

07

Вольт-амперные характеристики и термическое сопротивление гетероструктур α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃ на подложке SiC

© А.Ю. Поляков¹, И.В. Щемеров¹, В.И. Николаев^{2,3}, С.В. Шапенков³, Н.Р. Матрос¹, А.А. Васильев¹, Л. Алексанян¹, А.С. Темиров¹, А.И. Степанов³, Р.Б. Тимашов³, М.П. Щеглов³, А.В. Чижирыка³, А.А. Маненкова¹, Ю.Е. Шишкова¹, Л.И. Гузилова^{1,3}

¹ Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“, Москва, Россия

² ООО „Совершенные кристаллы“, Санкт-Петербург, Россия

³ ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: chikiryaka@mail.ru

Поступило в Редакцию 4 июня 2026 г.

В окончательной редакции 10 июля 2026 г.

Принято к публикации 11 июля 2026 г.

Изготовлены вертикальные диодные гетероструктуры α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃ методом паровой ультразвуковой эпитаксии (mist-CVD) на теплоотводящих подложках 6H-SiC. Диоды демонстрируют низкую плотность обратного тока порядка 10^{-6} А/см² при обратном смещении -1 В, последовательное сопротивление 75Ω (при концентрации доноров $\sim 10^{17}$ см⁻³), что сопоставимо с характеристиками диодов Шоттки, полученных на основе объемного β -Ga₂O₃, выращенного методом Чохральского, где указанное сопротивление составляло 41Ω (при концентрации доноров $7 \cdot 10^{17}$ см⁻³). При сравнении зависимости роста температуры диодов от входной электрической мощности для α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃/SiC и β -Ga₂O₃ обнаружено, что температура в первом случае повышается медленнее, а ее распределение более равномерно по образцу.

Ключевые слова: оксид галлия, оксид хрома, рост кристаллов, mist-CVD, электрические свойства, термическое сопротивление.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.20.63610.20801

Оксид галлия со структурой корунда (α -Ga₂O₃) обладает высокосимметричной кристаллической структурой и наибольшей шириной запрещенной зоны (~ 5.3 эВ) среди основных полиморфов Ga₂O₃, что делает его перспективным для использования в силовых диодах нового поколения. Основной способ получения α -Ga₂O₃ полупроводникового качества — это эпитаксия или напыление при 200 – 1000 °С в зависимости от особенностей технологии метода [1]. Тем не менее при химическом парофазном осаждении (chemical vapor deposition, CVD) Ga₂O₃ на коммерческие подложки, используемые в силовой электронике (SiC, GaN и AlN), в этом диапазоне температур происходит рост слоя орторомбической κ -фазы Ga₂O₃ [2–10]. Причиной образования κ -Ga₂O₃ является его высокая способность к адаптации к различным решеткам кристаллов [11] благодаря возможности псевдогексагональной или псевдотригональной организации доменов κ -Ga₂O₃.

С другой стороны, стабильный рост ромбоэдрической α -фазы оксида галлия реализуется при низкотемпературной эпитаксии на подложках с корундовым структурным мотивом. В основном высококачественные слои α -Ga₂O₃ были получены на сапфировых подложках [12–14], за редкими исключениями [15–17]. Однако сапфировые подложки не могут обеспечить необходимый теплоотвод от структур из-за своей относительно низкой теплопроводности (см. таблицу). При этом в недавнем обзоре [18], посвященном достижениям в полупроводниковых приборах на основе Ga₂O₃, указано, что очень низкая тепло-

проводность оксида галлия является одним из основных препятствий на пути к переходу к промышленному производству. Другими словами, существует потребность в поиске технологических решений для увеличения теплоотвода от функциональной части полупроводниковых структур с оксидом галлия. Этим обусловлена необходимость поиска различных альтернативных гетероструктур на теплоотводящих кристаллах. В таблице приведены данные по теплопроводящим свойствам различных полупроводниковых подложек из работ [2,12–14,18–23]. Например, в [19] рассмотрена структура β -Ga₂O₃/SiC, где β -Ga₂O₃ был нанесен на SiC методом испарения галлия в кислородной плазме. Хотя слой оксида галлия не обладал идеальным кристаллическим качеством, авторы указывают, что гетеропереход перспективен в качестве выпрямителя и силового устройства, поскольку представленные диоды демонстрировали хорошую работоспособность при высоких температурах до 500 °С. В нашей предыдущей работе [20] была показана возможность получения качественных слоев α -Ga₂O₃ на подложках 6H-SiC с использованием буферного слоя — оксида хрома Cr₂O₃. Кристаллические слои Cr₂O₃ отличаются от других оксидов Me₂O₃ физическая стабильность корундовой фазы вне зависимости от кристаллической решетки подложки вплоть до температуры плавления. Это свойство буферного слоя Cr₂O₃ позволило реализовать эпитаксию корундовой α -фазы Ga₂O₃ вместо псевдоякоритной κ -фазы. Таким образом, было обеспечено сопряжение структуры α -Ga₂O₃ и 6H-SiC в

Теплопроводящие свойства полупроводниковых подложек для эпитаксии оксида галлия и особенности их структуры

Подложка	Структурный мотив	Теплопроводность при 300 К, W/(m · K)	Тип электропроводности	Литературные ссылки
4H, 6H-SiC	Вюрцит	300–490	p-тип/n-тип	[2,19–21]
AlN	Вюрцит	200	p-тип/n-тип	[22]
Алмаз	ГЦК	1001–2600	p-тип/n-тип	[23]
Сапфир	Корунд	23	Изолятор	[2,12–14,18,19]
β -Ga ₂ O ₃	Моноклинный	11–27	n-тип	[2]

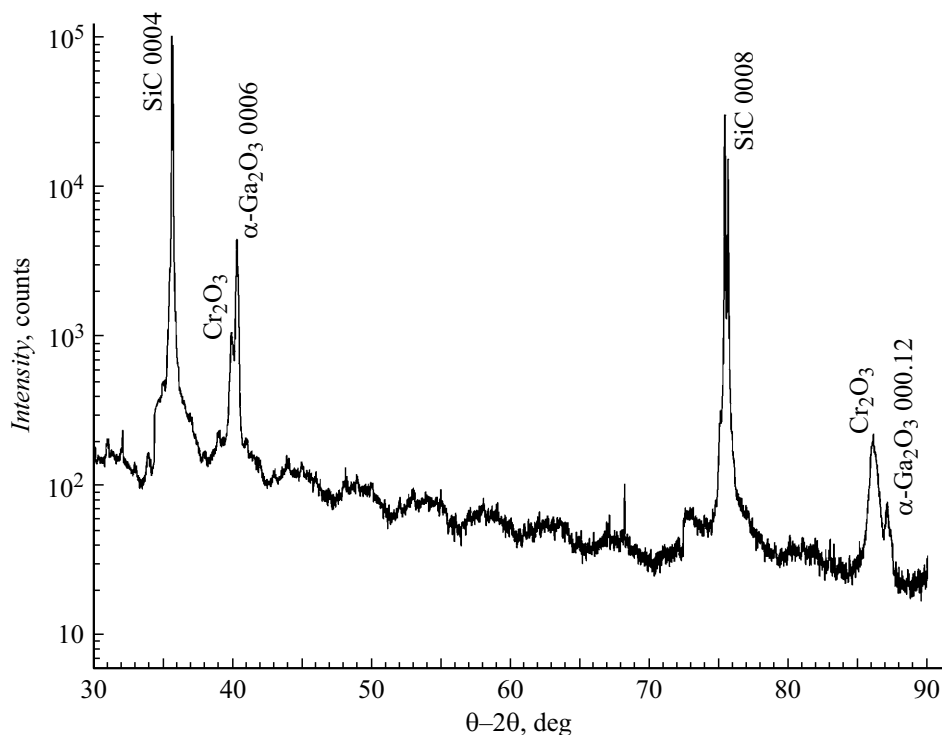


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма гетероструктуры α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃ на подложке 6H-SiC.

обратном порядке по сравнению с тем, который имеет место при эпитаксии GaN на сапфировые подложки, где структура подложки (корунд) переходит к структуре вюрцита в слое.

В настоящей работе в экспериментах по ультразвуковой паровой химической эпитаксии (mist-CVD) получены структуры α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃/SiC (рис. 1), на основе которых изготовлены диоды Шоттки и выполнены исследования термического сопротивления (способности материала или его слоя препятствовать распространению тепла) в таких структурах. Проведено сравнение полученных данных с результатами для диодов, изготовленных нами на основе объемных кристаллов (100) β -Ga₂O₃.

Гетероструктуры α -Ga₂O₃/ α -Cr₂O₃/SiC были изготовлены послойно в несколько циклов роста. Слой Ga₂O₃ и буферные слои Cr₂O₃ были осаждены на коммерческую подложку 6H-SiC в установке mist-CVD собственной

конструкции [24], оснащенной ультразвуковым излучателем с частотой 2.4 MHz для распыления раствора прекурсора. Ацетилацетонаты Cr и Ga в растворе деионизированной воды с HCl использовались в качестве источников для синтеза слоев в потоке кислорода и транспортного газа (аргона). Температура 470–800 °C в зоне роста поддерживалась резистивным нагревателем с пропорционально интегральным дифференциальным регулятором. Первый (низкотемпературный) буферный слой Cr₂O₃ выращивался при 500 °C в течение 0.5–2 h, затем слой отжигался при 800 °C в течение 1 h в атмосфере аргона. В некоторых образцах второй (высокотемпературный) буферный слой выращивался при 800 °C. Слой Ga₂O₃ осаждался на подготовленный буфер при температуре 470 °C в течение 2 h. Для образцов, исследованных в настоящей работе, общая толщина буферного слоя Cr₂O₃ (низкотемпературный и высокотемпературный слои) составляла около 0.15 μ m.

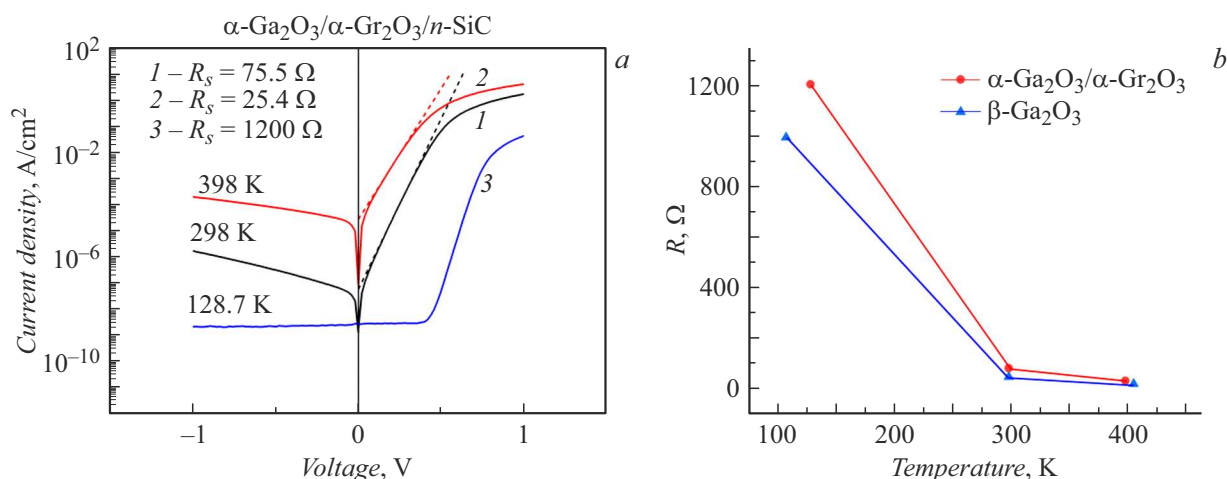


Рис. 2. Характеристики диодной структуры $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ на подложке SiC. *a* — ВАХ при трех температурах; *b* — сравнение температурных зависимостей последовательного сопротивления диода $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ на подложке SiC и диода на основе монокристалла (100) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$.

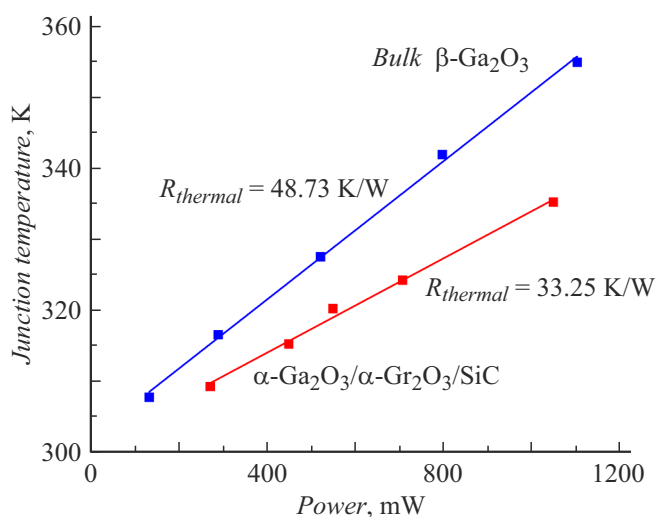


Рис. 3. Зависимость температуры диодов от входной электрической мощности для гетероконтакта $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ на подложке 6H-SiC и диода на основе объемного кристалла $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, выращенного методом Чохральского.

Толщина нелегированной пленки $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ была близка к $0.4 \mu\text{m}$. Для проведения измерения на полученную диодную структуру были нанесены омические никелевые контакты: сплошной на тыльную сторону подложки 6H-SiC и верхний круглый контакт к Ga_2O_3 толщиной 30 nm и диаметром 1 mm .

Для сравнения были изготовлены диоды Шоттки на пластине $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$. Она была выколота по плоскостям спайности (100) из слитка диаметром 20 mm и длиной 20 mm , выращенного методом Чохральского из расплава в направлении [010]. Процедура выращивания и подробные результаты электрических измерений были опубликованы в нашей предыдущей работе [25]. Contac-

ты в этом случае наносились на поверхность методом электронно-лучевого испарения при комнатной температуре с использованием трафаретной маски. На лицевую сторону диода Шоттки нанесены никелевые контакты толщиной 20 nm и диаметром 1.2 mm . Тыльный омический контакт был многослойным Ti/Au ($20 \text{ nm}/80 \text{ nm}$) и отжигался при 400°C перед созданием лицевого контакта.

Для полученных диодных структур были измерены вольт-амперные характеристики (ВАХ) при трех температурах (рис. 2, *a*). Измерение температуры структур в зависимости от приложенной электрической мощности проводилось с помощью цифрового пирометра. Гетероструктура $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ продемонстрировала низкую плотность обратного тока порядка 10^{-6} A/cm^2 при обратном смещении -1 V , последовательное сопротивление при комнатной температуре (298 K) составило 75Ω при концентрации доноров $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Электрическое сопротивление при 398 K равно 25.4Ω , а при 128 K — $1.2 \cdot 10^3 \Omega$. Последовательное сопротивление диода Шоттки на основе Ni/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ оказалось для всех измерений немного ниже, чем у гетероструктуры $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3/\text{SiC}$, и составило 13.6Ω при 405 K , 41Ω при 298 K и 990Ω при 107 K (рис. 2, *b*).

Оценка эффективности рассеяния тепловой мощности проводилась при постепенном увеличении силы прямого тока. Максимальная температура диодной структуры определялась методом тепловизионного контроля. Измеренные зависимости температуры диодов от входной электрической мощности приведены на рис. 3. Для гетероструктуры $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ температура повышается заметно медленнее, чем для Ni/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$. С другой стороны, в конкретном измерении при поданной мощности порядка 1 W в случае диода на основе Ni/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ за счет низкой теплопроводности оксида

галлия максимум температуры приходится на контакт Шоттки, а градиент температуры в образце достигает почти 65 К. В гетероструктуре $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ не только максимальная температура ниже на ~ 28 К, но и ее распределение по площади более равномерно: градиент составил всего 3.2 К. Это обусловлено тем, что эпитаксиальные слои оксида галлия и оксида хрома имеют малую толщину (не более 600 нм) и существенно не влияют на процессы рассеяния тепла, несмотря на их низкую теплопроводность (для $\text{Cr}_2\text{O}_3 \sim 10.64 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$) согласно расчету среднего значения по температурной зависимости из работы [26] для исследуемого диапазона). Другими словами, теплоотвод в полученной гетероструктуре полностью приходится на подложку 6H-SiC, имеющую высокую теплопроводность.

Таким образом, установлено, что гетероструктура, состоящая из ультраширокозонного $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$, выращенного через буферный слой $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ на подложке 6H-SiC методом mist-CVD, имеет диодные характеристики, близкие к характеристикам $\text{Ni}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$: последовательное сопротивление порядка нескольких десятков Ω и концентрацию доноров 10^{17} cm^{-3} . При этом впервые в натурном эксперименте было продемонстрировано, что гетероструктура $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ заметно эффективнее рассеивает тепло ($R_{\text{thermal}} = 33.25 \text{ K/W}$ против 48.73 K/W для $\text{Ni}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$) во время работы за счет хороших теплопроводящих свойств подложки из SiC. В ближайшей перспективе планируется определить, возможно ли повысить качество эпитаксиальных слоев $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ на подложках SiC, и найти способы увеличения теплопередачи через буферный слой Cr_2O_3 .

Финансирование работы

И.В. Щемеров, Н.Р. Матрос, А.А. Васильев, Л. Алексанян, Л.И. Гузилова благодарят Российский научный фонд за поддержку работы в рамках проекта № 25-72-10020.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A.K. Mondal, L.K. Ping, M.A.S.M. Haniff, R. Bahru, M.A. Mohamed, Cryst. Res. Technol., **59**, 2300311 (2024). DOI: 10.1002/crat.202300311
- [2] V.I. Nikolaev, S.I. Stepanov, A.I. Pechnikov, S.V. Shapenkov, M.P. Scheglov, A.V. Chikiryaka, O.F. Vyvenko, ECS J. Solid State Sci. Technol., **9**, 045014 (2020). DOI: 10.1149/2162-8777/ab8b4c
- [3] Y. Oshima, E.G. Villora, Y. Matsushita, S. Yamamoto, K. Shimamura, J. Appl. Phys., **118**, 085301 (2015). DOI: 10.1063/1.4929417
- [4] S.H. Cho, Y.J. Shin, S.M. Jeong, S.H. Kwon, S.Y. Bae, Jpn. J. Appl. Phys., **62** (1), 015508 (2023). DOI: 10.35848/1347-4065/acb1e6
- [5] S. Kim, J. Lee, H. Ahn, K. Kim, M. Yang, Mater. Sci. Semicond. Proc., **144**, 106586 (2022). DOI: 10.1016/j.mssp.2022.106586
- [6] Q. Zhan, Y. Li, L. Yue, M. Xu, X. Zhao, W. Mu, Z. Jia, Opt. Mater., **173**, 117843 (2026). DOI: 10.1016/j.optmat.2026.117843
- [7] Y. Hu, L. Zhang, T. Chen, Z. Huang, B.T. Li, H. Zhang, G. Guo, D. Zhao, K. Xu, X. Zhang, W. Shi, Z. Zeng, B. Zhang, Mater. Sci. Semicond. Proc., **178**, 108453 (2024). DOI: 10.1016/j.mssp.2024.108453
- [8] 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, B.S. Ooi, AIP Adv., **14**, 115019 (2024). DOI: 10.1063/5.0233281
- [9] Z. Wang, H. Huang, X. Hou, K. Han, W. Zhong, X. Feng, H. Zhan, W. Liu, X. Zhao, N. Gao, S. Long, Sci. China Mater., **68**, 1174 (2025). DOI: 10.1007/s40843-024-3245-6
- [10] W. Chen, Z. Chen, Z. Li, Z. Fei, Y. Pei, G. Wang, Z. He, Appl. Surf. Sci., **581**, 152335 (2022). DOI: 10.1016/j.apsusc.2021.152335
- [11] S.V. Shapenkov, O.F. Vyvenko, E.V. Ubyvivok, N.V. Bazlov, A.S. Bondarenko, G.V. Varygin, A.I. Pechnikov, V.I. Nikolaev, J. Mater. Sci., **60** (42), 20752 (2025). DOI: 10.1007/s10853-025-11160-6
- [12] K. Kaneko, S. Fujita, T. Hitora, Jpn. J. Appl. Phys., **57** (2S2), 02CB18 (2018). DOI: 10.7567/JJAP.57.02CB18
- [13] P. Bokemeyer, C. Petersen, C. Dethloff, Y. Chen, H. von Wenckstern, M. Grundmann, S. Vogt, Phys. Status Solidi (RRL), **19** (11), 2400388 (2025). DOI: 10.1002/pssr.202400388
- [14] J. Bae, J.H. Park, D.W. Jeon, J. Kim, APL Mater., **9** (10), 101108 (2021). DOI: 10.1063/5.0067133
- [15] S. Stepanov, V.I. Nikolaev, A.V. Almaev, A.I. Pechnikov, M.P. Scheglov, A.V. Chikiryaka, B.O. Kushnarev, A.Y. Polyakov, Mater. Phys. Mech., **47** (4), 577 (2021). DOI: 10.18149/MPM.4742021_4
- [16] H. Nishinaka, K. Shimazoe, K. Kanegae, M. Yoshimoto, Mater. Lett., **336**, 133784 (2023). DOI: 10.1016/j.matlet.2022.133784
- [17] K. Shimazoe, H. Nishinaka, Y. Taniguchi, T. Kato, K. Kanegae, M. Yoshimoto, Mater. Lett., **341**, 134282 (2023). DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134282
- [18] Y. He, F. Zhao, B. Huang, T. Zhang, H. Zhu, Materials, **17** (8), 1870 (2024). DOI: 10.3390/ma17081870
- [19] S. Nakagomi, K. Hiratsuka, Y. Kakuda, K. Yoshihiro, ECS J. Solid State Sci. Technol., **6** (2), Q3030 (2017). DOI: 10.1149/2.0061702jss
- [20] V. Nikolaev, S. Shapenkov, R. Timashov, A. Pechnikov, A. Stepanov, M. Scheglov, A. Chikiryaka, Mater. Today Commun., **49**, 113943 (2025). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.113943
- [21] Z. Zhou, Y. Shen, L. Gu, C.X. Ding, Y.C. Liu, Z.P. Bai, M. Luo, Q.C. Zhang, H.P. Ma, J. Alloys Compd., **1055**, 186268 (2026). DOI: 10.1016/j.jallcom.2026.186268
- [22] S. Raghuvansy, J.P. McCandless, M. Schowalter, A. Karg, M. Alonso-Orts, M.S. Williams, C. Tessarek, S. Figge, K. Nomoto, H.G. Xing, D.G. Schlom, A. Rosenauer, D. Jena, M. Eickhoff, P. Vogt, APL Mater., **11** (11), 111113 (2023). DOI: 10.1063/5.0174373
- [23] A.Y. Polyakov, V.I. Nikolaev, S.A. Tarelkin, A.I. Pechnikov, S.I. Stepanov, A.E. Nikolaev, I.V. Shchemerov, E.B. Yakimov, N.V. Luparev, M.S. Kuznetsov, A.A. Vasilev, A.I. Kochkova, M.I. Voronova, M.P. Scheglov, J. Kim, S.J. Pearton, J. Appl. Phys., **129** (18), 185701 (2021). DOI: 10.1063/5.0044531

- [24] В.И. Николаев, Р.Б. Тимашов, А.И. Степанов, С.И. Степанов, А.В. Чикиряка, М.П. Щеглов, А.Я. Поляков, Письма в ЖТФ, **49** (10), 43 (2023). DOI: 10.21883/PJTF.2023.10.55434.195 [V.I. Nikolaev, R.B. Timashov, A.I. Stepanov, S.I. Stepanov, A.V. Chikiryaka, M.P. Shcheglov, A.Ya. Polyakov, Tech. Phys. Lett., **49** (5), 81 (2023). DOI: 10.21883/TPL.2023.05.56036.19549].
- [25] V. Nikolaev, A. Polyakov, V. Krymov, D. Saranin, A. Chernykh, A. Vasilev, I. Schemerov, A. Romanov, N. Matros, A. Kochkova, P. Gostishchev, S. Chernykh, S. Shapenkov, P. Butenko, E. Yakimov, S. Pearton, ECS J. Solid State Sci. Technol., **13** (12), 123004 (2024). DOI: 10.1149/2162-8777/ad9ace
- [26] R.K. Williams, R.S. Graves, D.L. McElroy, J. Am. Ceram. Soc., **67** (7), C-151 (1984). DOI: 10.1111/j.1151-2916.1984.tb19630.x