

05.1

## Исследование механических свойств эпитаксиальных слоев метастабильных $\alpha$ - и $\varepsilon(\kappa)$ -фаз $\text{Ga}_2\text{O}_3$ методом наноиндентирования

© Л.И. Гузилова<sup>1</sup>, А.С. Гращенко<sup>2</sup>, П.Н. Бутенко<sup>1</sup>, А.В. Чикиряка<sup>1</sup>, А.И. Печников<sup>1</sup>, В.И. Николаев<sup>1</sup><sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия<sup>2</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: guzilova@ioffe.mail.ru

Поступило в Редакцию 3 марта 2021 г.

В окончательной редакции 6 апреля 2021 г.

Принято к публикации 7 апреля 2021 г.

Исследовано сопротивление деформированию и трещинообразованию в эпитаксиальных слоях метастабильных  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)$ -политипов оксида галлия ( $\text{Ga}_2\text{O}_3$ ), выращенных на сапфировых подложках, при их наноиндентировании. Для  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  (0001) и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  (001) определены значения твердости  $H$  (18.7 и 17.5 ГПа соответственно) и модуля Юнга  $E$  (283.4 и 256.1 ГПа соответственно). Установлено, что для  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  коэффициент интенсивности напряжений (характеристика трещиностойкости)  $K_{Ic} \sim 0.67 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ , для  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$   $K_{Ic} \sim 0.70 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ .

**Ключевые слова:** оксид галлия, эпитаксиальные слои, наноиндентирование, механические свойства.

DOI: 10.21883/PJTF.2021.14.51177.18751

Оксид галлия ( $\text{Ga}_2\text{O}_3$ ) известен как перспективный полупроводниковый материал для электроники и оптоэлектроники [1,2], однако этим его возможные приложения не ограничиваются. Поскольку  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  обладает полиморфизмом, многочисленные  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\varepsilon(\kappa)$ -полиморфы  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  могут быть по-своему интересны [1]. Наиболее изученной среди этих полиморфов  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  является термостабильная  $\beta$ -фаза с моноклинной структурой. В частности, есть сведения и об ее механической прочности и дефектной структуре [3–10]. Установлено, что доминирующими дефектами, возникающими в объеме данного материала при механической деформации, являются краевые дислокации с вектором Бюргера  $\mathbf{b} \parallel [010]$ , дефекты упаковки, параллельные плоскости (100), и двойниковые границы, параллельные  $(\bar{2}01)$  [3,4]. Так, в [3] было показано, что при наноиндентировании, когда нагрузка составляет 2 мН, а глубина проникновения пирамидки достигает 30 нм, возникающие при этом механические напряжения приводят к зарождению дефектов упаковки и микротрещин, распространяющихся по плоскостям спайности. Результаты микро- и наноиндентирования поверхностей (100), (010) и  $(\bar{2}01)$  эпитаксиальных слоев и объемных кристаллов  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  показывают ярко выраженную анизотропию их механических свойств [3–10]. Так, при нормальных условиях для различных кристаллографических ориентаций значения твердости  $H$  варьируются от 6 до 12 ГПа, а модуль упругости  $E$  ( $\bar{2}01$ ) находится в диапазоне 225–234 ГПа [5–10]. Критический коэффициент интенсивности напряжений, характеризующий трещиностойкость, для плоскости (010) объемного кристалла  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  составляет 0.78 [11].

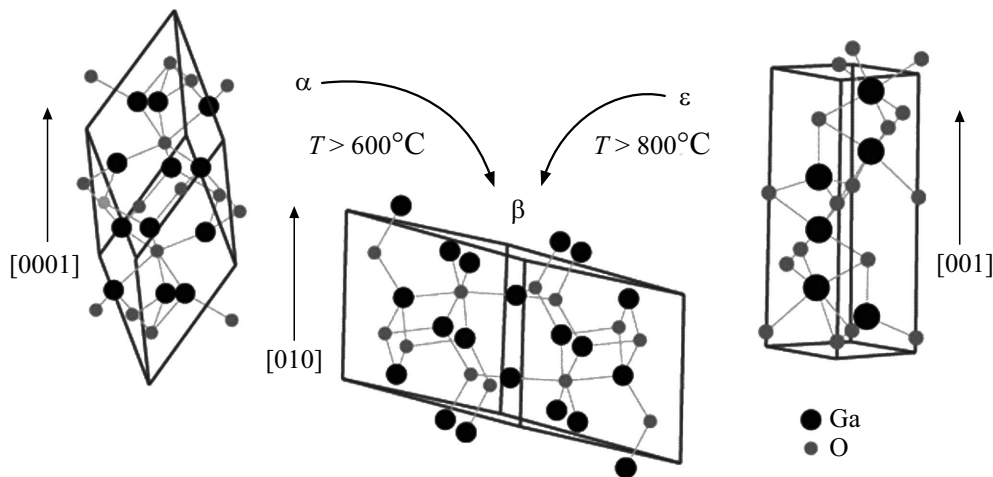
В настоящей работе исследованы сопротивление деформированию и трещинообразованию при наноинден-

тировании в эпитаксиальных слоях метастабильных  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)$ -полиморфов  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  и их физико-механические характеристики. Структуры  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  показаны на рис. 1. Отметим, что  $\varepsilon(\kappa)$ -фаза исследуется с точки зрения деформирования впервые.

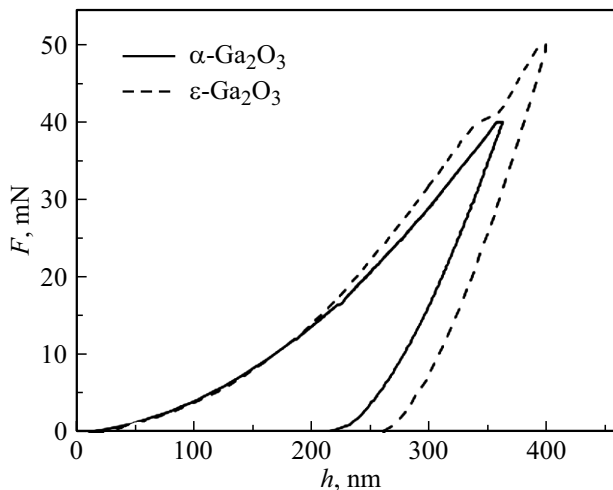
Эпитаксиальные слои  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  получены методом хлорид-гидридной эпитаксии (ООО „Совершенные кристаллы“). Слои  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  осаждались на профилированные сапфировые ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) подложки базисной ориентации (0001) с периодически расположенными коническими пирамидками, а  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  — на гладкие подложки [14,15]. В обоих случаях эпитаксия осуществлялась при 500–650 °С со скоростью роста 8–12  $\mu\text{м}/\text{ч}$ . В результате толщина исследуемых слоев  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  составляла 11 и 4.3  $\mu\text{м}$  соответственно. Слои  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)$ -фаз имели ориентацию соответственно вдоль [0001] (тригональная решетка типа корунда) и [001] (орторомбическая решетка).

Исследование образцов проводилось методом наноиндентирования [16]. Процесс нагружения исследуемой поверхности осуществлялся при помощи алмазной трехгранной пирамиды Берковича. По отклику на нагрузку  $F$  регистрируется глубина проникновения  $h$  в образец, что позволяет получить зависимости  $F$  от  $h$  при нагрузке и разгрузке. По полученным зависимостям (нагрузочной и разгрузочной) оцениваются физико-механические свойства исследуемых материалов. В изучаемых образцах глубина проникновения пирамидки-индентора  $h$  в образец составляла около 400 нм в обоих случаях, т.е. не превышала 10% от толщины эпитаксиального слоя, соответственно влияния подложки не наблюдалось.

Полученные кривые нагружения для эпитаксиальных слоев  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  представлены на рис. 2. Как видно, для обоих образцов на нагрузочной ветви при увеличении



**Рис. 1.** Схематическое изображение кристаллической структуры полиморфов  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  с указанием характеристических температур и направления фазовых превращений. Выполнено на основе данных [12,13].



**Рис. 2.** Результаты наноиндентирования. Зависимость нагрузки  $F$ , приложенной к индентору, от глубины проникновения алмазной пирамидки  $h$  в поверхность эпитаксиальных слоев образцов  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ .

нагрузки наблюдается ступенчатое отклонение от линейного хода, называемое „pop-in“–эффектом. Это явление обычно связывают с релаксацией напряжений вследствие зарождения и/или распространения дефектов при нагружении. В случае слоя  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  первое такое отклонение от линейности наблюдается уже при нагрузке около 15 mN, что, вероятно, показывает низкий порог образования микротрещин, которые активно распространяются при достижении нагрузки 30–35 mN. В случае слоя  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  такое отклонение наблюдается при более высоких нагрузках ( $> 40$  mN), но при этом имеет очень резкий характер.

Твердость  $H$  и модуль Юнга  $E$  рассчитывались исходя из полученных кривых (рис. 2) при помощи метода Оливера–Фарра [16]. Их значения соста-

вили  $H = 19 \pm 2$  GPa и  $E = 283 \pm 14$  GPa для эпитаксиального слоя (0001)  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  и  $H = 18 \pm 1$  GPa и  $E = 256 \pm 4$  GPa для эпитаксиального слоя (001)  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Максимальные нагрузки на индентор составили 50 и 40 mN ( $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  соответственно).

На рис. 3 представлены изображения отпечатков пирамидки на поверхности эпитаксиальных слоев  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии. Как видно из рис. 3, *a*, для  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$  характерно два вида трещин: выходящие из краев отпечатка, оставленного индентором, и выходящие из середины грани треугольного отпечатка. Первые мы связываем с локальной концентрацией напряжений в углах отпечатка, а вторые — с общей релаксацией напряжений в слоях, сформированных гетероэпитаксией. Для случая  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$  (рис. 3, *b*) видны только трещины первого типа (как продолжение граней пирамиды). Такое различие объясняется менее качественным ростом слоев  $\varepsilon(\kappa)\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , где возникающие при росте дефекты частично снимают термоупругие напряжения [17].

Ранее нами в работе [6] было обнаружено, что при наноиндентировании поверхности ( $\bar{2}01$ ) эпитаксиального слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/c\text{-Al}_2\text{O}_3$  зарождение дефектов упаковки и микротрещин может происходить уже при нагрузках 2.7 и 3.7 mN, что гораздо ниже, чем в случае  $\varepsilon(\kappa)$ - и  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Данное наблюдение подтверждает более детальное исследование поверхности ( $\bar{2}01$ ) монокристалла  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  [4], в котором было показано, что микротрещины распространяются параллельно направлению [100] уже при достижении нагрузки 10 mN. Видимых трещин на поверхности ( $\bar{2}01$ ) эпитаксиального слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/c\text{-Al}_2\text{O}_3$  нами обнаружено не было, что связано с тем, что распространение трещин происходит вдоль плоскости (100), т.е. параллельно исследуемой поверхности [7]. Исследования трещиностойкости поверхностей (010) объемного кристалла  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  [11] и (0001) эпитаксиального слоя  $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/c\text{-Al}_2\text{O}_3$  [7] показали со-

Сравнение значений механических характеристик эпитаксиальных слоев и объемных кристаллов Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:  $H$  — твердость,  $E$  — модуль Юнга,  $K_{1c}$  — коэффициент интенсивности напряжений (трещиностойкость)

Образец	Ориентация	$H$ , GPa	$E$ , GPa	$K_{1c}$ , MPa · m <sup>1/2</sup>
Слой $\alpha$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (толщина 7 $\mu$ m), полученные с помощью хлорид-гидридной эпитаксии (hydride vapour phase epitaxy, HVPE)*	(0001)	20.40 [7]	264.00 [7]	0.70 [7]
Слой $\alpha$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (толщина 11 $\mu$ m), полученные с помощью HVPE**	(0001)	18.70	283.40	0.70
Монокристалл $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , полученный методом TFM (tin flux method)*	(100)	6.50–7.70 [5]		
Монокристалл $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , выращенный методом свободной кристаллизации (free crystallization method)	(100)	8.90* [6]	234.00** [6]	
Монокристаллы $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , выращенные из расплава методом EFG (edge-defined film-fed growth method)	( $\bar{2}$ 01) (100) (010) (001)	12.50** [8] 8.50* [9] 6.50* [9] 10.30* [9]	230.00** [8]	0.78** [11]
Слой $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , полученные с помощью HVPE**	( $\bar{2}$ 01)	12.50 [6]	225.00 [6]	
Слой $\varepsilon(\kappa)$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (толщина 11 $\mu$ m), полученные с помощью HVPE**	(001)	17.50	256.10	0.67

\* Микроиндентирование.

\*\* Наноиндентирование.

поставимые значения критического коэффициента интенсивности напряжений (характеристики трещиностойкости материала)  $K_{1c}$  (около 0.70–0.78 MPa · m<sup>1/2</sup>).

Для эпитаксиального слоя  $\varepsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> значение  $K_{1c}$ , полученное по данным наноиндентирования с использованием модели Палмквиста [18] для расчета по формуле

$$K_{1c} = 0.015 \left( \frac{F}{c^{3/2}} \right) \left( \frac{l}{a} \right)^{-1/2} \left( \frac{E}{H} \right)^{2/3}, \quad (1)$$

составило около  $0.67 \pm 0.05$  MPa · m<sup>1/2</sup>.

В формуле (1)  $F$  — нагрузка на индентор,  $c$  — длина отрезка от центра отпечатка до края трещины,  $l$  — длина трещины,  $a$  — половина длины диагонали отпечатка.

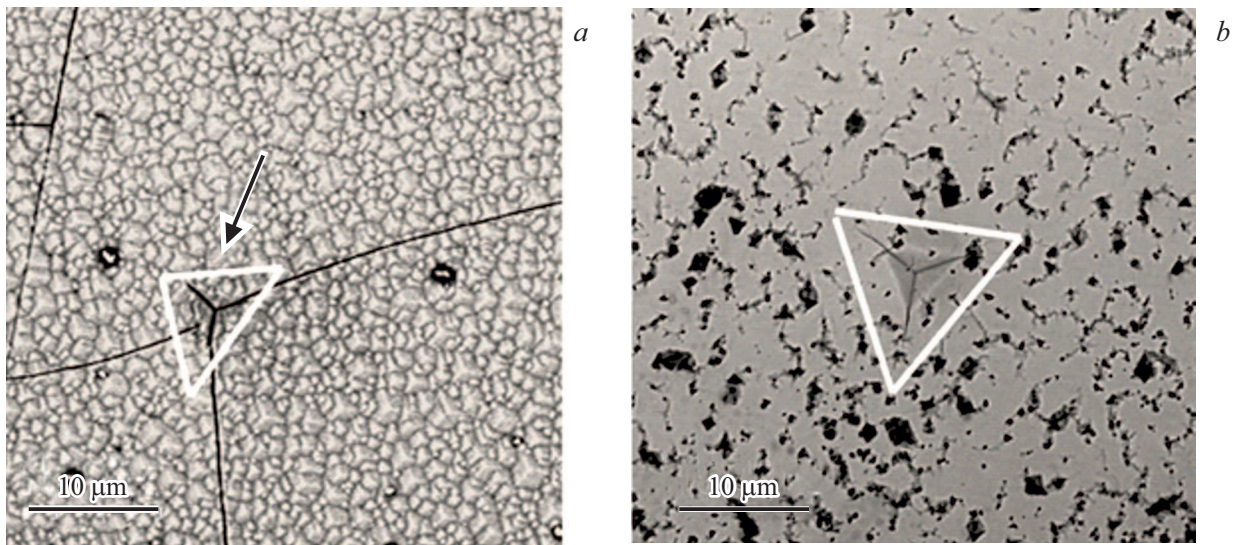
Полученные значения  $K_{1c}$  могут свидетельствовать о сопоставимой трещиностойкости для всех исследованных полиморфов оксида галлия. Между тем наноиндентирование эпитаксиальных слоев метастабильного Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> показало, что значение твердости  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> со структурой корунда немного превышает значение для псевдогексагонального  $\varepsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и значительно

превосходит показатели твердости термостабильного  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, где  $H \sim 6.2$ – $12.5$  GPa [5,6,8–10].

В таблице представлены значения механических характеристик (твердость, модуль Юнга, трещиностойкость) для термостабильного  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и метастабильных  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученные в этой и других работах [5–9,11]. Видно, что значения  $H$  и  $E$  для метастабильных полипов  $\alpha$ - и  $\varepsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> превышают значения для термостабильного  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, что открывает перспективу применения их в качестве защитных покрытий даже при высоких температурах.

В итоге можно отметить следующее.

1. На полученные результаты по микроиндентированию (определение трещиностойкости [7]) и наноиндентированию (определение твердости) оказывают огромное влияние качество эпитаксиальных слоев  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и остаточные упругие напряжения в них. При микроиндентировании в эпитаксиальном слое  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> образуется сетка трещин (рис. 3,  $a$ ), в то время как в  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> такого не наблюдалось. Здесь трещины имели меньшую длину, несмотря на более высокие нагрузки [7].



**Рис. 3.** Данные сканирующей электронной микроскопии. Изображение трещин вблизи остаточных отпечатков, образовавшихся на поверхности образцов после снятия нагрузки. *a* —  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, *b* —  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

2. Кривые нагружения (рис. 2) показали, что  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> способен сохранять свою целостность при больших нагрузках, чем  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Резкое отклонение кривой нагружения  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> от линейности, связанное с резким распространением трещин в эпитаксиальном слое, также подтверждает это.

Таким образом, для метастабильных  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) и  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (001) определены значения твердости  $H$  (18.7 и 17.5 GPa соответственно) и модуль Юнга  $E$  (283.4 и 256.1 GPa соответственно). Экспериментально полученный модуль Юнга  $E$   $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) выше, чем рассчитанный из первых принципов ( $E \sim 264$  GPa [7]). Твердость метастабильных полиморфов оказалась существенно выше, чем у термостабильного  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $H \sim 6.2$  GPa для плоскости (010) [19] и  $\sim 12.5$  GPa для плоскости  $(\bar{2}01)$  [6]), что объясняется более плотной упаковкой кристаллической структуры  $\alpha$ - и  $\epsilon(\kappa)$ -полиморфов Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 1). При этом значение модуля Юнга у  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> оказалось наименьшим:  $E \sim 234$  GPa в направлении, перпендикулярном плоскости (100), и 230 GPa для плоскости  $(\bar{2}01)$  [6,8]. Установлено, что для  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> коэффициенты интенсивности напряжений имеют значения  $K_{1c} \sim 0.67$  МПа · м<sup>1/2</sup>, для  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  $K_{1c} \sim 0.70$  МПа · м<sup>1/2</sup>. В обоих случаях  $K_{1c}$  несколько ниже, чем у  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, где значение  $K_{1c}$  составляет  $\sim 0.78$  МПа · м<sup>1/2</sup> [11]. Значения  $K_{1c}$  получены для эпитаксиальных слоев (0001)  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, (001)  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, пластины объемного кристалла  $(\bar{2}01)$   $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Приведенные данные следует воспринимать как оценочные, так как требуется учитывать сильную анизотропию свойств в кристаллах и эпитаксиальных слоях.

Различие в значениях  $K_{1c}$  эпитаксиальных слоев  $\alpha$ - и  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> мы объясняем следующим: в случае  $\alpha$ - и  $\epsilon(\kappa)$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> пленки сжаты вдоль направления  $a$ , причем пленка  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> более напряжена, что приводит к сниже-

нию порога напряжений, необходимых для образования трещин.

### Благодарности

Работа выполнена при использовании нанотвердомера NanoTest (Micro Materials Ltd.) в составе Уникального стенда „Физика, химия и механика кристаллов и тонких пленок“ ФГУП ИПМаш РАН.

Авторы благодарят ООО „Совершенные кристаллы“ за предоставление образцов.

### Финансирование работы

Л.И. Гузилова, П.Н. Бутенко, А.В. Чикиряка, А.И. Печников, В.И. Николаев выполняли свою часть работы в рамках темы „Фундаментальные проблемы физики и химии наноструктурированных и нанокompозитных материалов и приборных структур, физические свойства монокристаллических и неупорядоченных материалов“ госзадания № 0040-2014-0007. А.С. Гращенко выполнял свою часть работы в рамках госзадания ФГУП ИПМаш РАН № АААА-А18-118012790011-3.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] S. Pearton, F. Ren, M. Mastro, *Gallium oxide. Technology, devices and applications* (Elsevier, 2019). <https://doi.org/10.1016/C2017-0-01768-8>
- [2] S. Poncé, F. Giustino, *Phys. Rev. Res.*, **2** (3), 033102 (2020). DOI: 10.1103/PhysRevResearch.2.033102

- [3] Y.Q. Wu, S. Gao, H. Huang, *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **71**, 321 (2017). DOI: 10.1016/j.mssp.2017.08.019
- [4] Y.Q. Wu, S. Gao, R.K. Kang, H. Huang, *J. Mater. Sci.*, **54** (3), 1958 (2019). DOI: 10.1007/s10853-018-2978-9
- [5] S. Okada, K. Kudou, I. Higashi, *Nippon Kagaku Kaishi*, **1991** (10), 1426 (1991). [In Japanese]. DOI: 10.1246/nikkashi.1991.1426
- [6] L.I. Guzilova, A.S. Grashchenko, A.I. Pechnikov, V.N. Maslov, D.V. Zav'yalov, V.L. Abdrachmanov, A.E. Romanov, V.I. Nikolaev, *Mater. Phys. Mech.*, **29** (2), 166 (2016).
- [7] В.И. Николаев, А.В. Чикиряка, Л.И. Гузилова, А.И. Печников, *Письма в ЖТФ*, **45** (21), 51 (2019). DOI: 10.21883/PJTF.2019.21.48476.17991
- [8] E.G. Villora, S. Arjoca, K. Shimamura, D. Inomata, K. Aoki, *Proc. of SPIE*, **8987**, 89871U (2017). DOI: 10.1117/12.2039305
- [9] W. Mu, Z. Jia, Y. Yin, Q. Hu, Y. Li, B. Wu, J. Zhang, X. Tao, *J. Alloys Compd.*, **714**, 453 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.185
- [10] А.С. Гращенко, С.А. Кукушкин, В.И. Николаев, А.В. Осипов, Е.В. Осипова, И.П. Сошников, *ФТТ*, **60** (5), 851 (2018). DOI: 10.21883/FTT.2018.05.45776.321
- [11] J. Zhang, H. Zhou, Y. Xu, Y. Li, J. Shen, *J. Synth. Cryst.*, **49** (6), 1064 (2020). [In Chinese].
- [12] H. He, R. Orlando, M.A. Blanco, R. Pandey, E. Amzallag, I. Baraille, M. Rérat, *Phys. Rev. B*, **74** (19), 195123 (2006). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.74.195123>
- [13] F. Mezzadri, G. Calestani, F. Boschi, D. Delmonte, M. Bosi, R. Fornari, *Inorg. Chem.*, **55** (22), 12079 (2016). <https://doi.org/10.1021/acs.inorgchem.6b02244>
- [14] А.И. Печников, С.И. Степанов, А.В. Чикиряка, М.П. Щеглов, М.А. Одноблюдов, В.И. Николаев, *ФТП*, **53** (6), 789 (2019). DOI: 10.21883/FTP.2019.06.47730.9033
- [15] S. Shapenkov, O. Vyvenko, E. Ubyivovk, O. Medvedev, G. Varygin, A. Chikiryaka, A. Pechnikov, M. Scheglov, S. Stepanov, V. Nikolaev, *Phys. Status Solidi A*, **217** (14), 1900892 (2020). DOI: 10.1002/pssa.201900892
- [16] A.C. Fischer-Cripps, *Nanoindentation* (Springer, Heidelberg, 2011).
- [17] V.I. Nikolaev, A.I. Pechnikov, V.V. Nikolaev, M.P. Sheglov, A.V. Chikiryaka, S.I. Stepanov, in *2019 Compound Semiconductor Week (CSW)* (IEEE, 2019), p. 1–2. DOI: 10.1109/ICIPRM.2019.8819271
- [18] M.T. Laugier, *J. Mater. Sci. Lett.*, **6** (8), 897 (1987). DOI: 10.1007/BF01729862
- [19] I. Yonenaga, *Mater. Trans.*, **46** (9), 1979 (2005). DOI: 10.2320/matertrans.46.1979