

РЕАЛЬНАЯ СТРУКТУРА
КРИСТАЛЛОВ

УДК 548.734:548.4:620.179.118

**ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖЕК
ЛЕЙКОСАПФИРА РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ
И АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИЕЙ**

© 2011 г. И. А. Прохоров, Б. Г. Захаров, В. Е. Асадчиков*, А. В. Буташин*,
Б. С. Рошин*, А. Л. Толстихина*, М. Л. Занавескин**, Ю. В. Грищенко**,
А. Э. Муслимов*, И. В. Якимчук*, Ю. О. Волков*, В. М. Каневский*, Е. О. Тихонов*

Филиал Института кристаллографии РАН НИЦ “Космическое материаловедение”, Калуга

** Институт кристаллографии РАН, Москва*

Email: zakharov@kaluga.rosmail.com

*** Российский научный центр “Курчатовский институт”, Москва*

Поступила в редакцию 24.11.2010 г.

Обоснована возможность характеристики ряда практически важных параметров сапфировых подложек рентгеновскими методами. К таким параметрам можно отнести: изгиб пластин, следы не полностью удаленного нарушенного слоя от механической обработки (царапины, риски), шероховатость поверхности, толщина нарушенного слоя в направлении, перпендикулярном поверхности, а также особенности реальной структуры материала подложек. Особенности реальной структуры монокристаллических подложек из сапфира исследованы неразрушающими методами двухкристалльной рентгеновской дифрактометрии и плосковолновой рентгеновской топографии. Рельеф поверхности пластин исследован методами атомно-силовой микроскопии и рентгеновского рассеяния. Использование взаимодополняющих методов исследования обеспечивает получение наиболее полной информации о структурных неоднородностях и состоянии поверхности кристаллов, что крайне важно для оптимизации технологии подготовки подложек под эпитаксию.

ВВЕДЕНИЕ

Современные технологии получения эпитаксиальных структур, особенно с наноразмерными толщинами слоев, предъявляют чрезвычайно высокие требования к качеству подготовки подложек под эпитаксию, что обуславливает необходимость развития адекватных методов контроля реальной структуры и состояния поверхности подложек, включая диапазон наноразмерных шероховатостей. Среди них распространены методы, инструментом в которых служит рентгеновское, в том числе синхротронное излучение [1–4].

Подложки из сапфира ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) (рис. 1), благодаря комплексу уникальных характеристик этого материала (высокая температура плавления, химическая и радиационная стойкость, высокая твердость и прозрачность), находят широкое применение в микроэлектронике [5–7]. Они используются, в частности, для получения эпитаксиальных слоев кремния на сапфире (КНС), GaN, InN, AlN, GaP, для производства интегральных схем, высокоинтенсивных светодиодов (зеленого, синего и белого свечения), лазерных диодов и СВЧ-транзисторов.

Известно, что на рост и структуру эпитаксиальных слоев оказывают существенное влияние как дефекты подложки, которые, как правило,

наследуются пленками, так и в значительной мере состояние поверхности подложек. Высокая степень шероховатости может спровоцировать трехмерный рост и привести к значительному увеличению плотности дислокаций в слое либо вызвать полную аморфизацию слоя, заблокировав кристаллический рост.

При использовании монокристаллов сапфира для изготовления элементов рентгеновской оптики к рельефу предъявляются высокие требования как в макро-, так и в микро- и наномасштабе. В настоящей работе особенности реальной структуры монокристаллических подложек из сапфира исследованы неразрушающими методами двухкристалльной рентгеновской дифрактометрии и плосковолновой рентгеновской топографии с целью оптимизации технологии подготовки подложек под эпитаксию. Рельеф пластин на макроуровне – прогиб и коробление – исследовался методами механической профилометрии и рентгеновской дифрактометрии. Микро- и нанорельеф – методами рентгеновского рассеяния (РР) и атомно-силовой микроскопии (АСМ).

В работе показано, что комплекс различных рентгеновских методик может быть успешно применен для достаточно полной характеристики совершенства монокристаллических сапфировых подложек.

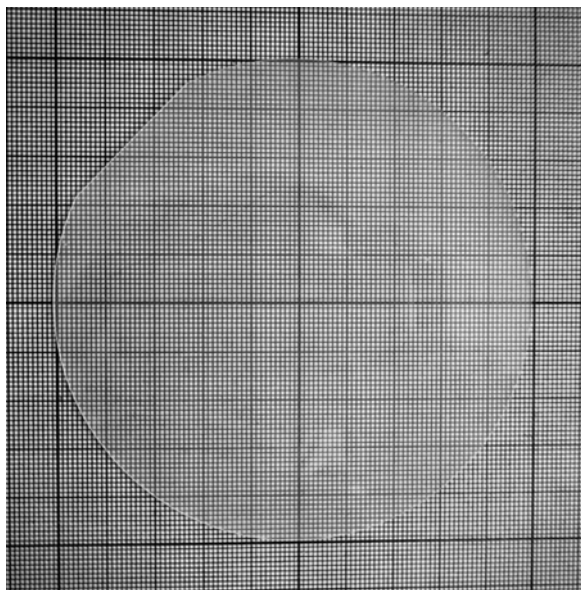


Рис. 1. Внешний вид подложки из сапфира диаметром 100 мм и ориентации $(01\bar{1}2)$ с базовым срезом.

В первом разделе показано, что прогиб и коробление сапфировых пластин, обычно характеризуются механическими и оптическими методами, обусловлены искажениями внутренней структуры кристалла, которые поддаются контролю рентгенодифракционными методами.

Во втором разделе продемонстрированы возможности рентгеновской топографии для описания дефектности кристаллической структуры материала подложек.

Третий раздел посвящен сравнению рентгеновских и атомно-силовых методов анализа шероховатости рабочей поверхности сапфировых пластин.

1. ОЦЕНКА КРИВИЗНЫ САПФИРОВЫХ ПОДЛОЖЕК

Характерными параметрами геометрии пластин являются прогиб, коробление и их анизотропия. Обычно они определяются с помощью механических профилометров. Характерные значения этих величин для пластин диаметром до 100 мм могут составлять от единиц до нескольких десятков микрон. Рассмотрим, есть ли связь между этими значениями и искажением внутренней структуры кристалла, которое можно определить, исходя из рентгенодифракционных измерений.

Рентгенооптическая схема установки в режиме измерения радиуса кривизны пластин представлена на рис. 2 [8]. Суть данного метода заключается в следующем. С использованием сильно асимметричного монохроматора формируется широкий по фронту пучок, из которого щелями

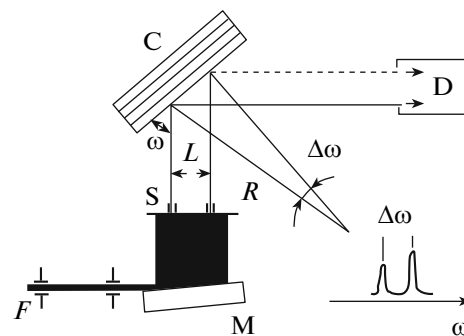


Рис. 2. Рентгенооптическая схема двухкристального дифрактометра в режиме определения радиуса кривизны подложек. F – источник излучения; M – кристалл-монохроматор; S – двойная щель; C – исследуемый кристалл; D – детектор излучения. Радиус кривизны определяется из соотношения $R = L \sin \omega / \Delta \omega$, где ω – угол падения рентгеновских лучей на поверхность образца.

вырезаются два параллельных монохроматических луча, разнесенных на расстояние L . В случае неизогнутого кристалла оба луча выходят в отражающее положение одновременно. Если кристалл изогнут, то при его вращении в Брэгговском направлении регистрируются два дифракционных пика, угловое расстояние между которыми связано с радиусом кривизны простым соотношением $R = L \sin \omega / \Delta \omega$, где ω – угол падения рентгеновского излучения на поверхность образца. При использованных параметрах схемы (полуширина кривой качания $\Delta \omega_{1/2} \sim 8''$, база $L = 2$ мм) предел измерения метода составил $R \sim 500$ м.

Приведены результаты исследований четырех образцов монокристаллических подложек из сапфира ориентации (0001) (образцы № 1 и № 2) и ориентации $(01\bar{1}2)$ (образцы № 3 и № 4) с различной степенью кривизны. Из них для трех образцов были проведены исследования кривизны методом механической профилометрии. Результаты измерений кривизны рентгеновским методом коррелируют с данными, полученными изготовителем пластин с помощью механической профилометрии (табл. 1). Следует отметить, что, поскольку рентгеновский метод измерения кривизны основан на дифракции, кривизна поверхности и искажение кристаллической решетки оказываются взаимосвязанными.

2. ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ РЕАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ПОДЛОЖЕК ИЗ САПФИРА

Рассмотрим возможности рентгенодифракционных методов характеристики реальной структуры монокристаллических подложек из сапфира. Подложки прошли цикл механической обработки с финишной химико-механической полировкой

Таблица 1. Параметры кривизны сапфировых пластин, полученные по данным механической профилометрии и рентгенодифракционным методом

Образец	№ 1 (ЭЦ-№ 130)	№ 2 (P0908Ш0021)	№ 3 (14.03.05-II)
Базовая плоскость	(0001)	(0001)	(011̄2)
Разориентация	~1°	4.7'	~1°
Коробление (профилометр), мкм	29	5	9
Прогиб (профилометр), мкм	26	5	5
Радиус кривизны (дифрактометр), м	12	42.5	>500
Прогиб (дифрактометр), мкм	26	7	<5

рабочей стороны. Разориентация поверхности пластин относительно базовой кристаллографической плоскости не превышала 1°. Из-за высокой химической стойкости сапфира использование в технологических процессах подготовки подложек химического травления, которое широко применяется при изготовлении подложек из полупроводниковых материалов (Ge, Si и др.), является малоэффективным. Поэтому для снятия упругих напряжений на шлифованной обратной стороне подложек и обеспечения гладкости рабочей поверхности, близкой к атомарной, они были подвергнуты термической обработке по методике, близкой к описанной в [9].

Предварительными исследованиями было установлено, что из-за значительных нарушений обратной (шлифованной) стороны подложек и связанным с ними существенным повышением приповерхностной плотности дислокаций после высокотемпературных отжига использование топографических методов на просвет оказалось малоинформативным. В частности, однокристалльный метод Ланга даже в его модификации с

использованием ограниченных проекций [10] (что позволяет, в принципе, проводить селекцию дефектов по глубине и уменьшить вклад в изображение сильно нарушенной обратной стороны подложки) не позволил выявить детали реальной структуры на фоне высокой приповерхностной плотности дислокаций.

В этой связи основное внимание в работе было сосредоточено на оптимизации рентгенодифракционных методов на отражение применительно к кристаллам сапфира.

Исследования методами двухкристалльной рентгеновской дифрактометрии и плосковолновой топографии на отражение проводили на двухкристалльном рентгеновском дифрактометре в $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучении. При дифрактометрических исследованиях использовали одинарную щель. Топографические исследования проводили в широком пучке с использованием щели шириной ~1 см.

Известно, что эффективность указанных методов существенно возрастает при использовании бездисперсионной (n , $-n$) установки кристаллов. Однако высокая твердость сапфира затрудняет изготовление из этого материала прецизионно ориентированных сильно асимметричных кристаллов-монокроматоров. Кроме того, кристаллы сапфира по структурному совершенству существенно уступают элементарным полупроводникам Ge и Si. В этой связи в настоящей работе для расширения пучка и формирования почти плоской волны использовали сильно асимметричные отражения типа 620 и 511 от монокроматоров из высокосовершенного германия (факторы асимметрии $b = 0.063$ и $b = 0.01$ соответственно). Исследования пластин сапфира проводили в отражениях, хорошо согласующихся по межплоскостному расстоянию с отражениями 620 и 511 от германия и с углами падения излучения на образец $\omega = \theta - \varphi$, большими нуля (табл. 2). Здесь θ – угол Брэгга, φ – угол выхода отражающих плоскостей к поверхности образца.

Из-за значительного изгиба подложек ориентации 0001 (табл. 1, образцы № 1 и № 2) исследование их реальной структуры методом плосковолновой рентгеновской топографии невозможно.

Таблица 2. Оптимальные отражения для исследования пластин сапфира ориентаций (011̄2) и (0001) методами двухкристалльной дифрактометрии и топографии в $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучении с использованием монокроматоров из германия (θ – угол Брэгга, φ – угол выхода отражающих плоскостей к поверхности образца, $\omega = \theta - \varphi$ – угол падения излучения на образец)

Монокроматор	Сапфир (011̄2)	Сапфир (0001)
Ge 620, $\theta = 59.52^\circ$	Отражение $01\bar{1}14$ $\theta = 58.26^\circ$, $\varphi = 44.9^\circ$, $\omega = 13.36^\circ$	
Ge 440, $\theta = 50.41^\circ$	Отражение $21\bar{3}10$ $\theta = 50.53^\circ$, $\varphi = 34.9^\circ$, $\omega = 15.63^\circ$	Отражение $21\bar{3}10$ $\theta = 50.53^\circ$, $\varphi = 39.8^\circ$, $\omega = 10.73^\circ$
Ge 511, $\theta = 45.07^\circ$	Отражение $13\bar{4}4$ $\theta = 45.57^\circ$, $\varphi = 18.0^\circ$, $\omega = 27.57^\circ$	Отражение 00012 $\theta = 45.33^\circ$, $\varphi = 0^\circ$, $\omega = 45.33^\circ$



Рис. 3. Двухкристальная рентгеновская топограмма подложки из сапфира ориентации $(01\bar{1}2)$ (образец № 3) после химико-механической полировки с полностью удаленным нарушенным слоем. Отражение $01\bar{1}, 14$, ω_B геометрия дифракции, $\text{CuK}\alpha_1$ -излучение, монохроматор Ge_{620} , экспозиция 20 мин. Показана проекция вектора дифракции на плоскость топограммы. Точкой отмечено угловое положение образца в процессе экспозиции.

Исследование рабочей стороны образца № 3 с использованием асимметричного отражения $01\bar{1}, 14$ в ω_B геометрии дифракции [11] (угол падения излучения на образец $\omega_B = \theta - \varphi = 13.36^\circ$, фактор асимметрии отражения $b = 0.237$, монохроматор Ge_{620}) показало, что полуширина кривой качания составляет $\Delta\omega_{1/2} \sim 8.1''$, коэффициент отражения ~ 0.38 . Исследования с использованием двойной щели не обнаружили изгиба пластин.

Это связано с достаточно хорошей обработкой подложки, эффективностью проведенной термообработки и жесткостью сапфира при толщине ~ 500 мкм.

Однако двухкристальная рентгеновская топография в отражении $01\bar{1}, 14$ (рис. 3) наряду с дислокациями выявила развитый рисочный фон от механической обработки, что свидетельствует о недостаточной величине съема нарушенного поверхностного слоя при химико-механической полировке пластины. Плотность дислокаций по оценкам их изображений на топограмме составляет $N_D \sim 1.5 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$. Кроме того, наблюдаются протяженные прямолинейные дефекты (показано стрелкой на рис. 3), отличающиеся по характеру изображения от дислокаций. Возможно, это дефекты упаковки с “бахромой” дислокаций accommodations. Однако это требует проведения дополнительных исследований. Основным критерием отличия царапин от дефектов упаковки является строгая прямолинейность последних и соответствие определенным кристаллографическим направлениям. Травление пластин в ортофосфорной кислоте (H_3PO_4 85%) при температуре 150°C в течение 20 мин не дало положительных результатов и не привело к снижению рисочного фона. Учитывая, что толщина пластин при травлении изменилась незначительно, можно предположить, что глубина распространения рисочного фона превосходит толщину нарушенного слоя, обычно удаляемого в процессе травления.

Исследования образца № 4 после химико-механической полировки с величиной съема ~ 20 мкм показали, что полуширина кривой качания асимметричного отражения $01\bar{1}, 14$ в ω_B геометрии дифракции для лицевой стороны составляет $\Delta\omega_{1/2} \sim 7.4''$, что несколько меньше, чем для образца № 3. Полуширина кривой качания для обратной шлифованной стороны пластины составила $\Delta\omega_{1/2} \sim 15.5''$, что свидетельствует о повышенной плотности структурных дефектов в приповерхностной области, связанной с механической обработкой. Тем не менее исследования с использованием двойной щели не выявили изгиба пластины, что свидетельствует об отсутствии (или незначительной величине) макронапряжений. Полуширина кривой качания асимметричного отражения $01\bar{1}, 14$ в ω_A геометрии дифракции с углом падения излучения на образец $\omega_A = \theta + \varphi = 103.16^\circ$ (фактор асимметрии $b = 4.2$) для лицевой стороны составляет $\Delta\omega_{1/2} \sim 5.7''$. Измерения в этой (более чувствительной к изгибу) геометрии с использованием двойной щели также не выявили изгиба подложки. В некоторых областях подложки при исследованиях с использованием двойной щели наблюдается расщепление кривой качания, что в отсутствие изгиба подложки свидетельствует

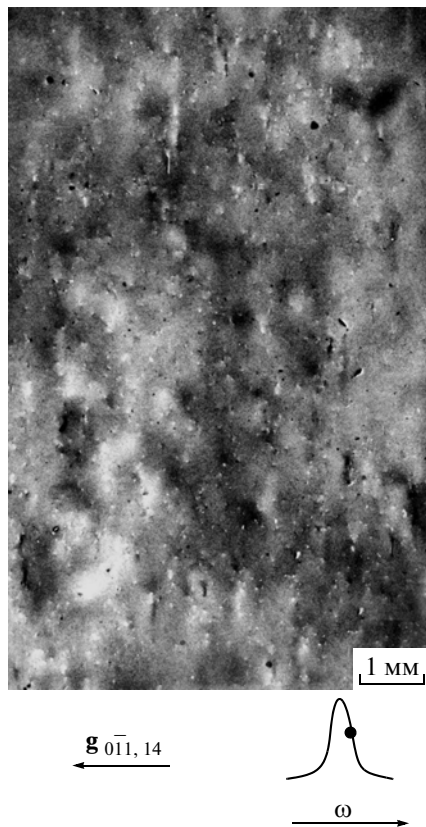


Рис. 4. Двухкристальная рентгеновская топограмма рабочей поверхности подложки из сапфира ориентации (0112) после химико-механической полировки (образец № 4). Отражение 011,14, ω_B геометрия дифракции, $\text{CuK}\alpha_1$ -излучение, монохроматор Ge_{620} , экспозиция 20 мин. Показана проекция вектора дифракции на плоскость топограммы. Точкой отмечено угловое положение образца в процессе экспозиции.

ет о формировании разориентированных областей кристалла (малоугловых границ или упруго деформированных доменов) с углами разориентации до $\sim 11^\circ$.

Двухкристальная рентгеновская топография в отражении $01\bar{1},14$ (рис. 4) выявляет ряд дефектов, связанных, возможно, с образованием пор и специфические зоны локальных деформаций. Рисуночный фон от обработки отсутствует.

Таким образом, методы двухкристальной дифрактометрии и плосковолновой рентгеновской топографии дают достаточно полную информацию об особенностях реальной структуры монокристаллических подложек из сапфира и могут быть эффективно использованы при оптимизации технологии подготовки подложек под эпитаксию.

3. ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖЕК ИЗ САПФИРА

Как отмечено выше, эксплуатационные свойства подложек определяются не только особенно-

стями их реальной структуры (типом, плотностью и распределением структурных дефектов), но в значительной степени и рельефом (кривизной и шероховатостью) поверхности. Для характеристики рельефа поверхности необходимо использовать специальные поверхностно-чувствительные методы исследования, в частности РР и АСМ.

Контроль параметров шероховатости методом РР ранее был применен для ситалловых подложек в [12] и для сапфировых пластин в [13]. Показано, что с практической и теоретической точек зрения для обработки результатов эксперимента наиболее удобно воспользоваться методом, основанным на применении теории возмущений по высоте шероховатости. Это позволяет непосредственно определять спектральную плотность мощности поверхностных шероховатостей (PSD-функцию) [14]:

$$\begin{aligned} \Pi(\theta) &= \frac{1}{W_{inc}} \frac{dW_{scat}}{d\theta_{scat}} = \\ &= \frac{k^3 |1 - \epsilon_+|^2 |\tau(\theta_0)\tau(\theta_{scat})|^2}{16\pi \sin \theta_0 \sqrt{\cos \theta_0 \cos \theta_{scat}}} PSD(v); \\ \tau(\theta) &= \frac{2 \sin \theta}{\sin \theta + \sqrt{\epsilon_+ - \cos^2 \theta}}; \\ v &= \frac{1}{\lambda} |\cos \theta_0 - \cos \theta_{scat}|, \end{aligned} \quad (1)$$

где W_{inc} – мощность падающего излучения; W_{scat} – мощность рассеянного излучения; v – пространственная частота; $PSD(v)$ – спектральная плотность мощности поверхностных шероховатостей; ϵ_+ – комплексная диэлектрическая проницаемость материала; θ_0 – угол скольжения; θ_{scat} – угол рассеяния; $\tau(\theta)$ – амплитудный коэффициент прохождения для идеально гладкой поверхности.

Данные, получаемые в атомно-силовой микроскопии, представляют собой двумерную функцию топографии поверхности. Из нее легко получить автокорреляционную функцию:

$$C(\rho) = \langle Z(\mathbf{r}_1) Z(\mathbf{r}_1 + \rho) \rangle; \quad \rho = (x, y). \quad (2)$$

По данным АСМ, поверхность исследуемых подложек характеризуется специфической слоистой структурой, обусловленной разориентацией поверхности подложек относительно базовой кристаллографической плоскости. Исследования методами АСМ (максимальный размер области сканирования 100×100 мкм) и РР (с размером исследуемой области до нескольких квадратных сантиметров) позволяют получить функцию спектральной плотности мощности [12]:

$$PSD(v) = 4 \int C(\rho) \cos(2\pi v \rho) d\rho. \quad (3)$$

Однако на практике удобно пользоваться единой количественной характеристикой шероховато-

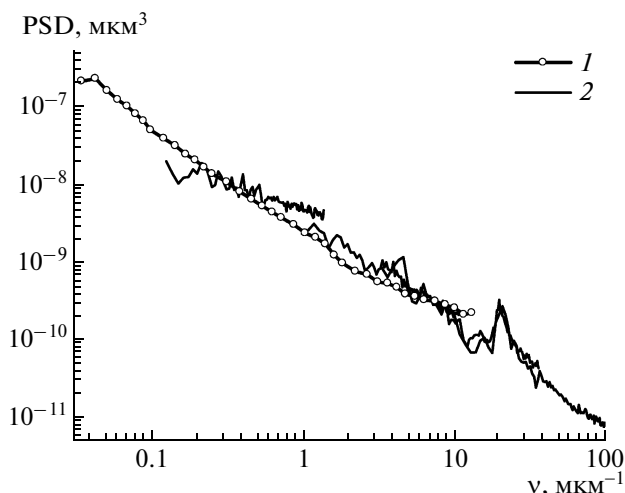


Рис. 5. Функции спектральной плотности мощности для поверхности полированного сапфира ориентации (0001), рассчитанные по данным РР (1) и АСМ (2).

сти — эффективной высотой шероховатости поверхности:

$$\sigma_{эфф}^2 = \int_{v_{min}}^{v_{max}} PSD(v) dv. \quad (4)$$

Она представляет собой интеграл от PSD-функции в диапазоне пространственных частот, определяемом возможностями каждого метода. Для метода РР (длина волны 1.54 Å) область определения PSD-функции составляет $v_{min} \sim 0.05 \text{ мкм}^{-1}$, $v_{max} \sim 10 \text{ мкм}^{-1}$, а для метода АСМ (Solver P47H, NT-MDT, максимальный размер области сканирования $100 \times 100 \text{ мкм}$) интервал пространственных частот v составляет $0.02\text{--}100 \text{ мкм}^{-1}$ [12].

По данным РР, эффективная шероховатость исследованных подложек из сапфира (образец № 3 с рисочным фоном и № 4) примерно одинакова и составляет $\sigma_{эфф} = 0.24 \text{ нм}$. Следовательно, слабый рисочный фон из-за незначительного вклада в рассеяние может не выявляться методом РР, а методом АСМ из-за малой величины анализируемой области трудно зарегистрировать редко расположенные нарушения поверхности. Использование комплекса взаимодополняющих методов исследования, включая рентгеновскую топографию и дифрактометрию высокого разрешения, РР и АСМ обеспечивает получение наиболее полной информации о качестве подготовки подложек.

На примере подложек из сапфира ориентации (0001) проведено сопоставление рельефа поверхности в разных масштабах по данным РР и АСМ. По экспериментальным данным, полученным этими методами, рассчитывались PSD-функции. Проведены исследования пластин сапфира ори-

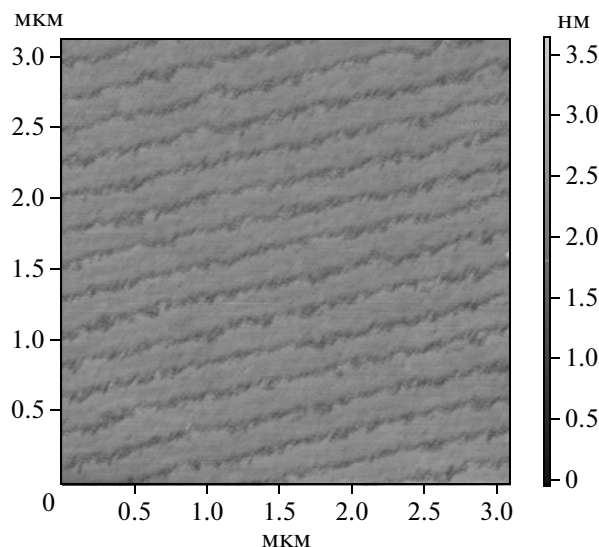


Рис. 6. Атомно-силовое изображение поверхности сапфира ориентации (0001) с регулярной наноструктурой.

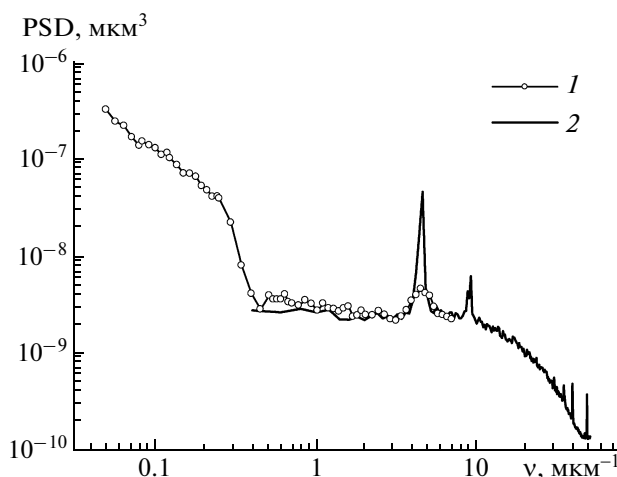


Рис. 7. Функции спектральной плотности мощности для поверхности сапфира ориентации (0001) с регулярной наноструктурой, рассчитанные по данным РР (1) и АСМ (2).

ентации (0001) как изотропных, так и имеющих регулярную наноструктуру. Эффективная высота шероховатости поверхности обоих типов пластин составила менее 0.2 нм. Для изотропных поверхностей показано хорошее совпадение PSD-функций, рассчитанных по данным двух названных методик, различающихся по своей физической природе (рис. 5).

Методом АСМ получен набор изображений наноструктурированных поверхностей (рис. 6). В случае изучения поверхностей с регулярной наноструктурой на PSD-функциях, рассчитанных по данным обоих методов, наблюдается хорошее

совпадение пиков, соответствующих периоду наноструктуры (рис. 7). Такое совпадение дает основания полагать, что регулярная наноструктура, показанная на рис. 6, сохраняется по всей поверхности пластины.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Особенности реальной структуры и состояние поверхности подложек из сапфира исследованы рентгеновскими и АСМ методами. Оптимизированы условия исследования реальной структуры монокристаллических подложек из сапфира методами двухкристалльной рентгеновской дифрактометрии и плосковолновой рентгеновской топографии с использованием монохроматоров из Ge. В ряде исследованных подложек наряду со структурными дефектами (дислокации, дефекты упаковки, поры и другие специфические зоны локальных деформаций) наблюдается развитый ричочный фон от механической обработки, что свидетельствует о недостаточной величине съема на этапе химико-механической полировки. Отсутствие изгиба подложек свидетельствует об эффективности проведенной термообработки пластин.

Результаты исследования реальной структуры подложек сопоставлены с результатами изучения рельефа поверхности методами РР и АСМ. Выявлена слабая чувствительность последних к некоторым видам нарушения поверхности подложек. В частности, слабый ричочный фон из-за незначительного вклада в рассеяние может не выявляться методом РР, а методом АСМ из-за малой величины анализируемой области трудно зарегистрировать редко расположенные нарушения поверхности. Использование комплекса взаимодополняющих методов исследования, включая рентгеновскую топографию, дифрактометрию высокого разрешения, рентгеновское рассеяние и атомно-силовую микроскопию обеспечивает получение наиболее полной информации о качестве подготовки подложек.

Авторы подчеркивают, что важным элементом, дополняющим комплексный подход к ха-

рактеризации лейкосапфировых подложек, будет являться создание эталонных образцов с предельно высокими параметрами как совершенства внутренней структуры, так и поверхности. Однако решение этой задачи требует доработки технологии роста кристаллов лейкосапфира.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (ГК № 02.523.12.3028 от 16.11.2009 г).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chen W.M., McNally P.J., Shvyd'ko Yu.V. et al.* // Phys. Status. Solidi (a). 2001. V. 186. P. 365.
2. *Chen W.M., McNally P.J., Shvyd'ko Yu.V. et al.* // J. Cryst. Growth. 2003. V. 252. P. 113.
3. *Бритвин А.А., Раскин А.А., Литвинов Ю.М., Павлов В.Ф.* // Материалы X Международной научно-технической конференции "Высокие технологии в промышленности России" и XVI Международного симпозиума "Тонкие пленки в электронике". Москва, 2004. С. 242.
4. *Шульпина И.Л., Крымов В.М., Носов Ю.Г., Антонов П.И.* // Тез. докл. II научн. семинара "Современные методы анализа дифракционных данных". Великий Новгород, 2004. С. 132.
5. *Ambacher O.* // J. Phys. D. 1998. V. 31. P. 2653.
6. *Chaudhuri J., Ng M.H., Koleske D.D. et al.* // Mater. Sci. Eng. B. 1999. V. 64. P. 99.
7. *Ning X.J., Chien F.R., Pirouz P. et al.* // J. Mater. Res. 1996. V. 11. P. 580.
8. *Прохоров И.А., Захаров Б.Г.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 1999. № 2. С. 106.
9. *Cui J., Sun A., Reshichkov M. et al.* // MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 2000. V. 5. № 7.
10. *Lang A.R.* // Brit. J. Appl. Phys. 1963. V. 14. P. 904.
11. *Bartels W.J., Nijman W.* // J. Cryst. Growth. 1978. V. 44. P. 518.
12. *Занавескин М.Л., Занавескина И.С., Роцин Б.С. и др.* // Вестн. МГУ. 2006. Т. 3. С. 3.
13. *Асадчиков В.Е., Буташин А.В., Волков Ю.О. и др.* // Заводская лаборатория. 2008. Т. 74. № 10. С. 21.
14. *Виноградов А.В., Кожевников И.В. и др.* // Тр. ФИАН. 1989. Вып. 196. С. 18.