


미스트 화학기상증착법을 이용한 AlN/Sapphire 템플릿 상의 카파상 산화갈륨 박막 성장 연구

임재혁^{1,2}, 조성호³, 신윤지¹, 정성민¹, 구태훈⁴, 신아란⁴, 강창모², 배시영⁵ 

¹ 한국세라믹기술원 연구혁신본부

² 부산대학교 나노메카트로닉스공학과

³ 부산대학교 재료공학과

⁴ 국립부경대학교 차세대반도체기술연구소

⁵ 국립부경대학교 차세대반도체공학전공

A Study on the Growth of κ -phase Gallium Oxide Thin Films on AlN/Sapphire Templates Using Mist Chemical Vapor Deposition

Jae-Hyeok Lim^{1,2}, Seong-Ho Cho³, Yun-Ji Shin¹, Seong-Min Jeong¹,
Tae-Hun Gu⁴, Aran Shin⁴, Chang-Mo Kang², and Si-Young Bae⁵

¹ Research and Innovation Headquarters, Korea Institute of Ceramic Engineering and Technology, Jinju 52851, Korea

² Department of Nanomechanics Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Korea

³ Department of Materials Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Korea

⁴ Next Generation Semiconductor Technology Research Institute, Pukyong National University, Busan 48513, Korea

⁵ Department of Semiconductor Engineering, Pukyong National University, Busan 48513, Korea

(Received August 26, 2025; Revised September 12, 2025; Accepted September 16, 2025)

Abstract: κ -phase Ga_2O_3 is a wide-bandgap semiconductor that has attracted attention for power and optoelectronic device applications. However, its crystal quality and optical properties are highly dependent on the growth temperature, which motivates the need for a systematic study. In this work, κ - Ga_2O_3 thin films were grown on AlN/sapphire templates using mist-CVD at different temperatures. At lower temperatures (400°C), films exhibited incomplete crystallization and partial opacity, whereas higher growth temperatures (500–700°C) produced transparent films with improved properties. The bandgap was found to increase with temperature, consistent with reported values for 600–700°C, and XRD/XRC analysis confirmed that crystal quality improved with higher growth temperature. AFM analysis further revealed reductions in surface roughness and grain size variation at elevated temperatures. These findings indicate that an optimal growth window of 600–700°C enables high-quality κ - Ga_2O_3 films, with potential implications for integrating this material on other hexagonal substrates such as SiC and GaN.

Keywords: Mist-CVD, κ - Ga_2O_3 , Thin film, AlN templates, Hetero substrates

✉ Si-Young Bae; siyoungbae@pknu.ac.kr

Copyright ©2025 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.

초광대역 밴드갭(UWBG) 반도체 재료 중 하나인 산화갈륨(Ga_2O_3)은 넓은 밴드갭(4.6–5.3 eV)과 높은 항복 전계 강도(~8 MV/cm)를 가진다 [1]. 전력반도체 소자 성능의 기준이 되는 발리가 성능 지수(Baliga's figure of merit, BFOM)는 탄화규소(SiC) 및 질화갈륨(GaN)보다 높은 값을 가져, 차세대 전력반도체 재료로 각광받고 있다 [2,3]. Ga_2O_3 는 α , β , γ , δ , $\kappa(\epsilon)$ 의 5가지 결정상을 가진다 [4]. 그 중 열적으로 가장 안정한 상은 β 상이며, 초크랄스키(Czochralski, CZ), 엣지 규정 필름 공급법(edge-defined film-fed growth, EFG), 플로팅존(floating zone, FZ) 등을 이용한 용액 단결정 성장 방법을 통해 활발하게 연구되어오고 있다 [5-8]. 그러나, 산화갈륨 단결정은 여전히 기존 광대역 밴드갭 소재 대비 높은 가격을 형성하므로 다양한 이종기판 상에 박막 성장을 통한 저가화 접근 전략이 상당히 유효할 수 있다. α 상 산화갈륨은 삼방정계(trigonal) 사파이어 기판 구조 위에 구현이 잘 되는 것으로 보고되고 있다 [9]. β 상 산화갈륨은 단사정계(monoclinic) 구조이며, 일반적으로 육방정계 기판 위에 성장 시, 높은 이방성 및 부정합으로 인해 높은 결함 밀도를 가지게 된다 [10]. 반면, κ 상 산화갈륨은 다형체 중 두 번째로 안정한 결정상이며, 사방정계(orthorhombic) 구조이다. 자발적으로 회전 도메인을 형성하며 성장하기 때문에 유사 육방정계(hexagonal) 구조를 가질 수도 있다 [11]. 따라서, κ 상 산화갈륨은 사파이어(sapphire), 질화갈륨(GaN) 그리고 질화알루미늄(AlN)과 같은 육방정계(혹은 유사 육방정계) 구조의 기판에 대한 격자 정합이 β 상보다 우수하며, 높은 결정성을 가지는 에피택셜 성장이 가능하다. 육방정계 기판 위 성장시 형성되는 60° 회전 도메인으로 인해 필름이 육방 대칭으로 관찰되어 ϵ 으로 표기되었으나, 실제 결정 구조는 정방정계 κ 상 산화갈륨과 동일함이 확인된 바 있다 [12-16]. 특히, κ 상 산화갈륨은 다형체 중 유일하게 강유전 특성을 지니고 있으며 [17], c 축으로 자발 분극을 형성하는 높은 유전 상수 값을 가지는 장점이 있다.

κ 상 산화갈륨 박막 성장에 관한 연구는 미스트 화학기상 증착법(mist chemical vapor deposition, Mist CVD), 할라이드 기상 증착법(halide vapor phase epitaxy, HVPE), 유기 금속 화학 증착법(metalorganic chemical vapor deposition, MOCVD), 펄스 레이저 증착법(pulsed laser deposition, PLD) 등의 다양한 성장방법을 통해 연구되고 있다 [10,18-27]. κ 상 산화갈륨은 열적으로 준안정하며 $700-800^\circ\text{C}$ 이상의 고온에서 β 상으로 상전이 되는 특성이 있다. 그로 인해 고온 성장 시에 발생하는 β 상의 혼입으로 인해 순수 κ 상 산화갈륨을 얻기 위한 성장 온도는 $500-700^\circ\text{C}$ 범위로 보고되었다 [22,26,27]. 본 연구

에서는 비교적 저비용 설치가 가능하면서 공정 제어가 용이한 미스트 화학기상증착법을 이용해 AlN/Sapphire 템플릿 위에 산화갈륨 박막을 성장하였다. 이때 동일한 화학수송 조건에서 성장 온도를 변화시켜, 성장된 박막의 결정상의 온도 의존성을 확인하였다. 이를 통해 향후 κ 상 산화갈륨 박막 성장을 위한 기초 연구 결과로 활용하고자 한다.

본 연구에서 사용한 AlN/Sapphire 템플릿은 MOCVD를 이용하여 AlN (두께 $\sim 1.5 \mu\text{m}$)을 Single side polished C-plane (0001) 사파이어 기판 위에 성장한 것으로 (102) Rocking curve FWHM < 650 arcsec (XRD), 표면 거칠기(Ra)가 1nm 미만 (AFM)의 특성을 갖는다. 실험에서는 산화갈륨 박막 성장을 위해 수평형 미스트 화학기상증착법을 사용하였다. 미스트 화학기상증착법은 전구체 용액을 1.7 MHz 초음파 발생기에 의해 미스트로 분무화시키고 캐리어 가스를 통해 반응구로 이동시킨다. 반응구에 놓인 기판으로 이동한 미스트 액적은 높은 온도에 의해 서서히 기화되며 이 때, 라이덴 프로스트 효과(Leidenfrost effect)에 의해 박막을 형성시킨다. 갈륨 전구체로서 Gallium acetylacetonate($Ga(C_5H_8O_3)_3$, Alpha aesar, USA)를 미량의 염산과 함께 증류수에 용해시켜 사용하였으며, 용액의 농도는 0.05 mol/L로 고정하였다. 캐리어 가스는 air를 사용하였으며, 유량은 5 L/min으로 고정하여 1시간 동안 성장하였다. 성장 온도에 따른 영향을 관찰하기 위해 $400-700^\circ\text{C}$ 에서 실험을 진행하였다. 성장된 박막의 결정상과 성장 결정방향은 X선 회절(X-ray diffraction, XRD)을 통해 조사되었다. 또한 결정 품질을 확인하기 위해 XRD rocking curve (XRC) 측정을 하였다. 원자현미경(atomic force microscope, AFM) 분석을 통해 성장 온도에 따른 표면 형상 및 거칠기를 관찰하였다. 성장한 산화갈륨의 밴드갭 비교를 위해 자외선-가시광선 분광법(ultraviolet-visible spectroscopy)을 이용하여 투과도를 측정하였으며, 밴드갭은 투과도 곡선을 T_{auc} plot하여 계산하였다.

그림 1은 다양한 성장온도에서 성장한 κ - Ga_2O_3 박막의 광학 이미지이다. 400°C 에서 성장된 박막에서 표면의 일부가 하얗게 변하여 불투명한 영역이 확인되었다. 이는 상대적으로 낮은 성장온도로 인해 산화갈륨 박막이 국소적으로 온전히 결정화되지 못하여 표면이 거칠게 성장되었음을 나타낸다. $500-700^\circ\text{C}$ 의 성장온도에서 성장된 박막은 모든 영역에서 투명한 형상이 관찰되었으며, 이를 통해 표면이 대체로 매끈하게 성장되었음을 확인하였다.

그림 2는 다양한 성장온도에서 성장한 κ - Ga_2O_3 박막의 투과도 및 T_{auc} plot을 보여준다. 투과도 측정은 자외선-가시광선 분광법을 통하여 $200-800$ nm 범위에서 측정되

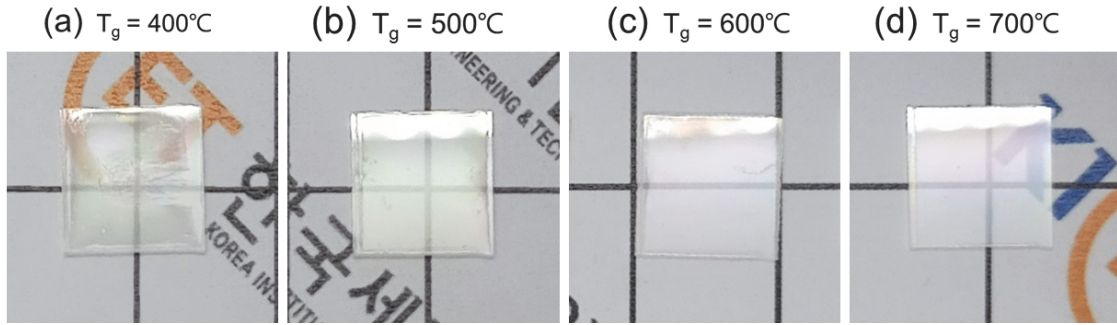


Fig. 1. Optical images of κ -Ga₂O₃ thin films grown on AlN/sapphire templates at (a) 400°C, (b) 500°C, (c) 600°C, and (d) 700°C.

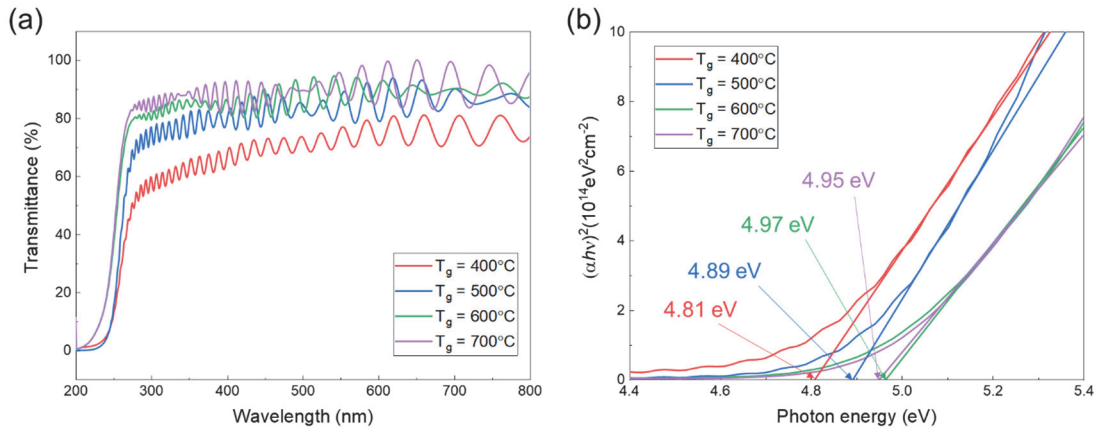


Fig. 2. (a) Transmittance spectra and (b) photon energy curves and linear extrapolation for estimating the optical bandgap of κ -Ga₂O₃ thin films on AlN templates (single side polished). In Fig. 2(a), the transmittance of 100% indicates the bare AlN template without κ -Ga₂O₃.

었다. 300–800 nm 범위에서 400°C의 성장온도에서 성장된 κ -Ga₂O₃ 박막은 상대적으로 낮은 투과도(<80%)를 나타내었다. 앞선 그림 1에서 확인한 바와 같이, 박막의 불균일 및 일부 하얀 영역과 투과도 감소 특성이 일치한다. 500–700°C의 성장온도에서 성장된 박막들은 80–95%의 높은 투과율을 나타내었다. 또한 모든 샘플이 약 250 nm에서 급격하게 투과도가 감소하는 것을 관찰할 수 있다. 각기 다른 성장온도에서 성장한 κ -Ga₂O₃ 박막의 밴드갭은 Tauc plot를 통해 계산되었다. 각기 다른 성장온도(400–700°C)에서 성장된 κ -Ga₂O₃ 박막의 밴드갭은 4.81 eV, 4.89 eV, 4.97 eV, 4.95 eV로 나타났다. 성장온도가 증가함에 따라 대체로 밴드갭이 증가하는 경향성이 나타났으며, 600°C 및 700°C에서 성장된 κ -Ga₂O₃은 기존에 보고된 값(EELS: 4.67 eV, UV-vis Tauc: 4.96 eV)과 유사한 밴드갭으로 확인되었다 [28].

그림 3(a)는 AlN/sapphire 템플릿 위에 다양한 성장온도로 성장시킨 박막의 XRD 2theta scan을 보여준다. 모

든 성장온도에서 (002), (004), (006) 및 (008) 평면에 해당하는 회절 피크가 18.70°, 38.42°, 59.42°, 83.04°에서 관찰되었다(빨간색 점으로 표시). 이 외의 다른 회절 피크는 관찰되지 않았다. 이는 성장된 박막이 (001)면으로 배향되어 성장되었으며 단일 κ 상으로 성장되었음을 나타낸다. 다만, 400°C의 성장온도에서 성장된 κ -Ga₂O₃ 박막은 상대적으로 낮은 신호 세기와 넓은 피크를 보였다. 이는 400°C의 성장온도는 박막이 결정화되기에 온도가 다소 낮았음을 의미한다. 500–700°C에서 성장된 박막들은 날카로운 회절 피크를 나타내었으며, 성장온도에 따른 피크 변화는 눈에 띄게 관찰되지 않았다. κ -Ga₂O₃ 박막의 결정 품질을 확인하기 위해 XRC (XRD rocking curves) 측정을 진행하였다. 측정은 κ -Ga₂O₃의 (004) 평면에서 수행되었다. 그림 3의 (b)에 나타났듯이, 성장온도가 증가함에 따라 κ -Ga₂O₃의 결정 품질이 향상되었다. 400°C에서 성장된 박막은 일부 결정화되지 못한 비정질 영역으로 인해 8,500 arcsec 이상의 낮은 결정 품질을 보여주었다. 성장온도가 500°C

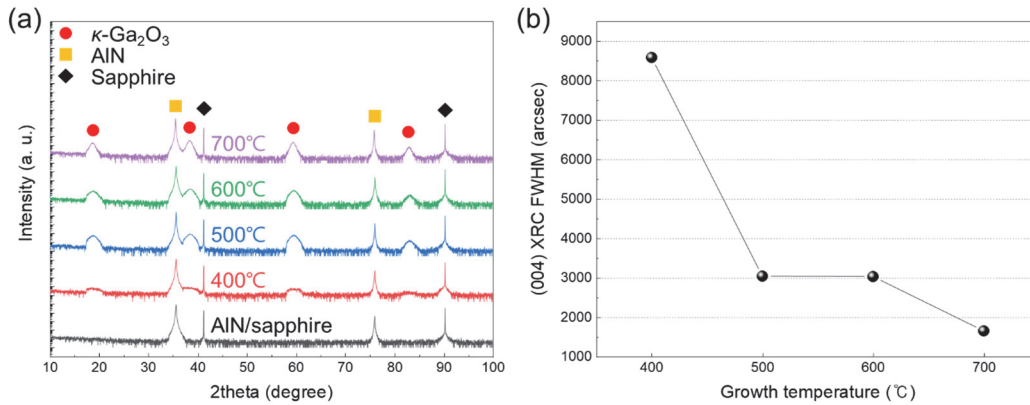


Fig. 3. (a) XRD 2theta scan and (b) (004) XRC FWHM value of κ -Ga₂O₃ thin films grown at various growth temperatures.

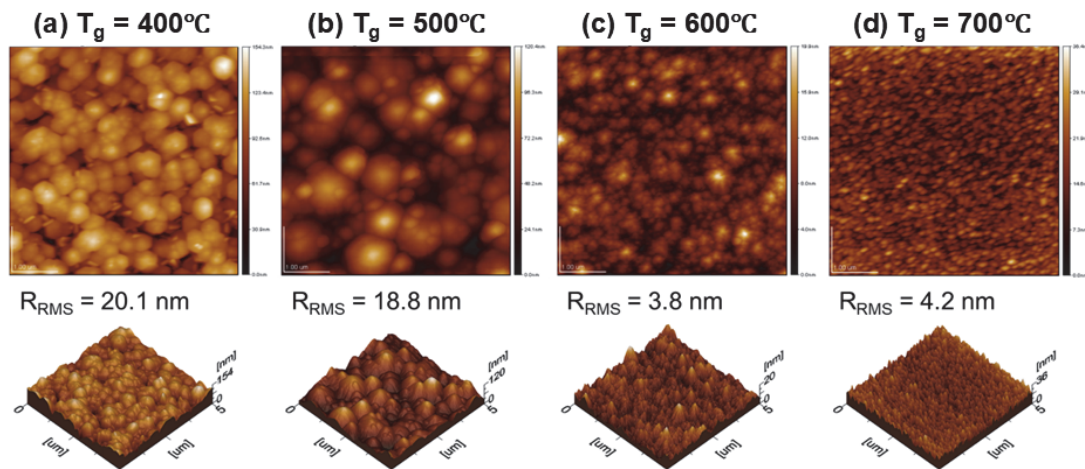


Fig. 4. AFM images of κ -Ga₂O₃ at different T_g: (a) 400°C, (b) 500°C, (c) 600°C, and (d) 700°C.

이상으로 증가하면 FWHM 값은 약 3,000 arcsec로 감소하여 결정성이 향상되었으며, 700°C에서는 1,650 arcsec까지로 줄어 더욱 높은 결정성을 나타냈다. 따라서, κ -Ga₂O₃ 박막을 성장하기 위해서는 일정 이상의 성장온도가 필요한 것을 알 수 있다. 문헌과 비교하면 PLD-grown κ -Ga₂O₃/C-plane sapphire의 (004) 2,120 arcsec 보고가 있으며 [29], HVPE로 성장한 두꺼운 κ -Ga₂O₃에서는 (004) 270 arcsec까지 확인되었다 [30]. 따라서 본 연구의 결정 품질은 최적화된 HVPE 두꺼운층 대비로는 개선의 여지가 있음을 알 수 있다.

그림 4는 다양한 성장온도에서 성장된 κ -Ga₂O₃ 박막을 5 μm × 5 μm 범위로 측정된 AFM 이미지의 2차원(그림 4 상단) 및 3차원(그림 4 하단) 형상을 보여준다. 성장온도 400°C에서 성장시킨 박막은 450 nm 크기의 육각 대

칭의 결정립들이 높은 밀도로 관찰되었으며, RMS 거칠기는 20.1 nm로, 다른 성장 조건에 비해 높은 값을 나타냈다. 성장온도가 500°C로 증가하면 표면 거칠기는 18.8 nm로 소폭 감소하였으나, 결정립의 크기 편차가 커지며 불균일한 분포가 관찰되었다. 성장온도 600°C에서 표면 거칠기는 3.8 nm로 가장 낮은 값을 보였으며 결정립 크기도 현저히 감소하였다. 결정립 크기도 급격하게 감소하는 것을 확인하였다. 성장온도 700°C에서 성장된 κ -Ga₂O₃ 박막은 이전 600°C와 비슷한 4.2 nm의 표면 거칠기 값을 나타내었으며, 약 100 nm 크기의 작은 결정립들이 균일하게 분포하고 있는 표면 형상을 관찰할 수 있었다. 이러한 표면 형상의 변화는 초기 성장 시 성장온도에 따른 핵생성 밀도 차이에서 크게 비롯될 수 있을 것으로 판단된다.

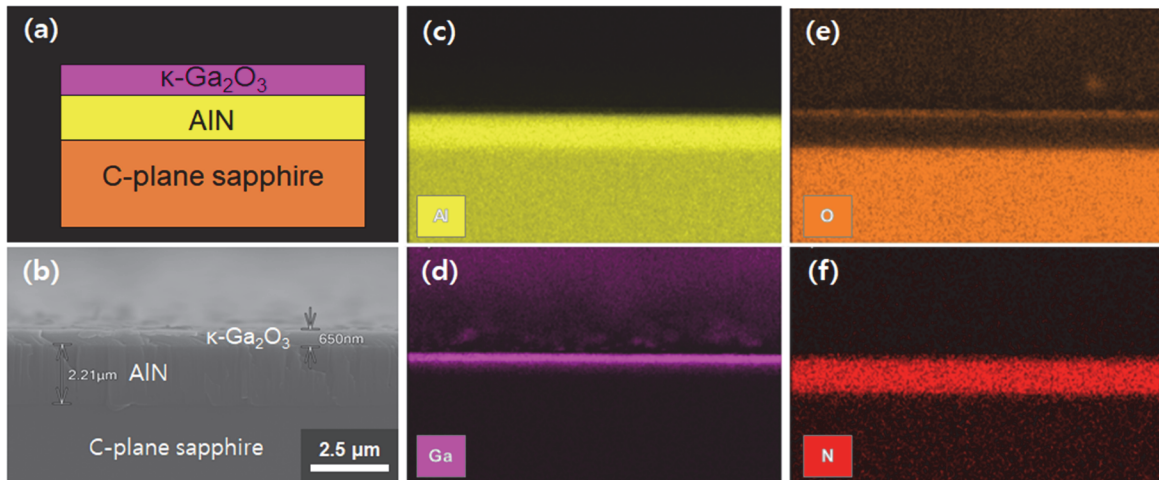


Fig. 5. SEM surface, cross section, and EDS analysis of κ -Ga₂O₃/AlN/Al₂O₃ structure (a) schematic of 400°C sample, (b) cross-section image showing AlN layer (650 nm) and κ -Ga₂O₃ layer (2.21 μ m), (c) EDS mapping of Al concentrated in buffer/substrate region, (d) EDS mapping of Ga localized in the κ -Ga₂O₃ layer, (e) EDS mapping of O distributed within the Ga₂O₃ layer, and (f) EDS mapping of N confined to the AlN buffer layer.

그림 5(a)는 성장된 κ -Ga₂O₃/AlN/Al₂O₃ 도식화한 단면 구조를 보여준다. 그림 5(b)는 400°C에서 성장한 κ -Ga₂O₃/AlN/Al₂O₃ 구조의 SEM 사진이다. 이를 통해 약 2.21 μ m 두께의 육방정계 AlN 층 위에 약 650 nm 두께의 κ -Ga₂O₃ 층이 성장된 것을 확인하였다. 그림 5(c-f)는 원소별 EDS 맵핑 이미지를 보여준다. Al은 주로 버퍼층과 기판 영역에 분포하였으며(그림 5(c)), Ga는 상부 κ -Ga₂O₃ 층에 집중적으로 존재하였다(그림 5(d)). O는 κ -Ga₂O₃ 층과 사파이어 기판 전반에 걸쳐 분포하였고(그림 5(e)), N은 AlN 버퍼층에서 뚜렷하게 관찰되었다(그림 5(f)). 이러한 결과는 각 층이 뚜렷이 구분된 다층 구조로 성장되었음을 확인시켜주며, 각 층간의 상호확산(interdiffusion) 현상은 거의 관찰되지 않았다.

결론적으로, 본 연구를 통해 AlN/Sapphire 템플릿 상에 성장온도에 따른 Ga₂O₃ 박막을 성장시킨 후 그 특성을 파악하였다. XRD 분석을 통해 Ga₂O₃ 박막의 결정상을 파악하였고, 성장온도가 증가함에 따라 (004) 대칭면에서 κ -Ga₂O₃ 박막의 결정품질이 향상되는 것을 확인하였다. 추가적으로 UV-Vis를 이용한 파장에 따른 투과도 분석을 통해, 각 성장온도에 따른 κ -Ga₂O₃ 박막의 광학 밴드갭 변화를 확인하였다. 700°C에서 성장한 샘플의 경우, 측정된 광학 밴드갭은 4.95 eV로 나타났으며, 기존에 보고된 κ -Ga₂O₃ 밴드갭 값과 유사한 것을 확인하였다. 이를 통해, 향후에는 AlN 뿐만 아니라 SiC, GaN과 같은 다양한 육방정계 기판에 대해서도 추가적인 비교 연구를 수행하며, 전기적 특성 확인을 위한 소자 공정을 진행할 예정이다.

ORCID

Si-Young Bae

<https://orcid.org/0000-0002-8284-0649>

감사의 글

이 논문은 2024학년도 국립부경대학교의 지원을 받아 수행된 연구임(202418830001). 또한, 본 결과물은 교육부와 부산광역시 재원으로 지원을 받아 수행된 지역혁신 중심 대학지원체계(RISE)의 연구결과임.

REFERENCES

- [1] S. J. Pearton, F. Ren, M. Tadjer, and J. Kim, *J. Appl. Phys.*, **124**, 220901 (2018).
doi: <https://doi.org/10.1063/1.5062841>
- [2] H. Xue, Q. He, G. Jian, S. Long, T. Pang, and M. Liu, *Nanoscale Res. Lett.*, **13**, 290 (2018).
doi: <https://doi.org/10.1186/s11671-018-2712-1>
- [3] H. Kishimura and H. Matsumoto, *AIP Conf. Proc.*, **2272**, 100015 (2020).
doi: <https://doi.org/10.1063/12.0001009>
- [4] H. Y. Playford, A. C. Hannon, M. G. Tucker, D. M. Dawson, S. E. Ashbrook, R. J. Kastiban, J. Sloan, and R. I. Walton, *J. Phys. Chem. C*, **118**, 16188 (2014).
doi: <https://doi.org/10.1021/jp5033806>
- [5] Z. Galazka, *J. Appl. Phys.*, **131**, 031103 (2022).
doi: <https://doi.org/10.1063/5.0076962>

- [6] D. Wu, N. Xia, K. Ma, J. Wang, C. Li, Z. Jin, H. Zhang, and D. Yang, *Crystals*, **12**, 1715 (2022).
doi: <https://doi.org/10.3390/cryst12121715>
- [7] W. Mu, Z. Jia, Y. Yin, Q. Hu, Y. Li, B. Wu, J. Zhang, and X. Tao, *J. Alloys Compd.*, **714**, 453 (2017).
doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.185>
- [8] C. Le, Z. Li, W. Mu, Z. Jia, and L. Liu, *J. Cryst. Growth*, **506**, 83 (2019).
doi: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2018.10.029>
- [9] K. Akaiwa, K. Kaneko, K. Ichino, and S. Fujita, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **55**, 1202BA (2016).
doi: <https://doi.org/10.7567/JJAP.55.1202BA>
- [10] Y. Yao, S. Okur, L. A. M. Lyle, G. S. Tompa, T. Salagaj, N. Sbrockey, R. F. Davis, and L. M. Porter, *Mater. Res. Lett.*, **6**, 268 (2018).
doi: <https://doi.org/10.1080/21663831.2018.1443978>
- [11] I. Cora, F. Mezzadri, F. Boschi, M. Bosi, M. Čaplovičová, G. Calestani, I. Dódony, B. Pécz, and R. Fornari, *CrystEngComm*, **19**, 1509 (2017).
doi: <https://doi.org/10.1039/C7CE00123A>
- [12] Y. H. Hsu, W. Y. Wu, K. L. Lin, Y. H. Chen, Y. H. Lin, P. L. Liu, C. L. Hsiao, and R. H. Horng, *Cryst. Growth Des.*, **22**, 1837 (2022).
doi: <https://doi.org/10.1021/acs.cgd.1c01395>
- [13] V. I. Nikolaev, S. I. Stepanov, A. I. Pechnikov, S. V. Shapenkov, M. P. Scheglov, A. V. Chikiryaka, and O. F. Vyvenko, *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, **9**, 045014 (2020).
doi: <https://doi.org/10.1149/2162-8777/ab8b4c>
- [14] D. Tahara, H. Nishinaka, S. Morimoto, and M. Yoshimoto, *Appl. Phys. Lett.*, **112**, 152102 (2018).
doi: <https://doi.org/10.1063/1.5021296>
- [15] S. H. Cho, Y. J. Shin, S. M. Jeong, S. H. Kwon, and S. Y. Bae, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **62**, 015508 (2023).
doi: <https://doi.org/10.35848/1347-4065/acb1e6>
- [16] X. Xia, Y. Chen, Q. Feng, H. Liang, P. Tao, M. Xu, and G. Du, *Appl. Phys. Lett.*, **108**, 202103 (2016).
doi: <https://doi.org/10.1063/1.4950867>
- [17] F. Mezzadri, G. Calestani, F. Boschi, D. Delmonte, M. Bosi, and R. Fornari, *Inorg. Chem.*, **55**, 12079 (2016).
doi: <https://doi.org/10.1021/acs.inorgchem.6b02244>
- [18] J. Kim, D. Tahara, Y. Miura, and B. G. Kim, *Appl. Phys. Express*, **11**, 061101 (2018).
doi: <https://doi.org/10.7567/APEX.11.061101>
- [19] Y. Arata, H. Nishinaka, D. Tahara, and M. Yoshimoto, *CrystEngComm*, **20**, 6236 (2018).
doi: <https://doi.org/10.1039/C8CE01128A>
- [20] D. Tahara, H. Nishinaka, S. Morimoto, and M. Yoshimoto, *Proc. IEEE International Meeting for Future of Electron Devices, Kansai (IMFEDK)* (IEEE, Kyoto, Japan, 2017), p. 48.
doi: <https://doi.org/10.1109/IMFEDK.2017.7998036>
- [21] H. Y. Kang, H. Kang, E. Lee, G. R. Lee, and R. B. K. Chung, *ACS Omega*, **6**, 31292 (2021).
doi: <https://doi.org/10.1021/acsomega.1c05130>
- [22] K. Shimazoe, H. Nishinaka, Y. Arata, D. Tahara, and M. Yoshimoto, *AIP Adv.*, **10**, 055310 (2020).
doi: <https://doi.org/10.1063/5.0006137>
- [23] Y. Zhang, Y. Gong, X. Chen, Y. Kuang, J. Hao, F. F. Ren, S. Gu, R. Zhang, and J. Ye, *ACS Appl. Electron. Mater.*, **4**, 461 (2022).
doi: <https://doi.org/10.1021/acsaelm.1c01094>
- [24] Y. Li, X. Xiu, W. Xu, L. Zhang, H. Zhao, Z. Xie, T. Tao, P. Chen, B. Liu, R. Zhang, and Y. Zheng, *Superlattices Microstruct.*, **152**, 106845 (2021).
doi: <https://doi.org/10.1016/j.spmi.2021.106845>
- [25] K. Jiang, J. Tang, M. J. Cabral, A. Park, L. Gu, R. F. Davis, and L. M. Porter, *J. Appl. Phys.*, **131**, 055305 (2022).
doi: <https://doi.org/10.1063/5.0073517>
- [26] M. Kneiß, P. Storm, A. Hassa, D. Splith, H. von Wenckstern, M. Lorenz, and M. Grundmann, *Phys. Status Solidi B*, **258**, 2000359 (2021).
doi: <https://doi.org/10.1002/pssb.202000359>
- [27] S. H. Park, H. S. Lee, H. S. Ahn, and M. Yang, *J. Korean Phys. Soc.*, **74**, 502 (2019).
doi: <https://doi.org/10.3938/jkps.74.502>
- [28] Y. Banda, Y. Jia, S. H. Cho, B. Davaasuren, M. B. Hassine, Q. Wang, D. H. Anjum, Q. Gan, Z. Ma, S. Y. Bae, T. K. Ng, and B. S. Ooi, *AIP Adv.*, **14**, 115019 (2024).
doi: <https://doi.org/10.1063/5.0233281>
- [29] M. Kneiß, A. Hassa, D. Splith, C. Sturm, H. von Wenckstern, T. Schultz, N. Koch, M. Lorenz, and M. Grundmann, *APL Mater.*, **7**, 022516 (2019).
doi: <https://doi.org/10.1063/1.5054378>
- [30] A. Y. Polyakov, V. I. Nikolaev, A. I. Pechnikov, S. I. Stepanov, E. B. Yakimov, M. P. Scheglov, I. V. Shchemerov, A. A. Vasilev, A. A. Kochkova, A. V. Chernykh, A. V. Chikiryaka, and S. J. Pearton, *APL Mater.*, **10**, 061102 (2022).
doi: <https://doi.org/10.1063/5.0091653>