. S. Reed, *Principles of Ceramics Processing*, 2nd edn. (Wiley-Interscience, Hoboken, NJ, 1995).
- [11] D. Segal, *Chemical Synthesis of Advanced Ceramic Materials* (Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1989).  
doi: <https://doi.org/10.1017/CBO9780511565014>
- [12] C.N.R. Rao and J. Gopalakrishnan, *New Directions in Solid State Chemistry*, 2nd edn. (Cambridge University Press, Cambridge, UK, 2010).  
doi: <https://doi.org/10.1017/CBO9780511623141>
- [13] H. Schmalzried, *Chemical Kinetics of Solids*. (VCH, Weinheim, Germany, 1995).  
doi: <https://doi.org/10.1002/9783527615537>
- [14] A.K.P. Mann, L. Schenck, A. Koynov, A.C.F. Rumondor, X. Jin, M. Marota, and C. Dalton, *J. Pharm. Sci.*, **107**, 183 (2018).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.xphs.2017.07.001>
- [15] P. Pookmanee and S. Phanichphant, *J. Ceram. Process. Res.*, **10**, 448 (2009).  
<http://www.jcpr.or.kr/journal/archive/view/699>
- [16] V. Berbenni, A. Marini, and G. Bruni, *J. Alloys Compd.*, **329**, 230 (2001).  
doi: [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(01\)01574-2](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(01)01574-2)
- [17] G. Liu and J. Hu, *Powder Technol.*, **218**, 124 (2012).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.11.052>
- [18] Y. Kan, P. Wang, Y. Li, Y. B. Cheng, and D. Yan, *Mater. Lett.*, **56**, 910 (2002).  
doi: [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(02\)00636-5](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00636-5)