

14,09,03

Амплитудно-зависимое внутреннее трение и модуль упругости в монокристаллах твердого раствора $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$

© Д.А. Калганов^{1,2}, Д.А. Бауман¹, Д.Ю. Панов¹, В.А. Спиридонов¹, А.Ю. Иванов^{1,2}, А.Е. Романов¹

¹ Университет ИТМО,
Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: d.a.kalganov@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 2 октября 2025 г.

В окончательной редакции 2 октября 2025 г.

Принята к публикации 4 октября 2025 г.

В работе методом составного пьезоэлектрического осциллятора исследована колебательная деформация в монокристаллах твердого раствора $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$. Получены амплитудные и температурные зависимости декремента затухания и модуля упругости. Показано наличие амплитудно-зависимого внутреннего трения, связанного с эффектом микропластичности в исследуемом материале. В исследуемом материале наблюдались термоактивируемые эффекты релаксации упругих колебаний при низких температурах $T_1 \approx 134$ К и $T_2 \approx 182$ К. Было установлено, что ионы алюминия в исследуемых твердых растворах формируют рассеивающие поля для подвижных дислокаций и обуславливают особенности амплитудно-зависимого внутреннего трения.

Ключевые слова: внутреннее трение, модуль упругости, микропластичность, составной пьезоэлектрический осциллятор, оксид галлия, дефекты.

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61983.269-25

1. Введение

Полупроводниковые материалы на основе кристаллов бета фазы оксида галлия ($\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$) привлекают значительное внимание научных групп во всем мире [1–4] благодаря перспективам их использования в силовой электронике, УФ-детекторах и других оптоэлектронных устройствах [5,6]. Преимущества бета фазы оксида галлия включают большую ширину запрещенной зоны 4.8 eV, высокую термическую стабильность и радиационную стойкость. Возможности выращивания монокристаллов $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ из расплава стимулируют работы в области изготовления из них подложек и объемных элементов полупроводниковых устройств [1,7,8]. Функциональные свойства Ga_2O_3 в значительной степени определяются его дефектной структурой, в частности вакансиями различного типа, примесными центрами, возникающими в процессе роста и дефектами, вносимыми при обработке [1,9]. Одним из значимых направлений работ в области роста объемных кристаллов оксида галлия является создание твердых растворов $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ [10]. Ионы алюминия могут распределяться в таких кристаллах по октаэдрическим и тетраэдрическим позициям подрешетки Ga^{+3} с сохранением монокристаллической низкодефектной структуры $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ в большом концентрационном интервале (до mol.40% [11]). В то же время, полученный твердый раствор характеризуется большими значениями ширины запрещенной зоны [10,11] и может быть использован в качестве платформы для создания новых устройств.

Исследование механизмов диссипации энергии в процессе колебательной деформации — внутреннего трения (ВТ, δ), а также эффективного модуля упругости (МУ, E) в монокристаллах $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ является крайне актуальным с точки зрения, как фундаментальной науки, так и практического применения. Способность материалов рассеивать энергию механических колебаний при циклическом деформировании характеризует микроструктуру материала и, в случае монокристаллов, тесно связана с наличием в них различных дефектов. Анализ нелинейной амплитудно-зависимой части внутреннего трения (АЗВТ) и дефекта модуля упругости (ДМУ) в области высоких ($\sim 10^5$ Hz) частот, позволяет определить наличие подвижных дефектов и проанализировать эффекты релаксации упругих напряжений за счет их взаимодействия [3,9].

Экспериментальным методом исследования механических свойств и дефектной структуры кристаллических материалов, позволяющим регистрировать величины ВТ и ДМУ в области высоких частот является метод составного пьезоэлектрического осциллятора (СПО) [12]. Существенные требования СПО к геометрии образцов и неравномерное распределение в них колебательных напряжений требуют особого подхода в процессе подготовки монокристаллических образцов для характеристики их дефектной структуры. Наличие поверхностных нарушений кристаллической структуры может оказывать влияние на измеряемые СПО величины. Так, в случае материалов с сильным межатомным взаимодействием,

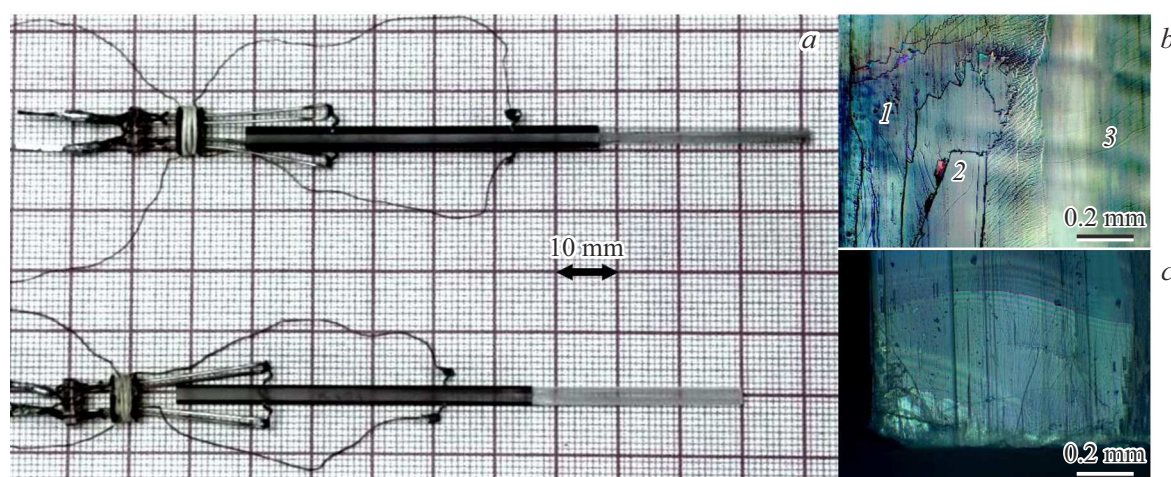


Рис. 1. Внешний вид образцов, зафиксированных на кварцевом преобразователе (а), изображения частей образца, полученное оптической микроскопией в поляризованном свете (b) и (c). Цифрами 1, 2, 3 обозначены соответственно: включения (газовые инклюзии), расщепления и монокристаллическая область со следами полос роста.

например, керамики Al_2O_3 [13] было показано, что начало движения дефектов обусловлено наличием внутренних напряжений в материале, которые концентрируются в областях микродефектов, например, у вершин микротрещин. Это подтверждено наблюдениями в работе [13] микропластической деформации при напряжениях на два порядка ниже макроскопического предела текучести, а также симметричной петлей гистерезиса [14], характерной для фрикционного механизма диссипации энергии. Ранее метод СПО использовался для описания упругих свойств и микропластичности ионных кристаллов, в том числе сверхширокозонного полупроводника — нитрида галлия (см. [15]). Анизотропия ДМУ и ВТ в GaN была объяснена как зависимостью от кристаллической ориентации, так и анизотропией в распределении дефектов, обусловленной методом получения материала.

В случае исследования твердых растворов деформационные зависимости, получаемые методом СПО, позволяют разделить механизмы взаимодействия дислокаций с атомами примеси, локализованными в плоскостях скольжения дислокаций — преодолеваемыми в термоактивируемом режиме, и атомами примеси, влияющими на дислокации за счет упругого взаимодействия — преодолеваемыми атермически [16]. Для твердых растворов на основе ионных кристаллов $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ при интерпретации данных и разделении вкладов механизмов ВТ возникает необходимость учета сложного дефектообразования, включающего различные виды кислородных (V_O) и галлиевых вакансий (V_Ga), атомов замещения (Al_Ga), их комплексов, а также структурное состояние образцов, обусловленное методом их получения и обработки.

В данной работе проведено экспериментальное исследование микропластической деформации монокристаллов твердого раствора $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ при измерении амплитудно-зависимого внутреннего трения и модуля

упругости методом СПО на частоте около 100 kHz. Анализ данных, полученных методом СПО, направлен на установление взаимосвязи между дефектной структурой и структурозависимыми характеристиками материала, определение суммарного вклада вносимого дефектной структурой материала в затухание упругих колебаний, а также, описание влияния на ВТ взаимодействия дислокаций с полями барьерных и дальнедействующих дефектов.

2. Методика эксперимента

Нами изучались образцы в виде стержней прямоугольного поперечного сечения (рис. 1, а) с характерными размерами $2 \times 3 \times 32$ mm вырезанные из объемных кристаллов твердого раствора $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, полученных методом роста из расплава [10]. Вырезанные образцы исследовались при помощи анализа изображений оптической микроскопии в поляризованном отраженном свете (микроскоп MET-5T, Altami). Рентгеновские измерения проводили по схеме Брэгга–Брентано с использованием Cu-K_α излучения и стандартной щелевой конфигурации дифрактометра ДРОН-8 (Буревестник). Для исследования колебательной деформации применялся метод составного пьезоэлектрического осциллятора на базе кварцевых преобразователей [12] при частоте возбуждения около 100 kHz и относительной амплитудой деформации от 10^{-7} до 10^{-4} . Направление распространения упругих колебаний (ультразвука) совпадало с длинной стороной стержня и с кристаллографическим направлением [010] в решетке бета-фазы $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, которое являлось направлением роста кристалла и вдоль которого вырезали образцы. Фотографии исследуемых образцов, зафиксированных на кварцевом преобразователе, аналогично [9],

а также изображения, полученные при помощи оптической микроскопии, приведены на рис. 1.

Методом СПО измеряли величины декремента затухания δ , соответствующего ВТ в материале, резонансной частоты f колебаний и относительной амплитуды деформации ε . Исследование амплитудных зависимостей проводили при монотонном увеличении (прямой ход) величины ε от начального значения ε_0 , соответствующего устойчивому возбуждению резонансных колебаний СПО при малых амплитудах деформации $\varepsilon_{\max} \sim 10^{-7}$, до максимального $\varepsilon_{\max} \sim 10^{-4}$ и ее уменьшении (обратный ход) до значений, соответствующих первоначальным условиям. Для исследования температурных зависимостей использовались режимы охлаждения и нагрева со скоростью не более 2 К/мин при помощи низкотемпературной приставки, аналогичной описанной в [17]. Методика обработки данных, полученных СПО, расчета амплитудно-зависимого внутреннего трения и модуля упругости, описана более подробно в работах [9,12,18]. Амплитудно-зависимое внутреннее трение (δ_d), и дефект модуля упругости $(\Delta E/E)_d$ определялись аналогично этим работам относительно величин (E_0, δ_0) , измеренных при малых $\varepsilon \sim 10^{-7}$ амплитудах деформации.

$$\delta = \delta_0 + \delta_d \quad (1)$$

$$(\Delta E/E)_d = \frac{(E - E_0)}{E_0} \quad (2)$$

Также по измеренным величинам дополнительно вычисляли коэффициент r пропорциональности АЗВТ и ДМУ:

$$\delta_d = r(\Delta E/E)_d \quad (3)$$

По величине данного коэффициента определяли вид дислокационного взаимодействия с преодолеваемыми барьерами, а по амплитудной зависимости $r(\varepsilon)$ пространственное распределение дефектов, выступающих в роли этих барьеров.

Ранее полученные данные по исследованию кристаллов чистого β -Ga₂O₃ методом СПО приведены в работах [3,9].

3. Экспериментальные результаты

3.1. Оптическая микроскопия

Изображения оптической микроскопии исследуемых образцов позволили визуализировать области, содержащие различные макроскопические дефекты, как связанные с методом роста кристалла (рис. 1, *b*), так и вызванные подготовкой (выкалыванием, резкой) образцов (рис. 1, *c*). Наибольшая область нарушенной структуры в исследуемых образцах находилась на торцах стержней и не превышала 0.8 мм от их края. В центральной части исследуемых акустической методикой образцов, вносящей наибольший вклад в измеряемые характеристики наблюдались система параллельных полос, образованных в процессе роста кристалла (см. например, „striations“ [19]).

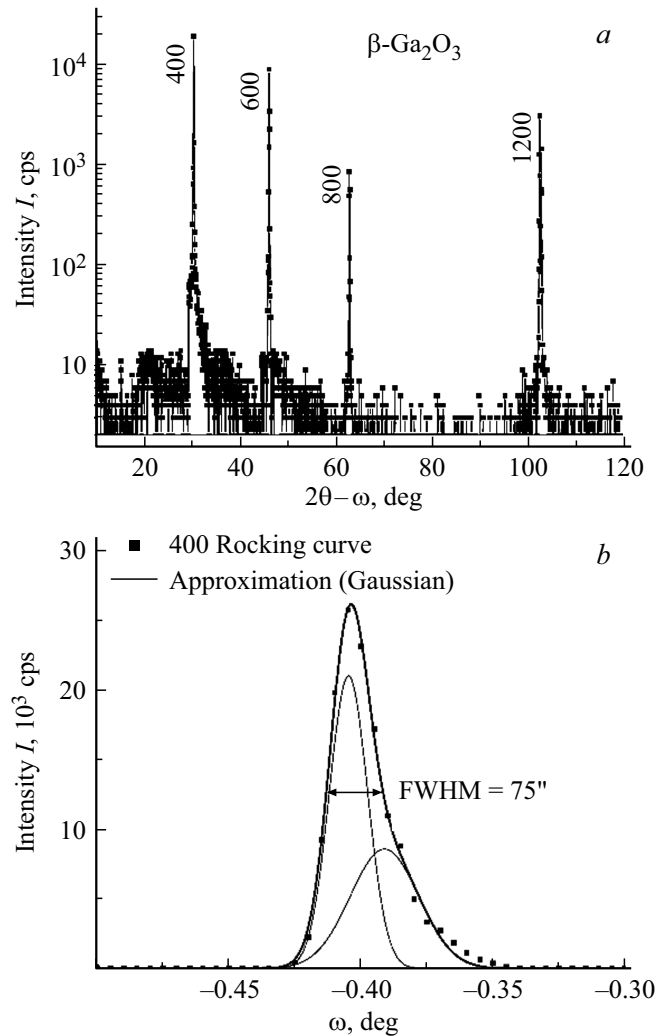


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма (*a*) и кривая качения (*b*) в условиях отражения 400.

3.2. Рентгеновская дифрактометрия

Полученные данные дифракции рентгеновского излучения для исследованного кристалла в диапазоне углов $2\theta = 10^\circ - 120^\circ$ и кривая дифракционного отражения в условиях рефлекса 400 приведены на рис. 2.

При исследовании центральной области образца наблюдалась серия дифракционных отражений, соответствующих плоскости (100) бета-фазы Ga₂O₃-Al₂O₃ (рис. 2, *a*). Ширина кривой дифракционного отражения 400 на половине высоты (FWHM) для исследуемого кристалла составила 75''.

3.3. Исследования методом СПО

Для малых амплитуд деформации $\varepsilon \approx 10^{-7}$ были найдены значения модуля упругости $E_0 = 292$ ГПа и декремента затухания упругих колебаний $\delta_0 = 8 \cdot 10^{-7}$. Данные амплитудных зависимостей декремента ВТ $\delta = \delta(\varepsilon)$ были получены при постепенном увеличении ε_{\max} до

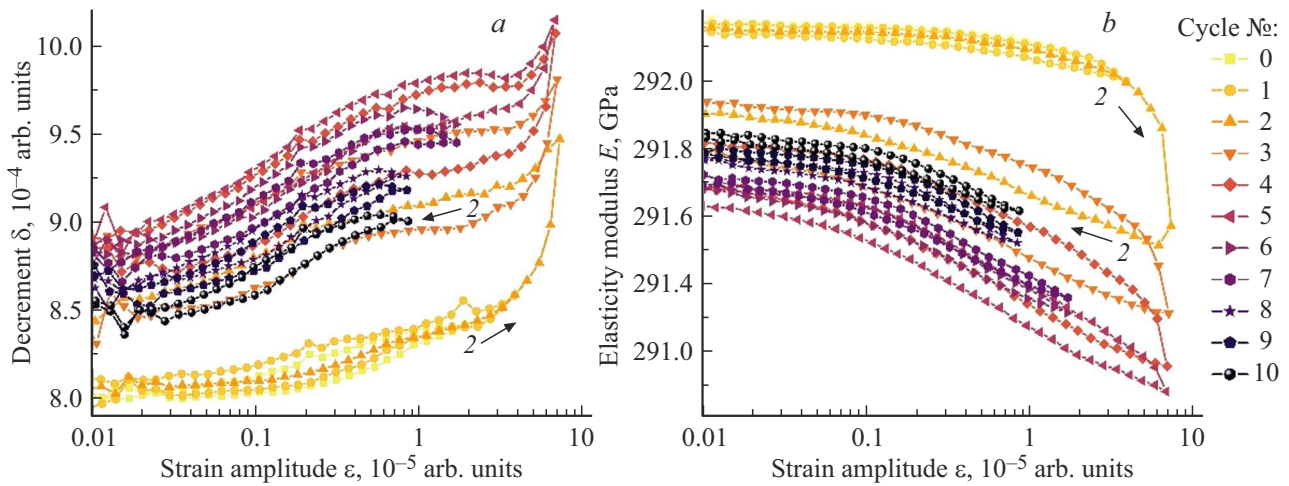


Рис. 3. Зависимости декремента внутреннего трения δ (a) и эффективного модуля упругости E (b) от амплитуды колебательной деформации. Цифрами обозначена последовательность циклов нагружения, стрелкой показано увеличение амплитуды деформации (прямой ход) и ее уменьшение (обратный ход) для цикла 2.

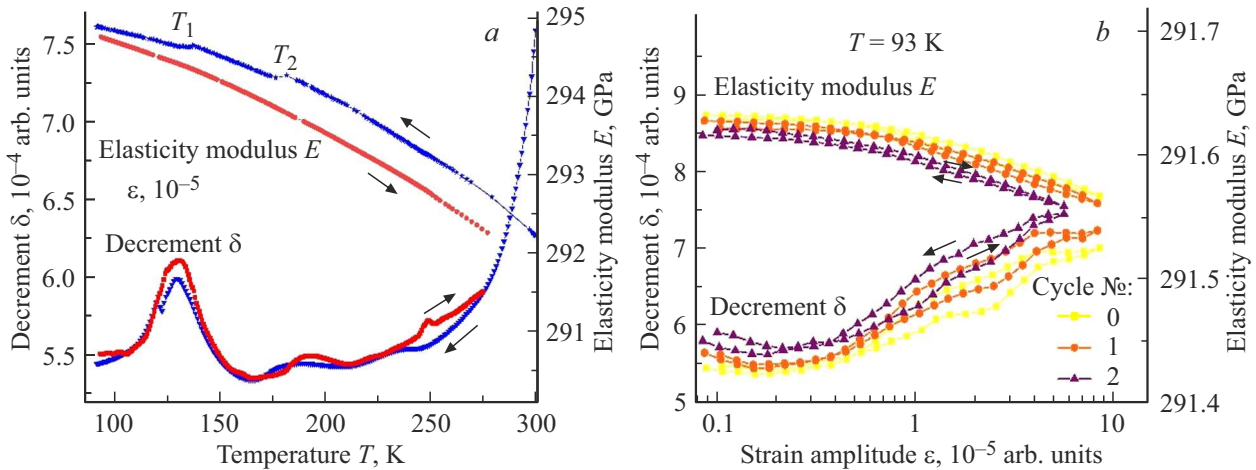


Рис. 4. Зависимости декремента внутреннего трения δ и эффективного модуля упругости E от температуры (a) и от амплитуды колебательной деформации при температуре 93 К (b). Стрелками обозначены направления изменения температуры и амплитуды деформации, цветами — циклы измерений.

10^{-4} . При этом наблюдался гистерезис с увеличением начальных измеряемых значений декремента δ_0 и сохранением вида АЗВТ для прямого и обратного хода (циклы 0-2 на рис. 3, a). При достижении $\varepsilon_{\max} \approx 10^{-5}$ происходило изменение зависимости (перегиб на кривых АЗВТ) с резким увеличением значений δ_0 при обратном ходе (циклы 2-5 на рис. 3, a). Дальнейшие измерения показывали уменьшение начального значения декремента (циклы 5-10, на рис. 3, a).

Значения модуля E уменьшались при возрастании амплитуды деформации, что соответствует положительной величине ДМУ. Также, величины E были меньше соответствующих при обратном ходе — отрицательный гистерезис вызванный уменьшением (колебательной) упругости (рис. 3, b). Для пороговых значений $\varepsilon_{\max} \approx 10^{-5}$ наблюдается обратное к δ_0 поведение —

изменение амплитудной зависимости $E(\varepsilon)$ и резкое уменьшение абсолютных значений с сохранением величины относительного изменения.

Данные температурных зависимостей модуля E и декремента δ при охлаждении и нагреве образца кристалла $\text{Ga}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3$ для амплитуды деформации $\varepsilon_{\max} = 10^{-6}$ представлены на рис. 4, a. Такая степень деформации в образцах, при получении температурных зависимостей была выбрана на основании данных рис. 3, как соответствующая началу АЗВТ. Модуль упругости практически монотонно увеличивается с понижением температуры, что отражает стандартное тепловое поведение модуля Юнга в кристаллических телах. Относительное изменение модуля $\Delta E \approx 0.8\%$ сохраняется при охлаждении до 93 К и нагреве образца до 273 К. Зависимость $E(T)$ имеет перегибы в точках $T_1 \approx 134$ К и $T_2 \approx 182$ К. Внут-

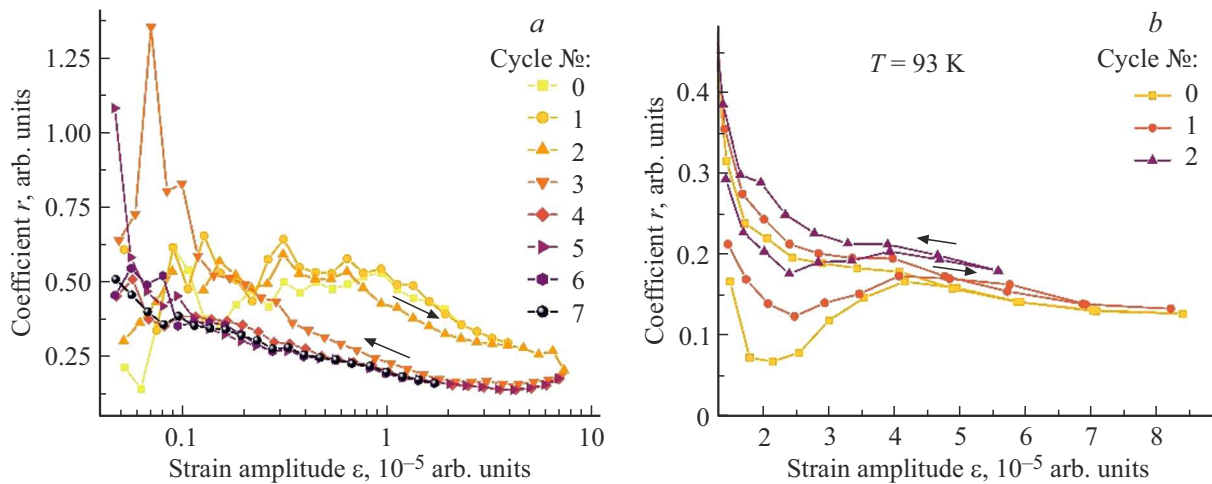


Рис. 5. Коэффициент r пропорциональности амплитудно-зависимого трения δ_d и дефекта модуля упругости $(\Delta E/E)_d$ для комнатных (а) и низкотемпературных (б) измерений. Цифрами обозначена последовательность циклов нагружения, стрелкой показано увеличение амплитуды деформации (прямой ход) и ее уменьшение (обратный ход).

ренное трение в исследуемых образцах уменьшается при понижении температуры (рис. 4, а — декремент δ). Изменение $\delta(T)$ немонотонное с локальными максимумами при температурах T_1 и T_2 . Для минимальной температуры охлаждения $T = 93$ К была получена последовательность измерений E и δ с изменением максимальной амплитуды деформации аналогичная рис. 3. Декремент ВТ при низкой температуре увеличивался с повышением амплитуды аналогично высокотемпературным зависимостям, однако практически не изменялся между циклами измерений (рис. 4, б).

Коэффициент r пропорциональности АЗВТ δ_d и ДМУ $(\Delta E/E)_d$ для комнатных и низкотемпературных измерений не превышал значения 2, однако в обоих случаях показывал выраженную зависимость от амплитуды деформации (рис. 5). Эффект изменения ВТ δ_0 при достижении максимальной амплитуды деформации $\varepsilon_{\max} \approx 10^{-5}$ изменял зависимость $r(\varepsilon)$ и уменьшал его абсолютную величину при комнатных температурах (рис. 5, а), в то время как при низких температурах зависимость $r(\varepsilon)$ соответствовала состоянию уже деформированного образца (рис. 5, б).

4. Обсуждение результатов

Во всем объеме исследованных образцов наблюдались неоднородности в виде полос роста (область 3 на рис. 1, б), которые могли быть образованы неоднородностью распределения вакансий (V_O, V_{Ga}) и атомов замещения (Al_{Ga}), или изменением условий роста кристалла. Известно, что соответствующие дефекты (striations), а также сопутствующие им дислокационные структуры и микротрещины (microcracks) образуются в кристаллах β - Ga_2O_3 , выращенных вдоль направления $[010]$ различными методами [20,21]. Влияние макроскопических

дефектов другого рода (области 1, 2 на рис. 1, б) и нарушений кристалла в результате резки в данной работе исключали за счет отбора образцов и особенностей применяемой методики — распределения колебательных напряжений в образце [22].

По данным рентгеновской дифракции (рис. 2) был рассчитан псевдокубический параметр $a_{Ga_2O_3}^{pc} = 3.74$ Å. С использованием линейного приближения Вегарда и соответствующего параметра для решетки оксида алюминия $a_{Al_2O_3}^{pc} = 3.59$ Å [23] молярная доля алюминия в исследуемом твердом растворе определена равной $\sim 3.5\%$. Уширение кривой дифракционного отражения (рис. 2, б) в области больших углов может указывать на изменение параметра в небольшом диапазоне значений для отдельных областей кристалла. С учетом данных рентгеновского анализа при низких значениях содержания алюминия в решетке (до ат. 10%) атомы алюминия Al_{Ga} замещают атомы галлия только в октаэдрических позициях [10]. Наличие ионов алюминия в этих позициях формирует для дислокаций, движущихся в основных системах скольжения рассеивающие поля (см. „diffuse“ в [16]). Однако даже малая степень замещения Al_{Ga} , оказывает существенное влияние на дефектную структуру образца, в частности на наличие различного типа вакансий, а также на появление в образце примесных полос (полос роста).

Полученные данные для модуля упругости $E \approx 294$ ГПа и применяемая методика с максимальными амплитудами деформации $\varepsilon_{\max} \approx 10^{-5}$ позволяют оценить возникающие напряжения в центре образца $\sigma_{\max} < 300$ МПа. Однако наличие высоких внутренних напряжений и микротрещин говорит о возможной подвижности дислокаций и точечных дефектов в исследуемом кристалле, несмотря на высокие критические напряжения сдвига в нем (см. например, [4], модуль сдвига в различных системах скольжения для

направления $[010]$ не менее 3.9 GPa). Минимальное значение ВТ $\delta_0 = 8 \cdot 10^{-4}$ определяется микропроцессами, не связанными с микропластичностью: выгибанием отрезков дислокаций и термоупругими эффектами. Микропластическая деформация в исследуемых образцах, соответствующая АЗВТ и изменению МУ на рис. 3, аналогично [13] определяется их дефектным состоянием на различных уровнях — наличием микротрещин и дислокационных структур (стенок), как источника подвижных дислокаций, а также взаимодействием подвижных дислокаций в этих областях с другими дефектами.

Наличие локальных максимумов $\delta(T)$ соответствующее изменению упругости $E(T)$ при температурах T_1 и T_2 (рис. 4, а) показывает термоактивируемые процессы релаксации механических напряжений. В качестве соответствующих дефектов могут выступать легкие примеси (C^+ , Si и др.), либо комплексы кислородных вакансий с донорными примесями. Ионы алюминия, в виду малой степени замещения, являются источником дальнедействующих сил и обуславливают ВТ, соответствующее спадающей части зависимости $r(\varepsilon)$ для образца после высокой степени деформации при комнатной температуре (циклы 4-7 на рис. 5, а) и неизменной зависимости при низких температурах (рис. 5, б).

5. Выводы

Для монокристаллов твердого раствора $Ga_2O_3-Al_2O_3$ при малых амплитудах деформации (чисто упругая деформация) измерены величины модуля упругости $E_0 = 292$ GPa и декремента затухания упругих колебаний $\delta_0 = 8 \cdot 10^{-4}$, соответствующие их фундаментальным упругим и релаксационным характеристикам. В сравнении с кристаллами $\beta-Ga_2O_3$, полученными и исследованными в тех же условиях наблюдается увеличение модуля упругости ($E_0^{Ga_2O_3} = 260$ GPa [9]). В исследуемых кристаллах показано наличие амплитудно-зависимого внутреннего трения, связанного с эффектом микропластичности и возникающего за счет термоактивируемых взаимодействий подвижных дислокаций с дефектами. В исследуемых кристаллах не наблюдались эффекты релаксации, связанные с наличием вакансий и обнаруженные ранее в кристаллах $\beta-Ga_2O_3$. Ионы алюминия в исследуемом твердом растворе $Ga_2O_3-Al_2O_3$ создают рассеивающие дальнедействующие поля, что отражено в наблюдаемых особенностях дислокационного внутреннего трения и подтверждено амплитудной зависимостью коэффициента $r(\delta)$, полученной при низкотемпературных измерениях.

Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 24-12-00229, <https://rscf.ru/project/24-12-00229/>

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R.M. Lavelle, W.J. Everson, D.J. Erdely, L.A.M. Lyle, S.W. Pistner, S.R. Hallacher, J.M. Redwing, D.W. Snyder. *Mater. Sci. Semicond. Process.* **190**, 109341 (2025).
- [2] Y. Yan, C. Li, N. Xia, T. Deng, H. Zhang, D. Yang. *Phys. Rev. Appl.* **21**, 6, 064036 (2024).
- [3] В.В. Каминский, Д.А. Калганов, Д.Ю. Панов, В.А. Спиридонов, А.Ю. Иванов, М.В. Розаева, Д.А. Бауман, А.Е. Романов. *Конд. среды межфаз. границы* **25**, 4, 548 (2023).
- [4] D. Wu, Y. Yan, X. Sun, X. Gao, D. Liu, Y. Liu, Z. Jin, N. Xia, H. Zhang, D. Yang. *J. Alloy. Compd.* **1018**, 179092 (2025).
- [5] D.J. Valdes, L. Rendon, J. Winkelbauer, P. Koehler, S.C. Vogel, K.-X. Sun. *APL Mater.* **13**, 4 (2025).
- [6] K.D. Shivani, A. Ghosh, M. Kumar. *Mater. Today Commun.* **33**, 104244 (2022).
- [7] D.A. Bauman, D.Iu. Panov, V.A. Spiridonov, A.V. Kremleva, A.V. Asach, E.V. Tambulatova, A.V. Sakharov, A.E. Romanov. *J. Vac. Sci. Technol. A* **41**, 053203 (2023).
- [8] Z. Galazka. *J. Appl. Phys.* **131**, 3 (2022).
- [9] V.V. Kaminskii, D.Yu. Panov, V.A. Spiridonov, D.A. Bauman, D.A. Kalganov, M.P. Scheglov, A.E. Romanov. *Mater. Phys. Mech.* **52**, 5, 48 (2024).
- [10] D.A. Zakgeim, D.A. Bauman, D.I. Panov, V.A. Spiridonov, A.V. Kremleva, A.S. Smirnov, M.A. Odnoblyudov, A.E. Romanov, V.E. Bougrov. *Appl. Phys. Express* **15**, 025501 (2022).
- [11] Z. Galazka, A. Fiedler, A. Popp, P. Seyidov, S.B. Anooz, R. Blukis, J. Rehm, K. Tetzner, M. Pietsch, A. Dittmar, S. Ganschow, A. Akhtar, T. Remmele, M. Albrecht, T. Schulz, T.-S. Chou, A. Kwasniewski, M. Suendermann, T. Schroeder, M. Bickermann. *Adv. Mater. Interfaces* **12**, 2, 2400122 (2025).
- [12] S. Kustov, S. Golyandin, A. Ichino, G. Gremaud. *Mater. Sci. Eng. A* **442**, 1-2, 532 (2006).
- [13] Y. Nishino, H. Ogawa, S. Asano. *Philos. Mag. Lett.* **66**, 6, 313 (1992).
- [14] Y. Nishino, T. Murayama, S. Asano. *Philos. Mag. A* **65**, 5, 1187 (1992).
- [15] Л.И. Гузилова, Б.К. Кардашев, А.И. Печников, В.И. Николаев. *ЖТФ* **90**, 1, 138 (2020).
- [16] G. Gremaud, S. Kustov. *Phys. Rev. B* **60**, 1/3, 9353 (1999).
- [17] D.A. Kalganov, V.V. Kaminskii, N.M. Yurchenko, N.M. Silnikov, I.V. Guk, A.I. Mikhailin, A.V. Podshivalov, A.E. Romanov. *Rev. Adv. Mater. Technol.* **4**, 1, 14 (2022).
- [18] А.Б. Лебедев. *ФТТ* **41**, 7, 1214 (1999).
- [19] W.E. Langlois. *Annu. Rev. Fluid Mech.* **17**, 191 (1985).
- [20] Y. Wang, X. Li, Y. Wu, D. Mu, H. Huang. *Int. J. Mech. Sci.* **204**, 106562 (2021).
- [21] D. Dhanabalan, S.M. Babu. *Mater. Sci. Semicond. Process.* **194**, 109600 (2025).
- [22] A.S. Nowick. *Phys. Rev.* **80**, 2, 249 (1950).
- [23] H. Peelaers, J.B. Varley, J.S. Speck, C.G. Van de Walle. *Appl. Phys. Lett.* **112**, 242101 (2018).

Редактор В.В. Емцев