

06
Латеральные неоднородности сапфировых пластин по данным рентгеновских и зондовых методов

© В.Е. Асадчиков,¹ А.Е. Благов,^{1,2} А.В. Буташин,¹ Ю.О. Волков,¹ А.Н. Дерябин,¹ В.М. Каневский,¹ А.Э. Муслимов,¹ А.И. Проценко,^{1,2} Б.С. Рощин,¹ А.В. Таргонский,^{1,2} Ф.Н. Чуховский¹

¹ Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ „Кристаллография и фотоника“ РАН, 119333 Москва, Россия

² НИЦ „Курчатовский институт“, 123182 Москва, Россия
e-mail: asad@crys.ras.ru

Поступило в Редакцию 13 декабря 2018 г.
В окончательной редакции 11 июля 2019 г.
Принято к публикации 16 сентября 2019 г.

Методами рентгеновской дифрактометрии, рентгеновской рефлектометрии, атомно-силовой микроскопии и склерометрии были исследованы пластины *R*-среза монокристаллов сапфира, выращенных методом Киропулоса и применяемых в качестве подложек для структур кремний–на–сапфире. Установлено, что даже в пределах одной пластины встречаются области с различной степенью совершенства кристаллической структуры. Показано, что результаты четырех методов исследования, построенных на различных физических принципах, находятся в хорошем соответствии и позволяют выявить области несовершенства структуры материала на поверхности пластины. Обоснована целесообразность осуществления комплексного контроля параметров пластин в нескольких областях для снижения брака при применении их в качестве подложек для изготовления электронных устройств.

Ключевые слова: *R*-срез сапфира, рентгеновская дифрактометрия, рентгеновская рефлектометрия, атомно-силовая микроскопия.

DOI: 10.21883/JTF.2020.03.48925.431-18

Введение

Синтетические монокристаллы сапфира (лейкосапфира) ввиду его высокой твердости и прозрачности этого материала в широком диапазоне длин волн светового излучения традиционно использовались и продолжают использоваться в качестве конструкционных материалов. Для этих применений высокое структурное совершенство получаемых кристаллов не является критически важным параметром. Иная ситуация складывается в двух других областях применения этих кристаллов. Речь идет в первую очередь об использовании сапфира в микроэлектронике и, в частности, о создании и использовании двуслойных структур „кремний–на–сапфире“ (КНС). Технология получения КНС-структуры была разработана в начале шестидесятих годов прошлого века и имела своей целью создание материала, обеспечивающего малую мощность потребления быстродействующих интегральных схем (БИС) типа металл–окисел–полупроводник (КМОП) [1]. Для наращивания эпитаксиальных слоев кремния наиболее подходящими являются сапфировые подложки с *R*-ориентацией поверхности. Эта плоскость сапфира имеет псевдосимметрию четвертого порядка, что обеспечивает эпитаксиальный рост монокристаллического слоя кремния с кристаллографической ориентацией (100). Не менее важным является применение подложек сапфира с *R*-ориентацией поверхности для нитридных техноло-

гий, поскольку их использование позволяет получать „неполярные“ пленки соединений с вюрцитной структурой [2,3], и, как результат, повышение эффективности устройств на их основе.

Применение метода Киропулоса–Мусатова [4] в промышленном производстве позволяет получать кристаллы диаметром 400 mm и массой 200 kg [5].

Другая область применения этих кристаллов — их использование в рентгеновской оптике. Кристаллы сапфира относятся к гексагональной сингонии и вследствие этого обладают высокой плотностью брэгговских отражений, что дает возможность их использования в качестве монохроматоров с высоким энергетическим разрешением. Кроме того, в отличие от кремния (который традиционно используется для изготовления рентгеновских монохроматоров) температура плавления монокристаллического сапфира значительно выше и составляет 2050°C. Сравнение физических характеристик кремния и сапфира показывает, что единственным существенным параметром, по которому кристаллы сапфира уступают кремнию, является теплопроводность. Существуют, однако, указания, что при значительном снижении температуры различие в теплопроводности названных материалов уменьшается. В то же время более высокое значение критического угла полного внешнего отражения рентгеновского излучения в широком диапазоне энергий делает перспективным применение сапфира для

изготовления рентгеновских зеркал полного внешнего отражения.

Очевидно, что для двух названных применений структурное совершенство кристаллов сапфира крайне важно. Ранее с применением сложных и совершенных методик синхротронных исследований нами было показано, что для наилучших на сегодняшний день кристаллов сапфира область, свободная от дислокаций, не превышает 2 mm^2 [6]. В настоящей работе мы показываем возможность применения ряда лабораторных методик для анализа совершенства структуры монокристаллов сапфира, применяемого в качестве подложек для КНС-структур.

1. Рост кристаллов сапфира. Подготовка образца

В настоящей работе рассмотрены кристаллы сапфира, выращенные методом Киропулоса–Мусатова в вакууме на затравках *R*-ориентации: рост кристалла происходил за счет контролируемого охлаждения тигля с расплавом, в отличие от вытягивания затравки с кристаллом в зону теплового узла с меньшей температурой, как это происходит в случае применения метода Чохральского. При этом в процессе выращивания кристалл сапфира перемещался в вертикальном направлении на начальной стадии роста для увеличения его диаметра, а также в конце роста для предотвращения контакта выросшего кристалла с поверхностью тигля.

Параметры использованной ростовой установки позволили добиться устойчивого роста при температурных градиентах $\sim 10^\circ\text{C}/\text{cm}$, избежать контактов растущего кристалла со стенками тигля, а также уменьшить количество газовых включений в объеме кристалла и обеспечить дополнительную очистку расплавленной шихты за счет вакуумирования ростовой камеры.

Заготовка в форме цилиндра с диаметром 100 мм и длиной 60 мм была изготовлена из средней части выращенного кристалла, свободной от пузырей, путем отрезания верхней и нижней частей с выводом ориентации торцов на отрезном станке алмазным кругом с внешней режущей кромкой, шлифованием торцов алмазным кругом на плоскошлифовальном станке и шлифованием боковой поверхности алмазным кругом на кругло-шлифовальном станке.

На этом кристалле цилиндрической формы на боковой поверхности был изготовлен базовый *R*-срез ориентации $(10\bar{1}2)$ с разориентацией поверхности менее 2° в виде дорожки шириной 30–32 мм с помощью шлифования алмазным кругом на плоско-шлифовальном станке.

Цилиндр был отожжен на воздухе при температуре 1200°C в течение 1 ч. Цилиндр был разрезан на пластины толщиной 1,2 мм на отрезном станке алмазным кругом с внутренней режущей кромкой. Отрезанные пластины были отожжены на воздухе при температуре 1100°C в течение 1 ч.

Поверхность пластин была отшлифована с помощью алмазного круга попеременно с двух сторон на плоскошлифовальном станке и применением суспензии на основе микропорошка карбида бора одновременно с двух сторон на станке двусторонней шлифовки.

На шлифованных пластинах была изготовлена фаска профильным алмазным кругом. Шлифованные пластины были отмыты и отожжены на воздухе при температуре 1100°C в течение 1 ч. Поверхность шлифованных пластин была механически отполирована на полировальном станке с одной стороны алмазной пастой, нанесенной на полировальник из лавсана. Полированные пластины были отмыты и отожжены на воздухе при температуре 1000°C в течение 1 ч.

После механической обработки пластины были подвергнуты химико-механической полировке (ХМП) суспензией на основе силиказолей на синтетическом полировальном материале.

ХМП-полированные пластины были отмыты химически в растворе кислот и деионизованной воде и гидромеханически в растворе поверхностно-активных веществ (ПАВ) и деионизованной воде. Затем они высушивались на центрифуге и подвергались вакуум-термической обработке при температуре 1200°C в течение 1 ч для образования нанорельефа на полированной поверхности.

Для проведения исследования пластина была разрезана путем скрайбирования алмазным резцом и на полоски шириной 8–10 мм параллельно базовому срезу, а полученные полоски разрезаны в направлении, перпендикулярном базовому срезу на части прямоугольной формы размерами $(10\text{--}15) \times (8\text{--}10)\text{ mm}$. Все полученные таким образом образцы были пронумерованы и подвергнуты различным исследованиям, описанным ниже.

2. Рентгеновская дифрактометрия

Традиционным и одним из самых распространенных в мире методов анализа структурного совершенства кристаллических материалов является рентгеновская двухкристалльная дифрактометрия. Регистрируемая в таких экспериментах кривая дифракционного отражения (КДО), представляющая собой зависимость интенсивности дифрагированного образца пучка в окрестности точного брэгговского положения, является паспортной характеристикой материала и напрямую связана с дефектами кристаллической решетки. Данная методика может применяться для исследования кристаллических образцов, в том числе структур „кремний–на–сапфире“ (КНС) [7], естественных граней выращенных кристаллов [8], образцов под ультразвуковыми воздействиями [9], образцов в условиях наложения электрических полей [10].

Исследования образцов сапфира выполнялись на дифрактометре TRC [11], дополнительно оснащенном рентгеноакустическим модулем [12,13]. Источником излуче-

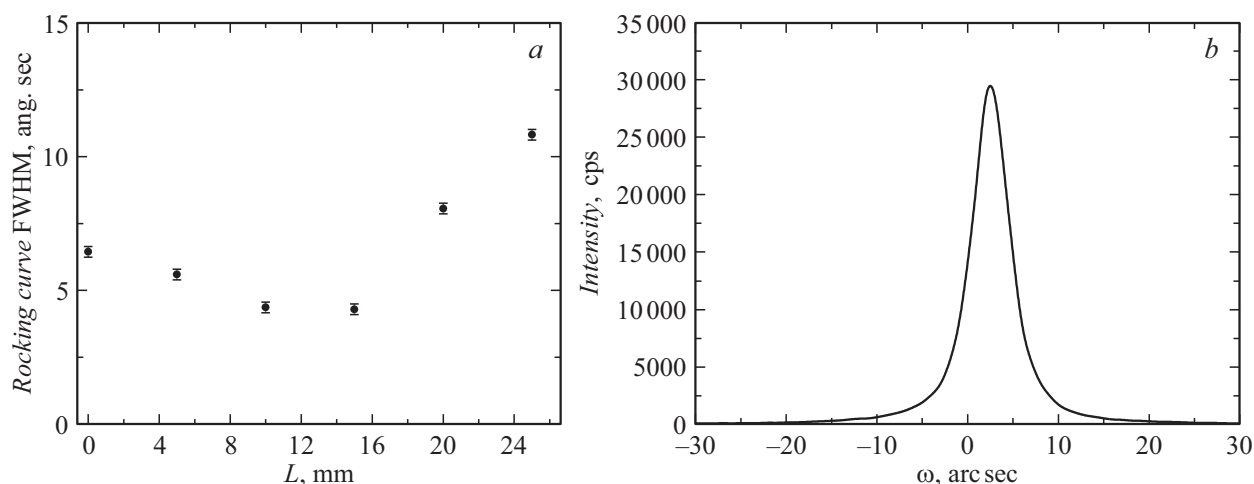


Рис. 1. Распределение полуширины КДО вдоль поверхности образца № 7, шаг измерения 4 mm (a) и пример КДО на участке кристалла 15 mm, полуширина 4.3 arc · sec (b).

ния служила лабораторная рентгеновская трубка с молибденовым анодом. В эксперименте с помощью щелей и кремниевого монохроматора Si(220), расположенного в геометрии Брэгга $\Theta_B = 10.64^\circ$, выделялась линия $Mo_{K\alpha 1}$ $\lambda = 0.7039 \text{ \AA}$ ($E = 17.5 \text{ keV}$). Образцы сапфира Al_2O_3 с ориентацией поверхности размещались также на отражение под углом Брэгга $\Theta_B = 11.76^\circ$ для симметричного рефлекса ($20\bar{2}4$) на основном автоматизированном гониометре. Использовалась прецизионная поворотная подвижка для вращения образца в узком угловом диапазоне с высокой точностью, и линейная подвижка для сканирования его поверхности в разных точках. Интенсивность дважды дифрагированного пучка регистрировалась сцинтилляционным точечным детектором с широким приемным окном.

Регистрация КДО осуществлялась с помощью ω -сканирования. В этой схеме эксперимента угол падения рентгеновских лучей на исследуемый кристалл изменяется с помощью поворота гониометра, на котором установлен образец, а детектор остается неподвижным, но за счет широкой апертуры приемного окна в него попадает все дифрагированное в некотором угловом интервале излучение. КДО, зарегистрированные в таком эксперименте, как правило, позволяют получить лишь качественную информацию о дефектной структуре кристалла. Для сравнения результатов используют значение ширины кривой на полувысоте (полуширина КДО).

Исследование образцов сапфира проводилось путем сканирования при последовательном перемещении кристалла относительно падающего пучка с шагом 5 mm, кроме образца № 4, где шаг сканирования составлял 2 mm. В таблице приведены лучшие и худшие результаты значений полуширин КДО для каждого образца.

Можно выделить две группы образцов. Первая группа (образцы № 2, 5, 6, 7) — более совершенная, характеризуется низкими значениями полуширины КДО, не более

Значения полуширин КДО образцов сапфира

№ образца	Минимальные значения полуширины КДО, arc·sec	Максимальные значения полуширины КДО, arc·sec
2	5.5 ± 0.2	7.6 ± 0.2
5	5.2 ± 0.2	8.6 ± 0.2
6	5.4 ± 0.2	9.6 ± 0.2
7	4.3 ± 0.2	8.1 ± 0.2
1	7.6 ± 0.2	21.2 ± 0.2
3	6.7 ± 0.2	22.0 ± 0.2
4	5.2 ± 0.2	20.6 ± 0.2

10 arc · sec и небольшим разбросом значений полуширин по поверхности пластины (рис. 1), за исключением небольших областей вблизи ее краев.

Во второй группе (образцы № 1, 3, 4) (рис. 2) полуширина КДО меняется по поверхности пластины от 5 до 20 arc · sec (рис. 2, a), а форма кривой может отличаться от гауссовой наличием „пьедестала“ (рис. 2, b) или раздвоением пика КДО, что свидетельствует о наличии микроблочности (рис. 2, c). Эти особенности наиболее выражены для образца № 4.

В целом сканирование достаточно хорошо характеризует качество исследуемых сапфировых пластин.

3. Рентгеновская рефлектометрия

В разд. 3 приводятся результаты экспериментальных и теоретического исследований образцов сапфира методом рентгеновской рефлектометрии, когда по измеренной угловой зависимости коэффициента отражения рентгеновских лучей при малых углах скольжения производится восстановление распределения действительной части диэлектрической проницаемости в направлении, перпендикулярном поверхности образца [14]. При этом может быть получена информация о z -зависимости плотности

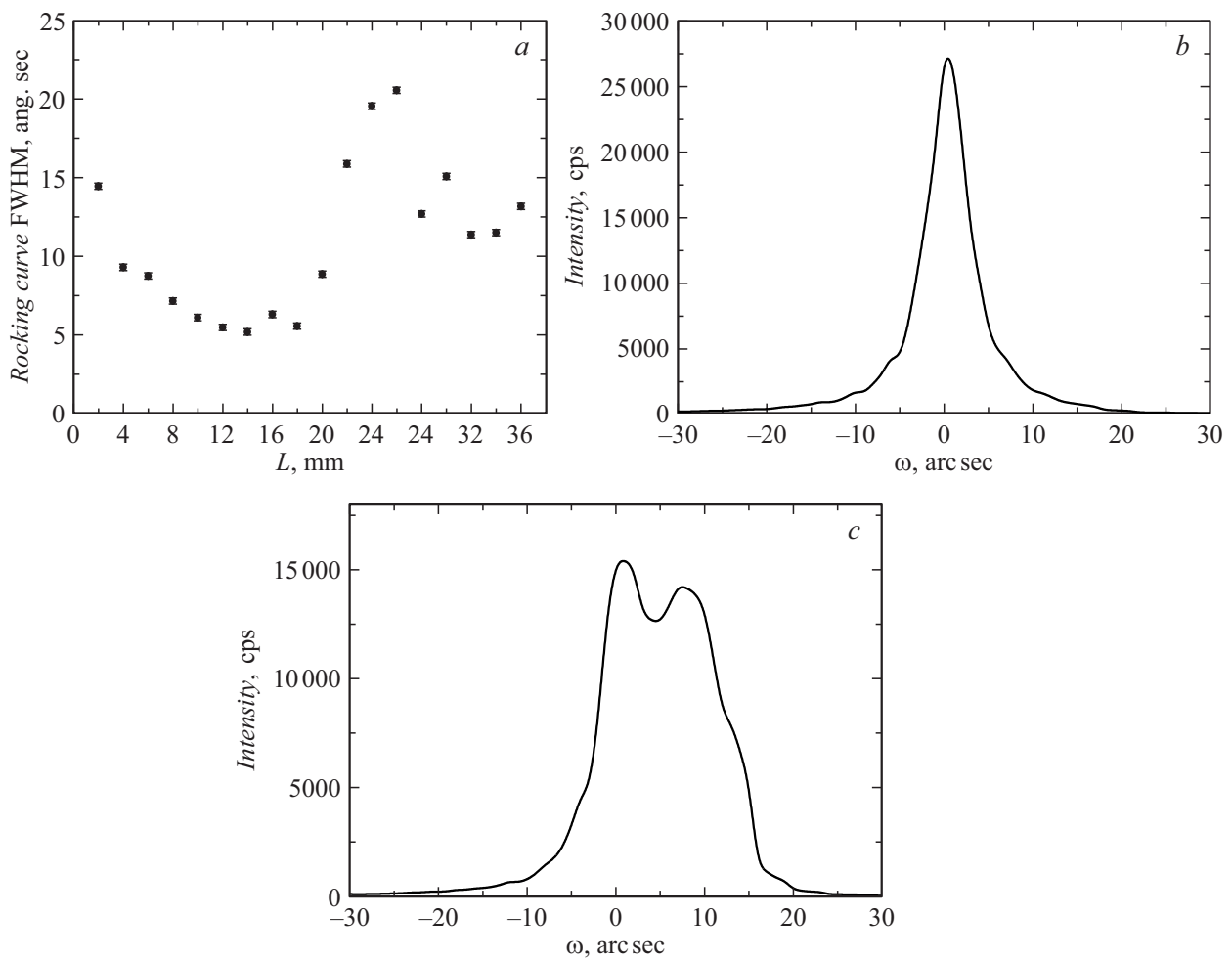


Рис. 2. Распределение полуширины КДО вдоль поверхности образца № 4, шаг измерения 2 mm (*a*) и примеры КДО на разных участках кристалла: *b* — 14 mm полуширина 5.2 arc · sec, *c* — 22 mm, полуширина 15.9 arc · sec.

вещества $\rho(z)$ с разрешением < 1 nm, что позволяет судить о глубине нарушенного приповерхностного слоя в образце.

Измерения проводились с помощью рентгеновского дифрактометра с подвижной системой трубка–детектор [15]. Рентгенооптический тракт дифрактометра включает трехщелевой коллиматор, кристалл-монокроматор с однократным отражением Si(111) и вакуумные пути для уменьшения поглощения излучения в воздухе. Образец устанавливается на юстировочном столике так, что его поверхность параллельна направлению распространения падающего пучка. При дальнейших измерениях образец остается неподвижным, а источник и детектор совершают вращение вокруг образца на заданные углы.

Результаты рефлектометрических измерений и соответствующие им восстановленные профили электронной плотности представлены на рис. 3. Мы видим, что структура приповерхностного слоя имеет отличия у всех образцов на глубине до 30 Å, а для одного из образцов слой пониженной плотности достигает глубины 80 Å.

Эти результаты коррелируют с данными рентгеновской дифрактометрии, согласно которым образец с самым глубоким нарушенным слоем дает наиболее широкую кривую качания. По всей видимости, в этом случае нарушение структуры распространяется на глубины, недоступные для метода рентгеновской рефлектометрии, где глубина проникновения рентгеновского излучения не превышает десятков нанометров.

4. Метод атомно-силовой микроскопии

В разд. 4 приведены результаты исследования морфологии поверхности образцов сапфира методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в режиме топографии на приборе „NtegraAura“, Зеленоград [16]. Была исследована топография всех образцов сапфира. Для большинства образцов (рис. 4 — № 1–3) наблюдалась упорядоченная атомно-гладкая террасно-ступенчатая наноструктура со следующими характеристиками: ширина террас ~ 60 –65 nm, высота ступеней порядка 0.31–0.34 nm (ср. рис. 4). Ранее были выполнены исследования по-

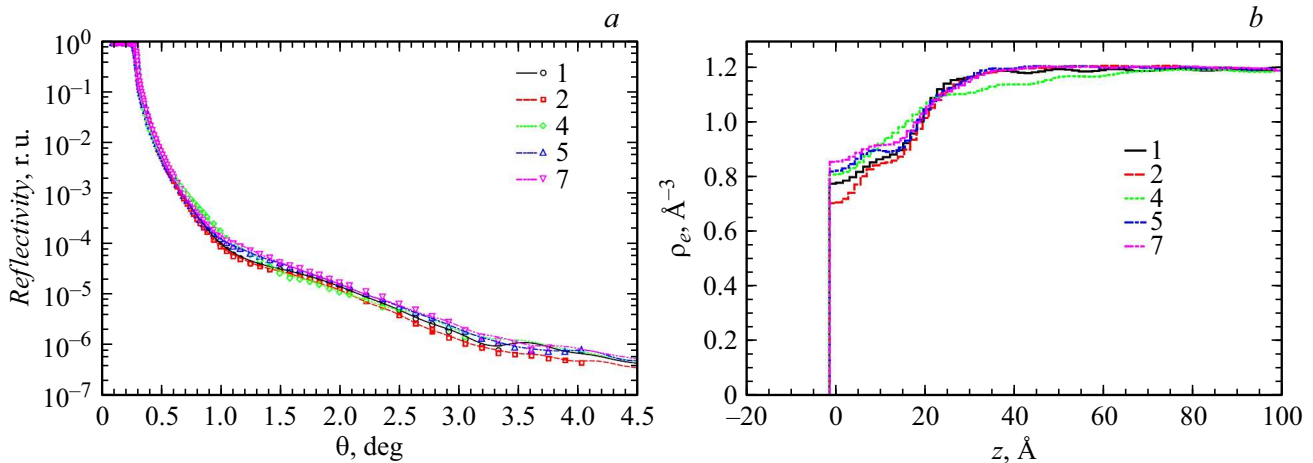


Рис. 3. Угловые зависимости коэффициента отражения рентгеновского излучения (а), полученные в эксперименте (точки), рассчитанные теоретически (линии) и соответствующие им восстановленные профили электронной плотности в направлении, перпендикулярном поверхности образцов сапфира (б).

слоиного роста кристаллов сапфира в этом же направлении [17]. Анализ толщин нарастающих структурных слоев проводился методом дифракции быстрых электронов. Полученные экспериментальные значения близки к межплоскостному расстоянию в направлении $(10\bar{1}2)$ в кристалле сапфира, которое составляет 0.34 nm [17].

Проведенный расчет автокорреляционной функции шероховатостей поверхности (см. вставки на рис. 4, а–с) показывает высокую периодичность рельефа, несмотря на незначительные искажения на поверхности образца № 3 (рис. 4, с).

Однако морфология поверхности образца № 4 резко отличалась от поверхностей остальных образцов. На поверхности этого образца обнаруживаются неупорядоченные ступени (рис. 4, d, f) и границы разориентированных блоков, значительно проявляющиеся при высокотемпературном отжиге (рис. 4, e).

5. Измерения микротвердости

Исследования твердости сапфировых пластин проводились методом склерометрии на сканирующем нанотвердометре „Наноскан-3Д“, г.Троицк [18]. Для проведения измерений на поверхность образцов наносилась серия из нескольких царапин с нагрузкой 10–60 mN. Далее участок поверхности, содержащий царапину, сканировался методом АСМ. Значения твердости рассчитывались в соответствии со стандартной методикой склерометрии. Оценка значений твердости проводилась относительно твердости эталона по соотношению нагрузок и ширин полученных царапин на исследуемом и эталонном образцах.

По сравнению с методом, использующим индентор [19], примененная нами в работе склерометрия [20] имеет определенные преимущества, а именно:

1) минимизируется влияние шероховатостей и дефектов в силу усреднения данных в процессе обработки одной царапины;

2) уменьшается влияние эффекта упругого восстановления ширины царапины по сравнению с периметром отпечатка;

3) возникает возможность анализировать навалы по краям царапины.

В испытаниях с приложенной нагрузкой более 30 mN значения твердости сапфировых образцов № 1–3, 5 различались не более чем на 10% и стремились к среднему значению 28 GPa (рис. 5).

Следует отметить, что значение твердости 28 GPa выше значения 22 GPa, полученного для R -среза сапфира методом индентирования с использованием микротвердомера ПМТ-3 при нагрузках до 2 N в работе [21].

При меньших нагрузках на образцах № 1–3, 5 наблюдается уменьшение значений твердости для всех исследованных пластин на 32–46% (рис. 5). В данном случае это уменьшение является относительно плавным, а для образцов 6 и 7 — более резким.

Образец № 4 отличается тем, что для него при нагрузках 10–25 mN значение твердости колеблется вблизи 13 GPa. Это наиболее низкое значение твердости среди всех образцов. Однако при дальнейшем увеличении нагрузки твердость резко возрастает и практически сразу достигает значения 28 GPa, при этом существенный вклад в твердость вносит объемная область кристалла сапфира. На примере образца № 4 можно сделать вывод, что дефектная „поверхностная“ структура значительно (примерно на 50%) снижает твердость приповерхностных слоев в сапфире, что наглядно проявляется при малых значениях нагрузки на образец.

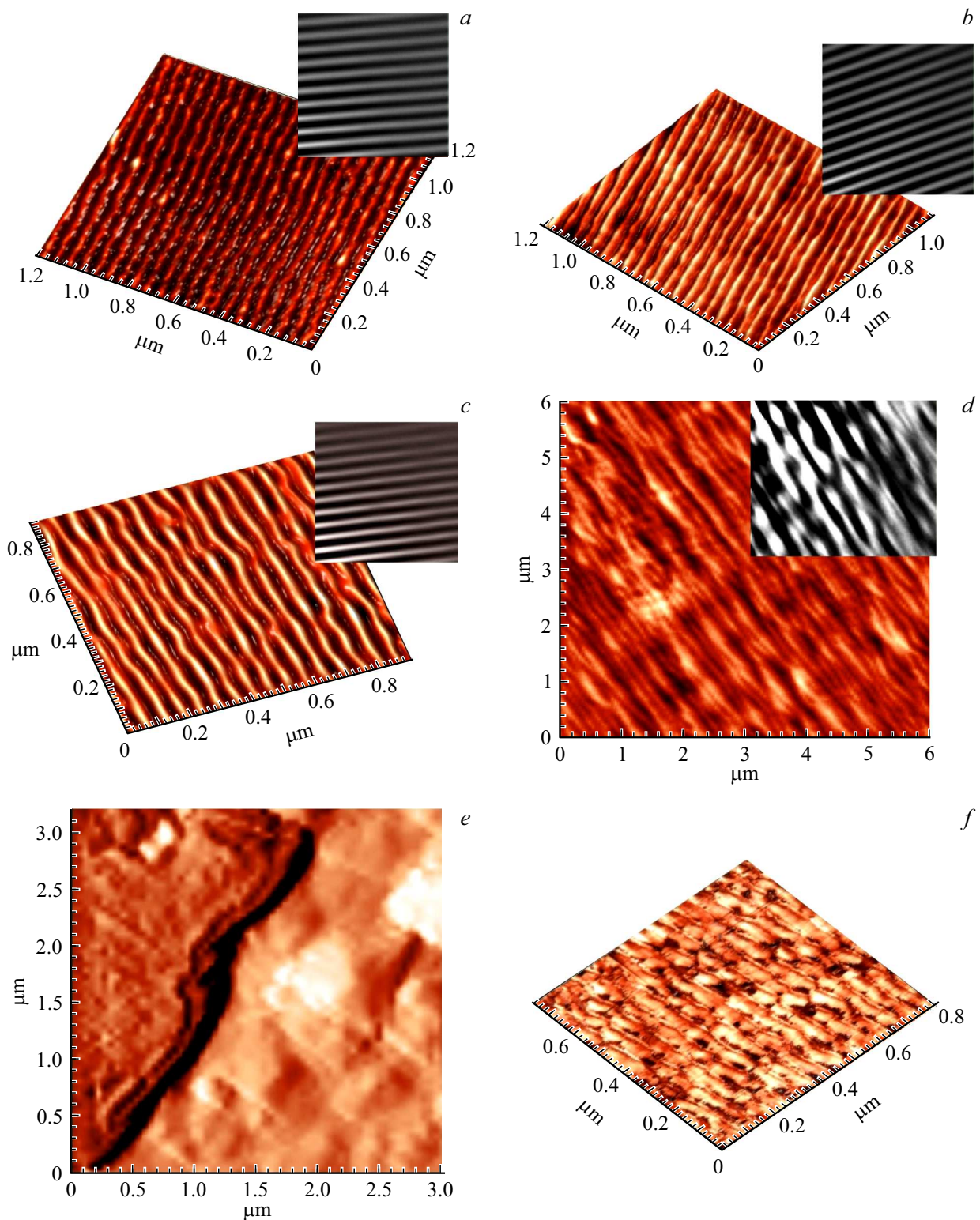


Рис. 4. АСМ изображения поверхности образцов № 1 (a), № 2 (b), № 3 (c), № 4 — различные области (d-f). Врезки: автокорреляционная функция шероховатостей поверхности, рассчитанная с помощью программы Nova (НТ-МДТ, Зеленоград).

6. Обсуждение результатов

По совокупности результатов к наиболее совершенным можно отнести образцы № 6 и 7. Небольшие от-

личия в плотности приповерхностного слоя по данным рефлектометрии и более значительные в микротвердости соответствуют образцам № 1–3 и 5. Существенно более низкие параметры у образца № 4 получены по

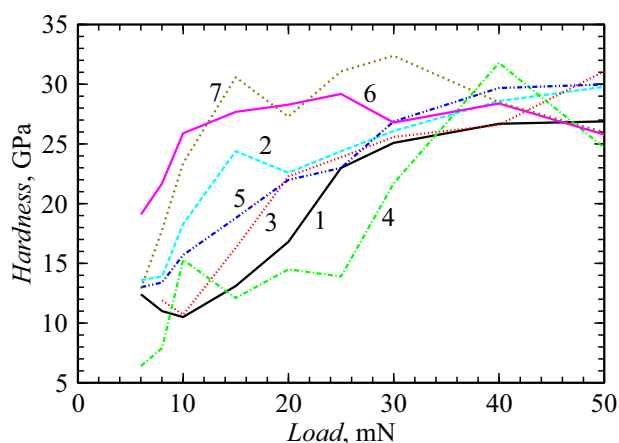


Рис. 5. Твердость пластин сапфира в зависимости от величины приложенной нагрузки.

данным всех примененных в настоящей работе методов. Обратим внимание, что примененные нами методы дают информацию о структуре образцов на различной глубине. В случае АСМ можно говорить о долях нанометра. Данные рентгеновской рефлектометрии отражают структуру образцов на глубине до 10 nm. При измерении микротвердости речь идет о глубинах порядка десятков нанометров. Дифракция рентгеновских лучей происходит в приповерхностном слое кристалла толщиной, примерно соответствующей глубине экстинкции, которая для рассматриваемого рефлекса ($20\bar{2}4$) превышает $3\ \mu\text{m}$. Однако на качественном уровне результаты всех методов совпадают и указывают, что в пределах одной пластины существуют области с заметно нарушенной структурой. Более того, это несовершенство, по всей видимости, обусловлено внутренними напряжениями, распространяющимися на глубину до нескольких микрон, а возможно и до нескольких миллиметров, с учетом данных о распределении полуширины кривых КДО вдоль поверхности образца (рис. 3). Эти напряжения столь заметны, что приводят к образованию двойников в отдельных частях кристалла. Последнее обстоятельство отражено в результатах атомно-силовых и рентгеновских дифракционных экспериментов.

Отметим также, что распределение электронной плотности, полученное по данным рентгеновской рефлектометрии, не соответствует результатам теоретических расчетов для случая равномерного распределения плотности сапфира в направлении, перпендикулярном поверхности, и ступенчатой границы раздела для всех изученных образцов. Это, возможно, объясняется изменением атомного состава в приповерхностных слоях, теоретически обоснованного в [22].

Существуют и другие более тонкие различия в результатах исследования отдельных образцов, полученных из одной пластины. Они, как и проведенное выше обсуждение, свидетельствуют о непосредственном влиянии параметров ростового процесса (неравномерности

фронта кристаллизации вдоль направления роста, конфигурации теплового поля и распределение конвективных потоков расплава) монокристалла сапфира на структуру приповерхностного слоя получаемых из него пластин. При возникновении дефектов кристаллической структуры одинаковая последовательность технологической обработки поверхности пластин может приводить к разным результатам в различных областях одной и той же пластины.

Комплексный контроль параметров как в процессе выращивания кристалла, так и анализ структуры приповерхностного слоя готовых пластин в нескольких областях поверхности целесообразен для снижения брака при применении их в качестве подложек для изготовления электронных устройств. В то же время и любой из представленных методов исследования дает достаточные основания, чтобы судить о качестве пластин, применяемых в качестве подложек для КНС-структур.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 18-29-12099 МК) в части „расплавной кристаллизации сапфира“ и Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ „Кристаллография и фотоника“ РАН в части „получения исследовательских образцов со сверхгладкой поверхностью и характеризации дефектной структуры кристаллов“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] *Manasevit H.M., Simpson W.I.* // J. Appl. Phys. 1964. Vol. 35. P. 1349.
- [2] *Кривоногов С.И., Крухмалев А.А., Нижанковский С.В., Сидельникова Н.С., Вовк Е.А., Будников А.Т., Адонкин Г.Т., Муслимов А.Э.* // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 1. С. 139.
- [3] *Муслимов А.Э., Исмаилов А.М., Бабаев В.А., Каневский В.М.* // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 5. С. 803.
- [4] *Багдасаров Х.С.* Высокотемпературная кристаллизация из расплава. М.: Физматлит, 2004.
- [5] *Harris D.C.* // Proc. SPIE. 2009. Vol. 7302. P. 730202.
- [6] *Asadchikov V.E., Butashin A.V., Buzmakov A.V. et al.* // Crystal Res. Technology. 2016. Vol. 51. N 4. P. 290.
- [7] *Благов А.Е., Васильев А.Л., Голубева А.С. Иванов И.А., Кондратьев О.А., Писаревский Ю.В., Пресняков М.Ю., Просеков П.А.* // Кристаллография. 2014. Т. 59. № 3. С. 356.
- [8] *Писаревский А.В., Таргонский Я.А., Элиович Я.А.* // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2018. № 1. С. 81.
- [9] *Благов А.Е., Писаревский Ю.В., Таргонский А.В., Элиович Я.А., Ковальчук М.В.* // ФТТ. 2017. Т. 59. Вып. 5. С. 947.

- [10] Ковальчук М.В., Благоев А.Е., Куликов А.Г., Марченков Н.В., Писаревский Ю.В. // Кристаллография. 2014. № 6. С. 950.
- [11] Ковальчук М.В., Ковьев Э.К., Козелихин Ю.М., Миренский А.В., Шилин Ю.Н. // Приборы и техника эксперимента. 1976. С. 194.
- [12] Ковальчук М.В., Таргонский А.В., Благоев А.Е., Занавескина И.С., Писаревский Ю.В. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 5. С. 886.
- [13] Благоев А.Е., Просеков П.А., Таргонский А.В., Элиович Я.А. // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 2. С. 189.
- [14] Kozhevnikov I.V. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. 2003. Vol. A508. P. 519.
- [15] Асадчиков В.Е., Бабак В.Г., Бузмаков А.В., Дорохин Ю.П., Глаголев И.П., Заневский Ю.В., Зрюев В.Н., Кривоносов Ю.С., Мамич В.Ф., Мосейко Л.А., Мосейко Н.И., Мчедlishvili Б.В., Савельев С.В., Сенин Р.А., Смыков Л.П., Тудоси Г.А., Фатеев В.Д., Черненко С.П., Черёмухина Г.А., Черёмухин Е.А., Чуличков А.И., Шилин Ю.Н., Шишков В.А. // Приборы и техника эксперимента. 2005. № 3. С. 99.
- [16] Прохоров И.А., Захаров Б.Г., Асадчиков В.Е. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 3. С. 490.
- [17] Maeda T., Yoshimoto M., Ohnishi T., Lee G.H., Koinuma H. // J. Cryst. Growth. 1997. Vol. 177. P. 95.
- [18] Усеинов А., Кравчук К., Русаков А., Масленников И., Красногоров И. // Наноиндустрия. 2016. № 7. С. 99.
- [19] Oliver W.C., Paar G.M. // J. Mater. Res. 2004. Vol. 19. P. 3.
- [20] Муслимов А.О., Каневский В.М. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15. № 3. С. 333–338.
- [21] Синани А.Б., Дынкин Н.К., Литвинов Л.А., Коневский П.В., Андреев Е.П. // Известия РАН. Серия физическая. 2009. Т. 73. № 10. С. 1463.
- [22] Sun J., Stirner T., Matthews A. // Surf. Sci. 2007. Vol. 601. P. 1358.