

УДК 621.315;539.3

Методы исследования дислокационной структуры полупроводниковых монокристаллов группы $A^{III}B^V$

© 2022 г. С. Н. Князев¹, А. В. Кудря², Н. Ю. Комаровский^{1,2,✉},
Ю. Н. Пархоменко¹, Е. В. Молодцова¹, В. В. Ющук¹

¹АО «Государственный научно–исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности «Гиредмет»,
Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Москва, 119049, Российская Федерация

✉ Автор для переписки: nickkomarovskiy@mail.ru

Аннотация. Темпы развития современной электроники, помимо повышения спроса на полупроводниковые монокристаллы, приводят к возрастанию требований по их структурному совершенству. Плотность дислокаций и характер их распределения являются важнейшими характеристиками полупроводниковых монокристаллов, определяющими дальнейшую эффективность их применения в качестве элементов интегральных систем. В связи с этим изучение механизмов возникновения, скольжения и распределения дислокаций — одна из актуальных задач, которая ставит ученых перед выбором метода исследования. В данной работе приведен обзор современных методик исследования и подсчета плотности дислокаций в монокристаллах. Дан краткий анализ основных преимуществ и недостатков каждого метода, а также приведены экспериментальные результаты. Метод избирательного травления (световой оптической микроскопии) получил наибольшее распространение и в своем классическом варианте является очень эффективным при решении задач обнаружения дефектов, приводящих к браку, и оценки плотности дислокаций по числу ямок травления, пересчитанных на площадь поля зрения. С использованием цифровой световой микроскопии за счет перехода от анализа изображений к матрице значений интенсивности отдельного пикселя и автоматизации процесса измерений, становится возможным количественный анализ по всему поперечному сечению монокристаллической пластины и анализ характера распределения структурных несовершенств. Метод рентгеновской дифракции традиционно используется для определения кристаллографической ориентации, но также позволяет оценить величину плотности дислокаций по уширению кривой качения в случае двухкристальной геометрии. Методы растровой электронной микроскопии во вторичных электронах и атомно–силовой микроскопии позволяют дифференцировать фигуры травления по природе их возникновения и детально изучить их геометрию. Просвечивающая электронная микроскопия и метод наведенных токов позволяют получать микрофотографию отдельных дислокаций, но требуют трудоемкой предварительной подготовки экспериментальных образцов. Рентгеновская топография дает возможность работать с массивными образцами и также обладает высокой разрешающей способностью, однако, в связи с высокой энергоемкостью процесса измерений, слабо применима в условиях производства. Цифровая обработка изображений позволяет расширить спектр возможностей основных материаловедческих методов исследования дислокационной структуры и повысить объективность получаемых результатов.

© 2022 National University of Science and Technology MISiS.

This is an open access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License (CC-BY 4.0), which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

Ключевые слова: полупроводниковые монокристаллы, материалы электроники, плотность дислокаций, световая цифровая микроскопия, рентгеновская и электронная микроскопия

Для цитирования: Князев С.Н., Кудря А.В., Комаровский Н.Ю., Пархоменко Ю.Н., Молодцова Е.В. Юшук В.В. Методы исследования дислокационной структуры полупроводниковых монокристаллов группы $A^{III}B^V$. *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*. 2022; 25(4): 323—336. <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2022-4-323-336>

Methods of dislocation structure characterization in $A^{III}B^V$ semiconductor single crystals

S. N. Knyazev¹, A. V. Kudrya², N. Yu. Komarovskiy^{1,2,✉}, Yu. N. Parkhomenko¹,
E. V. Molodtsova¹, V. V. Yushchuk¹

¹ *Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC),
2–1 Elektrodna Str., Moscow 111524, Russian Federation*

² *National University of Science and Technology MISIS,
4–1 Leninsky Ave., Moscow 119049, Russian Federation*

✉ *Corresponding author: nickkomarovskiy@mail.ru*

Abstract. The development pace of advanced electronics raises the demand for semiconductor single crystals and strengthens the requirements to their structural perfection. Dislocation density and distribution pattern are most important parameters of semiconductor single crystals which determine their performance as integrated circuit components. Therefore studies of the mechanisms of dislocation nucleation, slip and distribution are among the most important tasks which make researchers face the choice of suitable analytical methods. This work is an overview of advanced methods of studying and evaluating dislocation density in single crystals. Brief insight has been given on the main advantages and drawbacks of the methods overviewed and experimental data have been presented. The selective etching method (optical light microscopy) has become the most widely used one and in its conventional setup is quite efficient in the identification of scrap defects and in dislocation density evaluation by number of etch pits per vision area. Since the introduction of digital light microscopy and the related transfer from image analysis to pixel intensity matrices and measurement automation, it has become possible to implement quantitative characterization for the entire cross-section of single crystal wafers and analyze structural imperfection distribution pattern. X-ray diffraction is conventionally used for determination of crystallographic orientation but it also allows evaluating dislocation density by rocking curve broadening in double-crystal setup. Secondary electron scanning electron microscopy and atomic force microscopy allow differentiating etch patterns by origin and studying their geometry in detail. Transmission electron microscopy and induced current method allow obtaining micrographs of discrete dislocations but require labor-consuming preparation of experimental specimens. X-ray topography allows measuring bulky samples and also has high resolution but is hardly suitable for industry-wide application due to the high power consumption of measurements. Digital image processing broadens the applicability range of basic dislocation structure analytical methods in materials science and increases the authenticity of experimental results.

Keywords: semiconductor single crystals, electronics materials, dislocation density, digital light microscopy, X-ray and electron microscopy

For citation: Knyazev S.N., Kudrya A.V., Komarovskiy N.Yu., Parkhomenko Yu.N., Molodtsova E.V., Yushchuk V.V. Methods of dislocation structure characterization in $A^{III}B^V$ semiconductor single crystals. *Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering*. 2022; 25(4): 323—336. <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2022-4-323-336>

Введение

Плотность дислокаций — одна из важнейших структурных характеристик полупроводниковых монокристаллов. Дислокации оказывают прямое и косвенное влияние на электрофизические свойства материала [1—4].

Прямое влияние заключается в наличии разьединенных связей по границам двумерных несовершенств, т. е. дополнительных носителей заряда, что приводит к появлению новых энергетических уровней. Наличие ненасыщенной валентной связи обуславливает акцепторный характер дислокаций. Косвенное влияние заключается в создании градиента химического потенциала, который, в свою очередь, ускоряет диффузию в плоскости дефекта, что формирует примесные атмосферы («облака Коттрелла»).

В процессе роста монокристалла существуют два основных механизма формирования дислокационной структуры:

- наследование дислокаций непосредственно из затравочного кристалла. При этом энергия активации размножения дислокаций намного ниже энергии их образования [1];

- возникновение дислокаций непосредственно в процессе роста, связанное с возникающими термическими напряжениями и энергетически выгодным процессом их релаксации в виде дислокаций. В ходе роста монокристалла по методу Чохральского невозможно полное нивелирование возникновения температурных градиентов (радиального и осевого). Радиальный градиент связан непосредственно с диаметром растущего слитка и является одним из главных факторов, затрудняющих рост монокристаллов большого диаметра (более 150 мм). Осевого градиент связан с длиной слитка и возрастает с увеличением его длины в процессе роста [2].

Дислокации подобно примесным атомам и собственным точечным дефектам могут создавать дополнительные электронные состояния в запрещенной зоне, что обуславливает их прямое влияние на эффективность работы конечной интегральной системы. Электрическая активность дислокаций, как правило, отрицательно сказывается на свойствах полупроводниковых приборов, например, вызывает преждевременный пробой в областях прибора, где дислокация пересекает $p-n$ -переход. Дислокации также влияют и на время жизни свободных носителей заряда. В чистых кристаллах нередко именно они ограничивают времена жизни неравновесных носителей заряда [8].

Так, на примере монокристаллического Ge было показано, что уменьшение плотности дислокаций с 10^5 до 10^3 см $^{-2}$ приводит к значительному росту коэффициента усиления транзистора по току (приблизительно в два раза) [9].

Помимо количества дислокаций большое влияние на эффективность работы конечной интегральной системы может оказывать неоднородность их распределения, что было отмечено в работе [10] на примере полуизолирующего GaAs. Наибольшее влияние на свойства монокристалла оказывают высокотемпературные ростовые дислокации за счет высокой диффузионной подвижности неравновесных собственных точечных дефектов. На примере пластин кремния с помощью рентгеновской топографии было показано, что процент забракованных транзисторов, изготовленных из периферийной части монокристаллической пластины, — максимален [11]. Отмечено, что при формировании эпитаксиального слоя происходит наследование дислокационной структуры подложки, при этом неоднородность распределения дислокаций также будет сохраняться на дальнейших технологических этапах формирования интегральных систем [10—12].

Выявление дислокаций является весьма энергоемким процессом, и в настоящее время за счет высокого развития исследовательских подходов используются как качественные, так и количественные методы. В общем случае существующие

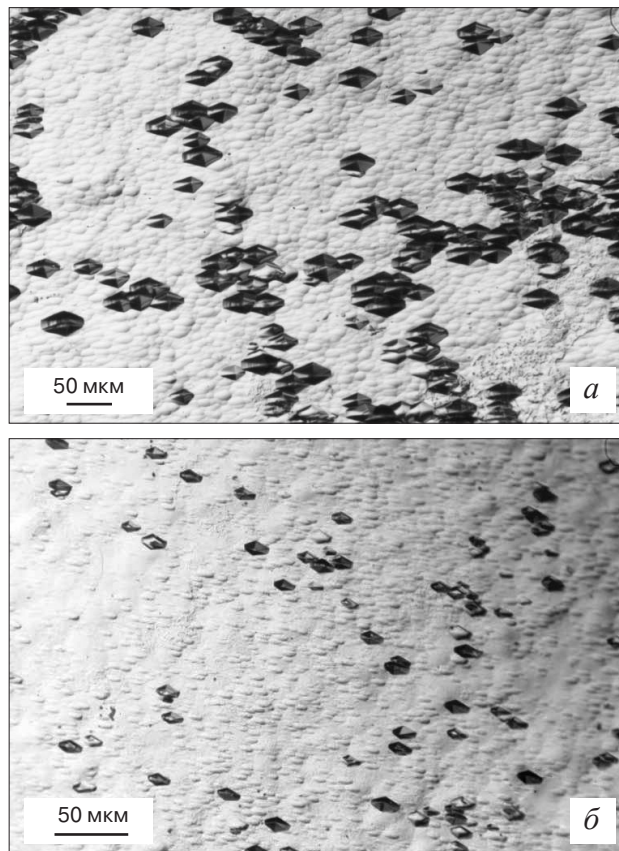


Рис. 1. Фигуры травления, возникающие на поверхности {100} GaAs:
а — дислокационные ямки травления; б — недислокационные ямки травления

Fig. 1. Etching patterns appearing on the {100} GaAs surface:
(a) dislocation pits of etching, (b) non-dislocation etching pits

методы можно разделить на: 1) используемые в рамках метрологического контроля на предприятии; 2) применяемые для научных исследований.

К первой группе относится метод селективного травления, основанный на анализе количества дислокационных ямок травления (*Etch Pit Density (EPD)*) и в традиционном своем варианте носящий скорее качественный характер. Также данный метод позволяет решать и некоторые исследовательские задачи — например, исследование влияния отжига на дислокационную структуру монокристалла [2]. Метод рентгеновской дифракции традиционно используется для определения кристаллографической ориентации, но также позволяет оценить величину плотности дислокаций по уширению кривой качания в случае двухкристалльной геометрии.

К научно-исследовательским методам можно отнести растровую и просвечивающую электронную микроскопию, а также рентгеновскую топографию и метод наведенных токов. За счет высокой разрешающей способности данная группа методов позволяет изучать характер взаимодействия отдельных дислокаций, а также механизмы пластической деформации.

Целью работы является систематизация информации о достоинствах и недостатках каждого метода для создания алгоритма дальнейших исследований.

Метод избирательного травления

Метод избирательного травления является наиболее быстрым и незаменимым в производственных условиях, так как позволяет решать целый спектр задач, связанных с оценкой качества выращенных полупроводниковых монокристаллов.

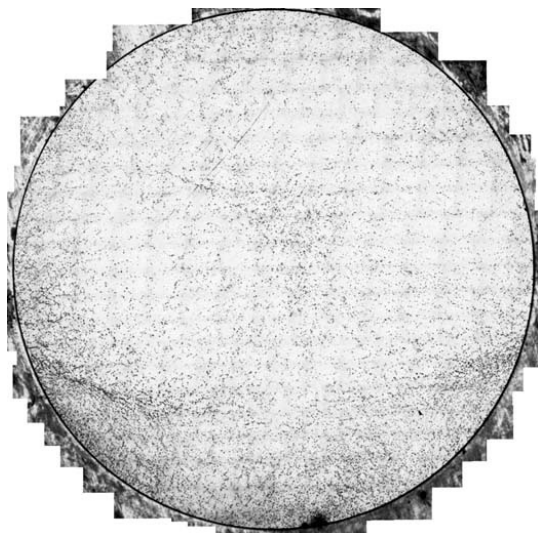


Рис. 2. Панорама распределения дислокационных ямок травления в монокристаллическом InAs {111}

Fig. 2. Panorama of the distribution of dislocation etch pits in single-crystal InAs {111}

В рамках первоначальной оценки данный подход предназначен для контроля наличия дефектов структуры в целях обнаружения таких дефектов, как включения второй фазы, двойниковые ламели, мозаичность, малоугловые границы, поликристалличность, макроскопические поры и трещины [5—7].

Вторым этапом является подсчет фигур (ямок) травления, возникающих в местах выхода дислокаций на поверхность. Под дислокационными ямками травления подразумевают островершинное углубление, имеющее симметрию, определяемую кристаллографической ориентацией поверхности, что обусловлено различием в скорости травления плоскостей отличных друг от друга по параметру плотности упаковки атомных слоев [6].

Измерение плотности дислокаций (N_D) в полупроводниковых монокристаллах производится путем визуального подсчета количества ямок травления с помощью оптического микроскопа в нескольких полях зрения. Выбор полей зрения осуществляют исходя из кристаллографической ориентации пластины, которая может иметь как относительно однородное распределение с одним максимумом на периферии кристалла, так и сложный омегаобразный характер [2]. При подсчете ямок травления учитываются островершинные ямки, однотипные по форме и размерам, образующиеся в местах невырожденных дислокаций (рис. 1, а). Ямки с плоским или блюдцеобразным дном, а также ямки травления, размеры которых существенно меньше дислокационных (обусловленных микродефектами (рис. 1, б)), не учитываются.

Световая микроскопия обычно дает либо качественные оценки структуры, либо ее сопоставление с эталонными шкалами, что не позволяет внести количественные меры в описание структурной неоднородности.

На данный момент структурная однородность — один из важнейших критериев при выборе полупроводниковых пластин потенциальным потребителем, однако применение существующих методик нередко приводит к противоречивым результатам из-за определенного субъективизма в выделении информативных элементов на изображении [13].

Возможным решением данной проблемы может быть количественная металлография, основанная на измерении элементов структуры на ее цифровых изображениях (в виде матрицы значений интенсивности отдельных пикселей — поля яркости изображения) [14, 15]. Данный подход позволяет анализировать как отдельные кадры, так и их «сшивки» в панораму — в масштабе образца (изделия), например, для оценки распределения фигур травления в монокристаллических пластинах полупроводниковых материалов (рис. 2).

В ходе формирования панорамного изображения (склейки отдельных кадров) нередко происходит образование темного «каркаса», возникающего в местах наложения отдельных кадров, что может внести погрешности в сводную (по всей панораме) матрицу значений интенсивности пикселей. Коррекция подобных дефектов в ряде случаев основывается на необходимом понимании природы объекта и роли структурных составляющих в формировании его свойств [14].

Методы растровой электронной и атомно-силовой микроскопии

Для выявления фигур травления, образующихся в ходе процедуры избирательного травления, помимо традиционно используемой световой оптической микроскопии возможно применение растровой электронной микроскопии (РЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ). Данный подход за счет высокой разрешающей способности позволяет анализировать ямки травления различного размера [16].

Условно фигуры травления можно классифицировать по размеру как маленькие (30—50 нм) остrokонечные огащенные ямки, возникающие в местах выхода краевых дислокаций, ямки среднего размера (50—150 нм), обусловленные дислокациями смешанного характера с преобладающей винтовой составляющей, и большого размера (150—200 нм) в местах выхода скопления винтовых дислокаций (нанотрубок), как это было продемонстрировано в работе [17, 18] на примере GaN. На рис. 3 представлена микрофотография фигур травления, полученная во вторичных электронах в РЭМ.

Из рис. 3 видно, что за счет высокой разрешающей способности анализ морфологии микро рельефа во вторичных электронах в сканирующем электронном микроскопе позволяет исследовать фигуры травления различной природы и различного размера, вплоть до ямок менее 1 мкм. В данном случае ямки имеют шестигранную форму, что характерно для гексагонального GaN.

Анализ распределения интенсивности яркости отдельных пикселей вдоль секущей (черная линия на рис. 3) позволяет выделить профиль фигур травления. Однако для оценки характерной огранки ямок, установления нижнего (по размерам) предела возможностей реконструкции формы ямок необходим анализ поля яркости всего изображения, что может обеспечить цифровизация измерений.

При исследовании дислокационной структуры полупроводниковых монокристаллов методы АСМ используют для определения рельефа поверхности фигур травления с разрешением от десятков нанометров (рис. 4.)

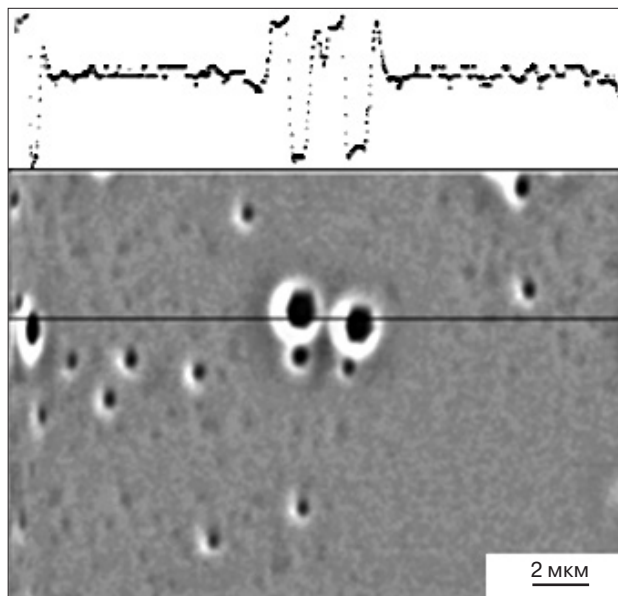


Рис. 3. Микрофотография ямок травления во вторичных электронах в РЭМ [17]

Fig. 3. Micrograph of etch pits in secondary electrons in SEM [17]

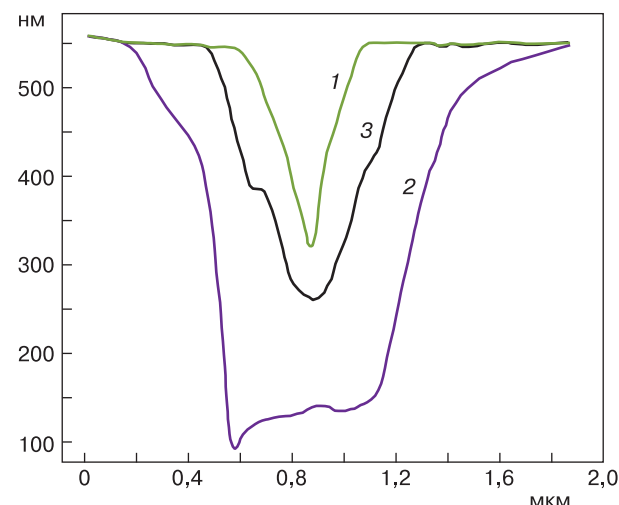


Рис. 4. Реконструированный рельеф фигуры травления GaN [18]:

1 — профиль краевой дислокации; 2 — профиль винтовой дислокации; 3 — профиль дислокации смешанного типа

Fig. 4. Reconstructed relief of the GaN etching pattern [18]:

1 is edge dislocation profile, 2 is screw dislocation profile, 3 is dislocation profile of mixed type

При исследовании травленной поверхности монокристаллических пластин посредством данной методики становится возможен анализ влияния различных параметров на формирующийся контур ямки, как было показано в работе [18]. На рис. 5 представлена реконструкция фигур травления монокристаллического GaN.

Из рис. 6 видно, что с помощью АСМ можно детально исследовать реальный рельеф, в отличие от РЭМ, позволяющей анализировать лишь квази-рельеф (см. рис. 3).

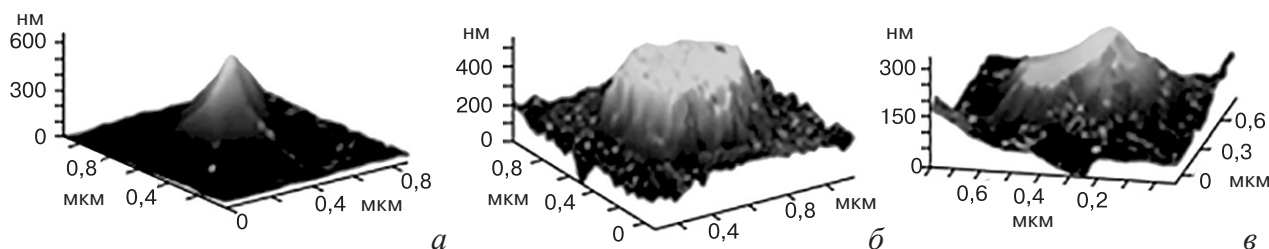


Рис. 5. Обратное трехмерное изображение ямок травления, полученное в атомно-силовом микроскопе [18]: а — ямки травления, относящиеся к краевым дислокациям; б — винтовым дислокациям; в — дислокациям смешанного типа

Fig. 5. Reverse three-dimensional image of etch pits obtained in an atomic force microscope [18]: (a) etch pits related to edge dislocations, (b) screw dislocations, (v) dislocations of mixed type

Метод рентгеновской дифракции

Рентгеноструктурный анализ в металлургии полупроводниковых монокристаллов традиционно применяется для прецизионной ориентации торцевой поверхности монокристалла после выращивания [20]. В качестве дополнительной меры возможен поточечный контроль уширения и интенсивности кривых качания, что позволяет провести сравнительный анализ распределения структурных несовершенств, в качестве которых могут выступать как напряжения (микроструктурная деформация), так и дислокации.

Все кристаллические материалы содержат те или иные структурные несовершенства, оказывающие очень сильное влияние на все свойства и процессы, происходящие в кристаллах. Структурные несовершенства обусловлены разными по своему характеру нарушениями кристаллической решетки, которые вносят изменения разного типа в дифракционную картинку [21]. Блоки мозаики средних размеров дают острые кривые отражения, мелкоблочные агрегаты приводят к уширению дифракционного пика (мозаичность кристалла), кроме того на асимметрию кривой качания влияет ориентация мелкоблочных агрегатов.

Кривой качания называют кривую зависимости интенсивности (I) от угла падения первичного пучка на образец при постоянном угле между источником излучения и детектором [22]. Характерными ее параметрами являются интенсивность, полуширина и угол расположения дифракционного максимума.

Если в кристалле присутствуют блоки, разориентированные относительно друг друга, то на кривой качания каждый блок последовательно дает кривую, сдвинутую на угол разориентации блоков относительно друг друга. По уширению кривой качания можно судить о степени мозаичности монокристалла, т. е. о степени разупорядоченности кристаллической решетки исследуемого материала. Если дифракционная картина была получена в разных участках монокристалла, то на основе массива получаемых экспериментальных

данных можно исследовать мозаичность и мелкоблочность поверхности образца в целом.

По величине уширения дифракционного максимума исследуемые кристаллические образцы можно классифицировать на 3 группы [21]:

1-я группа — средняя полуширина кривой качания не превышает 4 угл. мин.;

2-я группа — полуширина кривой качания составляет от 4 до 6 угл. мин.;

3-я группа — среднее значение полуширины кривой качания (усредненная величина по нескольким точкам кристалла) превышает 6 угл. мин., а также кристаллы, в которых присутствуют блоки.

В производственных условиях предварительным этапом анализа структурных особенностей выращенных полупроводниковых монокристаллов является оптическая световая микроскопия, что позволяет помимо экспресс-оценки плотности дислокационных скоплений и характера их распределений сделать вывод о наличии в объеме слитка блочной структуры. В случае отсутствия границ блоков в исследуемом образце, в ходе последующего анализа геометрии кривой качания, адекватно связать изменяющееся относительно эталонного образца уширение с плотностью дислокаций и рассчитать данную величину. На рис. 6 представлена типовая кривая качания и распределение их плотности в поперечнике монокристаллической пластины GaAs.

В классическом представлении [23] такой расчет неприменим к низкодислокационным кристаллам ($<10^8 \text{ см}^{-2}$), но в работе [24] продемонстрировано, что для монокристаллов с плотностью дислокаций порядка 10^5 – 10^6 см^{-2} можно получать ее адекватные значения, коррелирующие с другими материаловедческими методиками.

Рентгеновская топография

Дифракционная топография (микроскопия) занимает особое место среди неразрушающих методов исследования реальной структуры кристаллов. Отличительной особенностью подхода

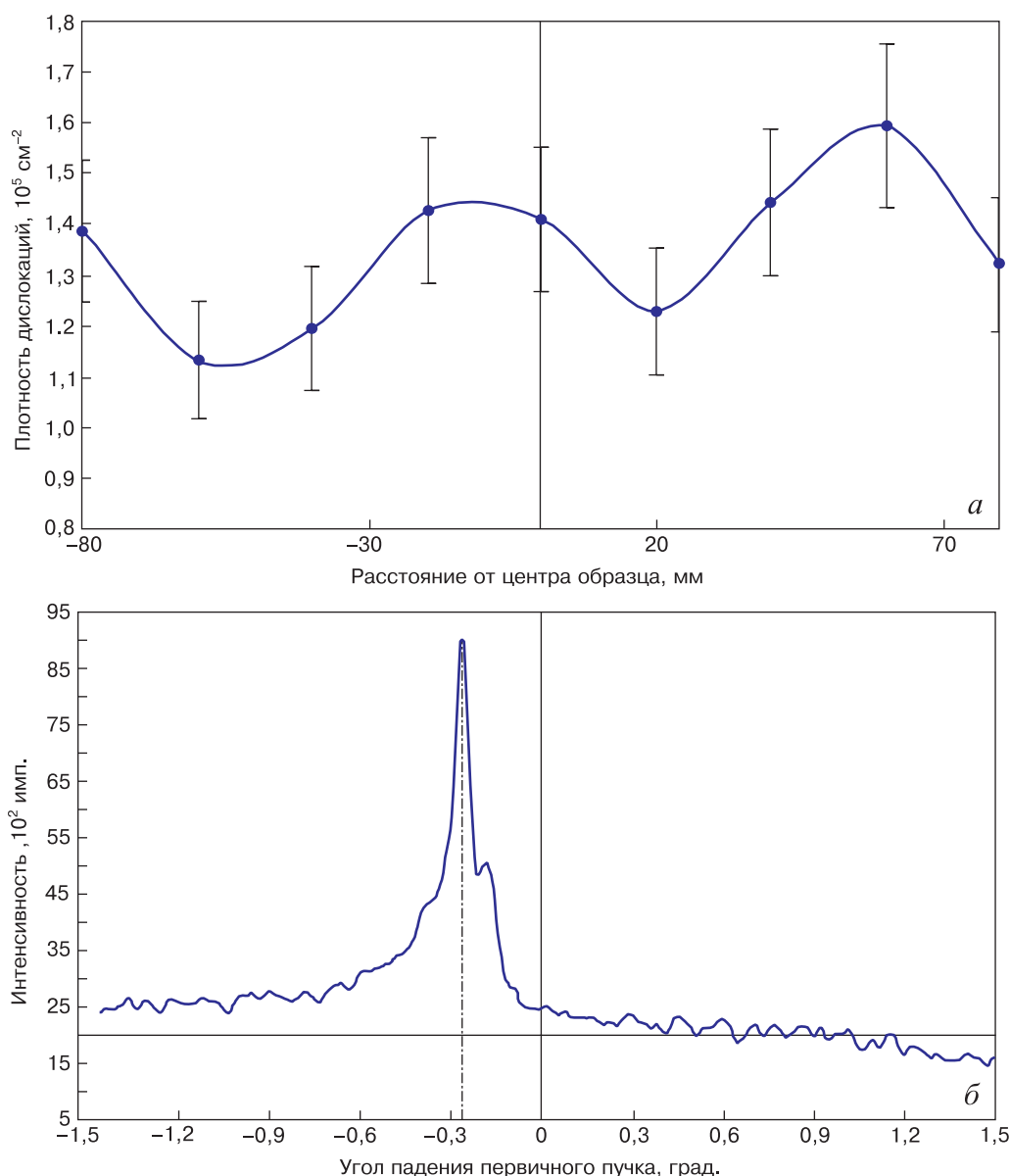


Рис. 6. Результаты рентгеноструктурного анализа [22]:

а — распределение дислокаций в образце; б — типовая кривая качания

Fig. 6. Results of X-ray diffraction analysis [22]: (a) distribution of dislocations in the sample, (б) typical rocking curve

является возможность исследования достаточно больших образцов (толщиной порядка 10 мм) и непрозрачных для оптического диапазона длин волн монокристаллов и изделий из них. Высокая чувствительность к несовершенствам кристаллической решетки, позволяющая изучать границы блоков, микротрещины, дислокации, доменные границы, сегрегации примесей, обусловили широкое применение методов рентгеновской микроскопии в различных областях науки и техники [25—27].

«В числе возможностей рентгеновской топографии — определение типа и пространственного расположения дислокаций в объеме кристалла по трансмиссионным топограммам, получаемым с двух взаимно перпендикулярных

проекций. Наряду с дислокациями можно наблюдать дефекты упаковки, двойниковые границы, слои роста, обусловленные неоднородным распределением примесей в процессе выращивания кристалла, скопления точечных дефектов. Анализ погасаний контраста при отражении от плоскостей разных типов дает возможность устанавливать характер искажений кристаллической решетки» [28]. Методы рентгеновской микроскопии можно подразделить на:

1) классические методы рентгеновской топографии: метод Берга—Баррета, метод Шульца, метод Фудживара;

2) рентгеновская топография высокого разрешения: метод Ланга, методы моделирования и расчета изображения;

3) плосковолновая топография: двух- и трех-кристалльная;

4) рентгеновская топография в синхротронном излучении.

«В двухволновом случае рентгеновское волновое поле в кристалле является суперпозицией двух типов блоховских волн, имеющих существенно различные коэффициенты поглощения. Поэтому изображение дислокаций будет зависеть от того, оба ли типа блоховских волн участвуют в формировании изображения и, следовательно, от толщины кристалла» [28].

Первые систематические представления о формировании изображения дислокаций на рентгеновских топограммах были даны А. Отье [27]. Следуя его классификации, изображение дислокаций состоит из трех частей: «прямого» или «кинематического» изображения, которое формируется в сильно искаженной области дислокационного упругого поля за счет того, что падающий пучок имеет конечную расходимость и определенный спектральный интервал; «динамического» изображения, возникающего в результате перераспределения волнового поля в треугольнике Бормана и проявляющегося в виде светлой тени на топограмме; и, наконец, «промежуточного» изображения, являющегося результатом интерференции волнового поля, распространяющегося в треугольнике Бормана, с новыми волновыми полями, рождающимися в сильно искаженной области вблизи дислокации [27].

На рис. 7 представлено изображение дислокаций в германии, полученное методом рентгеновской топографии. При цифровой обработке необходимо

предусмотреть процедуру выделения его информативных элементов, в частности, дислокации от деталей рельефа, не являющихся прямыми объектами исследования. Это можно реализовать в процессе назначения цифровых процедур бинаризации и фильтрации, проводимых с учетом морфологии конкретного объекта структуры. Рентгеновская топография является незаменимой из-за высокой разрешающей способности и возможности использовать массивные образцы, что позволяет производить исследования искомой структуры образца и оценивать протяженность отдельных дислокаций [29]. Главным сдерживающим фактором является стоимость оборудования и его низкая распространенность.

Просвечивающая электронная микроскопия

Пучок электронов при прохождении через образец будет претерпевать рассеяние. С помощью рассеянных электронов в микроскопе формируется электронно-оптическое изображение объекта. Вследствие неоднородности образца его разные участки будут неодинаково рассеивать электроны. Более толстые или более плотные участки образца будут рассеивать электроны сильнее, чем более тонкие или менее плотные. Существует несколько различных способов получения и наблюдения изображений в ПЭМ: работа микроскопа в светлом и темном поле, а также наблюдение микродифракционного контраста, что является менее актуальным в рамках задачи исследования дислокационной структуры монокристаллов [23].

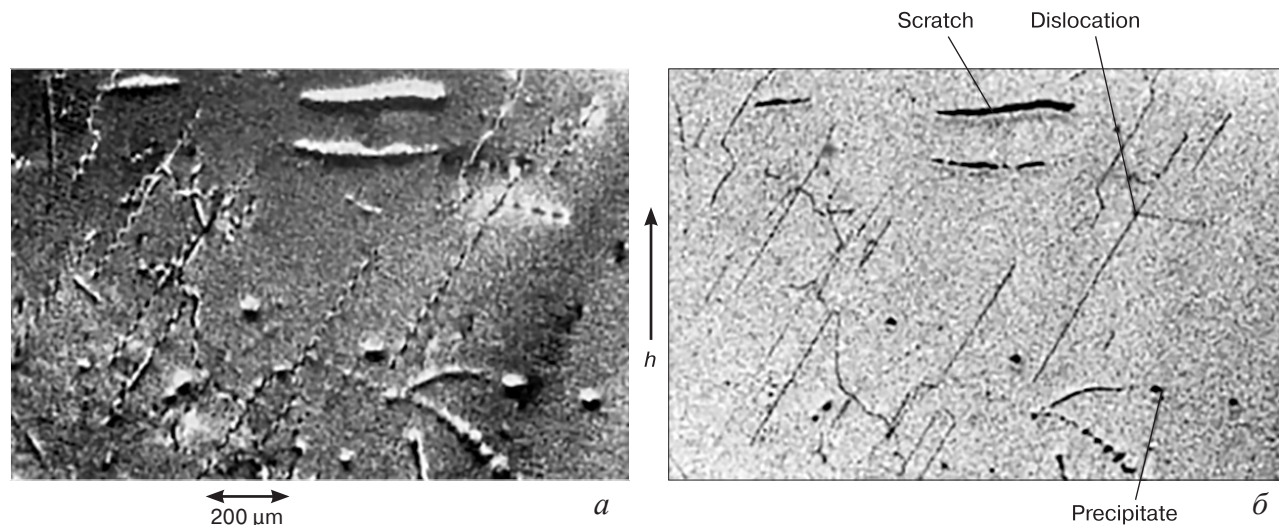


Рис. 7. Синхротронные двукристалльные трансмиссионные топограммы кристалла германия отражение (111); $\lambda \approx 0,035$ нм; монохроматор — кристалл кремния (111): а — топограмма, снятая с кристалла, установленного на вершине кривой качания; б — топограмма, снятая с кристалла, установленного на середине склона кривой качания. Видны дислокации, царапины и выделения [30]

Fig. 7. Synchrotron double-crystal transmission topograms of a germanium crystal reflection (111); $\lambda \approx 0.035$ nm; monochromator is silicon crystal (111): (a) topogram taken from a crystal mounted on the top of the rocking curve, (b) topogram taken from a crystal placed in the middle of the slope of the rocking curve. Dislocations, scratches and precipitates are visible [30]

Светлопольное изображение получают, когда диафрагма объективной линзы задерживает наиболее рассеянные, т. е. сильно отклоненные электроны. В этом случае наименьшая плотность потока электронов будет в местах, соответствующих наиболее рассеивающим, т.е. наиболее плотным или толстым. Яркость изображения зависит от количества электронов, попавших на экран, поэтому толстые и плотные участки образца будут на изображении более темными и, наоборот, менее рассеивающие детали препарата отобразятся на экране более светлыми участками. В темнопольном изображении наблюдается обратная картина. Основным сдерживающим фактором в использовании данной методики является стоимость оборудования и необходимость трудоемкой подготовки экспериментальных образцов, а именно — их необходимо уменьшить до размеров 100—150 нм, что в случае монокристаллов осуществляется путем наведения отверстия и проведения исследований по его краям.

В связи с этим становится возможным выявление различных нарушений кристаллической структуры (субзерен, дефектов упаковки, дислокаций) [23]. На рис. 8 представлено изображение дислокаций в монокристаллическом GaAs {100}.

Из рис. 8 видно, что методом ПЭМ в микроскопическом режиме можно получить изображение отдельных дислокаций и, проанализировав большое количество кадров и пересчитав число детектируемых дислокаций на размер кадра, можно сделать вывод о плотности структурных несовершенств в монокристалле. Помимо непосредственно дислокаций в ходе формирования изображения в электронном микроскопе наблюдаются линии экстинкции. Природа экстинкции может быть

различной, так экстинкция в виде полос, схожих с малоугловыми границами, вызвана разнотолщинностью, а расположенная по границам наведенного отверстия, обусловлена микродеформациями [31]. В связи с данным фактом возникает задача однозначного выделения информативных участков изображения. Ее решение также может быть основано на анализе закономерностей формирования поля яркости.

Метод наведенных токов

Режим наведенного тока в растровом электронном микроскопе (**РЭМ НТ**) успешно используется для выявления структурных дефектов (дефектов упаковки, дислокаций, областей сегрегации примесей и др.) в полупроводниках и диэлектриках. С помощью РЭМ НТ удастся определить скорость рекомбинации и диффузионную длину вблизи рекомбинационного центра в структурах, содержащих p — n -переход или барьер Шоттки. На рис. 9 представлены изображения дислокаций в GaN с различной концентрацией донорных примесей.

Как видно из рис. 9, данным методом можно анализировать влияние легирования на формирование дислокационной структуры. Помимо анализа микроскопических изображений данный метод может использоваться для исследования электрофизических свойств полупроводников и приборов микроэлектроники, поскольку он позволяет определить области локальных дефектов, места утечек и пробоев, а также оценить параметры и местоположения p — n -переходов. Кроме того, РЭМ НТ также является перспективным для выявления отказов как целых блоков, так и отдельных элементов

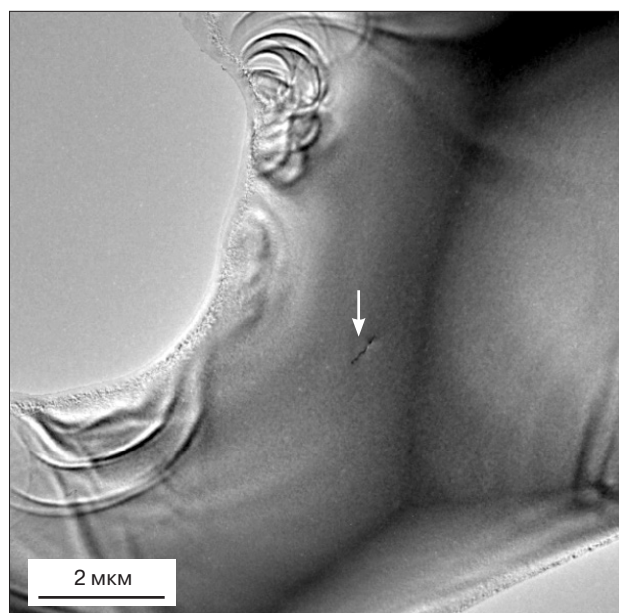
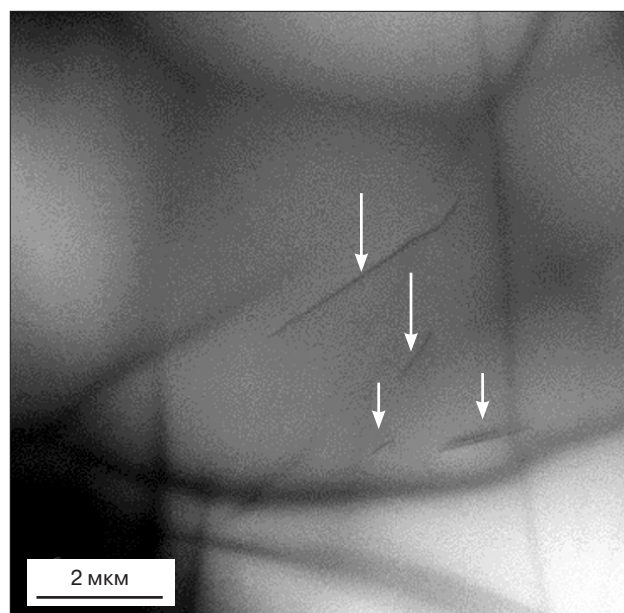


Рис. 8. Микрофотографии дислокаций GaAs, полученные методом ПЭМ [22]

Fig. 8. TEM micrographs of GaAs dislocations [22]

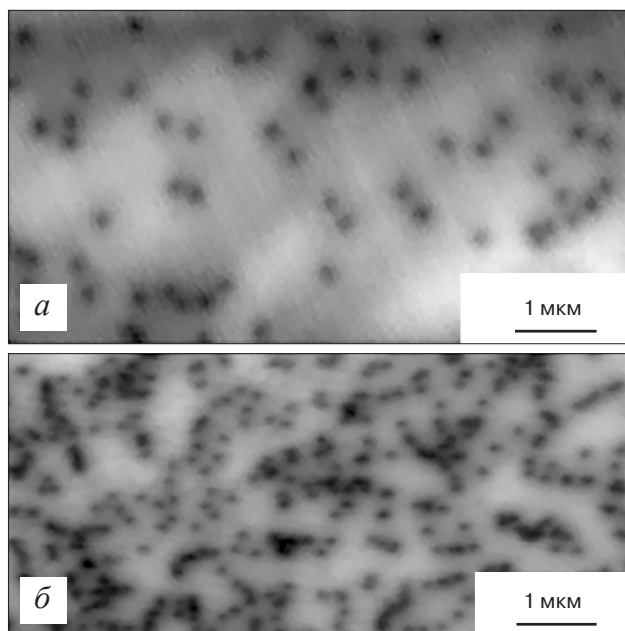


Рис. 9. Микрофотография дислокаций, полученная в РЭМ НТ [32]:

a — GaN с концентрацией доноров 10^{15} см^{-3} ;

б — GaN с концентрацией доноров 10^{17} см^{-3}

Fig. 9. Micrograph of dislocations obtained in SEM in the induced current mode [32]: (a) GaN with a donor concentration of 10^{15} cm^{-3} , (b) GaN with a donor concentration of 10^{17} cm^{-3}

интегральных схем (ИС) и широко применяется в ряде крупных компаний в качестве экспресс-контроля работоспособности ИС [32].

При сопоставлении микрофотографий, полученных в режиме наведенных токов, с результатами рентгеновской топографии становится возможным анализ влияния дислокаций на электрофизические параметры конечных интегральных систем [33].

Главным недостатком метода является необходимость трудоемкой предварительной подготовки образцов к дальнейшим исследованиям,

а именно: образец должен содержать барьерную структуру — барьер Шоттки или $p-n$ -переход, создающий область пространственного заряда и выступающий в качестве коллектора [34]. Помимо данного факта можно отметить недостаточную резкость изображений, что может сказаться на объективности их измерений, в связи с чем необходима предварительная цифровая обработка получаемых микрофотографий.

Цифровая обработка изображений

Анализ поля яркости в общем виде — это совокупность морфологических операций по обработке изображения и математического аппарата анализа данных, позволяющая произвести разделение элементов изображения на исследуемые объекты и фон. Осуществляется данный подход за счет перехода от цифровой микрофотографии к аналоговому изображению, которое можно представить в виде матрицы значений интенсивности отдельного пикселя [35]. На рис. 10 представлена реконструкция квази-рельефа на примере фигуры травления на пластине GaAs (100).

Анализ поля яркости также позволяет систематизировать исследование структуры с целью повышения адекватности получаемых результатов. В конечном своем варианте после цифровой обработки матрица значений интенсивности преобразуется к виду, где пиксели, принадлежащие областям микрофотографии, соответствующим фону, имеют значение равное 255 (светлые области), а соответствующим объектам исследования — нулевое значение (темные области). На рис. 11 представлен перевод изображения фигур травления в оттенках серого, выявляемых на поверхности GaAs (100), в бинарный (монохромный) вид с различным порогом бинаризации.

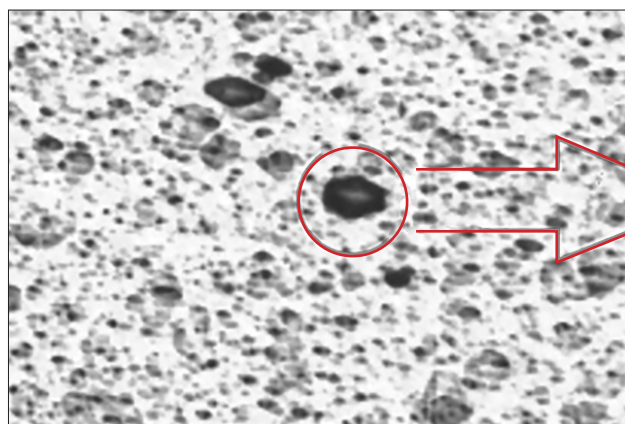
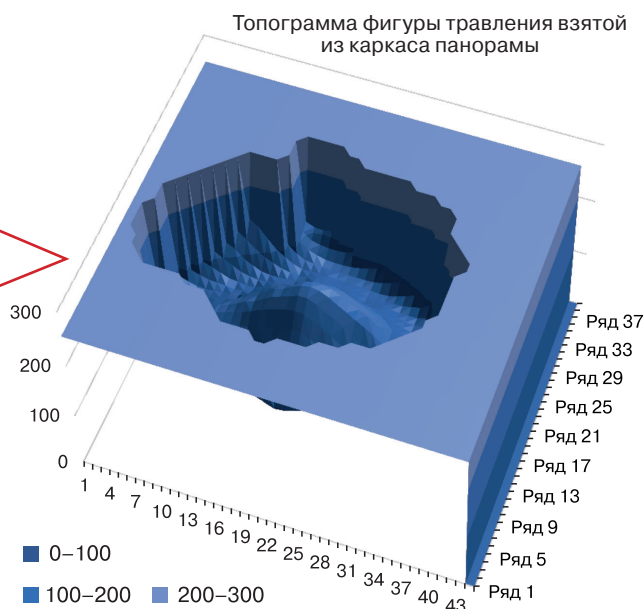


Рис. 10. Реконструированный профиль ямки травления, полученный методом световой оптической микроскопии

Fig. 10. Reconstructed etch pit profile obtained by light optical microscopy



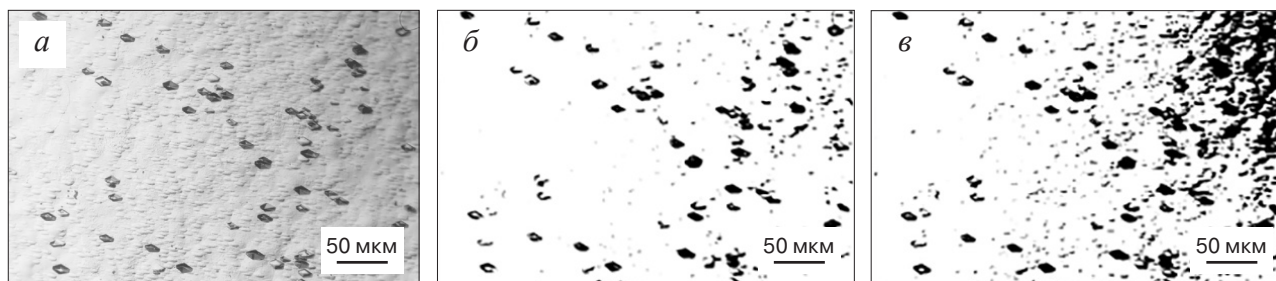


Рис. 11. Влияние бинаризации с различным пороговым значением на микрофотографии ямок травления GaAs (100): а — исходное выражение; б — бинаризация с порогом 160; в — бинаризация с порогом 180

Fig. 11. Effect of binarization with different threshold values on micrographs of GaAs (100) etch pits: (a) original expression, (b) binarization with a threshold of 160, (v) binarization with a threshold of 180

Как видно из рис. 11, изменение порога бинаризации существенно влияет на морфологию бинарного изображения. Это обуславливает необходимость разработки алгоритма бинаризации, основанного на физических закономерностях образования и распределения дислокаций, физико-химических особенностях травления конкретного полупроводникового соединения, анализа поля яркости первичного изображения. Анализ поля яркости может применяться для изучения микрофотографий, полученных различными методами. Так, в работах [36, 37] на примере изображений фигур травления GaAs, полученных в РЭМ, разработан метод выделения бинаризованных фрагментов ямок на монокристаллической пластине.

Закключение

Исследование распределения и природы дислокаций в полупроводниковом монокристалле, в связи с активным развитием электроники и растущими требованиями к структурному совершенству и однородности материала, становится все более актуальным. Разнообразие существующих методик на сегодняшний день не позволяет выбрать однозначно оптимальный метод анализа, позволяющий решить весь спектр научных и прикладных задач.

Методы с наиболее высокой разрешающей способностью, к которым можно отнести РЭМ, ПЭМ, РЭМ НТ, АСМ и рентгеновскую топографию,

являются незаменимыми в достижении исследовательских целей. В связи с высокой энергоемкостью изучения структурных несовершенств, которая в случае задачи сканирования всей поверхности монокристаллической пластины становится весьма значительной, методики микроскопии с высоким разрешением в производственных условиях применимы лишь частично. Метод избирательного травления (оптической световой микроскопии) не обладает столь высокой разрешающей способностью, но традиционно используется в рамках аттестации качества выращенных монокристаллов и несет скорее качественный характер. В свою очередь метод рентгеновской дифракции позволяет оценить величину плотности дислокаций по уширению кривой качания в случае двухкристальной геометрии съемки.

Цифровая обработка изображений позволяет повысить объективность получаемых результатов и расширить возможности существующих методов исследования дислокационной структуры. Данный подход позволяет сформировать алгоритм выделения информативных элементов изображений, и, как результат, возможность массовых измерений в масштабах образца (изделия) для получения их представительных характеристик. Накопление статистики измерений в данной области позволит достигнуть более глубокого понимания закономерностей формирования структурной неоднородности полупроводниковых монокристаллов.

Библиографический список

1. Горелик С.С., Дашевский М.Я. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. М.: Металлургия; 1988. 575 с.
2. Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М.: Металлургия; 1984. 256 с.
3. Бережанский И.Р., Адарчин С.А., Косушкин В.Г. Влияние дислокаций на параметрические свойства полупроводниковых приборов. *Электромагнитные волны и электронные системы*. 2016; 21(10): 4—8.
4. Бардсли У. Влияние дислокаций на электрические свойства полупроводников. *Успехи физических наук*. 1961; 73(1): 121—167.
5. Травление полупроводников; пер. с англ.: сб. ст. М.: Мир; 1965. 382 с.
6. Левченко Д.С., Теплова Т.Б., Югова Т.Г. Исследование дислокационной структуры монокристаллов арсенида галлия, используемых для создания приборов сверхскоростной микроэлектроники. В сб.: *Материалы II Междунар. науч.-практ. конф. «Экономика и практический менеджмент в России и за рубежом»*. Коломна, 30 апреля 2015 г. Коломна: Коломенский ин-т (фил.) ФГБОУ ВПО «Московский гос. машиностроительный ун-т (МАМИ)»; 2015. С. 135—137.
7. Парфентьева И.Б., Пугачев Б.В., Павлов В.Ф., Козлова Ю.П., Князев С.Н., Югова Т.Г. Особенности форми-

рования дислокационной структуры в монокристаллах арсенида галлия, полученных методом Чохральского. *Кристаллография*. 2017; 62(2): 259—263. <https://doi.org/10.7868/S0023476117020205>

8. Случинская И.А. Основы материаловедения и технологии полупроводников. М.: Мир; 2002. 376 с.

9. Фанштейн С.М. Обработка поверхности полупроводниковых приборов. 2-е изд. перераб и доп. М.; Ленинград: Энергия; 1966. 256 с.

10. Марков А.В., Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. О роли дислокаций в формировании свойств монокристаллов полупроводящего GaAs. *Физика и техника полупроводников*. 1986; 20(4): 634—640.

11. Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. М.: Металлургия; 1985. 159 с.

12. Авров Д.Д., Лебедев А.О., Таиров Ю.М. Основные дефекты в слитках и эпитаксиальных слоях карбида кремния I. Дислокационная структура и морфологические дефекты. Обзор. *Известия высших учебных заведений. Электроника*. 2015; 20(3): 225—238.

13. Косушкин В.Г., Кожитов Л.В., Кожитов С.Л. Состояние и проблемы выращивания монокристаллов полупроводников высокой однородности. *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2013; (1): 10—22.

14. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б. Возможности цифровой световой микроскопии для объективной аттестации качества металлопродукции. *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2018; (4(754)): 15—23.

15. Соколовская Э.А., Кудря А.В., Пережогин В.Ю., Танг В.Ф., Кодиров Д.Ф.У., Сергеев М.И. Возможности цифровизации измерений в материаловедении для внесения в оценку структур и разрушения количественной меры. *Металлург*. 2022; (7): 48—57. https://doi.org/10.52351/00260827_2022_07_48

16. Быков Ю.А., Карпужин С.Д. Растровая электронная микроскопия и рентгеноспектральный анализ. Аппаратура, принцип работы, применение; под ред. Ю.А. Быкова. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана; 2002. 30 с.

17. Говорков А.В., Поляков А.Я., Югова Т.Г., Смирнов Н.Б., Петров Е.А., Меженный М.В., Марков А.В., Ли И.-Х., Пиртон С.Дж. Идентификация дислокаций и их влияние на процессы рекомбинации носителей тока в нитриде галлия. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2007; (9): 18—24.

18. Кравчук К.С., Меженный М.В., Югова Т.Г. Определение типов дислокаций и их плотности в эпитаксиальных слоях GaN различной толщины с помощью методов оптической и атомно-силовой микроскопии. *Кристаллография*. 2012; 57(2): 325—330.

19. Суслов А.А., Чижик С.А. Сканирующие зондовые микроскопы (обзор). *Материалы, технологии, инструменты*. 1997; 2(3): 78—89. <http://microtm.com/download/mti-spmreview.pdf>

20. Комаровский Н.Ю., Ющук В.В., Биндюг Д.В., Богембаев Н.Р. Исследование градиента распределения дефектов в монокристаллических пластинах кремния и арсенида галлия с помощью рентгеновской топографии. *Международный научно-исследовательский журнал*. 2021; (4-1(106)): 26—31. <https://doi.org/10.23670/IRJ.2021.106.4.004>

21. Орлова Г.Ю., Калашникова И.И. Исследование морфологии и фазового состава высококонцентриро-

ванных и смешанных кристаллов для активных сред лазеров. В кн.: *Труды XLVII науч. конф. Москва, 26–27 ноября 2004 г.* Ч. V. М.: МФТИ; 2004. С. 65.

22. Князев С.Н., Комаровский Н.Ю., Чупраков В.А., Ющук В.В. Влияние технологических параметров на структурное совершенство монокристаллического арсенида галлия. В сб.: *Международ. науч. конф. «Современные материалы и передовые производственные технологии» (СМПТТ–2021). Санкт–Петербург, 21–23 сентября 2021 г.* СПб.: ФГОУ ВО «Санкт–Петербургский политехнический университет Петра Великого»; 2021. С. 218—220.

23. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронографический анализ. 4-е изд. М.: Металлургия; 2002. 357 с.

24. Самойлов А.М., Беленко С.В., Сирадзе Б.А., Торева А.С., Донцов А.И., Филонова И.В. Плотность дислокаций в пленках PbTe, выращенных на подложках Si (100) и BaF₂ (100) модифицированным методом «горячей стенки». *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2013; 15(3): 322—331.

25. Tanner B.K., Phil M.A. X-ray diffraction topography. NY, USA: Pergamon Press; 1976. 174 p.

26. Уманский Я.С. Рентгенография металлов. М.: Металлургия; 1967. 236 с.

27. Authier A. Contrast of dislocation images in X-ray transmission topography. *Advances in X-ray Analysis*. 1967; 10: 9—31. <https://doi.org/10.1154/S037603080004250>

28. Суворов Э.В. Физические основы экспериментальных методов исследования реальной структуры кристаллов. Черноголовка: ИФТТ РАН; 2021. 209 с.

29. Дифракционные и микроскопические методы в материаловедении; под ред. С. Амелинка, Р. Геверса, Дж. Ван Ландё; пер. с англ. М.: Металлургия; 1984. 502 с.

30. Baruchel J., Hartwig J.J., Rejmankova P. Present state and perspectives of synchrotron radiation diffraction imaging. *Journal of Synchrotron Radiation*. 2002; 9(Pt 3): 107—14. <https://doi.org/10.1107/S0909049502004041>

31. Williams D.B., Carter C.B. The transmission electron microscope. In: *Transmission electron microscopy*. Springer; 1996. P. 3—17.

32. Петлицкий А.Н., Жигулин Д.В., Ланин В.Л. Экспресс-контроль элементов интегральных схем с использованием растровой электронной микроскопии и режима наведенного тока. *Производство электроники*. 2020; (1): 98—102.

33. Вергелес П.С., Якимов Е.Б. Исследование ширины изображения дислокаций в режиме наведенного тока в пленках GaN и структурах на их основе. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2009; (1): 71—73.

34. Бельник С.А., Вергелес П.С., Шмидт Н.М., Якимов Е.Б. Дефекты со светлым контрастом в режиме наведенного тока в светоизлучающих структурах на основе GaN. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2007; 7: 34—37.

35. Шапиро Л., Стокман Дж. Компьютерное зрение; пер. с англ. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний; 2013. 752 с.

36. Самойлов А.Н., Шевченко И.В. Разработка методов выделения бинаризованных фрагментов ямок травления пластины полупроводника. *Технологический аудит и резервы производства*. 2016; 3(1(29)): 60—68. <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2016.71988>

37. Самойлов А.Н., Шевченко И.В. Подходы к идентификации фрагментов контура дислокации на пластине монокристалла полупроводника. *Автоматизация та*

компьютерно-интегрированные технологии. 2019; 1: 115—120. [https://doi.org/10.15589/znp2019.1\(475\).16](https://doi.org/10.15589/znp2019.1(475).16); <https://scholar.archive.org/work/ubpjpgl4orekvhkur4qq6mvoai/access/wayback/http://znp.nuos.mk.ua/archives/2019/1/18.pdf>

archive.org/work/ubpjpgl4orekvhkur4qq6mvoai/access/wayback/http://znp.nuos.mk.ua/archives/2019/1/18.pdf

References

1. Gorelik S.S., Dashevskii M.Ya. Materials science of semiconductors and dielectrics. Moscow: Metallurgiya; 1988. 575 p. (In Russ.)
2. Mil'vidskii M.G., Osvenskii V.B. Structural defects in semiconductor single crystals. Moscow: Metallurgiya; 1984. 256 p. (In Russ.)
3. Berezanskiy I.R., Adarchin S.A., Kosushkin V.G. Influence of dislocations on parametrical properties of semiconductor instruments. *Journal Electromagnetic Waves and Electronic Systems*. 2016; 21(10): 4—8. (In Russ.)
4. Bardsli U. Influence of dislocations on the electrical properties of semiconductors. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 1961; 73(1): 121—167. (In Russ.)
5. Etching of semiconductors; 1965. 382 p. (Russ. Transl.: Travlenie poluprovodnikov. Moscow: Mir; 1965. 382 p.)
6. Levchenko D.S., Teplova T.B., Yugova T.G. In: *Proceed. of II Inter. Scient.-practi. conf. "Economics and practical management in Russia and abroad"*. Kolomna, April 30, 2015. Kolomna: Kolomna Institute (fil.) Moscow State University Engineering University (MAMI); 2015. P. 135—137. (In Russ.)
7. Parfenteva I.B., Pugachev B.V., Pavlov V.F., Knyazev C.N., Yugova T.G., Kozlova Y.P. Specific features of the formation of dislocation structure in gallium arsenide single crystals obtained by the Czochralski method. *Crystallography Reports*. 2017; 62(2): 259—263. (In Russ.). <https://doi.org/10.7868/S0023476117020205>
8. Sluchinskaya I.A. Fundamentals of materials science and semiconductor technology. Moscow: Mir; 2002. 376 p. (In Russ.)
9. Fanshtein S.M. Surface treatment of semiconductor devices. 2nd ed. Moscow; Leningrad: Energiya; 1966. 256 p. (In Russ.)
10. Markov A.V., Mil'vidskii M.G., Osvenskii V.B. On the role of dislocations in the formation of properties of single crystals of semi-insulating GaAs. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*. 1986; 20(4): 634—640. (In Russ.)
11. Mil'vidskii M.G., Osvenskii V.B. Structural defects in epitaxial layers of semiconductors. Moscow: Metallurgiya; 1985. 159 p. (In Russ.)
12. Avrov D.D., Lebedev A.O., Tairov Yu.M. Main defects in ingots and epitaxial layers of silicon carbide I. Dislocation structure and morphological defects. *Proceedings of Universities. Electronics*. 2015; 20(3): 225—238. (In Russ.)
13. Kosushkin V.G., Kozhitov L.V., Kozhitov S.L. State and growing problem of high uniformity semiconductor single crystals. *Proceedings of the South-West State University. Technics and Technologies*. 2013; (1): 10—22. (In Russ.)
14. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Skorodumov S.V., Trachenko V.A., Papina K.B. Possibilities of digital optical microscopy for objective certification of the quality of metalware. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2018; (4(754)): 15—23. (In Russ.)
15. Sokolovskaya E.A., Kudrya A.V., Perezhogin V.Yu., Tang V.P., Kodirov D.F.U., Sergeyev M.I. Possibilities of measurements digitalization in metal science for quantitative measurement of structures and destruction surface. *Metallurgist*. 2022; (7): 48—57. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2022_07_48
16. Bykov Yu.A., ed. Bykov Yu.A., Karpukhin S.D. Scanning electron microscopy and X-ray spectral analysis. Equipment, principle of operation, application. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman; 2003. 230 p. (In Russ.)
17. Govorkov A.V., Polyakov A.Ya., Yugova T.G., Smirnov N.B., Petrova E.A., Mezhenyi M.V., Markov A.V., Lee I.-H., Pearton S.J. Identification of dislocations and their influence on the recombination of charge carriers in gallium nitride. *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2007; 1(4): 380—385. (In Russ.)
18. Kravchuk K.S., Mezhenyi M.V., Yugova T.G. Determination of the types and densities of dislocations in GAN epitaxial layers of different thicknesses by optical and atomic force microscopy. *Crystallography Reports*. 2012; 57(2): 277—282. (In Russ.)
19. Suslov A.A., Chizhik S.A. Scanning probe microscopes (overview). *Materialy, tekhnologii i instrumenty*. 1997; 2(3): 78—89. (In Russ.). <http://microtm.com/download/mti-spmreview.pdf>
20. Komarovskiy N.Yu., Yushchuk V.V., Bindyug D.V., Bogembaev N.R. Investigation of the defect distribution gradient in single-crystal silicon and gallium arsenide plates using X-ray topography. *International Research Journal*. 2021; (4-1(106)): 26—31. (In Russ.). <https://doi.org/10.23670/IRJ.2021.106.4.004>
21. Orlova G.Yu., Kalashnikova I.I. Study of the morphology and phase composition of highly concentrated and mixed crystals for laser active media. In: *Proceed. XLVII scient. conf., Part V. Moscow, November 26—27, 2004*. Moscow: MFTI; 2004. P. 65. (In Russ.)
22. Knyazev S.N., Komarovskii N.Yu., Chuprakov V.A., Yushchuk V.V. Influence of technological parameters on the structural perfection of single-crystal gallium arsenide. In: *Inter. Scient. conf. "Modern materials and advanced production technologies" (SMPPT-2021). St. Petersburg, September 21—23, 2021*. St. Petersburg: FGOU VO "Sankt-Peterburgskii politekhnicheskii universitet Petra Velikogo"; 2021. P. 218—220. (In Russ.)
23. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. X-ray and electron diffraction analysis. 4th ed. Moscow: Metallurgiya; 2002. 357 p. (In Russ.)
24. Samoylov A.M., Belenko S.V., Siradze B.A., Toreev A.S., Dontsov A.I., Filonova I.V. The dislocation density in PbTe films on Si (100) and BaF₂ (100) substrates prepared by modified "hot wall" technique. *Condensed Matter and Interphases = Kondensirovannye sredy i mezhfaznye granitsy*. 2013; 15(3): 322—331. (In Russ.)
25. Tanner B.K., Phil M.A. X-ray diffraction topography. NY, USA: Pergamon Press; 1976. 174 p.
26. Umanskii Ya.S. Radiography of metals. Moscow: Metallurgiya; 1967. 236 p. (In Russ.)
27. Authier A. Contrast of dislocation images in X-ray transmission topography. *Advances in X-ray Analysis*. 1967; 10: 9—31. <https://doi.org/10.1154/S0376030800004250>
28. Suvorov E.V. Physical foundations of experimental methods for studying the real structure of crystals. Chernogolovka: IFTT RAN; 2021. 209 p. (In Russ.)
29. Amelinx S., Gevers R., Van Lande J., eds. Diffraction and imaging techniques in material science. Elsevier; 1978. 412 p. (Russ. Transl.: Amelinx S., Gevers R., Van Lande J., eds. Difraktsionnye i mikroskopicheskie metody v materialovedenii. Moscow: Metallurgiya; 1984. 502 p.)
30. Baruchel J., Hartwig J.J., Rejmankova P. Present state and perspectives of synchrotron radiation diffraction

imaging. *Journal of Synchrotron Radiation*. 2002; 9(Pt 3): 107—14. <https://doi.org/10.1107/S0909049502004041>

31. Williams D.B., Carter C.B. The transmission electron microscope. In: *Transmission electron microscopy*. Springer; 1996. P. 3—17.

32. Petlitskii A.N., Zhigulin D.V., Lanin V.L. Express control of integrated circuit elements using scanning electron microscopy and induced current mode. *Proizvodstvo elektroniki*. 2020; (1): 98—102. (In Russ.)

33. Vergeles P.S., Yakimov E.B. Study of dislocation EBIC image width in GaN films and GaN based structures. *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2009; 3(1): 58—60. <https://doi.org/10.1134/S1027451009010108>

34. Bel'nik S.A., Vergeles P.S., Shmidt N.M., Yakimov E.B. Defects with light contrast in the induced current mode in light-emitting structures based on GaN. *Journal*

of Surface Investigation. X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2007; 7: 34—37. (In Russ.)

35. Shapiro L., Stockman J. Computer vision. Prentice Hall; 2001. 508 p. (Russ. Transl.: Shapiro L., Stockman J. Komp'yuternoe zrenie. Moscow: BINOM. Laboratoriya znaniy, 2013. 752 p.)

36. Samoilov A., Shevchenko I. Development of methods for separation of binarized fragments of etching pits of semiconductor wafer. *Tekhnologicheskii audit i rezervy proizvodstva*. 2016; 3(1(29)): 60—68. (In Russ.). <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2016.71988>

37. Samoilov A.M., Shevchenko I.V. Approaches to identification of fragments of a dislocation etch pit on a semiconductor monocrystal wafer. *Automation and computer-integration technologies*. 2019; 1: 115—120. (In Russ.). [https://doi.org/10.15589/znp2019.1\(475\).16](https://doi.org/10.15589/znp2019.1(475).16); <https://scholar.archive.org/work/ubpjgl4orekvhkur4qq6mvoai/access/wayback/http://znp.nuos.mk.ua/archives/2019/1/18.pdf>

Информация об авторах / Information about the authors

Князев Станислав Николаевич — канд. техн. наук, начальник лаборатории высокотемпературных полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$; АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2580-1707>; e-mail: stnknyazev@rosatom.ru

Кудря Александр Викторович — доктор техн. наук, профессор, заместитель заведующего кафедрой металловедения и физики прочности; Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Москва, 119049, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0339-2391>; e-mail: avkudrya@inbox.ru

Комаровский Никита Юрьевич — аспирант, стажер-исследователь; АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация; Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Москва, 119049, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7869-7886>; e-mail: nickkomarovskiy@mail.ru

Пархоменко Юрий Николаевич — доктор физ.-мат. наук, научный руководитель; АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1970-9867>; e-mail: parkh@rambler.ru

Молодцова Елена Владимировна — канд. техн. наук, ведущий научный сотрудник; АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2699-9524>; e-mail: evmol@bk.ru

Ющук Вячеслав Васильевич — аспирант, стажер-исследователь; АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», Электродная ул., д. 2, стр. 1, Москва, 111524, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3015-1235>; e-mail: slava_yushchuk@mail.ru

Stanislav N. Knyazev — Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of High-Temperature Semiconductor Compounds $A^{III}B^V$; Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2–1 Elektrodная Str., Moscow 111524, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2580-1707>; e-mail: stnknyazev@rosatom.ru

Aleksandr V. Kudrya — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Head of the Department of Metal Science and Physics of Strength; National University of Science and Technology MISIS, 4–1 Leninsky Ave., Moscow 119049, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0339-2391>; e-mail: avkudrya@inbox.ru

Nikita Yu. Komarovskiy — Postgraduate Student, Trainee Researcher; Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2–1 Elektrodная Str., Moscow 111524, Russian Federation; National University of Science and Technology MISIS, 4–1 Leninsky Ave., Moscow 119049, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7869-7886>; e-mail: nickkomarovskiy@mail.ru

Yuri N. Parkhomenko — Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Scientific Consultant; Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2–1 Elektrodная Str., Moscow 111524, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1970-9867>; e-mail: parkh@rambler.ru

Elena V. Molodtsova — Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher; Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2–1 Elektrodная Str., Moscow 111524, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2699-9524>; e-mail: evmol@bk.ru

Vyacheslav V. Yushchuk — Postgraduate Student, Trainee Researcher; Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (Giredmet JSC), 2–1 Elektrodная Str., Moscow 111524, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3015-1235>; e-mail: slava_yushchuk@mail.ru