

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-8-38-46>

ИССЛЕДОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ АНТИМОНИДА ИНДИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МОДЕРНИЗИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО В РАЗЛИЧНЫХ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЯХ

© **Никита Юрьевич Комаровский^{1,2*}, Елена Владимировна Молодцова¹, Александр Георгиевич Белов¹, Михаил Борисович Гришечкин¹, Роман Юрьевич Козлов^{1,2}, Светлана Сергеевна Кормилицина^{1,2}, Евгений Олегович Журавлев^{1,2}, Михаил Сергеевич Нестюркин^{1,2}**

¹ Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Россия, 111524, Москва, ул. Электродная, д. 2, стр. 1;

*e-mail: NYKomarovsky@rosatom.ru, nickkomarovskiy@mail.ru

² НИТУ «МИСиС», Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1.

*Статья поступила 10 апреля 2023 г. Поступила после доработки 4 мая 2023 г.
Принята к публикации 19 июня 2023 г.*

Монокристаллический антимонид индия — незаменимый материал в таких областях твердотельной электроники, как опто- и наноэлектроника. В свою очередь плотность дислокаций и характер их распределения, напрямую зависящие от технологических параметров процесса роста, во многом определяют физические и механические свойства материала. В работе представлены результаты исследования монокристаллов InSb, полученных модернизированным методом Чохральского в кристаллографических направлениях [100], [111] и [112]. Анализировали влияние условий выращивания (осевых и радиальных температурных градиентов на фронте кристаллизации) на дислокационную структуру пластин InSb. Кроме того, исследовали структурные свойства пластин. Методом избирательного травления установлено, что количество дислокационных ямок травления на пластинах с различной ориентацией отличается примерно на порядок величины (10^3 см^{-2} — для плоскости (111) и 10^2 см^{-2} — для (100)). Количество фигур травления для плоскости (100) соизмеримо с их числом в кристаллах, выращенных в направлениях [112] и [100]. Вероятно, максимальную плотность дислокаций в монокристаллах InSb можно считать константой материала, а повышенная прочность монокристаллов, выращенных при меньших осевых градиентах на фронте кристаллизации, связана с формированием диффузионным путем характерного ансамбля точечных дефектов вдоль линии дислокации. Показано, что наилучшими физическими и механическими свойствами обладают пластины InSb [112] (100). Полученные результаты могут быть использованы при изготовлении комплектующих для фотоприемников, в частности, при обработке пластин (резке, шлифовании и полировании) для оптимизации технологического процесса.

Ключевые слова: метод Чохральского; антимонид индия; плотность дислокаций; метод избирательного травления; кристаллографическая ориентация.

STUDY OF INDIUM ANTIMONIDE SINGLE CRYSTALS OBTAINED BY THE MODERNIZED CHOKHRALSKY METHOD IN SEVERAL CRYSTALLOGRAPHIC DIRECTIONS

© **Nikita Yu. Komarovskiy^{1,2*}, Elena V. Molodtsova¹, Aleksandr G. Belov¹, Mihail B. Grishechkin¹, Roman Yu. Kozlov^{1,2}, Svetlana S. Kormilitsina^{1,2}, Evgeny O. Zhuravlev^{1,2}, Mihail S. Nestyurkin^{1,2}**

¹ Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2, str. 1, Elektrodная ul., Moscow, 111524, Russia; *e-mail: NYKomarovsky@rosatom.ru; nickkomarovskiy@mail.ru

² National University of Science and Technology “MISiS”, 4, str. 1, Leninsky prosp., Moscow, 119049, Russia.

Received April 10, 2023. Revised May 4, 2023. Accepted June 19, 2023.

Single-crystal indium antimonide InSb is an indispensable material in such branches of solid-state electronics as opto- and nanoelectronics. In turn, the dislocation density and the character of their distribution, which directly depend on the technological parameters of the growth process, considerably determine the physical and mechanical properties of the material. We present the results of studying InSb single

crystals obtained by the modernized Czochralski method in the crystallographic directions [100], [111], and [112]. The effect of growth conditions (axial and radial temperature gradients at the crystallization front) on the dislocation structure of InSb plates and the structural properties of the plates were analyzed. Using the method of selective etching it was shown that the number of etching pits on the wafers with different orientations differs by approximately an order of magnitude (10^3 cm^{-2} for plane (111) and 10^2 cm^{-2} for (100)). Number of etch pits for the (100) plane is commensurate with their number in crystals grown in the [112] and [100] directions. Probably, the maximum dislocation density in InSb single crystals can be considered as a material constant, and the increased strength of single crystals grown at lower axial gradients at the crystallization front is related to the formation of a characteristic ensemble of point defects along the dislocation line through diffusion. It is shown that InSb wafers [112] (100) exhibit the best physical and mechanical properties. The results obtained can be used in the manufacture of structures for photodetectors, in particular, in plate processing (cutting, grinding and polishing) to optimize technological processes.

Keywords: Czochralsky method; indium antimonide; dislocation density; selective etching; crystallographic orientation.

Введение

Монокристаллический антимонид индия — незаменимый материал в таких областях твердотельной электроники, как опто- и наноэлектроника [1 – 3]. На его основе производят линейные и матричные фотоприемники (спектральный диапазон длин волн — 3 – 5 мкм), применяемые в системах тепловидения [4 – 6].

Монокристаллы антимонида индия получают в основном методом Чохральского с жидкостной герметизацией расплава флюсом (B_2O_3) в атмосфере инертного газа (ЛЕС-метод) [7 – 10]. Отметим, что исключительно для лабораторных исследований может быть также применен метод Бриджмена [11]. Выращивание монокристаллов проводят в кристаллографическом направлении [112]. В качестве подложек при изготовлении приборов используют, как правило, пластины с ориентацией (100), не отличающиеся In- и Sb-сторонами. В некоторых экспериментальных задачах может использоваться и ориентация (111) [12].

Выбор направления выращивания [112] определяется возможностью исключения канальной неоднородности в кристалле, однако резка пластин с ориентацией (100) осуществляется под углом $35,3^\circ$, что в свою очередь приводит к уменьшению выхода годной продукции. Выбор того или иного направления выращивания монокристаллов позволяет не только увеличить выход годных пластин, но и обеспечить оптимальные свойства подложек для приборных разработок.

Создание определенных и отличных друг от друга температурных градиентов на фронте кристаллизации — обязательное условие роста монокристаллов с различной кристаллографической ориентацией. При этом формируемая дислокационная структура кристаллов определяется тепловыми и динамическими условиями процесса выращивания [13]. В свою очередь дислокации и характер их распределения оказывают большое влияние на свойства пластин, используемых для

изготовления приборов [14]. Линейные дефекты создают донорные и акцепторные уровни в зоне проводимости полупроводника, что может вызывать преждевременный пробой в области прибора, в которой дислокации пересекают p – n -переход [15]. Вместе с тем двумерные несовершенства — место стока точечных дефектов, что позволяет значительно снизить вероятность формирования их комплексов (микродефектов), а также повысить прочность подложки [16, 17].

Цель работы — исследование монокристаллов InSb, полученных модернизированным методом Чохральского в кристаллографических направлениях [100], [111] и [112].

Материалы, методика, оборудование

Монокристаллы антимонида индия выращивали модернизированным методом Чохральского (пат. 2482228 РФ), предполагающим исключение трудо- и энергоемких технологических переделов по синтезу и последующую многократную зонную плавку (до 40 проходов зоны) для получения поликристаллического материала [12]. В качестве исходных компонентов использовали сурьму и индий чистотой 7N. Процесс осуществляли в атмосфере статического вакуума без использования флюса и давления инертного газа.

Тепловые и динамические условия для получения устойчивого роста монокристаллов в направлениях [111] и [112] значительно отличались от условий получения монокристаллов в кристаллографическом направлении [100]. Рост монокристаллов в направлении [111] осуществлялся при осевом градиенте температуры на фронте кристаллизации 20 – 25 град/см, в направлении [112] — 25 – 32, в направлении [100] — 35 – 40 град/см [18]. Различие в осевых градиентах температур при выращивании в различных направлениях достигалось путем подбора графитового теплового узла, состоящего из нагревателя и вертикальных и горизонтальных

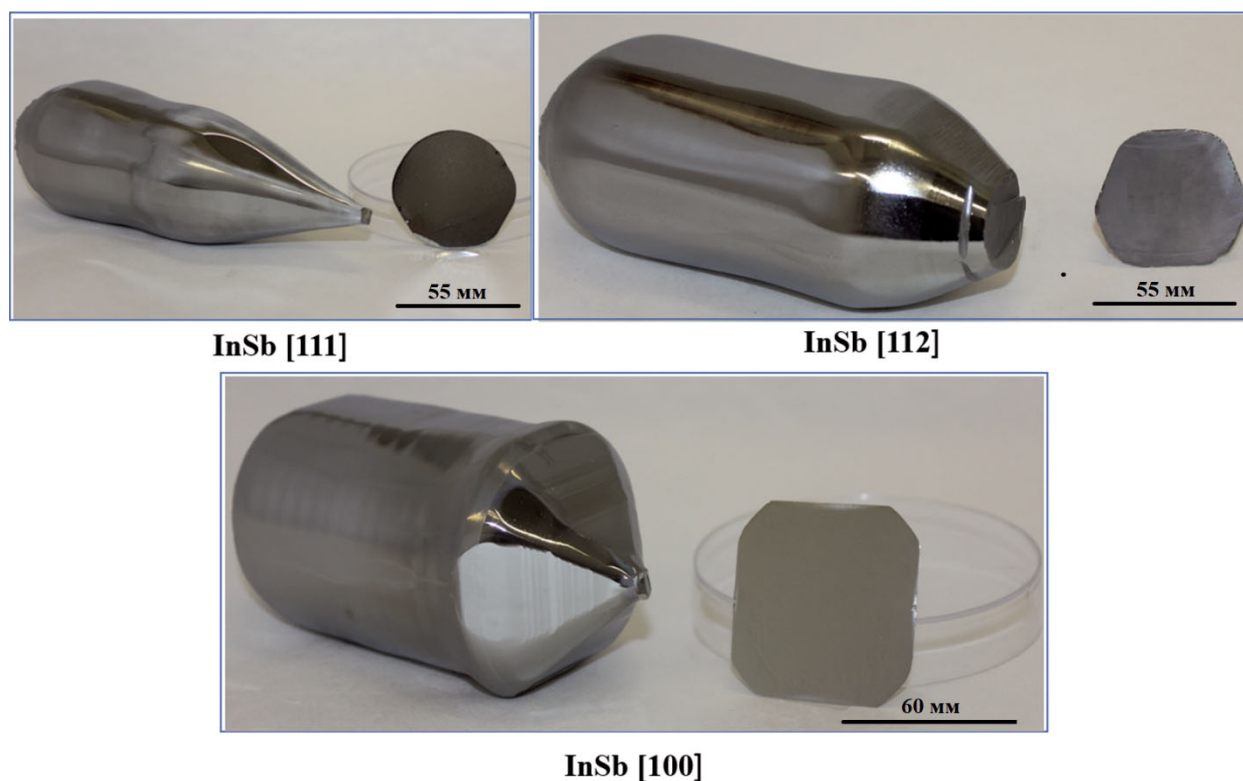


Рис. 1. Монокристаллы антимонида индия, выращенные в различных кристаллографических направлениях, и форма пластин, вырезанных перпендикулярно направлениям выращивания

Fig. 1. Indium antimonide single crystals grown in various crystallographic directions and the shape of plates cut perpendicular to the growth directions

экранов, а также положения поверхности расплава относительно края нагревателя.

При выращивании монокристаллов в направлении $[111]$ скорость вытягивания была существенно выше, чем при выращивании в направлениях $[100]$ и $[112]$. Снижение скорости вытягивания в направлении $[111]$ резко увеличивало диаметр монокристалла и нарушало монокристаллический рост вплоть до образования дендритов. Отметим, что при выращивании монокристаллов InSb в кристаллографических направлениях $[111]$ и $[100]$ монокристаллы ограничены различными плоскостями и имеют различную форму поперечного сечения. При этом угол конуса монокристаллов, выращенных в направлении $[111]$, составляет менее 90° , а для монокристаллов, выращенных в направлении $[100]$, превышает 90° .

Выбранные оптимальные тепловые условия и скорости выращивания монокристаллов позволяли поддерживать естественную форму роста кристалла, особенно для направления $[111]$, и сохранять диаметр вписанной окружности >52 мм. Было выращено 12 монокристаллов с ориентацией $[100]$, $[111]$ и $[112]$ (по 4 слитка каждой ориентации).

На рис. 1 представлены монокристаллы, полученные в кристаллографических направлениях

$[100]$, $[111]$ и $[112]$, и контрольные пластины, вырезанные перпендикулярно направлениям роста от верхней и нижней областей цилиндрической части монокристаллов.

Контрольные пластины, ориентация которых соответствовала плоскостям (100) , (111) и (112) , использовали для изучения электрофизических свойств и структурных особенностей полученных монокристаллов (плотности дислокаций). Отклонение от ориентации измеряли путем съемки кривых качания на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-7» с использованием медного излучения при разности потенциалов 30 кВ и величине тока 10 мА в рабочем режиме со скоростью 2 град/мин с шагом 5 с и экспозицией 0,15 с [19, 20].

Электрофизические параметры монокристаллов определяли на контрольных пластинах методом Ван-дер-Пау при температуре жидкого азота [21].

Для изучения структуры из монокристаллов с ориентацией $[112]$ вырезали пластины, ориентированные по плоскостям (112) , (111) и (100) [22]. Резку пластин проводили на станке «Алмаз-4», используя поворотные устройства и схему углов наклона требуемых плоскостей к оси роста монокристалла. На рис. 2 приведена схема резки пластин (111) и (100) .

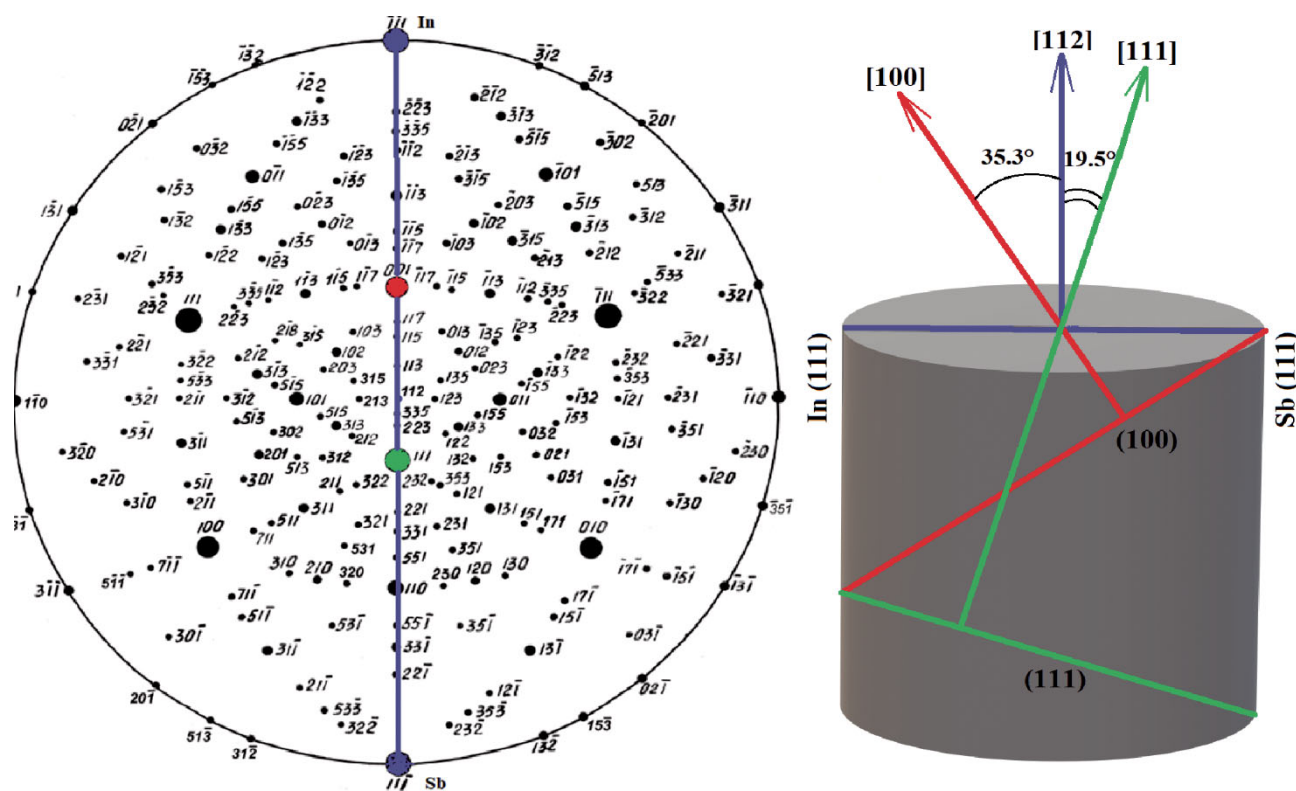


Рис. 2. Схема резки пластин (111) и (100) из монокристалла, выращенного в направлении [112]

Fig. 2. Schematic diagram of cutting plates (111) and (100) from a single crystal grown in [112] direction

С помощью полирующего и селективного травления на пластинах с различной ориентацией выявляли ямки травления и проводили их подсчет методом девяти полей с использованием оптического микроскопа [23, 24]. На плоскостях (111) и (112) ямки травления отчетливо проявлялись на In-стороне при травлении в полирующем травителе CP-4 (7 – 10 с), что связано с различием в гибридизации атомов на этих плоскостях [25]. На плоскости (100) ямки травления наблюдались на обеих сторонах пластины только после травления в селективном травителе (5 мин) [26].

Панорамные изображения получали путем «склейки» отдельных кадров в программе ThixometPro. Применяли световой микроскоп AxioLab A1 CarlZeiss [27, 28].

Обсуждение результатов

Измерения электрофизических параметров монокристаллов InSb показали, что значения концентрации свободных электронов и их подвижности соответствуют стандартным значениям для нелегированного антимонида индия и составляют, соответственно, $n = 2,2 \cdot 10^{14} - 2,5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $\mu = 5,5 \cdot 10^5 - 2,1 \cdot 10^5 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ (77 К). При этом распределение технологических остаточных примесей (в основном Te, Se, S) в монокристаллах не зависит от направления выра-

щивания и не противоречит их коэффициенту распределения в InSb ($K_{\text{эфф}} \approx 0,7$) [21].

На контрольных пластинах, вырезанных из кристаллов, путем подсчета ямок травления оценивали плотности дислокаций. Отметим, что ямки травления на каждой из плоскостей имели различную форму, которая определялась расположением кристаллографических плоскостей с наибольшей ретикулярной плотностью относительно поверхности. Плотность упаковки кристаллографической плоскости, относительно которой была проведена ориентация, в значительной степени определяет вероятность возникновения фигуры травления в местах выхода дислокаций.

Если рассматривать процесс избирательного травления с точки зрения кинематической теории растворения, то образование ямки лимитируется кинетикой движения моноатомных ступеней (рис. 3). Очевидно, что на движение ступеней также будет оказывать влияние ансамбль точечных дефектов, формируемых непосредственно вдоль линии дислокации. В связи с более низким осевым градиентом и повышенной диффузионной активностью нульмерных несовершенств в случае роста монокристалла в направлении [111] формируются более плотные сегрегации. В результате скольжение дислокаций затруднено, и слитки обладают повышенной прочностью [14].

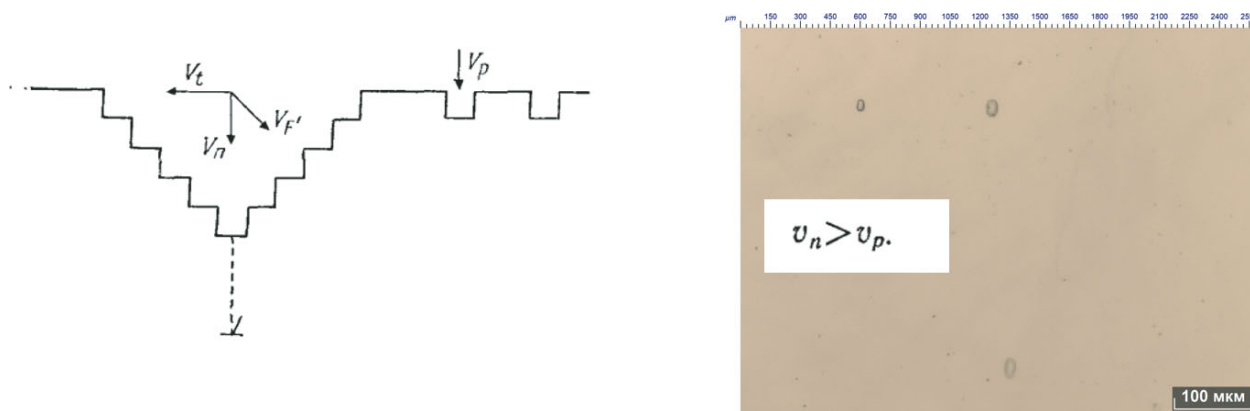


Рис. 3. Схема формирования ямки травления в местах выхода дислокаций на поверхность монокристалла

Fig. 3. The scheme of the etching pit formation in the sites of dislocation exit to the surface of a single crystal

Геометрия фигуры травления с точки зрения термодинамической теории определяется выражениями:

$$\frac{\Delta\mu kT}{h^4 \gamma^2} \geq \frac{\rho\pi}{\ln(1h/Rk^*)}, \quad (1)$$

$$k^* = \frac{2\beta\lambda_s}{h}, \quad (2)$$

где $\Delta\mu$ — разность потенциалов; R , h — радиус кривизны и глубина ямки травления; γ — поверхностная энергия монокристалла; k^* — коэффициент подвижности элементарной ступени растворения; λ_s — среднее смещение атома; β — коэффициент сопротивления движению ступени.

Сегрегация точечных дефектов вдоль дислокации оказывает двойное влияние на видимость ямки травления. С одной стороны, она увеличивает разность потенциалов химической реакции $\Delta\mu$, а с другой — снижает скорость движения моноатомных ступеней, влияя на кинетический коэффициент k^* . Совокупное влияние ретикулярной плотности поверхности пластины и характера образующихся в различных температурных условиях точечных дефектов вдоль линии дислокации может сказаться на объективности оценки плотности дислокаций по ямкам травления. Суммируя представления о процессе растворения поверхности монокристалла, можно сделать вывод, что вероятность формирования фигуры травления в местах выхода дислокаций на поверхности (111) и (100) различна.

На рис. 4 приведены ямки травления и панорамы их распределения для плоскостей (100) и (111). Видно, что на поверхности пластин с кристаллографической ориентацией (100) формируются фигуры травления овальной формы, а на поверхности (111) дислокационные ямки имеют скругленную форму с видимым дном в центре фигуры.

В таблице приведено количество дислокационных ямок травления в выращенных кристаллах. Видно, что количество дислокационных ямок на контрольных пластинах достигает $\sim 1 \cdot 10^3$ и $5 \cdot 10^2 \text{ см}^{-2}$ для кристаллов, выращенных в кристаллографических направлениях [111] и [112], по сравнению с кристаллами, выращенными в направлении [100] ($< 10^2 \text{ см}^{-2}$).

Заметим, что в таблице приведены количества дислокационных ямок травления для пластин (112), характеризующие среднюю их плотность в кристалле, и плотности ямок для пластин (111) и (100), вырезанных под углами $19^\circ 28'$ и $35^\circ 16'$ к оси роста монокристалла [112].

Как показывают данные (см. таблицу), количество дислокационных ямок на пластинах (100) и (111) в кристалле с ориентацией [112] имеют значения, близкие к аналогичным значениям на контрольных пластинах монокристаллов с ориентациями [100] и [111]. Предположили, что максимальная плотность ростовых дислокаций монокристалла InSb — константа материала. Данное предположение можно описать следующим выражением [29]:

$$\rho_d^{\text{макс}} = 4 \frac{\sigma^2 (1 - \mu)^2 \pi^2}{G^2 b^2}, \quad (3)$$

где G — модуль сдвига; μ — коэффициент Пуассона; b — вектор Бюргерса; σ — напряжение.

Влияние тензора напряжений в теле растущего монокристалла в выражении (3) определяется величиной напряжений σ и является следствием асимметричности и неоднородности температурного поля печи:

$$v_{\text{макс}} = kE\alpha(\delta T_{\text{макс}}), \quad (4)$$

где k — перевернутое число Био (≤ 1); E — модуль Юнга; α — коэффициент термического

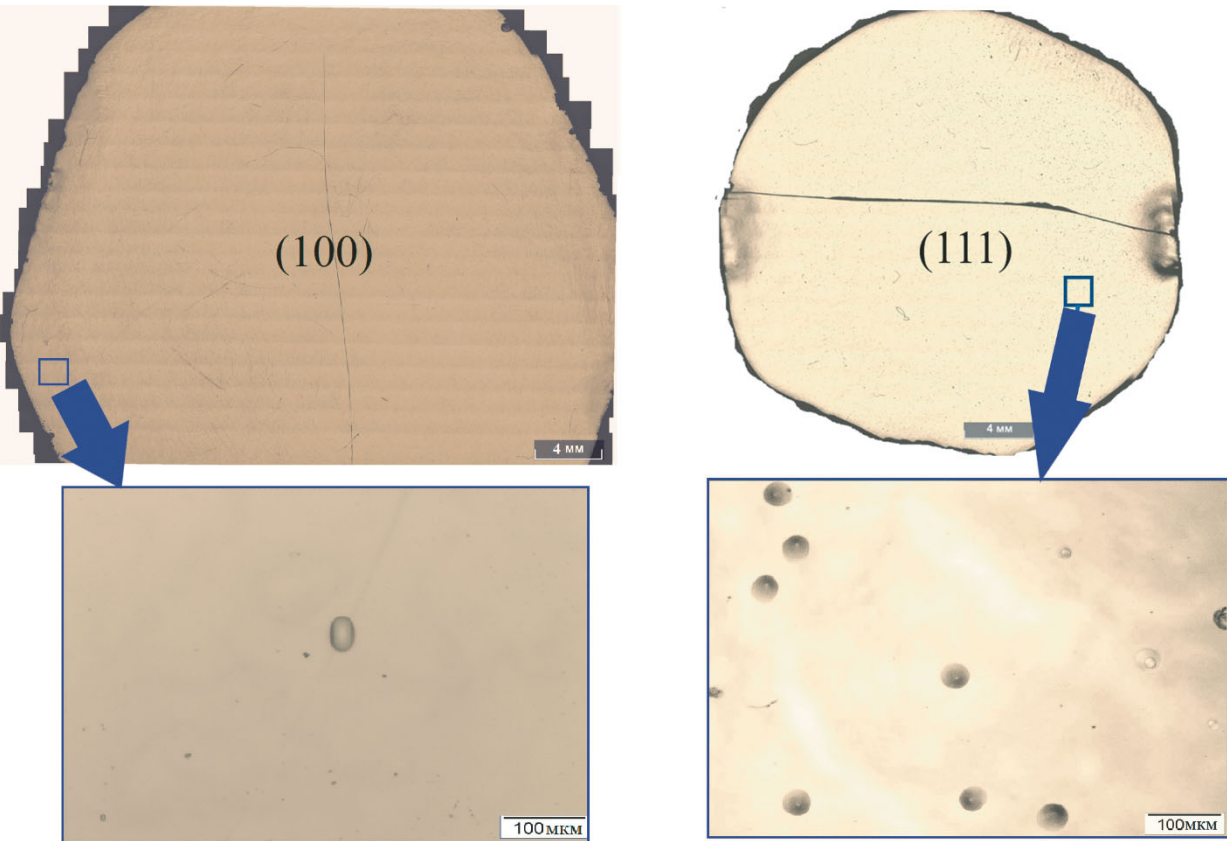


Рис. 4. Ямки травления и их распределение на плоскостях (100) и (111)
Fig. 4. Etching pits and their distribution on the planes (100) and (111)

расширения; $\delta T_{\text{макс}}$ — максимальный перепад температур.

Можно заключить, что соблюдение заданных значений температурных градиентов — обязательное условие роста монокристалла. Кроме того, напряжение $\sigma > 0$, поскольку наличие осевого температурного градиента — необходимое условие роста монокристалла и возникновения напряжений (в частности, $\sigma < \sigma_{\text{макс}}$, так как в противном случае, исходя из (4), монокристаллический рост без образования ламелей и двойников становится невозможным).

Учитывая данные по зарождению дислокаций в наиболее плотноупакованных плоскостях (111) и их скольжению в системе (111) [110] [29 – 33], можно предположить, что на плоскостях (100) и (112), расположенных под соответствующими углами к плоскости (111) в кристалле, с помощью селективного травления могут выявляться не все дислокации, по которым оценивается их плотность в кристаллах.

Заметим, что монокристаллы InSb, выращенные в направлении [100], отличаются низкой прочностью. Это существенным образом сказывается на качестве их механической обработки (резки, калибровки и др.) и выходе годных пластин. Причина — термоупругие напряжения,

возникающие в процессе роста и последующего охлаждения кристалла [18, 23, 33]. Вместе с тем осевой градиент температуры вблизи фронта кристаллизации значителен и составляет 35 – 40 град/см (пат. 2482228 РФ). Посткристаллизационный отжиг, проводимый непосредственно в ростовой установке по экспериментально подобранному режиму, приводит к повышению проч-

Количество дислокационных ямок травления N_d на контрольных пластинах (100), (111) и (112)
The number of etch dislocation pits on control plates N_d (100), (111) and (112)

Направление выращивания	Ориентация контрольной пластины	$N_d, \text{см}^{-2}$
[100]	(100) — начало слитка	38 ± 12
	(100) — конец слитка	72 ± 15
[111]	(111) — начало слитка	$(9 \pm 1) \cdot 10^2$
	(111) — конец слитка	$(8 \pm 1) \cdot 10^2$
[112]	(112) — начало слитка	$(4 \pm 0,9) \cdot 10^2$
	(112) — конец слитка	$(5 \pm 1) \cdot 10^2$
[112]	(111) — середина слитка	$(1 \pm 0,8) \cdot 10^3$
	(111) — середина слитка	$(9 \pm 1) \cdot 10^2$
[112]	(100) — середина слитка	$(1 \pm 0,2) \cdot 10^2$
	(100) — середина слитка	$(1 \pm 0,3) \cdot 10^2$

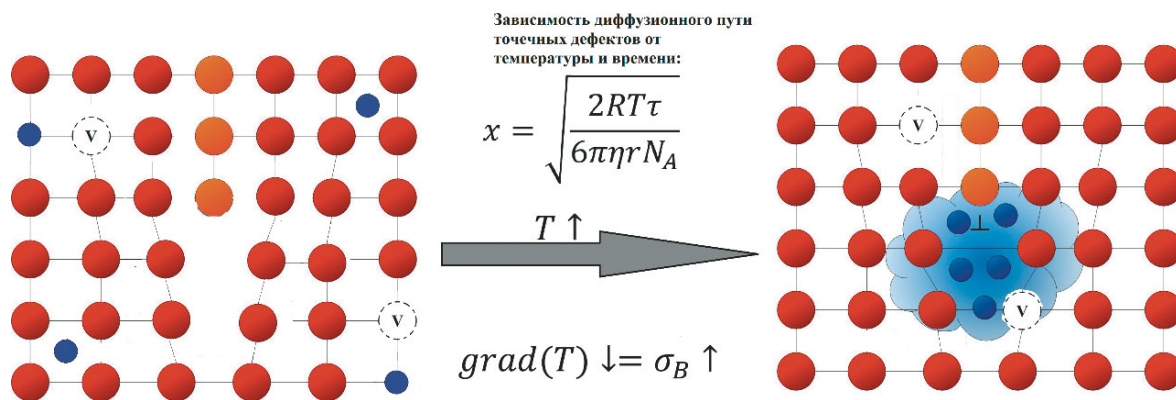


Рис. 5. Схема формирования ансамбля точечных дефектов (τ — время диффузии; η — вязкость среды; r — линейный размер точечного дефекта; T — температура)

Fig. 5. Scheme of forming an ensemble of point defects (τ — diffusion time; η — viscosity of the medium; r — linear size of the point defect; T — temperature)

ности кристалла, увеличению выхода годных пластин, однако он не влияет на количество дислокационных ямок травления [32].

Монокристаллы InSb, выращенные в направлениях [111] и [112] (осевые градиенты — 20 – 25 и 25 – 32 град/см соответственно), обладают более высокой прочностью и не требуют посткристаллизационных отжига. Возросшая стойкость к хрупкому разрушению связана с точечными дефектами, формирующимися за счет высокой диффузионной способности вследствие низких осевых температурных градиентов (рис. 5) [34, 35].

Отметим, что данная модель хорошо согласуется с результатами по снятию термических напряжений в InSb [100] без заметных изменений в структуре дислокационных ямок травления за счет посткристаллизационного отжига. Вследствие длительной температурной выдержки могут иметь место аналогичные диффузионные процессы, как и в случае роста кристаллов с низким осевым градиентом на фронте кристаллизации.

При росте монокристаллов в направлениях [100], [111] и [112] формируется различная по морфологии дислокационная структура, что во многом объясняет эмпирически выявленные закономерности по склонности пластин к хрупкому разрушению. Различие между механическими свойствами пластин 100 и [112](100), требующее дополнительного исследования, может быть объяснено на основе предложенной модели (см. рис. 5).

Упрочнение монокристаллов, растущих при низком осевом температурном градиенте, по всей вероятности, связано с особенностями формирования точечных дефектов вдоль линии дислокации вследствие их повышенной диффузионной способности. Вывод о различии сегрегаций то-

чечных дефектов можно сделать лишь на основе корреляционного анализа с другими материаловедческими методами исследования дислокационной структуры (просвечивающей электронной микроскопией, рентгеновской топографией, методом наведенных токов).

Выявленные зависимости прочности пластин от тепловых условий процесса роста монокристаллов показали, что оптимальными физико-механическими свойствами обладают монокристаллы InSb [112](100). За счет перпендикулярного расположения плоскостей скола {110} (возможности скрайбирования) и повышенной прочности такие пластины можно отнести к высокотехнологичным. Однако заметим, что в связи с необходимостью реза под углом $\sim 35,3^\circ$ относительно направления роста (см. рис. 2) снижается максимальный выход пластин с одного слитка. Это влечет за собой закономерное увеличение стоимости прибора.

Заключение

Таким образом, модернизированным методом Чохральского получены монокристаллы антимонида индия с кристаллографической ориентацией [100], [111], [112] и диаметром вписанной окружности > 52 мм. Установлено, что число дислокационных ямок травления на пластинах с различной ориентацией отличается примерно на порядок величины (10^3 см^{-2} — для (111) и 10^2 см^{-2} — для (100)). Число фигур травления для плоскости (100) соизмеримо с их количеством в кристаллах, выращенных в направлении [100]. Повышенная прочность монокристаллов, выращенных при меньших осевых градиентах на фронте кристаллизации, вероятно, связана с формированием точечных дефектов вдоль линии дислокации. Кроме того, выявлено, что оптимальными физико-механическими свойствами обладают

пластины [112](100). Вместе с тем в связи с физико-химическими особенностями травления монокристаллических пластин количество дислокационных ямок травления не всегда может отражать величину плотности дислокаций в кристалле.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гринченко Л. Я., Пономаренко В. П., Филачев А. М. Современное состояние и перспективы инфракрасной фотоэлектроники / Прикладная физика. 2009. № 2. С. 57 – 64.
2. Intel and QinetiQ Collaborate on Transistor Research. Intel promotional materials. <http://www.intel.com/pressroom/arihive/releass/2005/20050208corp.html> (дата обращения 28.03.2023).
3. Lattice Parameter of indium antimonide (InSb). https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-1-4615-5247-5_27 (дата обращения 28.03.2023).
4. Филачев А. М., Таубкин И. И., Трищенко М. А. Твердотельная фотоэлектроника. Физические основы. — М.: Физматкнига, 2005. — 236 с.
5. Avery D. G., Goodwin D. W., Lawson W. D., Moss T. S. Optical and photo-electrical properties of indium antimonide / Proc. Phys. Soc. Sect. B. 1954. Vol. 67. N 10. P. 761 – 767. DOI: 10.1088/0370-1301/67/10/304
6. Кульчицкий Н. А., Наумов А. В., Старцев В. В. Матричные фотоприемные устройства ИК-диапазона: «постпандемические» тенденции развития. Ч. 1 / Фотоника. 2020. Т. 14. № 3. С. 234 – 245. DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2020.14.4.320.330
7. Compound Wafer Products. InSb. http://eandmint.co.jp/eng/wafer/product_detail/product_insb.html (дата обращения 28.03.2023).
8. InSb Indium Antimonide. <http://www.wafertech.co.uk/products/indium-antimonide-insb> (дата обращения 28.03.2023).
9. Czochralski Crystal Growth. <http://www.galaxywafer.com/galaxy/products/indium-antimonide-insb> (дата обращения 28.03.2023).
10. Mena J. E. F., Ojeda R. C., Reyes J. D. InSb Czochralski growth single crystals for InGaSb substrates / MRS Online Proceedings Library (OPL). 2014. Vol. 1616. P. 1 – 8. DOI: 10.1557/opl.2014.234
11. Mohan P., Senguttuvan N., Moorthy Babu S., et al. Bulk growth of InSb crystals for infrared device applications / J. Crystal Growth. 1999. Vol. 200. N 1 – 2. P. 96 – 100. DOI: 10.1016/S0022-0248(98)01398-0
12. Merrell J. L., Gray N. W., Bolke J. G., et al. Enabling on-axis InSb crystal growth for high-volume wafer production: characterizing and eliminating variation in electrical performance for IR focal plane array applications / Infrared Technol. Appl. XLII. SPIE. 2016. Vol. 42. P. 285 – 297. DOI: 10.1117/12.2223956
13. Козлов Р. Ю., Кормилицина С. С., Молодцова Е. В., Журавлев Е. О. Выращивание монокристаллов антимида индия диаметром 100 мм модифицированным методом Чохральского / Известия вузов. Материалы электронной техники. 2021. Т. 24. № 3. С. 190 – 198. DOI: 10.17073/1609-3577-2021-3-190-198
14. Марков А. В., Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. О роли дислокаций в формировании свойств монокристаллов полупроводящего GaAs / Физика и техника полупроводников. 1986. Т. 20. № 4. С. 634 – 640.
15. Knyazev S. N., Kudrya A. V., Komarovskiy N. Y., et al. Methods of dislocation structure characterization in AIBV semiconductor single crystals / Modern Electr. Mater. 2022. Vol. 8. N 4. P. 131 – 140. DOI: 10.3897/j.moem.8.4.99385
16. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. — М.: Металлургия, 1985. — 160 с.
17. Mukherjee K. Materials science of defects in GaAs-based semiconductor lasers / Reliability of Semiconductor Lasers and Optoelectronic Devices. — Stanford university, 2021. P. 113 – 176. DOI: 10.1016/B978-0-12-819254-2.00007-2
18. Кормилицина С. С., Молодцова Е. В., Князев С. Н. и др. Исследование влияния вида обработки на прочность монокристаллических пластин нелегированного антимида индия / Известия вузов. Материалы электронной техники. 2021. Т. 24. № 1. С. 48 – 56. DOI: 10.17073/1609-3577-2021-1-48-56
19. Меженный М. В., Павлов В. Ф. Зависимость систематической погрешности измерения углов дифракции от настройки гониометра и образца / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 2. С. 39 – 42.
20. Гаврилов К. В., Каневский В. Е., Павлов В. Ф. Оценка предельно допустимого угла отклонения кристаллографической плоскости (*hkl*) от заданной геометрической плоскости монокристаллического образца при его определении по стандартной методике / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 12. С. 43 – 44.
21. Антимонид индия (InSb). <https://giredmet.ru/production/antimonid-indiya-insb> (дата обращения 29.12.2022).
22. Файнштейн С. М. Обработка и защита поверхности полупроводниковых приборов. — М.: Энергия, 1970. — 256 с.
23. Левченко Д. С., Теплова Т. Б., Югова Т. Г. Исследование дислокационной структуры монокристаллов арсенида галлия, используемых для создания приборов сверхскоростной микроэлектроники / II Международная науч.-практ. конф. «Экономика и практический менеджмент в России и за рубежом»: сб. мат. — М.: Коломенский институт, 2015. С. 135 – 137.
24. Сангвал К. Травление кристаллов: Теория. Эксперимент. Применение / Пер. с англ. — М.: Мир, 1990. — 483 с.
25. Найми Е. К., Базалевская С. С., Кутаенко О. М., Петраков В. С. Исследование акустических параметров монокристаллов лантан-галлиевого танталата, подвергнутых циклической деформации и термоудару / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 11. С. 28 – 35. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-11-28-35
26. Горин С. Н. Травление полупроводников. — М.: Мир, 1965. — 382 с.
27. Миронов Р. А., Забейайлов М. О., Якушкина В. С., Русин М. Ю. Определение гранулометрического состава порошков на основе диоксида циркония методами статического лазерного рассеяния и оптической микроскопии / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 11. С. 32 – 36.
28. Кудря А. В., Соколовская Э. А., Ле Хай Нинь и др. Оценка строения изломов и структур в конструкционных сталях с использованием компьютеризированных процедур / Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2015. № 4. С. 44 – 52. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-44-52
29. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. — М.: Металлургия, 1984. — 256 с.
30. Штремель М. А. Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки / Металлургия. 1982. Т. 7. С. 130 – 139.
31. Власова А. М. Блокировка дислокаций в монокристаллах магния в отсутствие внешнего напряжения и сопоставление с автоблокировкой в интерметаллидах / Фундаментальные исследования. 2013. № 11 – 3. С. 447 – 450.
32. Ежлов В. С., Мильвидская А. Г., Молодцова Е. В. и др. Исследование свойств крупногабаритных монокристаллов антимида индия, выращенных методом Чохральского в кристаллографическом направлении [100] / Известия вузов. Материалы электронной техники. 2015. № 2. С. 13 – 17.
33. Губерт И. В. Влияние упругих напряжений на формирование монокристаллов германия / IX Всерос. науч.-тех. конф. «Молодежь и наука»: сб. мат. — Красноярск: Сибирский федеральный ун-т, 2013.
34. Меженный М. В., Мильвидский М. Г., Павлов В. Ф. Динамические свойства дислокаций в термообработанных при низких температурах пластинах кремния / Физика твердого тела. 2001. Т. 43. № 1. С. 47 – 50.
35. Марков А. В., Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Формирование неоднородности состава кристаллов арсенида

галлия, обусловленной дислокациями / Журнал технической физики. 1989. Т. 59. № 2. С. 106 – 110.

REFERENCES

1. Grinchenko L. Ya., Ponomarenko V. P., Filachyov A. M. Current status and prospects for infrared photoelectronics / Prikl. Fiz. 2009. N 2. P. 57 – 64 [in Russian].
2. Intel and QinetiQ Collaborate on Transistor Research. Intel promotional materials. <http://www.intel.com/pressroom/archive/releass/2005/20050208corp.html> (accessed 28.03.2023).
3. Lattice Parameter of indium antimonide (InSb). https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-1-4615-5247-5_27 (accessed 28.03.2023).
4. Filachev A. M., Taubkin I. I., Trishenkov M. A. Solid state photoelectronics, Physical fundamentals. — Moscow: Fizmatkniga, 2005. — 236 p. [in Russian].
5. Avery D. G., Goodwin D. W., Lawson W. D., Moss T. S. Optical and photo-electrical properties of indium antimonide / Proc. Phys. Soc. Sect. B. 1954. Vol. 67. N 10. P. 761 – 767. DOI: 10.1088/0370-1301/67/10/304
6. Kulchicky N. A., Naumov A. V., Startsev V. V. Infrared matrix photodetectors: 'post-pandemic' trends. P. 1 / Fotonika. 2020. Vol. 14. N 3. P. 234 – 245 [in Russian]. DOI: 10.22184/1993-7296.FRos.2020.14.4.320.330
7. Compound Wafer Products. InSb. http://eandmint.co.jp/eng/wafer/product_detail/product_insb.html (accessed 28.03.2023).
8. InSb Indium Antimonide. <http://www.wafertech.co.uk/products/indium-antimonide-insb> (accessed 28.03.2023).
9. Czochralski Crystal Growth. <http://www.galaxywafer.com/galaxy/products/indium-antimonide-insb> (accessed 28.03.2023).
10. Mena J. E. F., Ojeda R. C., Reyes J. D. InSb Czochralski growth single crystals for InGaSb substrates / MRS Online Proceedings Library (OPL). 2014. Vol. 1616. P. 1 – 8. DOI: 10.1557/opl.2014.234
11. Mohan P., Senguttuvan N., Moorthy Babu S., et al. Bulk growth of InSb crystals for infrared device applications / J. Crystal Growth. 1999. Vol. 200. N 1 – 2. P. 96 – 100. DOI: 10.1016/S0022-0248(98)01398-0
12. Merrell J. L., Gray N. W., Bolke J. G., et al. Enabling on-axis InSb crystal growth for high-volume wafer production: characterizing and eliminating variation in electrical performance for IR focal plane array applications / Infrared Technol. Appl. XLII. SPIE. 2016. Vol. 42. P. 285 – 297. DOI: 10.1117/12.2223956
13. Kozlov R. Yu., Kormilitsina S. S., Molodtsova E. V., Zhuravlev E. O. Cultivation of indium antimonide single crystals 100 mm in diameter by the modified Czochralski method / Izv. Vuzov. Mater. Élektron. Tekhn. 2021. Vol. 24. N 3. P. 190 – 198 [in Russian]. DOI: 10.17073/1609-3577-2021-3-190-198
14. Markov A. V., Milvidsky M. G., Osvensky V. B. On the role of dislocations in the formation of properties of GaAs semi-insulating single crystals / Fiz. Tekhn. Poluprovodn. 1986. Vol. 20. N 4. P. 634 – 640 [in Russian].
15. Knyazev S. N., Kudrya A. V., Komarovskiy N. Y., et al. Methods of dislocation structure characterization in AIIIIV semiconductor single crystals / Modern Electr. Mater. 2022. Vol. 8. N 4. P. 131 – 140. DOI: 10.3897/j.moem.8.4.99385
16. Milvidsky M. G., Osvensky V. B. Structural defects in epitaxial layers of semiconductors. — Moscow: Metallurgiya, 1985. — 160 p. [in Russian].
17. Mukherjee K. Materials science of defects in GaAs-based semiconductor lasers / Reliability of Semiconductor Lasers and Optoelectronic Devices. — Stanford university, 2021. P. 113 – 176. DOI: 10.1016/B978-0-12-819254-2.00007-2
18. Kormilitsina S. S., Molodtsova E. V., Knyazev S. N., et al. Study of the effect of treatment on the strength of unalloyed indium antimonide monocrystalline wafers / Izv. Vuzov. Mater. Élektron. Tekhn. 2021. Vol. 24. N 1. P. 48 – 56 [in Russian]. DOI: 10.17073/1609-3577-2021-1-48-56
19. Mezheny M. V., Pavlov V. F. Dependence of the systematic error in the measurement of diffraction angles on the goniometer and sample setting / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2013. Vol. 79. N 2. P. 39 – 42 [in Russian].
20. Gavrilov K. V., Kanevsky V. E., Pavlov V. F. Evaluation of the maximum permissible angle of deviation of the crystallographic plane (*hkl*) from the specified geometric plane of a monocrystalline sample when determining it using the standard methodology / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2016. Vol. 82. N 12. P. 43 – 44 [in Russian].
21. Indium antimonide (InSb). <https://giredmet.ru/ru/production/antimonid-indiya-insb> (accessed 29.12.2022) [in Russian].
22. Fainshtein S. M. Surface treatment and protection of semiconductor devices. — Moscow: Énergiya, 1970. — 256 p. [in Russian].
23. Levchenko D. S., Teplova T. B., Yugova T. G. Investigation of the dislocation structure of gallium arsenide single crystals used for ultrafast microelectronics devices / II Int. Sci. and Pract. Conf. "Economics and Practical Management in Russia and Abroad": collection of materials. — Moscow: Kolomensky institute, 2015. P. 135 – 137 [in Russian].
24. Sangval K. Crystal etching: Theory. Experiment. Applications. — Moscow: Mir, 1990. — 483 p. [Russian translation].
25. Naimi E. K., Bazalevskaya S. S., Kugaenko O. M., Petrakov V. S. Investigation of acoustic parameters of lanthanum gallium tantalate single crystals subjected to cyclic deformation and thermal shock / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2018. Vol. 84. N 11. P. 28 – 35 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-11-28-35
26. Gorin S. N. Semiconductor etching. — Moscow: Mir, 1965. — 382 p. [in Russian].
27. Mironov R. A., Zabezhajlov M. O., Yakushkina V. S., Rusin M. Yu. Determination of the particle size distribution of zirconium dioxide powder by static laser scattering and optical microscopy / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2016. Vol. 82. N 11. P. 32 – 36 [in Russian].
28. Kudrya A. V., Sokolovskaya E. A., Le Haj Nin, et al. Assessment of fracture structure and structures in structural steels using computerised procedures / Vektor Nauki Tolyatti. Gos. Univ. 2015. N 4. P. 44 – 52 [in Russian]. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-44-52
29. Milvidsky M. G., Osvensky V. B. Structural defects in semiconductor single crystals. — Moscow: Metallurgiya, 1984. — 256 p. [in Russian].
30. Shtremel M. A. Strength of alloys. Part 1 / Metallurgiya. 1982. Vol. 7. P. 130 – 139 [in Russian].
31. Vlasova A. M. Dislocation locking in the absence of external stress in magnesium single crystals and comparison with auto-blocking in intermetallics / Fundam. Issl. 2013. N 11 – 3. P. 447 – 450 [in Russian].
32. Ezhlov V. S., Milvidskaya A. G., Molodtsova E. V., et al. Investigation of the properties of large indium antimonide single crystals grown by the Czochralski method in the crystallographic direction [100] / Izv. Vuzov. Mater. Élektron. Tekhn. 2015. N 2. P. 13 – 17 [in Russian].
33. Gubert I. V. Influence of elastic stresses on the formation of germanium single crystals / IX All-Russian Scientific and Technical Conference "Youth and Science": collection of materials. — Krasnoyarsk: Sibir. Fed. Univ., 2013 [in Russian].
34. Mezheny M. V., Milvidsky M. G., Pavlov V. F. Dynamic properties of dislocations in silicon wafers heat-treated at low temperatures / Fiz. Tv. Tela. 2001. Vol. 43. N 1. P. 47 – 50 [in Russian].
35. Markov A. V., Milvidsky M. G., Osvensky V. B. Formation of dislocation-induced heterogeneity in gallium arsenide crystals / Zh. Tekhn. Fiz. 1989. Vol. 59. N 2. P. 106 – 110 [in Russian].