

Сценарии модификации поверхности германия вследствие распыления и набухания при низкоэнергетическом ионном облучении

© А.Л. Степанов, А.М. Рогов, В.Ф. Сотникова, В.Ф. Валеев, В.И. Нуждин, Д.А. Коновалов

Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского
Федеральный исследовательский центр „Казанский научный центр РАН“,
420029 Казань, Россия
e-mail: aanstep@gmail.com

Поступило в Редакцию 2 сентября 2025 г.
В окончательной редакции 28 января 2026 г.
Принято к публикации 30 января 2026 г.

Исследовано формирование тонких поверхностных слоев нанопористого Ge при облучении гладких монокристаллических подложек *c*-Ge при комнатной температуре однозарядными $^{209}\text{Bi}^+$ и двухзарядными $^{209}\text{Bi}^{++}$ ионами с различными значениями энергий облучения 18 и 72 keV, соответственно. Доза облучения варьировалась от $1.3 \cdot 10^{15}$ до $1.3 \cdot 10^{17}$ ion/cm². Анализ морфологии поверхности нанопористых слоев для различных значений доз выполнен методом высокоразрешающей сканирующей электронной микроскопии. Измерение изменяющегося уровня поверхности после облучения было проведено на сканирующем зондовом микроскопе. Установлено, что при энергии 18 keV в процессе ионного распыления образуется нанопористый слой, состоящий из плотноупакованных нанонитей, при этом происходит понижение уровня поверхности до 200 nm при $1.0 \cdot 10^{17}$ ion/cm². При более высокой энергии 72 keV формируется набухающий нанопористый слой, возвышающийся над исходным уровнем поверхности на 100 nm при $6.2 \cdot 10^{15}$ ion/cm², морфология которого определяется тонкими разнесенными между собой нанонитями. Обсуждаются концептуальные сценарии взаимодействия ускоренных ионов с поверхностью *c*-Ge, определяющие характер преобразования морфологии и уровня облучаемой поверхности с ростом дозы.

Ключевые слова: ионная имплантация, нанопористый германий, ионы висмута, морфология поверхности, распыление, набухание.

DOI: 10.61011/JTF.2026.06.63006.252-25

Введение

Ионно-лучевые технологии, развитие которых началось в середине двадцатого века в основном для легирования полупроводников различными примесями, к настоящему времени породили широкую область новых научных и прикладных направлений для создания и изучения большого разнообразия наноструктурированных материалов [1]. К основным технологиям, основанных на эффектах взаимодействия ускоренных ионов с веществом, можно отнести методики классического ионного распыления и травления [2,3], обработку фокусированным ионным пучком (ФИП) [4], а также ионную имплантацию [1,5,6]. На практике условно предполагается, что основная задача ионного распыления и травления заключается в модификации поверхности за счет локального удаления и разрушения ее части выбиванием атомов обрабатываемого материала. В то же время роль ионной имплантации на начальных этапах ее развития заключалась в насыщении материалов примесными ионами различных химических элементов вплоть до концентраций, превышающих их предел растворимости. К настоящему времени ионная имплантация также активно применяется для нано- и микроструктурирования облучаемой поверхности, син-

теза наночастиц, создания нанопреципитатов из набора химических элементов, периодического профилирования и др. [7]. При этом достаточно часто оказывается, что процессы, проходящие при ионном распылении и ионной имплантации, по их применимости рассматриваются и обсуждаются отдельно. Однако основа физических явлений, а именно эффекты столкновения и торможения ускоренных частиц с атомами мишени, является единой, а различия процессов определяются конкретными условиями и параметрами ионного облучения такими, как энергия (E) и тип иона, доза (D), плотность тока в ионном пучке (J), температура облучаемой подложки, ее структура и химический состав и др.

Модификация облучаемой поверхности ионным пучком включает процессы взаимодействия между первичными ионами и атомами твердой мишени, которые вызывают значительные структурные и композиционные изменения на атомарном масштабе. Тяжелые заряженные частицы, внедряющиеся и движущиеся через вещество, теряют свою энергию. Принято различать два основных механизма энергетических потерь. Первый заключается в ядерных (упругих) столкновениях, когда энергия падающего иона переходит в кинетическую энергию поступательного движения атомов мишени

(экранированное кулоновское взаимодействие). Второй механизм (неупругих) столкновений определяется взаимодействием электронов движущегося иона с электронами атомов, составляющих мишень (электронное торможение) [8,9]. Ядерное торможение доминирует при относительно низких энергиях E (обычно ≤ 300 keV), а соответствующие столкновения генерируют атомные смещения, образование вакансий и пар Френкеля, другие структурные дефекты, значительно изменяя локальное атомное расположение в мишени. С другой стороны, электронная тормозная способность преобладает при более высоких энергиях ионов (до MeV диапазона и выше).

Как уже было отмечено, применение технологий ионного распыления и ионной имплантации, а также изучение соответствующих им физических процессов (сценариев), рассматриваются часто практически независимо друг от друга. Как правило, ионное распыление проводится при малых E порядка 0.5–30 keV [10]. Однако, если при ионной имплантации задаваться низкоэнергетическим ограничением $E \leq 300$ keV, то, очевидно в диапазоне определенных E следует ожидать схожих результатов модификации поверхности при обоих технологических подходах. На удивление количество публикаций по вопросам облучения, уделяющих внимание смежной зоне E , условно близкой к ~ 30 keV, т.е. на границе эффектов распыления и доминирующего ионного внедрения, оказывается небольшим. Поэтому важно задаться выявлением возможных различных концептуальных сценариев взаимодействия ускоренных ионов с плоской полированной поверхностью, в частности, при нормальном падении. Рассмотрим данные эффекты на примере Ge для $E = 18$ и 72 keV в зависимости от D , приводящие к модификации поверхности после облучения при комнатной температуре. Особенности матрицы Ge заключаются в том, что при взаимодействии с ионами при определенных условиях может происходить не только ее распыление, но и образование распухаемого слоя нанопористого германия (NPGе) [11].

Таким образом, в настоящей работе приводятся результаты исследования модификации поверхности монокристаллической подложки c -Ge при его облучении с целью выявления возможных сценариев преобразования ее морфологии (топографии) и изменения уровня поверхности (h_{surf}) относительно исходного гладкого образца с ростом D . В качестве первичных ионов используются тяжелые частицы $^{209}\text{Bi}^+$ и $^{209}\text{Bi}^{++}$ с E от 18 до 72 keV. Известно, что вследствие своей массы и малого пробега данные ионы могут вызывать значительное разрушение облучаемой мишени. При этом на практике облучение ионами $^{209}\text{Bi}^+$ или их кластерами достаточно часто используется для изучения процессов распыления облучаемых при малых E поверхностей различных полупроводников и металлов, например: Si, GaP, GaAs, GaSb, InAs, InSb, InP, Si, Cu и Au [10,12–15], а также Ge [10,15–20]. Отметим при этом, что химические

соединения постпереходного металла Bi и полупроводникового Ge характеризуются взаимной нерастворимостью друг в друге [21].

1. Методика эксперимента

В настоящей работе были использованы полированные гладкие подложки c -Ge с кристаллографической ориентацией (111) марки ГДГ-45 толщиной 0.7 mm. Облучение подложек проводилось однозарядными ионами $^{209}\text{Bi}^+$ с $E = 18$ keV и D от $2.5 \cdot 10^{16}$ до $1.0 \cdot 10^{17}$ ion/cm², а также двухзарядными ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 72$ keV и D от $1.3 \cdot 10^{15}$ до $1.3 \cdot 10^{17}$ ion/cm², на ускорителе ИЛУ-3 при комнатной температуре подложек и при нормальном угле падения пучка ионов на поверхность c -Ge. Для сравнительных экспериментов выбор Bi^+ и Bi^{++} был обусловлен максимальным различием соответствующих им E на ускорителе. Величина J в данных экспериментах была задана одинаковой $5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Особенности работы ускорителя ИЛУ-3 подробно описаны в работе [11]. С целью определения изменения величины h_{surf} ионное облучение подложки c -Ge проводилось через поверхностную маску в виде медной сетки с размерами квадратных ячеек $40 \mu\text{m}$.

Морфология сформированных поверхностных слоев наблюдалась и регистрировалась на высокоразрешающем сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Merlin (Carl Zeiss) при заданном ускоряющем напряжении зондирующих электронов 5 kV и $J = 300$ pA, а также на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) Dimension FastScan (Bruker) методом количественного наномеханического картирования. СЭМ был оснащен детектором дифракции отраженных электронов (ДОО) HKL NordLys (Oxford Instruments). Элементный анализ был проведен с помощью энергодисперсионного (ЭДС) спектрометра X-Max (Oxford Instruments) в вакуумной камере СЭМ. При проведении ДОО были выбраны следующие режимы: ускоряющее напряжение электронов также 5 kV, зондовый ток 600 pA, рабочее расстояние между линзой и поверхностью образца 9.6 mm. Ионное облучение подложек c -Ge проводилось в вакууме 10^{-5} mm Hg. В ходе электронно-микроскопических наблюдений возможного роста углеводородных загрязнений на облучаемых поверхностях подложек не обнаружено.

2. Результаты

Для оценки профилей распределения концентрации примесных атомов в приповерхностной области мишени Ge, облучаемой ионами $^{209}\text{Bi}^+$ и $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 18$ и 72 keV, была использована компьютерная программа DYNA. Физические принципы расчета, заложенные в нее, подробно обсуждаются в работе [22]. Данная программа основана на эффектах парных столкновений

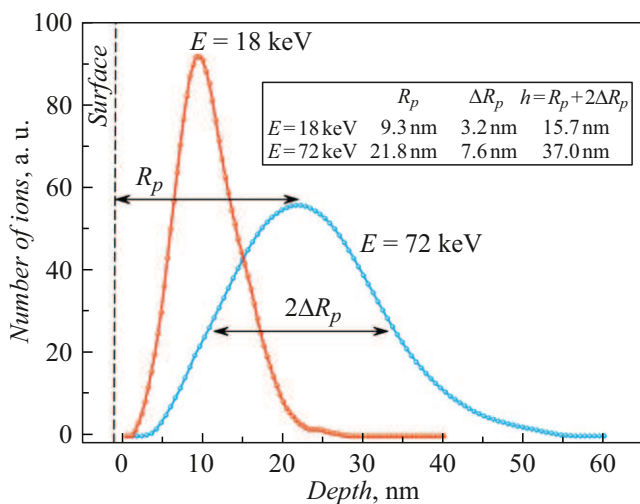


Рис. 1. Рассчитанные профили распределения ионов $^{209}\text{Bi}^+$ и $^{209}\text{Bi}^{++}$ в матрице Ge при облучении с $E = 18$ и 72 keV .

ускоренных ионов с атомами облучаемой матрицы, которые приводят к динамическому по времени облучения изменению фазового состава облучаемого слоя подложки *c*-Ge, одновременно с учетом ее поверхностного распыления. Полученные профили приведены на рис. 1. Из расчетных профилей примесных атомов в объеме Ge для различных E следует, что накопление атомов металла происходит в приповерхностной области образца от поверхности по статистическому гауссовому распределению концентрации примеси со средним значением их залегания на глубине R_p . При этом разброс залегания примеси от положения максимума R_p определяется величиной ΔR_p . Эффективная толщина облученного слоя определяется как $h_{\text{Calc}} = R_p + 2\Delta R_p$ [8]. Расчетные параметры для рассматриваемых ионов составили следующие значения: $R_p^{\text{Bi}^+} = 9.3 \text{ nm}$ и $R_p^{\text{Bi}^{++}} = 21.8 \text{ nm}$, также $\Delta R_p^{\text{Bi}^+} = 3.2 \text{ nm}$ и $\Delta R_p^{\text{Bi}^{++}} = 7.6 \text{ nm}$. Таким образом, оценочные значения h_{Calc} соответствуют 15.7 nm для $E = 18 \text{ keV}$ и 37.0 nm для $E = 72 \text{ keV}$. Однако, как будет показано далее, значениями h_{Calc} следует характеризовать образцы только на начальном этапе их облучения. Тем не менее из рис. 1 следует, что ионы $^{209}\text{Bi}^{++}$ проникают в Ge на глубину в два раза превышающей для случая $^{209}\text{Bi}^+$, при этом, однако, концентрация примеси $^{209}\text{Bi}^+$ при R_p заметно выше, чем для $^{209}\text{Bi}^{++}$.

Отметим, что наличие Bi во всех облученных образцах подтверждается ЭДС-измерениями, в спектрах которых присутствует несколько характеристических линий вблизи 3 и 12 keV соответствующего химического элемента. Согласно данным ДОЭ приповерхностного слоя образцов, все сформированные ионным облучением слои в настоящем исследовании являются аморфными *a*-Ge. ДОЭ-изображение для *c*-Ge, состоящего из четких контрастных линий Кикучи, соответствующие структуре монокристалла с ориентацией (111), после ионного облучения сменяются дифракционной картиной

для поверхностного модифицированного слоя, состоящей из размытых диффузных колец, что указывает на аморфизацию поверхности.

Для характеристики морфологии облучаемой поверхности образцов, сформированных облучением *c*-Ge ионами $^{209}\text{Bi}^+$ были проведены СЭМ-наблюдения, результаты которых приведены на рис. 2. В отличие от гладкой поверхности исходной подложки *c*-Ge [19], облученные слои представляют из себя губчатую структуру, состоящую из переплетающихся плотноупакованных нанонитей Ge со средним диаметром $\sim 20\text{--}25 \text{ nm}$ при наименьшей $D = 2.5 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$ (рис. 2, *a*). С ростом D до $1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ плотная губчатая структура качественно не изменяется, происходит только небольшое утончение нанонитей на несколько нанометров (рис. 2, *b–d*).

Для оценки изменения профиля поверхности на краях облучаемых областей *c*-Ge через маску ионами $^{209}\text{Bi}^+$ при $E = 18 \text{ keV}$, а также измерения величины h_{surf} были проведены СЭМ-наблюдения. В качестве примера на рис. 3, *a* приведено СЭМ-изображение, сформированное при $2.5 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$, на котором светлая область перекрестия на поверхности образца относится к участкам гладкой исходной подложки *c*-Ge, закрываемой при облучении маской. Из рисунка следует, что при заданных условиях D происходит заметное распыление поверхности образца и образуется ступенька. На рис. 3, *b* приведен измеренный профиль в области ступеньки с высотой ($h_{\text{surf}} = h_{\text{spurt}}$) вдоль светлой линии, показанной на СЭМ (рис. 3, *a*). На рис. 4 представлена зависимость измеренных величин h_{spurt} от D , из которой следует, что для выбранных условий облучения глубина h_{spurt} практически линейно растет с ростом D . Так, например, для максимального используемого значения $D = 1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ величина h_{spurt} составляет 200 nm .

При облучении *c*-Ge ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с заметно большей $E = 72 \text{ keV}$ при $D < 1.0 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$ морфология поверхности визуально остается неизменной, как у исходной подложки, но тем не менее, согласно ДОЭ наблюдениям, уже при $D = 1.0 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$ имплантированный слой оказывается аморфным *a*-Ge. Изменение морфологии поверхности слоев Bi:NPGе, полученной ионной имплантацией при более высоких значениях $D = 1.3 \cdot 10^{15}\text{--}1.3 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ отражено на СЭМ-изображениях рис. 5. Для наименьшей из рассматриваемых $D = 1.3 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$ облученная поверхность образца перестает быть ровной, а сформированный слой характеризуется структурой Bi:NPGе в виде множества равномерно распределенных ямок (пор) в виде вертикальных „пчелиных сот“ (рис. 5, *a*). При повышении $D = 3.1 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$ ямочная структура Bi:NPGе преобразуется в губчатую структуру, состоящую из тонких переплетающихся нанонитей (рис. 5, *b–f*). При этом морфология слоя Bi:NPGе качественно не изменяется, однако наблюдается заметное утончение нанонитей до $5\text{--}8 \text{ nm}$ (рис. 5, *f*), сопровождающееся увеличением рас-

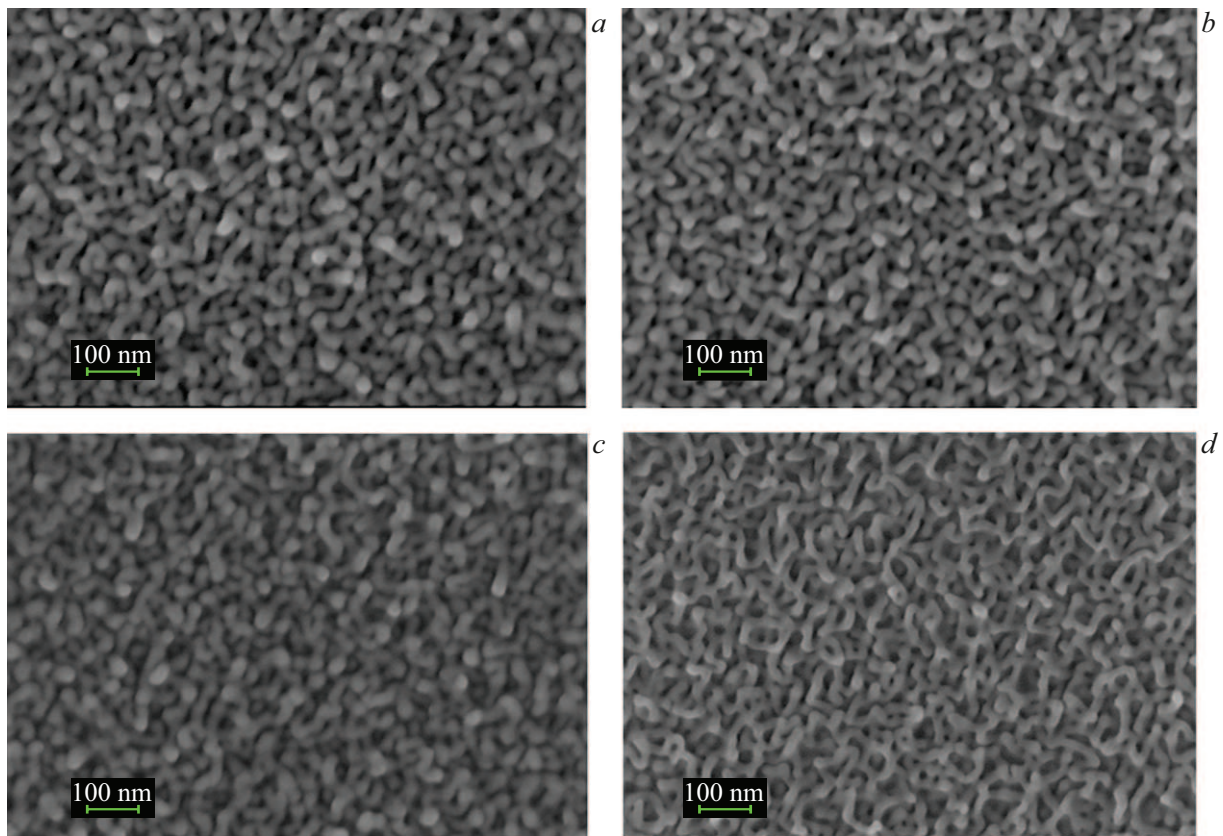


Рис. 2. СЭМ-изображение поверхности *c*-Ge, облученного ионами $^{209}\text{Bi}^+$ при $E = 18 \text{ keV}$ и $J = 5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ с различными D облучения: *a* — $2.5 \cdot 10^{16}$, *b* — $5.0 \cdot 10^{16}$, *c* — $7.2 \cdot 10^{16}$, *d* — $1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$.

стояния между ними с повышением свободного объема в пористом материале.

С целью качественной оценки изменения уровня h_{surf} поверхности *c*-Ge во время ее облучения ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ при $E = 72 \text{ keV}$ были проведены СЭМ-наблюдения скола образца, имплантированного через маску при $D = 6.2 \cdot 10^{15} \text{ ion}/\text{cm}^2$ под углом к его плоскости 70° . На рис. 6 показано СЭМ-изображение поперечного сечения образца, на котором видно, что имплантированный слой Bi:NPGe возвышается над необлученной поверхностью исходной подложки *c*-Ge в результате вспухания на величину ($h_{surf} = h_{swell}$). Очевидно, что повышение h_{swell} связано с увеличением эффективного объема и уменьшением плотности Bi:NPGe (в результате набухания) по сравнению с исходным *c*-Ge и преобладающим над разрушением, вызываемым возможным распылением.

Как и для случая облучения $^{209}\text{Bi}^+$, были проведены количественные СЭМ измерения величин h_{spurt} и h_{swell} для образцов, имплантированных ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ через маску. На рис. 7, *a* приведен пример СЭМ-изображения участка поверхности образца с распухаемой областью вблизи перекрестия решетки, полученной при $D = 1.3 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$. Из рисунка следует, что при заданных условиях имплантации происходит заметное набухание поверхности образца и образуется ступень-

ка. На рис. 7, *b* приведен измеренный профиль h_{swell} в области ступеньки вдоль зеленой линии, показанной на рис. 7, *a*.

На рис. 4 представлена зависимость измеренных величин h_{swell} от D для соответствующих условий имплантации *c*-Ge ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 72 \text{ keV}$. Из данной зависимости следует, что h_{swell} монотонно увеличивается с ростом D до критического значения $D_{cr} \sim 6.2 \cdot 10^{15} \text{ ion}/\text{cm}^2$, при котором h_{swell} достигает 100 nm . При этом, очевидно, что скорость роста распухаемого слоя превышает эффективность его продолжающегося распыления. Так же можно предполагать, что коэффициент распыления поверхности *c*-Ge является значительно меньше, чем NPGe , обладающего меньшей плотностью и повышенным содержанием поверхностных атомов Ge с пониженной энергией связи по сравнению с атомом Ge в объемном материале. Ранее также было показано, что при нормальном падении ионов эффект распыления поверхности *c*-Ge может быть связан с морфологией поверхности NPGe [23].

При дальнейшем увеличении D вплоть до ее рассматриваемого максимального значения $D = 1.3 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$ возвышение распухаемого слоя Bi:NPGe не меняется и остается на уровне $h_{spurt} = 100 \text{ nm}$. Таким образом, для данных условий ионной имплантации *c*-Ge ионами Bi^{++} , начиная с критической D_{cr} , возникает уникальное

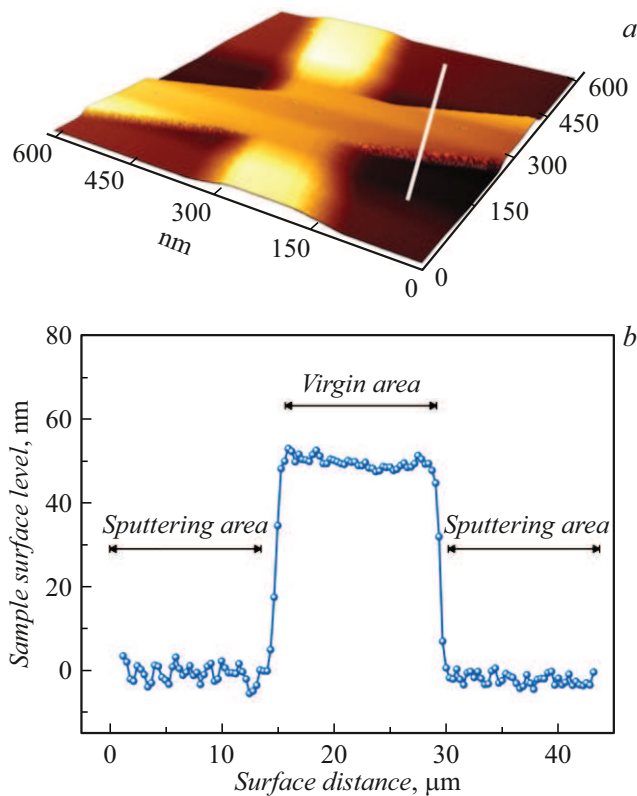


Рис. 3. *a* — СЗМ-изображение поверхности *c*-Ge, облученной ионами $^{209}\text{Bi}^+$ при $E = 18 \text{ keV}$, $J = 5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ и $D = 2.5 \cdot 10^{16} \text{ ion}/\text{cm}^2$ через маску. Светлая полоса обозначает направление, по которому проводилось измерение профиля ступеньки. *b* — профиль, измеренный на краю распыленной и исходной областями на поверхности образца Bi:NPGe .

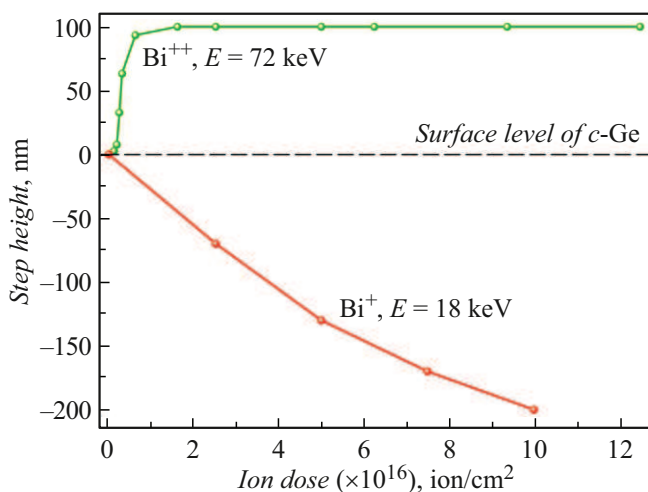


Рис. 4. Зависимость высоты ступеньки, измеренной по профилю, от D , вдоль светлой линии, как показано на СЗМ-изображении (рис. 3, *b* и 7, *b*), поверхности *c*-Ge, облученной ионами Bi^+ ($E = 18 \text{ keV}$) и Bi^{++} ($E = 72 \text{ keV}$). Измеренные значения обозначены точками.

динамическое равновесие между скоростями процессов ионного распыления и распухания поверхности.

3. Обсуждение

В соответствии с классической теорией распыления Зигмунда [10] взаимодействие ускоренных ионов с твердым телом зависит прежде всего от E . При малых E (условно $\leq 30 \text{ keV}$) атомы выбиваются с твердой поверхности мишени под действием бомбардировки частицами, приводя к ее разрушению. Для данных E предполагается режим „линейного каскада“ — парных взаимодействий первичных ионов с атомами твердого тела. При увеличении E первичных ионов выше 30 keV и (или) их массы, повышается число столкновений атомов в каскаде и возникает так называемый режим „теплового пика“, при котором возможно локальное плавление материала [10,16]. Предполагается, что в этом режиме большее количество атомов каскада столкновений получают достаточно энергии, чтобы покинуть свои позиции в узле решетки твердого тела. Иными словами, с ростом E увеличивается число столкновений с атомами мишени, вызывающих изменение их локального расположения. Ионное распыление приводит к образованию четырех различных типов морфологии поверхности: рябь, точки, пирамиды и гладкие структуры [16]. К настоящему времени не существует единого физического механизма, управляющего формированием морфологических структур на поверхностях, облученных ионами [24]. Вместо этого действует ряд различных эрозийных, перераспределительных и диффузионных эффектов, и то, какие из них являются доминирующими, зависит от условий эксперимента. В общем случае, ионное распыление вызывает разрушение поверхности, удаления ее части и приводит к изменению (к понижению) уровня h_{surf} относительно необлученной области образца. Обозначим такой тип модификации поверхности материала с понижением „ h_{surf} “ — h_{spat} во время ионного облучения при низких E , как сценарий № 1 (рис. 8).

Отметим, что, как правило, при экспериментальном исследовании процесса ионного распыления полученные результаты изменений h_{surf} в научной литературе характеризуются не непосредственно данной измеряемой величиной, а, в большей степени, оценками коэффициентов распыления. Имеется большое число научных работ, посвященных компьютерному моделированию процессов распыления, однако публикаций об экспериментальных измерениях коэффициентов распыления значительно меньше. В качестве примеров результатов распыления Ge можно привести работы [25,26], в которых наноструктуры из волн и точек наблюдались на поверхности подложки *c*-Ge, когда масса падающих ионов $^{84}\text{Kr}^+$ и $^{131}\text{Xe}^+$ с $E \leq 2 \text{ keV}$ и $D = 6.8 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$ превышала массу атомов мишени ^{73}Ge . При облучении ионами $^{131}\text{Xe}^+$ при нескольких более высоких $E = 5$ и 20 keV с $D = 1.8 \cdot 10^{18} \text{ ion}/\text{cm}^2$ подложек *c*-Ge на поверхности было обнаружено образование нанополостей и кратеров [27,28]. В другой работе [29] исследовали поверхностные кратеры на образце *c*-Ge,

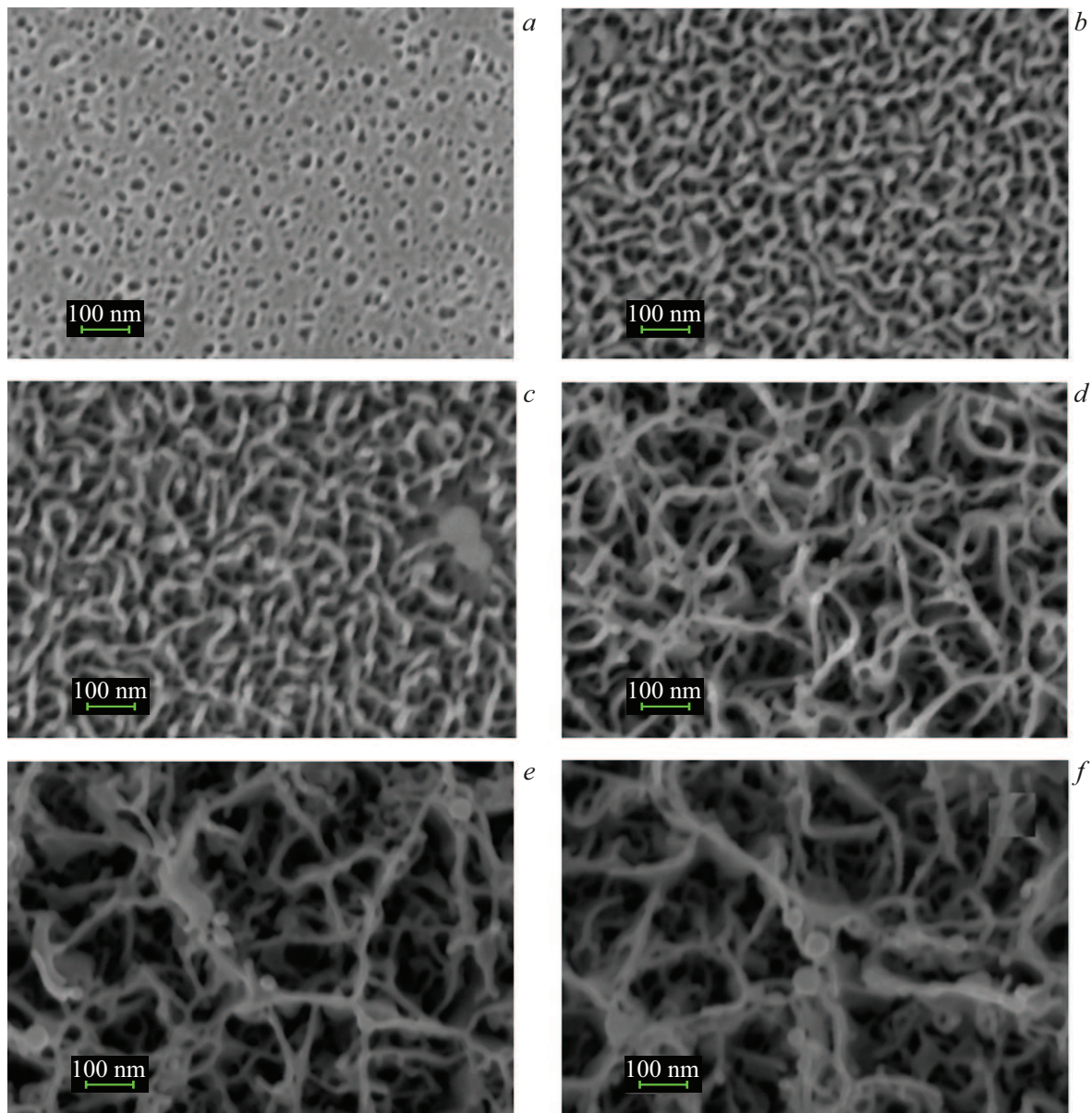


Рис. 5. СЭМ-изображения поверхности *c*-Ge, имплантированной ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 72 \text{ keV}$ при $J = 5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ и различных D : $a - 1.3 \cdot 10^{15}$, $b - 3.1 \cdot 10^{15}$; $c - 6.2 \cdot 10^{15}$; $d - 9.0 \cdot 10^{15}$; $e - 5.0 \cdot 10^{16}$, $f - 1.3 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$.

созданных при комнатной температуре ионами $^{70}\text{Ga}^+$ с $E = 20 \text{ keV}$ и $D = 8.0 \cdot 10^{12} \text{ ion}/\text{cm}^2$. Полагают, что образованные кратеры могут являться предшественниками появления развитой открытой NPGe-структуры. Также сообщается о формировании морфологии, состоящей из прямых или перевернутых прямоугольных пирамид, а также неглубоких изотропных впадин на поверхности *c*-Ge, облучаемого ионами $^{40}\text{Ar}^+$ с $E \leq 1 \text{ keV}$ и $D = 2.0 - 5.4 \cdot 10^{18} \text{ ion}/\text{cm}^2$ [30]. В работе [31] показано формирование ряби на поверхности *c*-Ge в процессе облучения тяжелыми ионами $^{197}\text{Au}^+$ с $E = 25 \text{ keV}$ и $D = 4.0 \cdot 10^{18} \text{ ion}/\text{cm}^2$. Следует отметить, что во всех перечисленных примерах [25–31] авторы не приводили экспериментальных значений h_{spatt} поверхности Ge по-

сле ее распыления, хотя в ряде случаев оперировали коэффициентом распыления.

Таким образом, результаты настоящей работы по распылению поверхности *c*-Ge ионами $^{209}\text{Bi}^+$ при $E = 18 \text{ keV}$ следует отнести к сценарию № 1 по взаимодействию ускоренных ионов с полупроводниковой мишенью, поскольку экспериментально продемонстрировано формирование Bi:NPGe-структуры (рис. 2), а также установлено, что с ростом ионной D происходит монотонное практически линейное понижение до h_{spatt} до 200 nm при $D = 1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion}/\text{cm}^2$ (рис. 4).

Для обсуждения вкладов в модификацию поверхности и изменения ее уровня h_{surf} при низкоэнергетической ионной имплантации также следует рассмотреть кон-

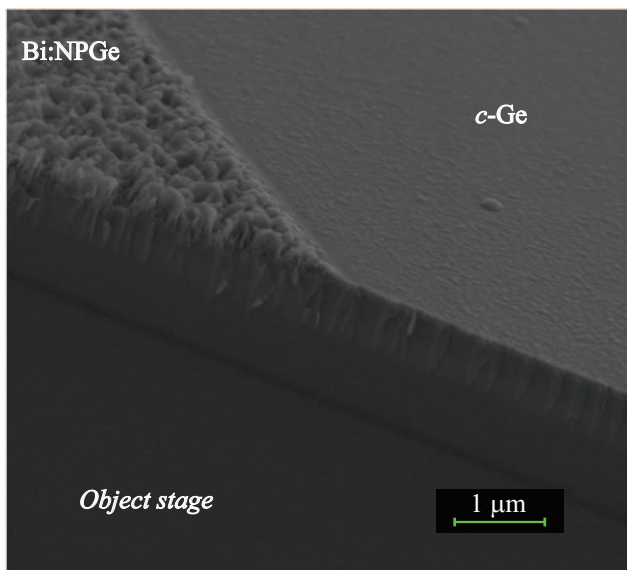


Рис. 6. СЭМ-изображение образца, сформированного облучением поверхности *c*-Ge ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ через маску при $E = 72 \text{ keV}$, $D = 1.3 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ и $J = 5 \mu\text{A/cm}$, наблюдаемая на поперечном срезе образца по углом к его плоскости 70° .

цептуальные сценарии изменения материала Ge, в частности, за счет образования и распухания NPGe [11,32]. Рассмотрим процесс облучения Ge различными ионами при падении по направлению нормальному поверхности образцов при комнатной температуре. При этом отметим, что, несмотря на многолетние исследования и существенное накопление экспериментального материала, до сих пор присутствует неоднозначность в понимании механизма порообразования в Ge при его ионном облучении [32]. Данная проблема в настоящей работе напрямую обсуждаться не будет. Однако отметим при этом, что определенные расхождения заключаются также в оценках характера изменения уровня h_{surf} , в частности, с его повышением при увеличении D для малых $E < 300 \text{ keV}$ в зависимости от конкурирующих процессов распыления ($h_{surf} - h_{sputt}$) или распухания ($h_{surf} - h_{swell}$). Повышение величины h_{swell} связывают непосредственно с увеличением толщины имплантированного слоя NPGe (h_{NPGe}) [32]. При этом в научной литературе величину h_{NPGe} предлагается оценивать суммой $R_p + h_{swell}$.

Впервые внимание к эффекту увеличения h_{NPGe} объемно-распухаемого имплантированного слоя с открытой структурой NPGe до 55 nm ($E = 50 \text{ keV}$ и $D = 2.0 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$) и до 520 nm ($E = 300 \text{ keV}$ и $D = 6.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$) на подложке *c*-Ge при ее облучении относительно легкими ионами $^{73}\text{Ge}^+$ было привлечено в работе [33]. Было отмечено, что измеренные на СЭМ значения h_{NPGe} превышали в несколько раз расчетные величины проективного пробега R_p имплантируемых ионов для соответствующих E . Примерно в это же время при наблюдении поперечных срезов

образцов на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) было показано, что имплантация тяжелых ионов $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 280 \text{ keV}$ и $D = 4.0 \cdot 10^{15} \text{ ion/cm}^2$ в *c*-Ge при-

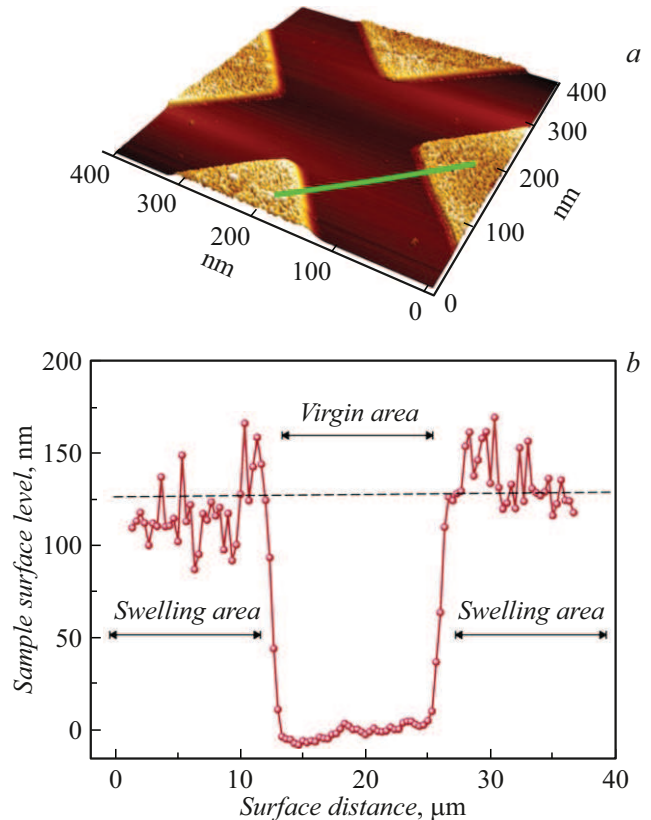


Рис. 7. *a* — СЭМ-изображение поверхности *c*-Ge, облученного ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 72 \text{ keV}$ при $J = 5 \mu\text{A/cm}$ и $D = 5.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$. Полоса обозначает направление, по которому проводилось измерение профиля ступеньки. *b* — профиль, измеренный на краю вспученной и исходной областей на поверхности образца Bi:NPGe.

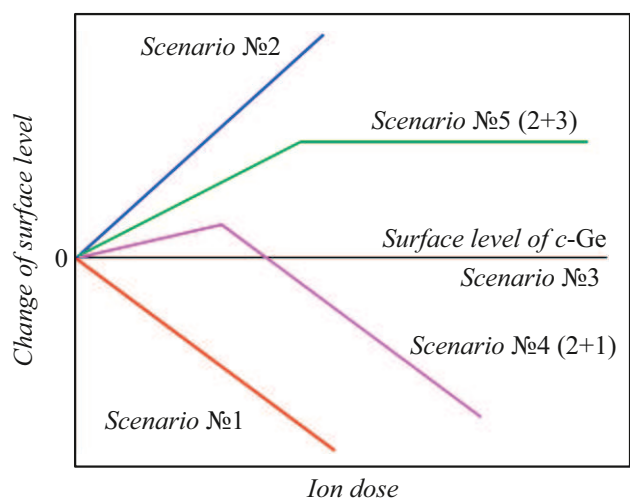


Рис. 8. Условные диаграммы сценариев изменения уровня поверхности в результате распыления или вспучивания при порообразовании ионно-облучаемого *c*-Ge.

водит к образованию NPGe-слоя, который распухает над поверхностью образца на величину $h_{swell} = 260 \text{ nm}$ [34]. Линейное увеличение h_{NPGe} с ростом D при облучении c -Ge ионами $^{73}\text{Ge}^+$ с $E = 130 \text{ keV}$ (для D от $1.0 \cdot 10^{16}$ до $1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$) и 300 keV (для D от $1.0 \cdot 10^{16}$ до $4.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$) были зарегистрированы при ПЭМ-наблюдениях [32,35,36]. При этом h_{NPGe} возрастала, достигала значения 450 nm для максимальной $D = 4.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$ при $E = 300 \text{ keV}$. С ростом h_{NPGe} экспериментально наблюдалось и синфазное повышение h_{swell} . Обозначим изменение морфологии поверхности с образованием NPGe и одновременно при монотонном возрастании значения h_{swell} (h_{NPGe}) с ростом D при низкоэнергетической ионной имплантации c -Ge, как взаимодействие ускоренных ионов с поверхностью c -Ge по сценарию № 2 (рис. 8).

В работе [37] отмечается, что образованию слоя NPGe во время низкоэнергетической ионной имплантации при критической D_{NPGe} предшествует процесс аморфизации (a -Ge) облучаемой поверхности c -Ge ($D_{a-Ge} < D_{NPGe}$). Примерное значение D_{a-Ge} для $^{73}\text{Ge}^+$ составляет $\sim 5.0 \cdot 10^{13} \text{ ion/cm}^2$. Поэтому очевидно, что NPGe-структура зарождается и формируется в приповерхностной области a -Ge слоя. При этом было показано для $^{73}\text{Ge}^+$, что если после начала зарождения NPGe величина h_{NPGe} монотонно увеличивается с ростом D , то толщина a -Ge слоя при этом остается практически неизменной [35]. При ПЭМ-наблюдениях в работах [38,39] также зафиксировано увеличение значения h_{swell} с ростом D для распухаемого NPGe, сформированного имплантацией ионов $^{73}\text{Ge}^+$ с $E = 140 \text{ keV}$ и более тяжелых ионов $^{119}\text{Sn}^+$ с $E = 225 \text{ keV}$ для $D = 5.0 \cdot 10^{16} - 2.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$ в c -Ge, в интервале значений $h_{swell}\text{Ge}$ от 5 до 100 nm и $h_{swell}\text{Sn}$ от 60 до 390 nm соответственно. Было высказано предположение, что тяжелые ионы $^{119}\text{Sn}^+$ при внедрении в c -Ge вызывают больше выделения энергии в результате ядерных столкновений, приводящего к более эффективному образованию вакансий вдоль ионных треков, по сравнению со случаем $^{73}\text{Ge}^+$. Авторы работ [40] приводят данные по возрастанию h_{NPGe} от 30 до 516 nm для случая $^{73}\text{Ge}^+$ с $E = 140 \text{ keV}$ и для более высоких $D = 5.0 \cdot 10^{16} - 1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$. Аналогичные результаты по линейному возрастанию h_{swell} распухаемого слоя NPGe с ростом D наблюдалось при имплантации ионов $^{73}\text{Ge}^+$ в аморфные слои a -Ge с $E = 300 \text{ keV}$ ($D = 5.0 \cdot 10^{15} - 2.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$) [32,41]. Приведенные примеры также можно отнести к сценарию № 2 по характеру взаимодействия ускоренных ионов с поверхностью c -Ge (рис. 8).

Отдельно следует выделить результаты работы [42], в которой экспериментальные оценки значения h_{surf} проводились методом атомно-силовой микроскопии для случая формирования NPGe при имплантации c -Ge ионов $^{74}\text{As}^+$ с $E = 20 \text{ keV}$ и $D = 1.0 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$. Было указано, что формирование As:NPGe в приповерхностном слое c -Ge не приводит к изменению уровня h_{surf} .

Можно предположить, что ионное распыление рыхлого слоя As:NPGe и удаление его с поверхности образца нивелирует возвышение распухаемого слоя h_{NPGe} , инициируемого ионной имплантацией. Обозначим такое изменение морфологии и структуры поверхности как концептуальный сценарий № 3 (рис. 8).

Отметим, что в рассматриваемом сценарии № 2, проявляющемся в исследованиях [33–36,38–41], во всех случаях взаимодействие ионов $^{73}\text{Ge}^+$ с поверхностью c -Ge при $E = 55 - 300 \text{ keV}$ и $D = 2.0 \cdot 10^{15} - 1.0 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ не вызывало видимого распыления образца, а приводило только к вспуханию имплантированного слоя NPGe и увеличению h_{swell} . Из результатов данных работ складывается несколько нетривиальное представление о том, что если бесконечно увеличивать D , то и величина h_{swell} должна непрерывно возрастать. При этом следует понимать, что формируемый слой NPGe характеризуется значительно меньшей плотностью вещества, большей удельной площадью поверхности с атомами Ge с ограниченными связями, по сравнению с c -Ge, и неминуемо NPGe-слой на каком-то этапе увеличения D должен начать распыляться и разрушаться при ионной бомбардировке. Поэтому, в целом, процесс ионного распыления NPGe-слоя с ростом D к настоящему времени недостаточно изучен.

Относительно недавно в работе [43,44] было показано, отличающееся поведение изменения h_{surf} с ростом D от случаев сценариев 1–3. При имплантации c -Ge ионами $^{108}\text{Ag}^+$ с $E = 30 \text{ keV}$ с увеличением D последовательно наблюдалось распухание поверхности до h_{swell} нескольких нанометров ($D = 1.25 \cdot 10^{16} \text{ ion/cm}^2$), сменяющегося затем эффективным ионным распылением Ag:NPGe-слоя с практически линейным увеличением h_{surf} , как это наблюдалось до $D = 1.5 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$. Обозначим такое поведение взаимодействия ускоренных ионов с поверхностью c -Ge как сценарий № 4 (рис. 8), как состоящий из последовательных проявлений сценариев № 2 и № 1.

Если обратиться к результатам настоящей работы по изменению h_{surf} при повышении d при имплантации c -Ge ионами $^{209}\text{Bi}^{++}$ с $E = 72 \text{ keV}$ (рис. 4), то видим, что в данном случае зависимость $h_{surf}(D)$ ведет себя иначе, чем по сценариям № 1–№ 4. Как показано, увеличение D сначала приводит к возрастанию h_{swell} , а, начиная с D_{cr} , величина h_{swell} не изменяется. Обозначим такое изменение облучаемой поверхности c -Ge при ее взаимодействии с ионами, как сценарий № 5, который состоит из последовательных сценариев № 3 и № 2 (рис. 8).

Таким образом, на примере полупроводника Ge, на рис. 8 приведены известные на данный момент сценарии модификации поверхности при порообразовании по изменению уровня h_{surf} , обусловливаемой конкурирующими процессами поверхностного распыления и распухания при ионном облучении. Краткое описание сценариев приведено в таблице.

Сценарии модификации поверхности NPGe при ионном облучении *c*-Ge

Сценарий №	Характеристика $h_{surf}(D)$	Материал	Публикация
1	Постоянное уменьшение	Bi:NPGe	Настоящая работа
2	Постоянное возрастание	Ge:NPGe, SnN:PGe	[32,35,36,38,41]
3	Неизменно-постоянный уровень	As:NPGe	[42]
4	Возрастание + Уменьшение	Ag:NPGe	[43]
5	Возрастание + Постоянное	Bi:NPGe	Настоящая работа

В отличие от классических подходов распыления и ионной имплантации относительно больших по площади поверхностей различных материалов широкополосными пучками ионов, рассмотренных ранее, особняком можно выделить технологию ФИП [4]. Ее особенность заключается в том, что облучение проводится при специальных условиях облучением узконаправленными пучками (диаметром до 150 nm) ионов. При этом используются сопоставимые значениями $E = 10–50$ keV, однако облучение проводится при исключительных условиях последовательным пошаговым сканированием по точкам ограниченных локальных площадей образцов с размерами порядка $100 \times 100 \mu\text{m}$ при очень низких значениях плотности тока в ионном пучке $J \sim 5–7000$ pA по сравнению с миллиамперами, используемыми при классических облучениях. Иными словами, в ФИП технологии заложены условия, при которых физические процессы взаимодействия ионов с поверхностью существенно отличаются от ранее рассмотренных результатов по распылению и набуханию облучаемых поверхностей. Поэтому результаты, полученные по технологии ФИП, в настоящей работе рассматриваются как особенные, и не сопоставляются в контексте концептуальных сценариев № 1–2 (рис. 8, см. таблицу), описанных выше. Тем не менее следует указать работы, связанные с ФИП обработкой поверхностей *c*-Ge, при которых наблюдались процессы их разрушения или вспухания при облучении ионами Ga^+ [17,23,45–50], $^{28}\text{Si}^+$ и $^{197}\text{Au}^+$ [46], а также ионами $^{209}\text{Bi}^+$ их кластерами [17–19].

Заключение

Работа посвящена исследованию структурно-фазовых и морфологических изменений в кристалле Ge, облученном ионами $^{209}\text{Bi}^+$ и $^{209}\text{Bi}^{++}$ средних энергий. На примере полупроводника Ge и на основании новых экспериментальных, а также литературных данных предложена схема концептуальных сценариев (парадигма) взаимодействия ускоренных ионов с облучаемой матрицей, определяющая характер преобразования морфологии и уровня облучаемой поверхности с ростом дозы вследствие ее распыления или набухания.

Финансирование работы

Исследования были выполнены при поддержке гранта Российского научного фонда № 25-29-00022.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Patro, C.S. Rout, S. Dhal, S. Chatterjee. *Nanotechnology*, **36**, 212001 (2025). DOI: 10.1088/1361-6528/adce12
- [2] J.-C. Pivin. *J. Mater. Sci.*, **18**, 1267 (1983).
- [3] M. Huff. *Micromachines*, **12**, 991 (2021). DOI: 10.3390/mi12080991
- [4] M.Y. Ali, W. Hung, F. Yongqi. *Int. J. Precision Eng. Manufact.*, **11**, 157 (2010). DOI: 10.1007/s1254-010-0019-y
- [5] S.-Y. Wen, L. He, Y.-H. Zhu, J.-W. Luo. *J. Appl. Phys.*, **133**, 45703 (2023). DOI: 10.1063/5.0134924
- [6] K. Shekhawat, D. Negi, R. Shyam, P. Prajapat, G. Gupta, F. Singh, D. Devi, S. Ojhe, M. Gupta, S.R. Nelamarr. *Physica B: Condens. Matter*, **679**, 415547 (2024). DOI: 10.1016/j.physb.2023.415547
- [7] I.P. Jain, G. Agarwal. *Surf. Sci. Reports*, **66**, 77 (2011). DOI: 10.1016/j.surfrep.2010.11.001
- [8] M. Nastasi, J.W. Mayer, J.K. Hirvonen. *Ion-solid interactions. Fundamentals and applications* (Cambridge Univ. Press., Cambridge, 1996)
- [9] Y. Zhang, W.J. Weber. *Appl. Phys. Rev.*, **7**, 41307 (2020). DOI: 10.1063/5.0027462
- [10] Y. Kudriavtsev, R. Asomoza, A. Hernandez, D.Y. Kazantsev, B.Y. Ber, A.N. Gorokhov. *J. Vac. Sci. Technol. A*, **38**, 53203 (2020). DOI: 10.1116/6.0000262
- [11] А.Л. Степанов, В.И. Нуждин, А.М. Рогов, В.В. Воробьев. *Формирование слоев пористого кремния и германия с металлическими наночастицами* (ФИЦ КазНЦ РАН, Казань, 2019)
- [12] А.Б. Толстогузов, П.А. Мажаров, А.Е. Иешкин, F. Meyer, D.J. Fu. *Письма в ЖТФ*, **48**, 20 (2022). DOI: 10.21883/PJTF.2022.03.52875.10071 [A. Tolstoguzov, P. Mazarov, A.E. Ieshkin, F. Meyer, D.J. Fu. *Tech. Phys. Lett.*, **48**, 18 (2022). DOI: 10.21883/TPL.2022.03.52875.10071]
- [13] A. Tolstoguzov, A.E. Ieshkin, I.N. Kultusurin, P. Mazarov. *Results Surf. Interfaces*, **19**, 100491 (2025). DOI: 10.1016/j.rsufi.2025.100491
- [14] Y. Kudriavtsev, A.G. Hernandez, J.J. Diaz, M. Avendano, G. Ramirez, R. Asomoza. *J. Mater. Sci: Mater Electron*, **35**, 671 (2024). DOI: 10.1007/s10854-024-122432-8

- [15] N. Cassidy, P. Blenkinsopp, I. Brown, R.J. Curry, B.N. Murdin, R. Webb, D. Cox. *Phys. Status Solidi A*, **218**, 2000237 (2021). DOI: 10.1002/pssa.202000237
- [16] A.G. Hernandez, Y. Kudriavtsev. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **34**, 61805 (2016). DOI: 10.1116/1.4967697
- [17] L. Bischoff, W. Pilz, B. Schmidt. *Appl. Phys. A*, **104**, 1153 (2011). DOI: 10.1007/s00339-011-6396-y
- [18] R. Böttger, K.-H. Heinig, L. Bischoff, B. Liedke, S. Facsko. *Appl. Phys. A*, **113**, 53 (2013). DOI: 10.1007/s00339-013-7911-0
- [19] R. Böttger, A. Keller, L. Bischoff, S. Facsko. *Nanotechnology*, **24**, 115702 (2013). DOI: 10.1088/0957-4484/24/11/115702
- [20] Т.П. Гаврилова, В.Ф. Валеев, В.И. Нуждин, А.М. Рогов, Д.А. Коновалов, С.М. Хантимеров, А.Л. Степанов. *ЖТФ*, **94**(4), 613 (2024). DOI: 10.61011/JTF.2024.04.57532.276-23 [T.P. Gavrilova, V.F. Valeev, V.I. Nuzhdin, A.M. Rogov, D.A. Konovalov, S.M. Khantimerov, A.L. Stepanov. *Tech. Phys.*, **69**(4), 578 (2024). DOI: 10.61011/JTF.2024.04.57532.276-23]
- [21] H.R. Sully, K. Tabatabaei, K. Hellier, K.A. Newton, Z. Ju, L. Knudson, S. Zargar, M. Wang, S.M. Kauzlaich, F. Bridges, S.A. Carter. *ACS Appl. Nano Mater.*, **3**, 5410 (2020). DOI: 10.1021/acsnm.0c00709
- [22] A.L. Stepanov, V.A. Zhikharev, D.E. Hole, P.D. Townsend. *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B*, **166**, 26 (2000). DOI: 10.1016/S0168-583X(99)00641-2
- [23] М.А. Смирнова, К.Н. Лобзов, В.И. Бачурин, Л.А. Мазалецкий, Д.Э. Пухов, А.Б. Чурилов. *Письма в ЖТФ*, **50**(22), 21 (2024). DOI: 10.61011/PJTF.2024.22.59130.19975 [M.A. Smirnova, K.N. Lobzov, V.I. Bachurin, L.A. Mazaletsky, D.E. Pukhov, A.B. Churilov. *Phys. Tech. Lett.*, **50**(11), 73 (2024).]
- [24] D.J. Erb, D.A. Pearson, T. Skeren, M. Engler, R.M. Bradley, S. Facsko. *Phys. Rev. B*, **109**, 45439 (2024). DOI: 10.1103/PhysRevB.109.045439
- [25] B. Ziberi, F. Frost, B. Rauschenbach. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **24**, 1344 (2006). DOI: 10.1116/1.2188415
- [26] M. Teichmann, J. Lorbeer, B. Ziberi, F. Frost, B. Rauschenbach. *New J. Phys.*, **15**, 102029 (2013). DOI: 10.1088/1367-2630/15/103/103029
- [27] J.C. Kim, D.G. Cahill, R.S. Averback. *Phys. Rev. B*, **68**, 94109 (2003). DOI: 10.1103/PhysRevB.68.094109
- [28] J.C. Kim, D.G. Cahill, R.S. Averback. *Surf. Sci.*, **574**, 175 (2005). DOI: 10.1016/j.susc.2004.10.026
- [29] P. Bellon, S.J. Chey, J.E. von Nostrand, M. Ghaly, D.G. Cahill, R.S. Averback. *Surf. Sci.*, **339**, 135 (1995). DOI: 10.1016/0039-6028(95)00656-7
- [30] X. Ou, A. Keller, M. Helm, J. Fassbender, S. Facsko. *Phys. Rev. Lett.*, **111**, 16101 (2013). DOI: 10.1103/PhysRevLett.111.016101
- [31] S.A. Mollick, D. Ghose, P.D. Shipman, R.M. Bradley. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 43103 (2014). DOI: 10.1063/1.4863342
- [32] N.G. Rudawski, K.S. Jones. *J. Mater. Res.*, **28**, 1633 (2013). DOI: 10.1557/jmr.2013.24
- [33] I.H. Wilson. *J. Appl. Phys.*, **53**, 1698 (1982).
- [34] O.W. Holland, B.R. Appleton, J. Narayan. *J. Appl. Phys.*, **54**, 2295 (1983).
- [35] B.L. Darby, B.R. Yates, N.G. Rudawski, K.S. Jones, A. Kontos, R.G. Elliman. *Thin Solid Films*, **519**, 5962 (2011). DOI: 10.1016/j.tsf.2011.03.040
- [36] L. Romano, G. Impellizzeri, M.V. Tomasello, F. Giannazzo, C. Spinella, M.G. Grimaldi. *J. Appl. Phys.*, **107**, 84314 (2010). DOI: 10.1063/1.3372757
- [37] A. Claverie, S. Koffel, N. Cherkashin, G. Benassayag, P. Scheiblin. *Thin Solid Films*, **518**, 2307 (2010). DOI: 10.1016/j.tsf.2009.09.162
- [38] H.S. Alkhalidi, T.T. Tran, F. Kremer, J.S. Williams. *J. Appl. Phys.*, **120**, 215706 (2016). DOI: 10.1063/1.4969051
- [39] H.S. Alkhalidi, F. Kremer, T. Bierschenk, J.L. Hansen, A. Nylandsted-Larsen, J.S. Williams, M.C. Ridgway. *J. Appl. Phys.*, **119**, 94303 (2016). DOI: 10.1063/1.4942995
- [40] H.S. Alkhalidi, F. Kremer, P. Mota-Santiago, A. Nadzri, D. Schauries, N. Kirby, M.C. Ridgway, P. Kluth. *J. Appl. Phys.*, **121**, 115705 (2017). DOI: 10.1063/1.4978592
- [41] L. Romano, G. Impellizzeri, L. Bosco, F. Ruffino, M. Miritello, M.G. Grimaldi. *J. Appl. Phys.*, **111**, 113515 (2012). DOI: 10.1063/1.4725427
- [42] R.J. Kaiser, S. Koffel, P. Pichler, A.J. Bauer, B. Amon, A. Claverie, G. Benassayag, P. Scheiblin, L. Frey, H. Ryssel. *Thin Solid Films*, **518**, 2323 (2010). DOI: 10.1016/j.tsf.2009.09.138
- [43] A.M. Rogov, A.I. Gumarov, L.R. Tagirov, A.L. Stepanov. *Composit. Comm.*, **16**, 57 (2019). DOI: 10.1016/j.coco.2019.08.013
- [44] A.L. Stepanov, S.M. Khantimerov. *Ion beam implantation technology for production of thin nanoporous Ge layers for Li-ion batteries*, in: Handbook of energy materials, ed. R. Gupta (Springer Nature, Singapore Ltd, 2022). DOI: 10.1007/978-981-16-4480-1_64-1
- [45] S. Rubanov, P.M. Munroe. *Micron*, **25**, 549 (2004). DOI: 10.1016/j.micron.2004.03.004
- [46] J. Yanagisawa, K. Takarabe, K. Ogushi, K. Gamo, Y. Akasaka. *J. Phys.: Condens. Matter*, **19**, 445002 (2007). DOI: 10.1088/09553-8984/19/44/445002
- [47] L. Fritzsche, A. Muecklich, S. Facsko. *Appl. Phys. Lett.*, **100**, 223108 (2012). DOI: 10.1063/1.4721662
- [48] B. Kamaliy, R.G. Mote, M. Aslam, J. Fu. *APL Mater.*, **6**, 36106 (2018). DOI: 10.1063/1.5021735
- [49] N. Oishi, F. Kogo, N. Nitta. *Vacuum*, **213**, 112123 (2023). DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.112123
- [50] М.А. Смирнова, В.И. Бачурин, Д.Е. Пухов, Л.А. Мазалецкий, М.Е. Лебедев, А.Б. Чурилов. *St.Petersburg Polytech. Univ. J. Phys. Mathem.*, **16**, 21 (2023). DOI: 10.18721/JPM.163.103