Письма в ЖЭТФ, том 113, вып. 3, с. 161 – 167

Необычные X-образные дефекты в монокристалле кремния, возникающие под действием четырехопорного изгиба

Д. А. Золотов[+1)], В. Е. Асадчиков[+], А. В. Бузмаков[+], И. Г. Дьячкова[+], Э. В. Суворов[*]

[+] *Федеральный научно-исследовательский центр "Кристаллография и фотоника" РАН, 119333 Москва, Россия*

[*] *Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, Россия*

Поступила в редакцию 30 ноября 2020 г.
После переработки 14 декабря 2020 г.
Принята к публикации 24 декабря 2020 г.

В работе с применением лабораторного источника рентгеновского излучения исследовались дислокации в монокристаллическом кремнии, введенные методом четырехопорного изгиба. Впервые получены двумерные и трехмерные дифракционные изображения в геометрии Лауэ необычных X-образных дислокационных структур. Проанализировано пространственное расположение таких линейных дефектов и определены количественно их геометрические характеристики.

DOI: 10.31857/S1234567821030046

Постановка задачи. Монокристаллы и сложные многослойные системы, изготавливаемые из них, составляют основу устройств современной техники. Монокристаллические полупроводниковые пластины (чаще всего кремниевые) сегодня являются основными материалами для производства микроэлектронных устройств. Большинство практически важных свойств полупроводников определяются дефектами кристаллической структуры – точечными дефектами, дислокациями, границами зерен, двойниками, кластерами и пр. Это, в большой степени, определило необходимость многолетнего совершенствования технологии, что позволило к настоящему времени получать практически бездислокационные кристаллы кремния. Однако, в процессе неизбежной термической обработки любой микроскопический дефект на поверхности может спровоцировать возникновение радикальных дефектов. При этом избежать пластических деформаций, вызванных зарождением и расширением дислокаций, по-прежнему сложно [1]. Они могут быстро развиваться в так называемые полосы скольжения [2, 3], значительно расширяясь в первоначально свободные от дислокаций участки подложки и приводя к крупномасштабным деформациям на поверхности [4, 5]. Поэтому контроль термического сбоя (*thermal slip*) [6], понимание происхождения и прогнозирование его эволюции с помощью различных экспериментальных и теоретических моделей, представляют, как научный, так и практический интерес.

Одним из методов контролируемого введения дислокаций является метод четырехопорного изгиба [7–10]. Описанная в этих работах методика позволяет вводить дислокации строго определенной геометрии с заданными векторами Бюргерса. Для получения таких образцов используются монокристаллы с высокими барьерами Пайерлса (кремний, германий, антимонид индия и пр.), в которых дислокации располагаются вдоль канавок потенциального рельефа [8]. Считалось и было экспериментально подтверждено, что в используемой геометрии единичные дислокации образуются по граням тетраэдра в плоскостях $(\bar{1}11)$ и $(1\bar{1}1)$. В каждой из этих плоскостей скольжения в условиях описанной методики деформирования образуются дислокационные полупетли, расположенные вдоль плотноупакованных направлений $\langle 110\rangle$. Отметим, что первые работы по исследованию таких дислокационных структур проведены под руководством В. Л. Инденбома [11]. Поскольку названные плоскости с кристаллографической точки зрения эквивалентны, различить расположенные в них дислокационные полупетли очень трудно. Для этого требуется получить несколько рентгеновских топограмм хорошего качества, причем наиболее прецизионный метод секционной топографии не позволяет увидеть форму дислокационной петли.

Авторы [7–10] предполагали, что предложенная ими методика может приводить к образованию не одной дислокационной полупетли, а их скоплению. Это предположение до последнего времени не было подтверждено экспериментально. Возможно, потому, что контраст от скоплений дислокаций много боль-

1)e-mail: zolotovden@crys.ras.ru

ше, чем от единичной, и отличить одно от другого чрезвычайно затруднительно, даже несмотря на высокое, до одного микрона, разрешение рентгеновских фотопластинок. При обработке фотопластин изображения просто сливаются. Такие скопления были обнаружены нами лишь недавно с использованием метода рентгеновской топо-томографии как на синхротронном, так и на лабораторном источниках [12]. Однако вопрос о взаимном расположении дислокаций в двух названных плоскостях, а также о том, являются ли эти дислокации единичными или образуется их скопление, до сих пор оставался не изученным. Именно его рассмотрению посвящена настоящая работа.

Методы исследования. Достаточно подробную информацию о реальной структуре кристаллов позволяют получать дифракционные методы исследований. Особое место среди этих методов занимает рентгеновская топография, поскольку именно этот метод позволяет непосредственно визуализировать дефекты структуры, определить их тип, физико-химические параметры и расположение в кристаллической решетке [13–17]. Рентгеновская топография обладает высокой чувствительностью к деформациям кристаллической решетки ($\Delta d/d \approx 10^{-8}$–$10^{-12}$), а выбор длины волны зондирующего излучения позволяет выявить дефекты, расположенные на достаточно большой глубине.

Традиционные рентгеновские типографические методики, конечно, являются неразрушающими, но отображают лишь проекцию изображения дефектов на топограмме, т.е. возможно получить двумерную картину расположения дефектов в объеме кристалла (проекция образуется в основании треугольника рассеяния, точнее в основании "палатки Бормана"). Однако несомненный интерес представляет получение объемного изображения реальной структуры кристалла.

Известно, что формирование изображений реальной структуры кристалла происходит при отражении (пропускании) рентгеновских лучей кристаллографическими плоскостями. При вращении кристалла вокруг нормали к одной из таких плоскостей (вектора дифракции) регистрируется набор дифракционных изображений, которые можно рассматривать, как аналоги проекций в классической компьютерной томографии. Таким образом, для восстановления трехмерных изображений дефектов кристаллической решетки можно использовать алгоритмы классической абсорбционной микротомографии при их адаптации применительно к геометрии топографического эксперимента (например, с использованием методов Ланга [18] или Бормана [19]), а затем вычислять геометрические параметры дефектов. Применение такого комбинированного подхода (топо-томография) делает возможным изучение трехмерного расположения индивидуальных дислокаций в кристаллах. В настоящее время подобные задачи принято решать с применением синхротронных источников рентгеновского излучения [20], что не всегда доступно. Однако в практическом плане важно иметь возможность проводить такие исследования в рамках обычной рентгеновской лаборатории.

Так, ранее с применением лабораторного источника рентгеновского излучения методом топо-томографии была показана возможность определения пространственного расположения искусственно введенных дислокационных полигональных полупетель в монокристалле кремния [21]; по набору рентгено-дифракционных проекционных данных восстановлено трехмерное расположение как полигональных скоплений общей протяженностью до 700 мкм, так и одиночных дислокаций [22]; в синтетических алмазах обнаружены конусообразные дефекты, связанные с дислокациями и декорированные оксидными включениями [23, 24].

Другим, также примененным в настоящей работе подходом получения изображения дефектной структуры в монокристаллах, является "топография в белом пучке" [25]. Это направление в литературе также известно, как метод Фудживары [26]. При использовании полихроматического излучения на лауэграмме каждый рефлекс, по сути, представляет собой топограмму и анализируется в отдельности. Поскольку регистрируются отражения от разных кристаллографических плоскостей, появляется возможность получения дополнительной информации о типе наблюдаемых дислокаций. Поскольку ставилась задача не только выявления пространственного расположения сложных дислокационных структур, но и определения характеристик дислокаций, в работе использовались оба описанных метода.

Экспериментальная часть. Отработку методики по изучению реальной структуры кристаллов целесообразно проводить на специально приготовленных для таких исследований объектах с известной геометрией дислокационной структуры.

Использовался образец бездислокационного монокристаллического кремния, выращенного по методу Чохральского. Из слитка была вырезана пластина вдоль кристаллографической плоскости (111), которая затем подвергалась четырехопорному изгибу вокруг оси $\langle 112\rangle$. Источниками дислокаций служи-

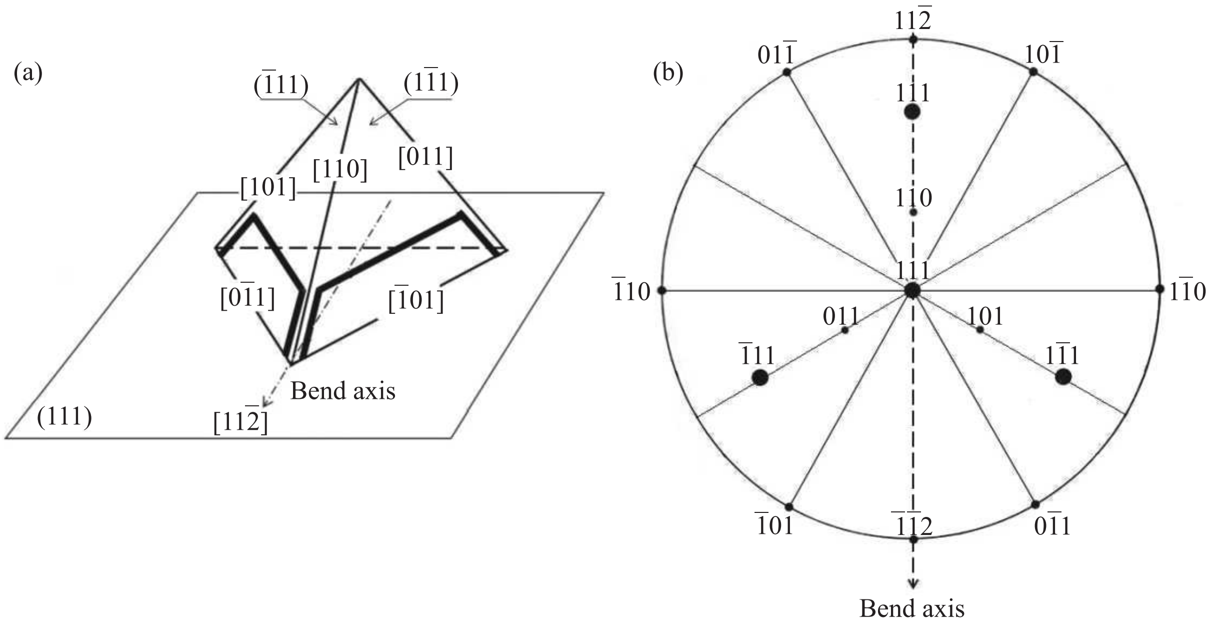

Рис. 1. (a) – Геометрия плоскостей скольжения типа {111} и линии дислокаций вдоль направлений типа {110} в монокристаллах кремния; (b) – соответствующая стереографическая проекция [7]

ли царапины, специально нанесенные алмазным индентором вдоль длинного ребра призмы с нагрузкой 1–2 г. Условия деформирования были следующие: постоянная нагрузка на образец 2–10 кг/мм^2 и температура 500−600 °C. Нагрузка и время деформирования подбиралось так, чтобы в кристалле возникало ограниченное количество дислокационных полупетель.

У кристаллов со структурой алмаза плоскостями легкого скольжения являются плоскости типа {111}, которые образуют тетраэдр Томпсона (рис. 1). Именно в этих плоскостях имеются наиболее слабые атомные связи. В используемой геометрии это будут две боковые грани тетраэдра ($\bar{1}11$) и ($1\bar{1}1$). В каждой из плоскостей скольжения в условиях описанной методики деформирования дислокации располагаются вдоль плотноупакованных направлений ⟨110⟩.

Согласно геометрии деформирования образца (рис. 1) в каждой из плоскостей скольжения зарождаются полупетли, состоящие из трех участков, расположенных вдоль направлений ⟨110⟩. Например, для плоскостей скольжения ($1\bar{1}1$) они могут иметь вектора Бюргерса, направленные вдоль [011] или [$\bar{1}01$], а для плоскостей ($\bar{1}11$), это будут направления [101] и [$0\bar{1}1$].

После снятия нагрузки образец утончался химической полировкой поверхности (111) кристалла до значений 50 × 4.75 × 0.77 мм.

Приготовленный по описанной методике образец был исследован на лабораторном рентгеновском дифрактометре “ДИТОМ-М”[2)], схема которого приведена на рис. 2. Источником рентгеновского излучения служила рентгеновская трубка с молибденовым анодом с размером фокуса 0.4 × 12 мм. Излучение монохроматизировалось ($K_{\alpha1}$-линия Mo, $E = 17.479$ кэВ) с помощью асимметрично срезанного кристалла кремния (111) с коэффициентом асимметрии ∼ 10. Регистрация дифракционных изобра-

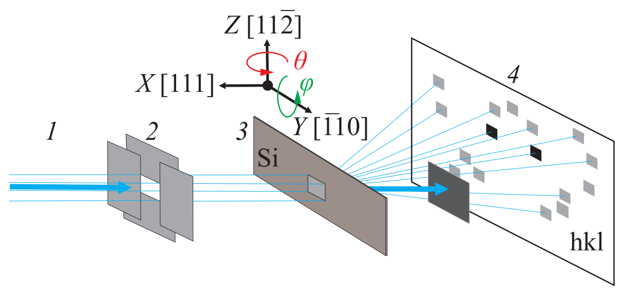

Рис. 2. (Цветной онлайн) Схема эксперимента: *1* – рентгеновский пучок; *2* – система щелей; *3* – держатель с образцом; *4* – двумерный детектор

[2)] Патент РФ # 2017144083, 11.12.2018. Асадчиков В. Е., Бузмаков А. В., Дымшиц Ю. М., Золотов Д. А., Шишков В. А. Установка для топотомографических исследований образцов // Патент на изобретение # 2674584. 2018.

жений осуществлялась с помощью двумерного детектора Ximea XiRay11 с полем зрения 36×29 мм и размером пикселя 9 мкм. С учетом размеров образца все исследования выполнены в геометрии Лауэ, в условиях экстинкционного контраста при μt порядка 1, где μ – линейный коэффициент поглощения и t – толщина кристалла. Исследуемый кристалл кремния крепился на держателе и настраивался на максимум $K_{\alpha 1}$-линии (рис. 2, поз. *3*). Расстояние "монохроматор-образец" составляло 1000 мм, расстояние "образец–детектор" – 22 мм. Рентгеновские топограммы фиксировались для кристаллографической плоскости $(2\bar{2}0)$ при последовательном сканировании вдоль направления, перпендикулярного падающему пучку (рис. 2, ось Y). Время получения одной топограммы составило 30 мин.

Кроме того, в ряде экспериментов использовался полихроматический пучок для получения лауэграмм и определения векторов Бюргерса исследуемых дефектов.

Индицирование экспериментальных лауэграмм производилось с помощью программы LauePt [27], которая позволяет моделировать дифракционные отражения и сопоставлять их с измеренными (рис. 2, поз. *4*). При расчете учитывается материал кристалла, его ориентация, углы поворота, размеры зондирующего пучка и окна детектора, расстояние от образца до детектора, спектр лабораторного рентгеновского источника.

С целью восстановления трехмерных изображений были проведены топо-томографические эксперименты с вращением образца вокруг выбранного вектора дифракции $\mathbf{h} = [2\bar{2}0]$ в диапазоне от 0° до 200° с угловым шагом 0.5° (рис. 2, угол φ). Время экспозиции составило 100 с на проекцию.

Полученные результаты и их обсуждение. Двумерные топографические изображения исследуемого монокристалла для случая монохроматического пучка при отражении от плоскости $(2\bar{2}0)$ показаны на рис. 3. Особое внимание привлекает наличие в образце пересекающихся (X-образных) дефектов. Такие дефекты ранее не наблюдались.

Как уже было отмечено выше, дислокационные петли в монокристаллах кремния Si(111) расположены в плоскостях $(\bar{1}11)$ и/или $(1\bar{1}1)$. Подробно анализировались топограммы от кристаллографических плоскостей типа $\{111\}$ для участка, представленного на рис. 3a. Из рисунка 4 видно, что исследуемые X-образные дефекты не являются поверхностными (царапинами или концентраторами напряжений), а представляют собой пучки дислокаций, расположенные в разных плоскостях скольжения $(\bar{1}11)$

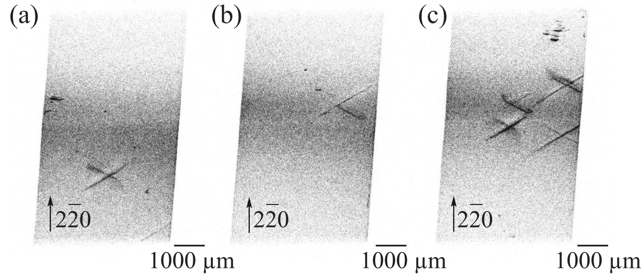

Рис. 3. Рентгеновские проекционные топограммы X-образных дислокационных структур, полученные для исследуемого кристалла при сканировании вдоль оси Y. (a)–(c) – отдельные участки исследуемого кристалла

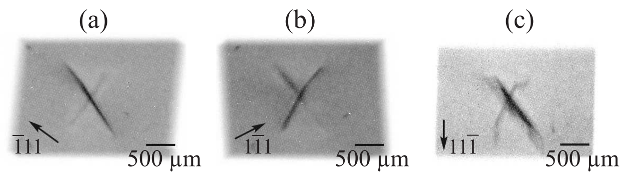

Рис. 4. Топограммы, полученные сканированием по углу φ: (a) – вектор дифракции $\mathbf{h} = [\bar{1}11]$; (b) – $\mathbf{h} = [1\bar{1}1]$; (c) – $\mathbf{h} = [11\bar{1}]$

и $(1\bar{1}1)$. Их поперечная ширина составила 30–40 мкм (3–4 пикселя детектора).

По изображениям на рис. 4 был проведен анализ векторов Бюргерса, основанный на сравнении дислокационных картин от одного и того же объема образца, но взятых с разными дифракционными векторами $\mathbf{h}$. Известно, что если отсутствуют изображения дислокаций, то они соответствуют условию экстинционного контраста со скалярным произведением векторов Бюргерса $\mathbf{b}$ и дифракции, равным нулю. Таким образом, $\mathbf{b} \cdot \mathbf{h} = 0$ для случая винтовой дислокации и $\mathbf{b} \cdot \mathbf{h} \times \mathbf{l} = 0$ – для краевой, где $\mathbf{l}$ – направление линии дислокации [13, 14].

Так, например, для отражений $(\bar{1}11)$ и $(1\bar{1}1)$ (рис. 4a, b) наблюдается частичное погасание рефлексов как для одной, так и для другой кристаллографической плоскости. Исходя из этого, а также геометрии расположения дислокационных полупетель, можно заключить, что вектором Бюргерса для дефекта, лежащего в плоскости $(\bar{1}11)$, является направление $[0\bar{1}1]$, а для плоскости $(1\bar{1}1)$ – $[\bar{1}01]$. Анализ изображений для плоскости $(11\bar{1})$ (рис. 4c и 5a) показывает наличие большого количества отдельных дислокационных линий, расположенных близко к друг другу. Этот результат является важным, так как в более ранних работах [7–10] были обнаружены лишь единичные дислокационные

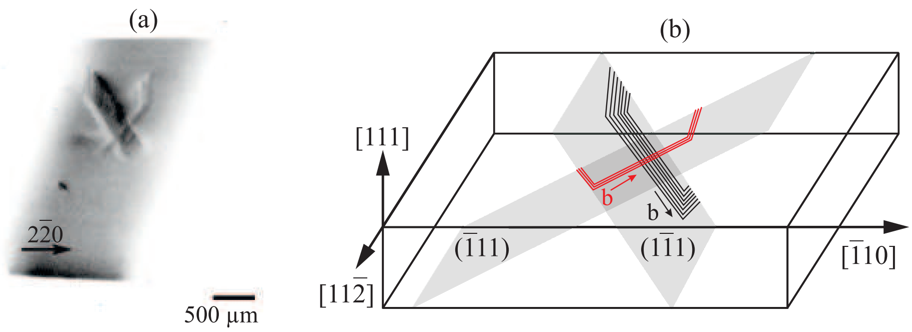

Рис. 5. (Цветной онлайн) (a) – Экспериментальная топограмма участка с X-образными дефектами для исследуемого образца, вектор дифракции $\mathbf{h} = [2\bar{2}0]$; (b) – схематическое представление

полупетли. Определить их количество и конфигурацию не удается в силу относительно низкого пространственного разрешения детектора.

Из полученных топограмм (рис. 5a), соответствующих вращению кристалла вокруг вектора дифракции $\mathbf{h} = [2\bar{2}0]$, видно, что скопления дефектов приводят к размытию изображения, что затрудняет дальнейшую 3D реконструкцию. Однако, набор экспериментальных данных от разных кристаллографических плоскостей типа $\{111\}$ и $(2\bar{2}0)$ позволяет получить схематическое представление о пространственном расположении исследуемой X-образной дислокационной структуры (рис. 5b), а также оценить протяженность и глубину залегания полупетель. Так для дислокаций, лежащих в плоскости скольжения $(\bar{1}11)$, протяженность составила порядка 1.2 мм и глубина залегания составила порядка 300 мкм; а для плоскости $(1\bar{1}1)$ – порядка 1.5 мм и 350 мкм соответственно.

Кроме того, была рассмотрена другая X-образная дислокационная структура, представленная на рис. 3c. Для ее детального изучения был проведен аналогичный эксперимент с вращением вокруг вектора дифракции $\mathbf{h} = [2\bar{2}0]$ и по полученным дифракционным данным была проведена трехмерная реконструкция.

Для решения задачи топо-томографии, а именно, 3D восстановления изображения дефектов кристаллической решетки, были введены допущения, описанные в [20]: дифрагированное от образца излучение представляет собой плоскопараллельный пучок, при этом падающее на образец рентгеновское излучение равномерно засвечивает весь объект исследования, угол дифракции относительно оси вращения сохраняется при повороте объекта и равен углу Брэгга θ_B. При этих условиях отражающая способность объекта r не является функцией угла поворота, а только пространственных координат $r(x, y, z)$. Поэтому задачу топо-томографии можно решать методами традиционной (трансмиссионной) томографии. Таким образом, томографическая реконструкция по набору полученных дифракционных проекций производилась методом сопряженных градиентов наименьших квадратов (CGLS), реализованном в пакете ASTRA tomography Toolbox [28]. Результат 3D восстановления X-образной дислокационной структуры представлен на рис. 6.

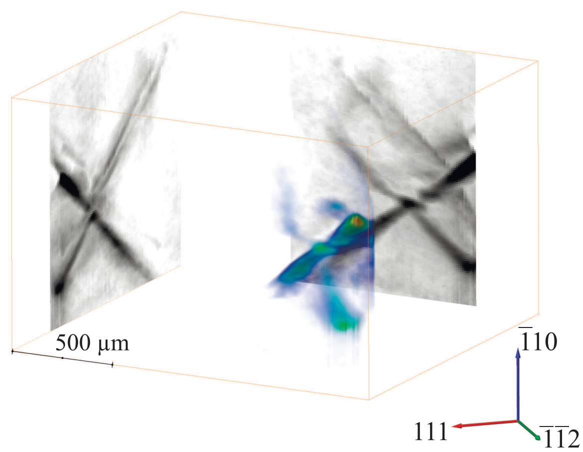

Рис. 6. (Цветной онлайн) Результат 3D-восстановления участка с X-образными дефектами (цветное изображение). Для лучшего восприятия трехмерной картины показаны 2 ортогональные проекции

Как показано в работах [10, 29], размер полупетель и глубину залегания дислокаций можно оценить, зная динамические характеристики дислокаций в изучаемом кристалле. Преимуществом используемого в данной работе топо-томографического подхода по сравнению с двумерными топограммами является возможность непосредственно выделить интересующую плоскость (в том числе и плоскость скольжения дислокации) из трехмерного объема и определить геометрические размеры исследуемого дефекта, а также его пространственное расположение. Таким образом, для представленной на рис. 6 дислокационной структуры были оценены размеры и глубины залегания полупетель. Для дислокаций, лежащих в плоскости скольжения $(\bar{1}11)$, протяженность составила порядка 1.3 мм и глубина залегания составила порядка 450 мкм; а для плоскости $(1\bar{1}1)$ – порядка 1.2 мм и 360 мкм соответственно. Представленные плоские проекции результатов реконструкции (рис. 6) ясно подтверждают сделанное выше утверждение, что в кристалле образуются два близко расположенных, а, возможно, и пересекающихся набора дислокационных полупетель, лежащих однако в различных кристаллографических плоскостях.

Выводы. В работе представлены результаты дифракционных топо-томографических исследований монокристалла кремния с введенными при пластическом изгибе дислокационными полупетлями. В отличии от более ранних работ [12–15] установлено, что в исследуемом монокристалле Si(111) возникли преимущественно скопления близко лежащих дислокаций, которые расположены в разных плоскостях скольжения и образуют X-образные дислокационные структуры. Оценены геометрические размеры и определены вектора Бюргерса для наблюдаемых дислокаций. По данным топо-томографического эксперимента выявлено пространственное расположение исследуемых дефектов в кристалле кремния. Экспериментальные данные по выявлению X-образных дислокационных структур, образующихся при четырехопорном изгибе, а также пространственное расположение таких дефектов получены впервые.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН в части применения томографических алгоритмов и Российского фонда фундаментальных исследований в части поиска дифракционных отражений (проект # 18-29-26036_мк), в части анализа экспериментальных данных (проект # 19-02-00556_А).

1. A. Fischer, G. Kissinger, G. Ritter, V. Akhmetov, and M. Kittler, Mater. Sci. Eng. B **159**, 103 (2009).
2. J. Wittge, A. N. Danilewsky, D. Allen, P. McNally, Z. Li, T. Baumbach, E. Gorostegui-Colinas, J. Garagorri, M. R. Elizalde, D. Jacques, M. C. Fossati, D. K. Bowen, and B. K. Tanner, J. Appl. Crystallogr. **43**, 1036 (2010).
3. B. K. Tanner, J. Wittge, D. Allen, M. C. Fossati, A. N. Danilewsky, P. McNally, J. Garagorri, M. R. Elizalde, and D. Jacques, J. Appl. Crystallogr. **44**, 489 (2011).
4. J. M. Yi, Y. S. Chu, T. S. Argunova, J. Z. Domagala, and J. H. Je, J. Synchrotron Radiat. **15**, 96 (2008).
5. A. N. Danilewsky, J. Wittge, A. Cröll, D. Allen, P. McNally, P. Vagovič, T. d. S. Rolo, Z. Li, T. Baumbach, E. Gorostegui-Colinas, J. Garagorri, M. R. Elizalde, M. C. Fossati, D. K. Bowen, and B. K. Tanner, J. Cryst. Growth **318**, 1157 (2011).
6. B. Tanner, J. Wittge, P. Vagovič, T. Baumbach, D. Allen, P. McNally, R. Bytheway, D. Jacques, M. Fossati, D. Bowen, J. Garagorri, M. Elizalde, and A. Danilewsky, Powder Diffr. **28**, 95 (2013).
7. В. Н. Ерофеев, В. И. Никитенко, В. И. Половинкина, Э. В. Суворов, Кристаллография **16**, 1 (1971).
8. В. И. Никитенко, *Дислокации и физические свойства полупроводников*, Наука, Л. (1967), с. 30.
9. В. И. Никитенко, А. А. Полянский, *Материалов Всесоюзного совещания по дефектам структуры в полупроводниках*, Ин-т физ. полупроводников СО АН СССР, Новосибирск (1969).
10. В. И. Никитенко, В. Н. Ерофеев, Н. М. Надгорная, *Динамика дислокаций*, Физ.-техн. ин-т низких температур АН УССР, Харьков (1968).
11. E. V. Suvorov, V. I. Polovinkina, V. I. Nikitenko, and V. L. Indenbom, Phys. Stat. Sol. (a) **26**, 385 (1974).
12. V. Asadchikov, A. Buzmakov, F. Chukhovskii, I. Dyachkova, D. Zolotov, A. Danilewsky, T. Baumbach, S. Bode, S. Haaga, D. Hänschke, M. Kabukcuoglu, M. Balzer, M. Caselle, and E. Suvorov, J. Appl. Crystallogr. **51**, 6 (2018).
13. N. Danilewsky, Crystal Research and Technology **55**, 2000012 (2020).
14. В. В. Лидер, *Рентгеновская дифракционная топография*, Юридический Дом Юстицинформ, М. (2020), 120 с.
15. Э. В. Суворов, И. А. Смирнова, УФН **185**, 897 (2015).
16. Э. В. Суворов, И. А. Смирнова, ФТТ **52**, 2325 (2010).
17. И. Л. Шульпина, И. А. Прохоров, Кристаллография **57**, 745 (2012) [I. L. Shul'pina and I. A. Prokhorov, Crystallogr. Rep. **57**, 740 (2012)].
18. A. R. Lang, Acta C Crystallogr. **12**(3), 249 (1959).
19. G. Borrmann, Phys. Z. **42**, 157 (1941).
20. D. Hänschke, A. Danilewsky, L. Helfen, E. Hamann, and T. Baumbach, Phys. Rev. Lett. **119**, 21 (2017).
21. Д. А. Золотов, А. В. Бузмаков, Д. А. Елфимов, В. Е. Асадчиков, Ф. Н. Чуховский, Кристаллография **62**(1), 12 (2017) [D. A. Zolotov, A. V. Buzmakov, D. A. Elfimov, V. E. Asadchikov, and F. N. Chukhovskii, Crystallogr. Rep. **62**(1), 20 (2017)].
22. Д. А. Золотов, В. Е. Асадчиков, А. В. Бузмаков, И. Г. Дьячкова, Ю. С. Кривоносов, Ф. Н. Чуховский, Э. В. Суворов, Автометрия **55**, 29 (2019) [D. A. Zolotov, V. E. Asadchikov, A. V. Buzmakov, I. G. D'yachkova, Yu. S. Krivonosov, F. N. Chukhovskii, and E. V. Suvorov, Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing **59**, 2 (2019)].

23. A. A. Shiryaev, D. A. Zolotov, O. M. Suprun, S. A. Ivakhnenko, A. A. Averin, A. V. Buzmakov, V. V. Lysakovskyi, I. G. Dyachkova, and V. E. Asadchikov, CrystEngComm **20**, 7700 (2019).
24. А. А. Ширяев, Д. А. Золотов, Е. М. Супрун, И. Г. Дьячкова, С. А. Ивахненко, В. Е. Асадчиков, Письма в ЖЭТФ **111**(9), 597 (2020) [A. A. Shiryaev, D. A. Zolotov, E. M. Suprun, I. G. Dyachkova, S. A. Ivakhnenko, and V. E. Asadchikov, JETP Lett. **111**, 9 (2020)].
25. A. N. Danilewsky, A. Rack, J. Wittge, T. Weitkamp, R. Simon, H. Riesemeier, and T. Baumbach, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms **266**, 2035 (2008).
26. T. Fujiwara, S. Dohi, and T. T.'Memo, Defense Academy **3**, 17 (1963).
27. X. R. Huang, J. Appl. Crystallogr. **43**, 926 (2010).
28. W. van Aarle, W. J. Palenstijn, J. Cant, E. Janssens, F. Bleichrodt, A. Dabravolski, J. De Beenhouwer, K. J. Batenburg, and J. Sijbers, Opt. Express **24**(22), 25129 (2016).
29. V. N. Erofeev, V. I. Nikitenko, and V. B. Osvenskii, Phys. Stat. Sol. **35**, 79 (1969).