

УДК 621.382  
EDN: JIUTBD

PACS: 81.10.-h



## Исследование зависимости прочностных характеристик монокристаллического InSb от кристаллографической ориентации и условий роста

Н. Ю. Комаровский, Е. В. Молодцова, А. А. Трофимов, С. С. Кормилицина,  
В. А. Улькаров, М. С. Нестюркин, А. А. Зареченская, Д. О. Царегородцев

*Исследовались полупроводниковые монокристаллы InSb, выращенные в различных кристаллографических направлениях методом Чохральского. Показано, что на комплекс механических свойств материала (пластины большой толщины характеризуют также свойства и слитка в целом) непосредственное влияние оказывает направление выращивания. При этом наименьшую стойкость к хрупкому разрушению проявляют пластины с ориентацией (100). Методом рентгеноструктурного картирования проиллюстрировано влияние обработки поверхности пластин на комплекс их механических свойств. Установлено, что микротвердость пластин InSb, проявляющих различную стойкость к хрупкому разрушению, может иметь близкие значения ((100)[100] –  $183 \pm 0,6$  HV, (100)[112] –  $179 \pm 0,7$  HV). Предложен вариант модернизации метода измерения микротвердости, по которому можно давать оценку трещиностойкости материала путем анализа геометрии формируемых индентором трещин.*

*Ключевые слова:* полупроводниковые монокристаллы, световая цифровая микроскопия, рентгеноструктурный анализ, плотность дислокаций, антимонид индия.

DOI: 10.51368/1996-0948-2023-3-63-72

### Введение

Монокристаллический антимонид индия является одним из наиболее востребованных материалов для изготовления линейных и матричных фотоприемников, работающих в спектральном диапазоне длин волн 3–5 мкм, транзисторов, используемых в приборах циф-

ровой техники, а также фотодиодов в матричном исполнении с почти предельными фотоэлектрическими параметрами [1]. Процесс роста монокристаллов InSb является многостадийным и многофакторным и всецело определяет комплекс механических и физических свойств [2, 3]. Метод Чохральского для различных полупроводниковых соединений

**Комаровский Никита Юрьевич**<sup>1,2</sup>, Руководитель научного проекта, аспирант.

E-mail: nickkomarovskiy@mail.ru

**Молодцова Елена Владимировна**<sup>1</sup>, с.н.с.

**Трофимов Александр Александрович**<sup>3</sup>, зам. нач. серийного производства.

E-mail: aa-trofimov@yandex.ru

**Кормилицина Светлана Сергеевна**<sup>1,2</sup>, н.с.

**Улькаров Вадим Айратович**<sup>3</sup>, инженер.

**Нестюркин Михаил Сергеевич**<sup>1,2</sup>, м.н.с., магистр.

**Зареченская Анна Андреевна**<sup>1,2</sup>, н.с.

**Царегородцев Денис Олегович**<sup>3</sup>, вед. инженер.

<sup>1</sup> АО «Гиредмет».

Россия, 111524, Москва, Электродная ул., 2 стр. 1.

<sup>2</sup> НИТУ «МИСиС».

Россия, 119049, Москва, Ленинский пр-кт, 4, стр. 1.

<sup>3</sup> АО «НПО «Орион».

Россия, 111538, Москва, ул. Косинская, 9.

Статья поступила в редакцию 7.04.2023

После доработки 24.04.2023

Принята к публикации 27.04.2023

группы  $A^{III}B^V$  имеет свои ключевые конструкционные особенности. К ключевым параметрам, приводящим при росте монокристаллов к формированию определенного комплекса механических свойств и структурной неоднородности, можно отнести температурные градиенты, флуктуацию температур на фронте кристаллизации, форму фронта кристаллизации, наличие отклонения от стехиометрии, концентрацию и природу легирующей примеси [2–7]. Кроме того, при выращивании монокристаллов в различных направлениях для каждого направления необходима не только корректировка основных технологических параметров процесса, но и кардинальная перестройка теплового узла печи, которая во многом определяет величину температурных градиентов на фронте кристаллизации.

Активное развитие современной электроники обуславливает постоянно растущий набор требований к монокристаллическим подложкам, в перечень которых, помимо электрофизических параметров, входят структурное совершенство, однородность, а также механические свойства. Прочность при резке определяется большим числом факторов, одним из которых является кристаллографическая ориентация поверхности [8]. Так, наиболее напряженные кристаллы, имеющие наименьшую плотность дислокационных ямок травления, трудно поддаются резке, и выход годной продукции (пластин) на всех стадиях дальнейшей обработки может снижаться. Эмпирически выявлено, что кристаллы, выращенные при более низких осевых и более высоких радиальных градиентах температур на фронте кристаллизации в направлениях [111] и [112] проявляют большую стойкость к хрупкому разрушению (более низкий процент производственного брака) чем монокристаллы InSb, выращенные в направлении [100]. С точки зрения же удобства дальнейших технологических этапов формирования интегральной схемы пластины с кристаллографической ориентацией (100) представляют наибольший интерес в связи с выходом на боковую поверхность плоскостей скола, облегчающий процесс последующего скрайбирования.

Целью данной работы является оценка склонности к хрупкому разрушению пластин InSb с различной кристаллографической ори-

ентацией, а также сравнение комплекса механических свойств для пластин с ориентацией (100), вырезанных из монокристаллов, выращенных в направлениях [100] и [112].

## Методики

В качестве экспериментальных образцов были взяты монокристаллические пластины InSb, отрезанные от слитков, выращенных методом Чохральского, с кристаллографической ориентацией [100], [111], [112]. Резка образцов производилась алмазным диском с внутренней режущей кромкой на станках «Алмаз-6» и «Алмаз-4», предназначенных для резки кристаллов различного диаметра. Скорость вращения диска составляла 600 оборотов в минуту, а скорость подачи кристалла 2 мм/мин. Диаметр пластин составлял  $\geq 55$  мм, а толщина 1,5 мм.

Рентгеноструктурный анализ производился на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-3» с использованием медного излучения и параметрами 30 кВ и 10 мА в рабочем режиме со скоростью 2 °/мин с шагом 5 секунд и экспозицией 0,15 с. Были построены кривые качания в диапазоне 3 градусов от табличного значения дифракционного угла  $\theta$  для исследуемых пластин. Образцы пластин InSb для рентгеноструктурного анализа выбирались после различных режимов обработки поверхности – непосредственно после резки, после шлифования и химического полирования [10].

Картирование (топография) производилось на основе поточечного анализа геометрии кривых качания и математической обработки получаемых матриц значений в программном пакете PTC MathCade Prime 8.0.0 [9]. Поверхность пластин для световой цифровой микроскопии готовили путем шлифования, полирования и химического травления. Контролируемые поверхности пластин шлифовали абразивным материалом (M-10 или M-7) с небольшим добавлением воды, на стекле до получения матовой поверхности без трещин, сколов и визуально различимых царапин. Для удаления остаточного нарушенного слоя после механической обработки образцов использовали полирующий травитель CP-4, который

является также и селективным для монокристаллов с кристаллографической ориентацией  $\{111\}$  и  $\{112\}$  [11]. Для выявления дислокаций на пластинах ориентации  $\{100\}$  применяли селективный травитель раствора состава: перекись водорода – 1 объемная часть, кислота соляная – 2 объемные части [12]. Съемка панорам распределения фигур травления производилась на оптическом микроскопе Axio Scope A1 Carl Zeiss (с программным обеспечением Tixomet) при  $50\times$  кратном увеличении.

Испытания на микротвердость экспериментальных образцов были проведены на микротвердомере Tukon 1102. Установка Tukon работает по методу Виккерса (индентор в виде алмазной пирамиды) при нагрузке 50 г и  $50\times$  кратном увеличении [13].

### Экспериментальные результаты и их обсуждения

Эмпирически установлено, что помимо кристаллографического направления роста слитка, на механические свойства пластин оказывает влияние также и непосредственная

ориентация отрезанной пластины. Так пластины InSb (111) и (100), вырезанные перпендикулярно оси выращивания, в сравнении с пластинами той же ориентации, но вырезанными из монокристаллов [112] (рис. 1), проявляют различную стойкость к хрупкому разрушению при проволоочной и дисковой резке. Наиболее вероятно данная закономерность связана с различием в необходимых для обеспечения устойчивого роста температурных градиентах на фронте кристаллизации. Действительно, в процессе роста монокристаллов в полярных направлениях [111], [112] в сравнении с [100], в связи с низкими осевыми температурными градиентами на фронте кристаллизации, можно ожидать изменения диффузионной активности точечных дефектов, что безусловно сказывается на их ансамбле вдоль дислокационных линий.

Помимо данного факта, величина температурных градиентов, во многом определяет механизм релаксации напряжений в ходе роста монокристалла, что наглядно отражено в изменении величины плотности дислокационных ямок травления для различных кристаллографических направлений (рис. 2).

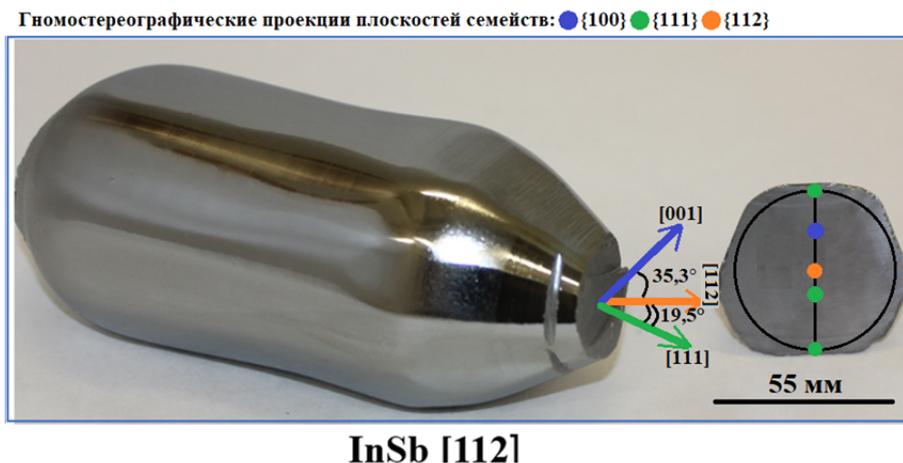


Рис. 1. Разметка слитка под резку, исходя из положения гномостереографических проекций соответствующих плоскостей

Из рисунка видно, что пластины с ориентацией (100), наиболее склонные к хрупкому разрушению, обладают наименьшей плотностью дислокационных фигур травления для двух направлений выращивания – [112] и [100]. Значения величины плотности ямок травления (для пластин (100)) с учетом погрешности изме-

рений лежат в пределах доверительного интервала. На основе полученных данных можно сделать вывод, что данный метод объективен в рамках общей классификации пластин различной ориентации по склонности к хрупкому разрушению, но не позволяет исследовать все наблюдаемые эмпирически закономерности.

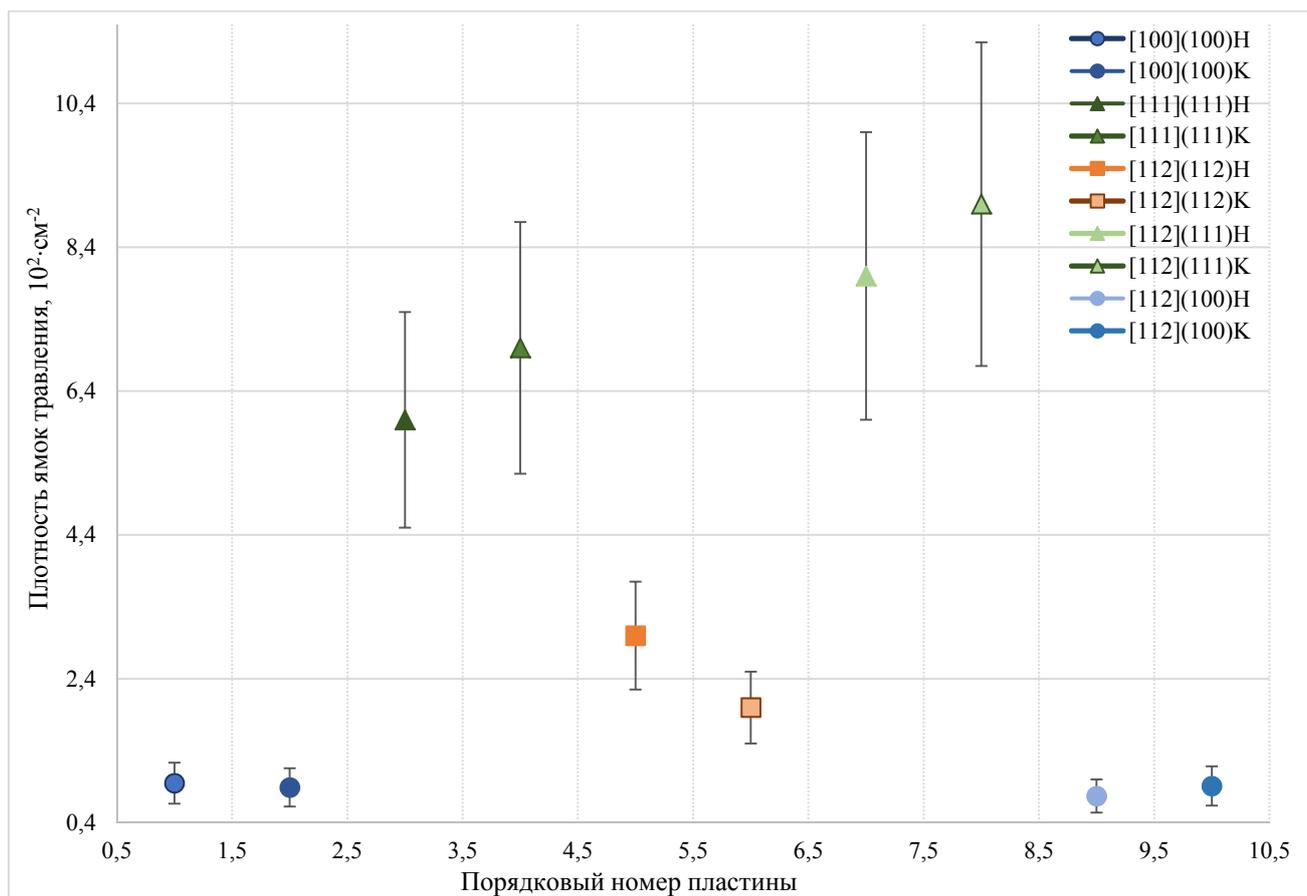


Рис. 2. Плотность дислокационных ямок травления на пластинах различной ориентации

Классическое применение рентгеноструктурного анализа в рамках аттестации качества полупроводниковых монокристаллов заключается в детектировании точек выхода кристаллографических плоскостей базового среза и контроль ориентации торцевой поверхности слитка (построение кривых качания) [14]. В свою очередь анализ геометрии кривых качания позволяет произвести оценку уровня микрокристаллической деформации (МКД), величина которой, в случае подбора подходящей математической модели позволяет рассчитать величины плотности дислокаций или микронапряжений. В работе [15] продемонстрировано, что для низкодислокационных монокристаллов из уширения дифракционного максимума можно получать адекватные значения плотности дислокаций, коррелирующие с другими материаловедческими подходами. Так как в данной работе образцы были получены путем дисковой резки, необходимо также оценить влияние величины нарушенного слоя на объективность получаемых значений МКД [16, 17]. С одной стороны,

чем больше величина нарушенного слоя, образующегося на поверхности пластины, тем выше склонность к хрупкому разрушению. С другой стороны, построить математическую модель для дифференцирования вкладов в уширение кривой качания шероховатости поверхности, дислокаций и микронапряжений не представляется возможным.

При первичной оценке механических свойств монокристаллических пластин необязательно проводить картирование, визуальная оценка спектра зачастую позволяет произвести сравнительный анализ. На рис. 3 представлены кривые качания, снятые для пластин InSb с различной кристаллографической ориентацией непосредственно после дисковой резки на Алмаз-6 и после химического полирования.

Величину шероховатости поверхности можно косвенно оценить путем вычитания полуширины кривых дифракционного отражения на рис. 3б из полуширины аналогичных кривых на рис. 3а. Результаты представлены в таблице.

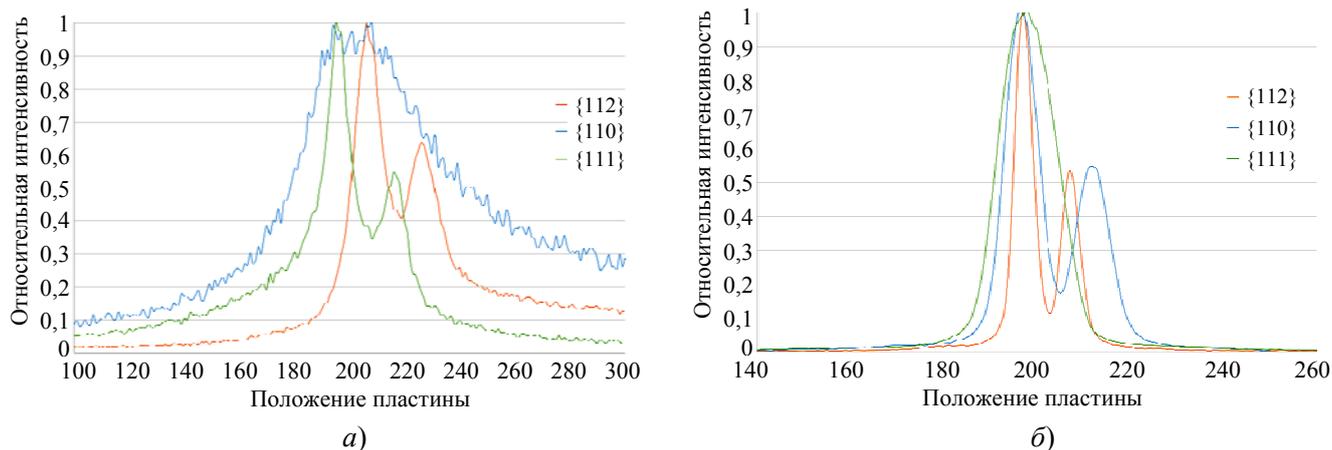


Рис. 3. Кривые качания для InSb после резки на станке Алмаз-6: а) – кривые качания после резки; б) – кривые качания после полирования

Таблица

Уширение кривой качания, вызванное шероховатостью поверхности

Кристаллографическая ориентация	(112)	(111)	(100)
Уширение кривых качания на рис. 3а, угл. с.	278,5	451,8	1488,9
Уширение кривых качания на рис. 3б, угл. с.	153,6	242,0	169,7
Уширение кривой качания, вызванное шероховатостью поверхности, угл. с.	124,9	209,8	1319,2

Из рис. 3 и таблицы видно, что в ходе химического полирования происходит значительное удаление нарушенного слоя, из чего можно сделать вывод, что при оценке склонности материала к хрупкому разрушению рентгеноструктурный анализ необходимо производить последовательно. На первом этапе определяется величина шероховатости поверхности пластины после резки слитка диском с алмазной внутренней режущей кромкой, после чего определяется величина МКД.

Развитие современной микроэлектроники влечет за собой, помимо закономерного повышения спроса на полупроводниковые материалы, также и рост требований к ним. Одним из ключевых недостатков метода Чохральского в сравнении с методами вертикальной направленной кристаллизации является структурная неоднородность, обусловленная большей скоростью роста монокристалла и более высокими температурными градиентами. Рентгеноструктурное картирование – один из перспективных методов, позволяющих с одной стороны исследовать и оценить величину структурной неоднородности, а с другой оптимизировать технологи-

ческий процесс выращивания слитка для ее снижения. В связи с этим встает вопрос выбора способа обработки поверхности для последующего картирования.

Влияние режима обработки поверхности на изменение геометрии кривых качания, снятых в различных участках пластины InSb (100), показано на рис. 4. Картирование было произведено путем воссоздания изображения из матрицы числовых значений в программном пакете MathCade Prime 8.0.0.

Из рис. 4 видно, что данные геометрии кривых качания наглядно отражают изменения морфологии поверхности при различных способах обработки, а, следовательно, могут быть эффективны в качестве метода оценки уровня механических свойств монокристаллических пластин. Неоднородность распределения геометрических параметров кривых качания сохраняется на всех этапах обработки поверхности. Из рисунка также видно, что в ходе дисковой резки и механического полирования разброс значений яркости отдельных областей (рисунки а–г, б–д соответственно) ниже, чем для образцов после химического полирования. Структура нарушенного слоя

достаточно однородна и оценка изменения шероховатости поверхности в масштабах пластины нецелесообразна. Обратная картина наблюдается в случае пластин после химиче-

ского полирования, что наиболее вероятно отражает искомую структурную неоднородность, сформированную на этапе роста слитка монокристалла.

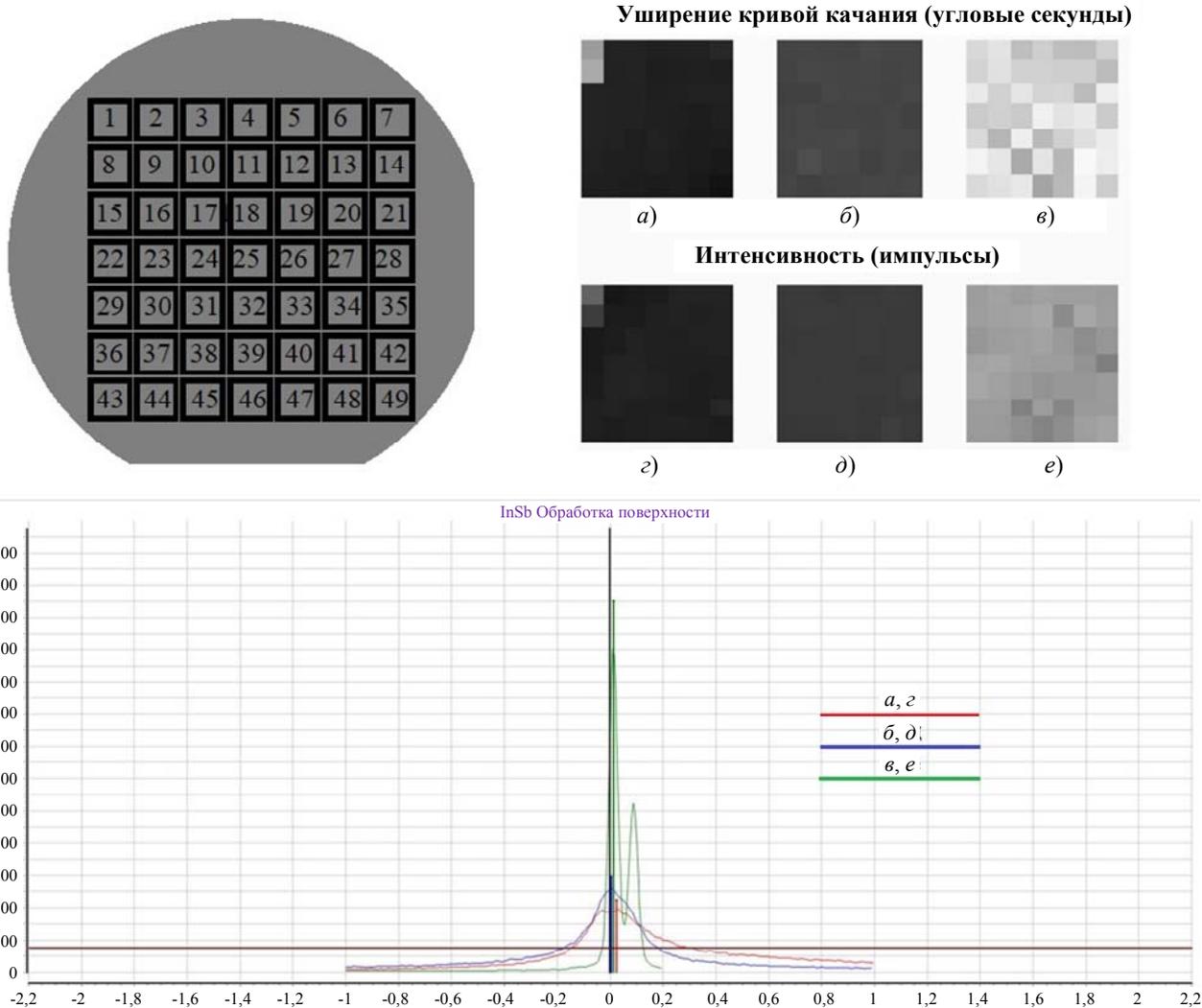


Рис. 4. Топограмма геометрии кривых качания и принципиальные особенности их геометрии для пластины InSb после различных способов обработки поверхности: а), г) – после дисковой резки; б), д) – после шлифования; в), е) – после химического полирования

Большинство механических испытаний, регламентируемых ГОСТом, недостаточно моделируют реальные условия эксплуатации интегральных схем. Возможным вариантом является оценка микротвердости поверхности в участках с различной плотностью дислокационных ямок травления, а также проведение сравнительного анализа для различных кристаллографических направлений. Метод измерения микротвердости наименее энергоемкий и не требует придания образцу специальной

формы [13]. На рис. 5 представлены результаты исследования образцов (пластин) InSb различной кристаллографической ориентации.

Из приведенных выше результатов видно, что микротвердость кристалла, ориентированного в направлении [111], проявляющего высокую обрабатываемость, наименьшая и равна 173 HV. Образец, ориентированный в направлении [112], наименее склонный к хрупкому разрушению при резке, в рамках испытания на микротвердость показывает са-

мый высокий уровень твердости. На практике наблюдаемая разница при резке слитка на пластины для образцов [100] (100) и [112] (100) в номинальном значении микротвердости также не наблюдается. В связи с этим ак-

туальной становится проблема оценки неоднородности распределения дислокационных ямок травления, что может быть эффективно реализовано на основе современных цифровых процедур обработки изображений [18, 19].

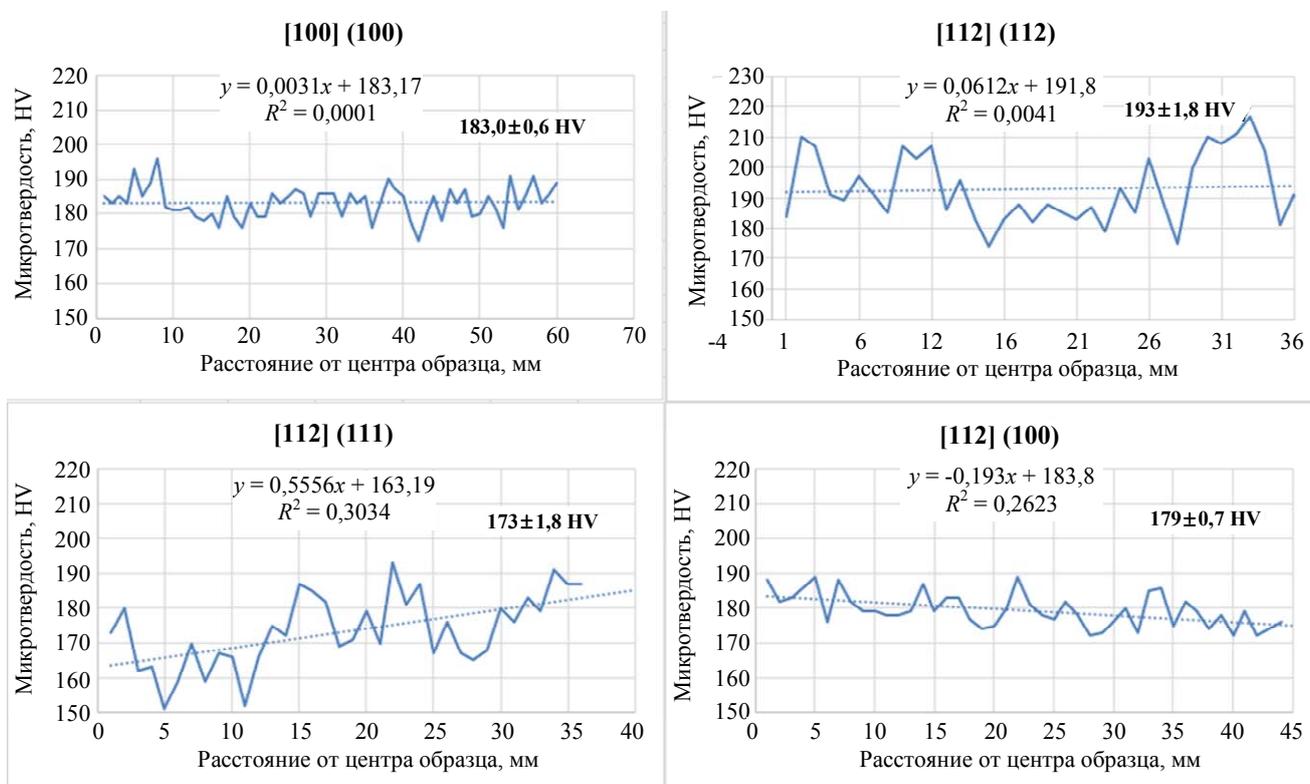


Рис. 5. Микротвердость образцов (пластин) InSb различной кристаллографической ориентации

По значению  $R^2$  критерия и уравнению аппроксимирующей кривой видно, что разброс значений достаточно большой, и однозначный вывод об эффективности метода в оценке стойкости к хрупкому разрушению можно сделать лишь после накопления значительной экспериментальной статистики. Также эффективным в этом вопросе может стать определение величины трещиностойкости, определяемой исходя из геометрии наведенной индентором трещины в ходе определения микротвердости пластин [20].

### Заключение

В ходе работы были сделаны следующие выводы:

1. Анализ геометрии кривых качания позволяет произвести оценку склонности к хрупкому разрушению монокристаллических

пластин и в случае однородного среза дать сравнительную оценку шероховатости поверхности и МКД. Показано, что наибольшей шероховатостью поверхности после резки слитка на пластины методом резки диском с внутренней алмазной режущей кромкой при одинаковых режимах резания обладают пластины с ориентацией (100) (уширение кривой качания обусловленное нарушенным поверхностным слоем – 1319,2 угл. с.)

2. Картирование геометрии кривых качания позволяет производить емкую и наглядную оценку неоднородности распределения величины МКД и шероховатости по поверхности пластины.

3. Изменение микротвердости в поперечнике монокристаллической пластины не иллюстрирует эмпирически полученные закономерности зависимости склонности к хрупкому разрушению пластин различной ориен-

тации. Наименьшей микротвердостью обладают пластины с ориентацией (111) –  $173 \pm 1,8$  HV. Объективность получаемых данных можно повысить при накоплении представительной статистики.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гринченко Л. Я., Пономаренко В. П., Филачев А. М. / Прикладная физика. 2009. № 2. С. 57–62.
2. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. – М.: Металлургия, 1984.
3. Горелик С. С., Дашевский М. Я. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. – М.: Металлургия, 1988.
4. Югов А. А., Пугачев Б. В., Югова Т. Г., Князев С. Н. / Кристаллография. 2020. Т. 65. № 6. С. 857–861.
5. Koh H. J., Choi M. H., Park I. S., Fukuda T. / Crys. Res. Technol. 1995. Vol. 30. P. 397.
6. Rudolph P., Matsumoto F., Fukuda T. / J. Crystal Growth. 1996. Vol. 150. P. 43; Steinemann A., Zimmerli U. / Solid State Electron. 1963. Vol. 6. P. 597.
7. Hashio K., Sawada S. / J. Crystal Growth. 1997. Vol. 173. P. 33.
8. Штремель М. А. Прочность сплавов: в 2-х ч. Деформация. – М.: МИСиС, 1999.
9. Комаровский Н. Ю., Ющук В. В., Биндюг Д. В., Богембаев Н. Р. / Международный научно-исследовательский журнал. 2021. № 4-1 (106). С. 26–31.
10. Файнштейн С. М. Обработка и защита поверхности полупроводниковых приборов. – М.: Энергия, 1970.
11. Хусид Л. Б., Луфт Б. Д., Свердлин И. А., Дмитриева Г. А. Травитель для химического полирования антимоноидов индия и галлия. Патент SU 784635A1 (СССР). 1982.
12. Горин С. Н. Травление полупроводников. Изд. 1. – М.: МИР, 1965.
13. ГОСТ 9450-76 (СТ СЭВ 1195-78).
14. Орлова Г. Ю., Калашикова И. И. Исследование морфологии и фазового состава высококонцентрированных и смешанных кристаллов для активных сред лазеров / XLVII Научная конференция «Современные проблемы фундаментальных и прикладных наук». 26–27 ноября 2004 г. Труды конференции. Часть V. Москва, Долгопрудный, 2004. С. 65.
15. Самойлов А. М., Беленко С. В., Сирадзе Б. А., Тореев А. С., Доицов А. И., Филинова И. В. / Конденсированные среды и межфазные границы. 2013. Т. 15. № 3. С. 322–331.
16. Кормилицина С. С., Молодцова Е. В., Князев С. Н., Козлов Р. Ю., Завражин Д. А., Жарикова Е. В., Сыров Ю. В. / Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2021. Т. 24. № 1. С. 48–56.
17. Мирофянченко Е. В., Мирофянченко А. Е., Попов В. С. / Прикладная физика. 2020. № 2. С. 47.
18. Кудря А. В., Соколовская Э. А. Актуальные вопросы прочности: сборник тезисов LXIV Международной конференции (г. Екатеринбург, 4 апреля 2022 г.). 2022. С. 85–86.
19. Knyazev S. N., Kudrya A. V., Komarovskiy N. Yu., Parkhomenko Yu. N., Molodtsova E. V., Yushchuk V. V. / Modern Electronic Materials. 2022. Vol. 8 (4). P. 131–140. <https://doi.org/10.3897/j.moem.8.4.99385>
20. Бринкевич Д. И., Вабищевич С. А., Вабищевич Н. В. Физика и химия обработки материалов. 2007. № 5. С. 32–35.

PACS: 81.10.-h

## Investigation of the strength properties of single-crystal InSb depending on crystallographic orientation and growth conditions

N. Yu. Komarovskiy<sup>1,2</sup>, E. V. Molodtsova<sup>1</sup>, A. A. Trofimov<sup>3</sup>, S. S. Kormilitsina<sup>1,2</sup>, V. A. Ul'karov<sup>3</sup>, M. S. Nestyurkin<sup>1,2</sup>, A. A. Zarechenskaya<sup>1,2</sup> and D. O. Tsaregorodtsev<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Giredmet, JSC

Bd. 1, 2 Elektrodnyaya st., Moscow, 111524, Russia

E-mail: nickkomarovskiy@mail.ru

<sup>2</sup> National University of Science and Technology MISiS

Bd. 1, 4 Leninsky Ave., Moscow, 119049, Russia

<sup>3</sup> Orion R&P Association, JSC  
9 Kosinskaya st., Moscow, 111538, Russia  
E-mail: aa-trofimov@yandex.ru

Received 7.04.2023; revised 24.04.2023; accepted 27.04.2023

*The work is devoted to research of limits of applicability of X-ray analysis, light microscopy and study of microhardness of samples surface within the framework of estimation of complex mechanical characteristics of single crystals which largely determine output of good products (wafers) and form its final cost. Methods of investigation of mechanical properties regulated by GOST often refer to metals and alloys and are not applicable to semiconductor materials. In this regard, a particularly urgent task is to develop a method to evaluate the resistance of semiconductor wafers to brittle fracture, allowing the prospect to optimize the technological regime of growth of single crystals, potentially reducing the final percentage of rejected material. InSb semiconductor single crystals grown in different crystallographic directions by Czochralski method were used as an object of investigation. It has been shown that the complex of mechanical properties of a material (thick plates also characterize the properties of the ingot as a whole) is directly influenced by the direction of growth. In this case, the lowest resistance to brittle fracture is shown by plates with orientation (100). The influence of plate surface treatment on the complex of mechanical properties is illustrated by X-ray mapping. It is also shown in the present study that the microhardness of InSb wafers exhibiting different resistance to brittle fracture can have close values ((100)[100] –  $183 \pm 0.6$  HV, (100)[112] –  $179 \pm 0.7$  HV). A possible option for upgrading the microhardness measurement method could be to evaluate the crack resistance of the material by analyzing the geometry of the indented cracks.*

**Keywords:** semiconductor monocrystals, digital light microscopy, X-ray analysis, dislocation density, indium antimonide.

DOI: 10.51368/1996-0948-2023-3-63-72

## REFERENCES

1. Grinchenko L. Ya., Ponomarenko V. P. and Filachev A. M., Applied Physics, № 2, 57–62 (2009) [in Russian].
2. Mil'vidskij M. G. and Osvenskij V. B., Strukturnye defekty v monokristallah poluprovodnikov, Moscow, Metallurgiya, 1984.
3. Gorelik S. S. and Dashevskij M. Ya., Materialovedenie poluprovodnikov i dielektrikov, Moscow, Metallurgiya, 1988 [in Russian].
4. Yugov A. A., Pugachev B. V., Yugova T. G. and Knyazev S. N., Kristallografiya **65** (6), 857–861 (2020) [in Russian].
5. Koh H. J., Choi M. H., Park I. S. and Fukuda T., Crys. Res. Technol. **30**, 397 (1995).
6. Rudolph P., Matsumoto F. and Fukuda T., J. Crystal Growth. **150**, 43 (1996) ; Steinemann A. and Zimmerli U., Solid State Electron. **6**, 597 (1963).
7. Hashio K. and Sawada S., J. Crystal Growth. **173**, 33 (1997).
8. Shtremel' M. A., Prochnost' splavov: v 2-h ch. Deformaciya, Moscow, MISiS, 1999 [in Russian].
9. Komarovskij N. Yu., Yushchuk V. V., Bindyug D. V. and Bogembaev N. R., Mezhdunarodnyj nauchno-issledovatel'skij zhurnal, № 4-1 (106), 26–31 (2021) [in Russian].
10. Fajnshtejn S. M., Obrabotka i zashchita poverhnosti poluprovodnikovyh priborov, Moscow, Energiya, 1970 [in Russian].

11. Husid L. B., Luft B. D., Sverdlin I. A. and Dmitrieva G. A., Travitel' dlya himicheskogo polirovaniya anti-monidov indiya i galliya. Patent SU 784635A1, 1982 [in Russian].
12. Gorin S. N., Travenie poluprovodnikov. Izd. 1., Moscow, MIR, 1965 [in Russian].
13. GOST 9450-76 (ST SEV 1195-78) [in Russian].
14. Orlova G. Yu. and Kalashnikova I. I., Issledovanie morfologii i fazovogo sostava vysokokoncentrirovannyh i smeshannyh kristallov dlya aktivnyh sred lazerov. Proc. XLVII Nauchnaya konferenciya «Sovremennye problemy fundamental'nyh i prikladnyh nauk». 26–27 noyabrya 2004. Trudy konferencii. CHast' V. Moscow, Dolgoprudnyj, MFTI, 2004, pp. 65 [in Russian].
15. Samojlov A. M., Belenko S. V., Siradze B. A., Toreev A. S., Doicov A. I. and Filinova I. V., Kondensirovannye sredy i mezhfaznye granitsy Condensed Matter and Interphases **15** (3), 322–331 (2013) [in Russian].
16. Kormilicina S. S., Molodcova E. V., Knyazev S. N., Kozlov R. Yu., Zavrazhin D. A., Zharikova E. V. and Syrov Yu. V., Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Materialy elektronnoj tekhniki **24** (1), 48–56 (2021) [in Russian].
17. Mirofyanchenko E. V., Mirofyanchenko A. E. and Popov V. S., Applied Physics, № 2, 47 (2020) [in Russian].
18. Kudrya A. V. and Sokolovskaya E. A., Aktual'nye voprosy prochnosti: Sbornik tezisov LXIV Mezhdunarodnoj konferencii (g. Ekaterinburg, 4 aprelya 2022 g.). 2022, pp. 85–86 [in Russian].
19. Knyazev S. N., Kudrya A. V., Komarovskiy N. Yu., Parkhomenko Yu. N., Molodtsova E. V. and Yushchuk V. V., Methods of dislocation structure characterization in AIIIBV semiconductor single crystals. Modern Electronic Materials **8** (4), 131–140 (2022). <https://doi.org/10.3897/j.moem.8.4.99385>
20. Brinkevich D. I., Vabishchevich S. A. and Vabishchevich N. V., Fizika i himiya obrabotki materialov, № 5, 32–35 (2007) [in Russian].