

ISSN 1561-2430 (Print)
ISSN 2524-2415 (Online)

ФИЗИКА

PHYSICS

УДК 535.34;546.23;546.28
<https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-223-238>

Поступила в редакцию 21.07.2026
Received 21.07.2026

**Ф. Ф. Комаров¹, О. В. Мильчанин¹, И. К. Чуприс²,
И. Н. Пархоменко², И. С. Роговая¹,
Г. А. Исмаилова³, Р. И. Баталов⁴, В. В. Пилько¹**

¹*Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко
Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь*

²*Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

³*Казахский национальный университет имени аль-Фараби, Алматы, Республика Казахстан*

⁴*Казанский физико-технический институт имени Е. К. Завойского – обособленное структурное
подразделение Федерального исследовательского центра «Казанский научный центр РАН»,
Казань, Российская Федерация*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СОСТАВ, СТРУКТУРУ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЕВ КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ИОНАМИ ИНДИЯ И МЫШЬЯКА

Аннотация. Актуальной задачей современной оптоэлектроники является расширение спектральной чувствительности кремния в инфракрасную область для создания эффективных фотоприемников и солнечных элементов. Перспективным подходом является формирование в приповерхностном слое кремния нанокристаллов узкозонных полупроводников A^3B^5 , в частности арсенида индия (InAs), методом ионной имплантации с последующей термической обработкой. В работе исследовано влияние различных режимов термообработки (равновесный печной отжиг, импульсный ионный, импульсный лазерный и быстрый ламповый отжиг) на глубинное распределение имплантированных ионов индия и мышьяка в монокристаллическом кремнии, структурное совершенство легированных слоев и их оптические свойства. Методами резерфордовского обратного рассеяния, просвечивающей электронной микроскопии и оптической спектрофотометрии установлено, что быстрый ламповый отжиг при 1400 °С с выдержкой 3 с обеспечивает максимальную степень кристалличности кремниевой матрицы (92,2 %) и способствует формированию слоя нанокристаллических образований. Термический отжиг при 1000 °С в течение 30 мин приводит к наибольшей доле примесных атомов в узлах кристаллической решетки (44,8 %), что указывает на эффективную электрическую и оптическую активацию примеси. Показано, что все исследованные режимы отжига позволяют существенно повысить поглощение кремния в ближнем инфракрасном диапазоне по сравнению с нелегированным материалом, при этом максимальные значения коэффициента поглощения (до 68 % в ИК-области) зафиксированы после импульсного ионного отжига. Полученные результаты демонстрируют возможность управления оптическими свойствами кремния путем выбора режима постимплантационной термообработки и могут быть использованы для создания кремниевых фотоприемников, работающих в ИК-диапазоне.

Ключевые слова: ионная имплантация, кремний, арсенид индия, термообработка, резерфордовское обратное рассеяние, просвечивающая электронная микроскопия, оптические свойства, нанокристаллы

Для цитирования. Влияние режимов термообработки на состав, структуру и оптические свойства слоев кремния, имплантированных ионами индия и мышьяка / Ф. Ф. Комаров, О. В. Мильчанин, И. К. Чуприс [и др.] // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-матэматычных навук. – 2026. – Т. 62, № 3. – С. 223–238. <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-223-238>

Fadey F. Komarov¹, Oleg V. Milchanin¹, Ilya K. Chupris², Irina N. Parkhomenko², Irina S. Rogovaya¹,
Guzal A. Ismailova³, Rafael I. Batalov⁴, Vladimir V. Pilko¹

¹A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

²Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

³Al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Republic of Kazakhstan

⁴Zavoisky Kazan Physical-Technical Institute – Subdivision of the Federal Research Center “Kazan Scientific Center of the Russian Academy of Sciences”, Kazan, Russian Federation

EFFECT OF THERMAL TREATMENT REGIMES ON THE COMPOSITION, STRUCTURE AND OPTICAL PROPERTIES OF SILICON LAYERS IMPLANTED WITH IN AND AS IONS

Abstract. An urgent task of modern optoelectronics is to extend the spectral sensitivity of silicon into the infrared region for the development of efficient photodetectors and solar cells. A promising approach is the formation of nanocrystals of narrow-gap A^3B^5 semiconductors, in particular indium arsenide (InAs), in the near-surface layer of silicon by ion implantation followed by thermal annealing. The effect of various annealing regimes (furnace annealing, pulsed ion, pulsed laser and rapid thermal annealing) on the depth distribution of implanted indium and arsenic ions in monocrystalline silicon, the structural perfection of doped layers and their optical properties has been investigated. Using Rutherford backscattering spectrometry, transmission electron microscopy and optical spectrophotometry, it was found that rapid thermal annealing at 1400 °C with a hold time of 3 s provides the maximum degree of crystallinity of the silicon matrix (92.2 %) and promotes the formation of nanocrystalline layer. Furnace annealing at 1000 °C for 30 min results in the highest fraction of impurity atoms in substitutional lattice sites (44.8 %), indicating efficient electrical and optical activation of the impurity. It is shown that all studied annealing regimes significantly increase the absorption of silicon in the near-infrared range compared to undoped material, with the maximum absorption coefficients (up to 68 % in the IR region) recorded after pulsed ion annealing. The obtained results demonstrate the possibility of controlling the optical properties of silicon by choosing the post-implantation annealing regime and can be used for the development of silicon-based infrared photodetectors.

Keywords: ion implantation, silicon; indium arsenide, thermal annealing, Rutherford backscattering spectrometry, transmission electron microscopy, optical properties; nanocrystals

For citation. Komarov F. F., Milchanin O. V., Chupris I. K., Parkhomenko I. N., Rogovaya I. S., Ismailova G. A., Batalov R. I., Pilko V. V. Effect of thermal treatment regimes on the composition, structure and optical properties of silicon layers implanted with in and as ions. *Vestsi Natsyyanal'nei akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-matematychnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series*, 2026, vol. 62, no. 3, pp. 223–238 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-223-238>

Введение. Кремний является основополагающим материалом современной микро- и оптоэлектроники благодаря благоприятному сочетанию своих электрофизических свойств и хорошо развитой планарной технологии. В видимом диапазоне спектра (400–700 нм) он характеризуется высоким коэффициентом поглощения, обусловленным межзонными переходами. Однако ограничением кремния для ряда важных применений в оптоэлектронике является очень слабое поглощение в ближней и средней инфракрасной (ИК) области спектра (длины волн более 1,1 мкм), а также низкий выход излучательной рекомбинации носителей тока, что связано со значением ширины запрещенной зоны в 1,12 эВ и энергетической непрямозонной структурой. Это ограничивает применение кремния для создания эффективных фотоприемников, солнечных элементов и излучателей света, работающих в ИК-диапазоне [1].

Для преодоления этого ограничения и расширения функциональных возможностей кремния в ИК-области перспективным подходом является создание в его приповерхностной области нанокристаллов узкозонных полупроводников типа A^3B^5 [2; 3]. Материалы, такие как арсенид индия (InAs), обладают малой шириной запрещенной зоны (~0,36 эВ) и высокой подвижностью носителей заряда, что делает их интересными для реализации приборов приема и генерации излучения в ближнем и среднем ИК-диапазонах [4]. Одним из методов синтеза таких структур является метод ионной имплантации, обеспечивающий введение высоких концентраций атомов III и V групп (например, In и As) в кремний с последующим термическим отжигом [5].

Выбор режима постимплантационной термообработки определяет степень восстановления кристаллической структуры, пространственное перераспределение примесей и их электрическую активацию. Традиционный равновесный печной отжиг имеет ограничения, связанные с длительным воздействием высоких температур, приводящим к сильной диффузии примесей. В качестве альтернативы разработаны методы импульсной обработки – наносекундный лазерный (ИЛО) [6] и ионный (ИИО) [7] отжиг, а также быстрый ламповый отжиг (БТО) секундной длительности [8].

Эти методы позволяют реализовать как твердофазный, так и жидкофазный режимы рекристаллизации с образованием слоя расплава, что способствует более эффективному встраиванию примесей в узлы решетки и может привести к синтезу нанокристаллов соединений A^3B^5 .

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов термообработки (равновесного термического, импульсного лазерного, импульсного ионного и быстрого лампового отжига) на глубинное распределение концентрации имплантированных атомов индия и мышьяка в кремнии и изучение структуры и оптических свойств полученных слоев в широком спектральном диапазоне.

Материалы и методы исследования. В качестве исходного материала использовались двусторонне полированные пластины монокристаллического кремния р-типа проводимости с ориентацией кристаллической плоскости (111) и удельным сопротивлением $20 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (КДБ-20). Перед имплантацией с поверхности пластин удалялся естественный слой оксида в водном растворе плавиковой кислоты с последующей промывкой в дистиллированной воде.

Последовательная имплантация пластин кремния ионами In^+ и As^+ , полученными из порошка InAs , проводилась на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3 в Физико-техническом институте РАН (г. Казань, Россия). Энергия ионов индия составляла $E = 30 \text{ кэВ}$, ионов мышьяка – $E = 25 \text{ кэВ}$. Доза для каждого типа ионов была одинаковой и составляла $D = 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ при плотности ионного тока $j \approx 2 \text{ мкА/см}^2$. Выбор энергий ионов обеспечивал перекрытия профилей распределения концентрации обеих примесей по глубине.

С целью устранения созданных при имплантации дефектов структуры, электрической активации примеси и стимуляции синтеза нанокристаллов, содержащих атомы внедренных примесей, имплантированные образцы подвергались различным видам термической обработки (табл. 1). Образец К1 использовался в качестве контрольного и отжигу не подвергался. Образец К2 прошел импульсный ионный отжиг на ускорителе ТЕМП-2М мощным ионным пучком состава $\text{C}^+(\sim 80\%) / \text{H}^+(\sim 20\%)$ с максимальной энергией частиц 300 кэВ , длительностью импульса 100 нс и плотностью энергии $\approx 1,0 \text{ Дж/см}^2$. Образец К3 подвергался импульсному лазерному отжигу излучением второй гармоники Nd-лазера с длиной волны 532 нм и длительностью импульса 10 нс с плотностью энергии $0,8 \text{ Дж/см}^2$. Для исследования роли равновесного термического отжига (ТО) использовались режимы обработки в кварцевой печи в потоке азота: для образца К4а – при температуре $T = 800^\circ\text{C}$, для образца К4б – при $T = 1000^\circ\text{C}$, выдержка в обоих случаях составляла 30 мин . Быстрый ламповый отжиг секундной длительности проводился для образцов К5 и К6 на установке «Импульс-6». Температура образцов находилась вблизи точки плавления кремния ($\approx 1400^\circ\text{C}$) с выдержками 5 и 3 с соответственно.

Таблица 1. Условия термообработки образцов

Table 1. Thermal treatment conditions of the samples

Номер образца	Вид отжига	Режим отжига
К1	Без отжига	–
К2	Импульсный ионный	C^+/H^+ ; $E = 300 \text{ кэВ}$; $\tau = 100 \text{ нс}$; $W \approx 1,0 \text{ Дж/см}^2$; вакуум
К3	Импульсный лазерный	$\lambda = 532 \text{ нм}$; $\tau = 10 \text{ нс}$; $W = 1,0 \text{ Дж/см}^2$; воздух
К4а	Термический (в печи)	$T = 800^\circ\text{C}$; $t = 30 \text{ мин}$, N_2
К4б	Термический (в печи)	$T = 1000^\circ\text{C}$; $t = 30 \text{ мин}$, N_2
К5	Быстрый ламповый	$T \approx 1400^\circ\text{C}$; $t = 5 \text{ с}$, воздух
К6	Быстрый ламповый	$T \approx 1400^\circ\text{C}$; $t = 3 \text{ с}$, воздух

Распределение концентрации внедренных примесей In и As по глубине кремниевой матрицы, а также степень кристалличности имплантированных слоев исследовались методом резерфордского обратного рассеяния (РОР) на ускорительном комплексе АН-2500. Спектры снимались при зондировании образцов Si пучком ионов He^+ с энергией $1,5 \text{ МэВ}$ в двух режимах: в режиме каналирования (РОР/К) ионов вдоль направления (111) кристалла Si и в режиме регистрации случайного (неориентированного) спектра (РОР/С). Угол регистрации рассеянных ионов составлял 170° . Обработка спектров для извлечения концентрационных профилей примесей производилась

моделированием с помощью специализированного программного обеспечения лаборатории элионики Института прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко БГУ (HEAD-6).

Оптические свойства образцов в диапазоне длин волн 200–2500 нм исследовались методом оптической спектрофотометрии на прецизионном двулучевом спектрофотометре Lambda 1050 (PerkinElmer). Прибор оснащен дейтериевой (для УФ-диапазона) и галогенной (для видимой и ближней ИК-области) лампами, а также детекторами на основе InGaAs и PbS для перекрытия всего спектрального диапазона. На основе измеренных спектров пропускания $T(\lambda)$ и отражения $R(\lambda)$ рассчитывался спектр поглощения $A(\lambda)$ исследуемых слоев по формуле

$$A(\lambda) = 100 \% - R(\lambda) - T(\lambda). \quad (1)$$

Структурно-фазовые исследования методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и электронной дифракции (ЭД) проводились с использованием электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 150 кВ. Пригодные для исследования «на просвет» образцы изготавливались в виде тонких пленок как в продольном (plan-view), так и в поперечном (cross-section) сечениях.

Химический и фазовый состав имплантированных образцов исследован методом спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) на установке Nanofinder HighEnd (LOTIS TII). Источником излучения служил твердотельный лазер с длиной волны $\lambda = 473$ нм. Излучение лазера фокусировалось в пятно диаметром ~ 1 мкм.

Состав и структура легированных слоев при различных режимах термообработки. Для оценки кристаллического совершенства слоев и определения доли примесных атомов, находящихся в узлах кристаллической решетки, использовался метод резерфордского обратного рассеяния ионов гелия. Были сняты и проанализированы спектры в случайном (ROR/C) и каналированном (ROR/K) режимах. Минимальные значения выхода обратного рассеяния ионов гелия от кремниевой матрицы (χ^{Si}) и от примесных атомов ($\chi^{\text{In+As}}$) определялись как отношение выходов каналированного и случайного спектров в диапазонах каналов 170–300 и 350–460 соответственно. На основе этих данных по формулам (2) и (3) [9] рассчитывалась степень кристалличности кремниевой матрицы (f_{crystal}) и доля примесных атомов, находящихся в позициях замещения (f_{impurity}), где $\chi^{\text{min}} = 0,05$ – значение для качественной кристаллической решетки кремния:

$$f_{\text{crystal}}(\%) = \frac{(1 - \chi^{\text{Si}})100 \%}{(1 - \chi^{\text{min}})}, \quad (2)$$

$$f_{\text{impurity}}(\%) = \frac{(1 - \chi^{\text{In+As}})100 \%}{(1 - \chi^{\text{min}})}. \quad (3)$$

Состояние образца K1 после имплантации при комнатной температуре характеризуется сильным разупорядочением приповерхностной области кремния, на что указывает практически совпадающий выход обратного рассеяния в случайном и каналированном спектрах (не приводится) в кремниевой области. Расчетные (гауссовы) и экспериментальные профили распределения примесей (рис. 1, *b*) показывают, что максимумы концентрации As и In ($\sim 1 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-3}$) локализованы на глубинах, соответствующих их проективным пробегам (около 22 и 24 нм соответственно). Однако даже в отсутствие отжига наблюдается заметное диффузионное перераспределение примесей, особенно индия вглубь образца (рис. 1, *b*), что может быть обусловлено радиационно-ускоренной диффузией атомов в процессе высокодозной имплантации. Степень кристалличности кремниевой матрицы для этого образца составляет $f_{\text{crystal}} = 65,6 \%$. Это указывает на то, что, несмотря на высокую дозу облучения, полного разрушения кристаллической решетки не произошло, и значительная часть матрицы сохранила упорядоченную структуру, что может быть связано с эффектами динамического отжига дефектов в процессе имплантации. Доля примеси в узлах решетки для неотожженного образца была очень низкой: $f_{\text{impurity}} = 1,0 \%$. Это означает, что практически все имплантированные атомы In и As находятся в междоузельных положениях или входят в состав разупорядоченных кластеров и не являются электрически активными.

Применение наносекундного импульсного ионного отжига (образец К2) с плотностью энергии $\approx 1,0$ Дж/см² приводит к плавлению приповерхностного слоя кремния на глубину, превышающую область залегания примеси [10–12]. Об этом свидетельствует существенное уширение примесных пиков в спектрах РОР вглубь образца вплоть до 600 нм (спектр не приводится). Анализ спектров РОР/К демонстрирует резкое снижение выхода рассеяния в кремниевой области, что свидетельствует о практически полной эпитаксиальной кристаллизации расплавленного слоя. Следует отметить, что в этом случае значение $f_{\text{crystal}} = 76,3$ % свидетельствует о достаточно высоком качестве восстановленной структуры кремниевой подложки. Доля примесных атомов в позициях замещения возрастает до $f_{\text{impurity}} = 25,5$ %, что является закономерным результатом жидкофазной эпитаксии, при которой атомы примеси захватываются в узлы растущей из расплава кристаллической решетки. В то же время быстрая кристаллизация способствует сегрегации части примесных атомов, в первую очередь индия, на поверхность и образованию металлических выделений.

Воздействие наносекундного лазерного отжига (образец К3, $W = 0,8$ Дж/см²) также вызывает плавление имплантированного слоя, однако глубина расплава и время его жизни меньше, чем при ионном отжиге. Степень кристалличности матрицы для этого образца (рис. 1, а; приведен в качестве примера зарегистрированных спектров РОР) составляет $f_{\text{crystal}} = 74,4$ %, что сопоставимо с показателями образцов К1 и К2. Однако доля примеси в узлах решетки Si достигает более высокого значения $f_{\text{impurity}} = 31,4$ %. Это указывает на то, что условия кристаллизации из расплава при лазерном отжиге являются более благоприятными для встраивания атомов In и As в узловые позиции. Профили концентрации атомов In и As после ИЛО имеют схожую форму и глубокое взаимное перекрытие с высокими концентрациями (порядка $2 \cdot 10^{21}$ см⁻³) в слое толщиной до 50–100 нм (рис. 1, с).

Иная картина наблюдается при твердофазных печных отжигах. Стационарный отжиг при 800 °С (образец К4а) не приводит к плавлению, и примесные пики сохраняют свою форму с небольшим уширением (рис. 1, d). Степень кристалличности матрицы значительно возрастает по сравнению с неотожженным образцом и достигает $f_{\text{crystal}} = 86,6$ %, что свидетельствует о высокой эффективности твердофазной рекристаллизации при этой температуре. Однако доля примеси в узлах решетки составляет лишь $f_{\text{impurity}} = 22,5$ %, что заметно ниже, чем при импульсных отжигах. Это объясняется тем, что в твердой фазе процессы встраивания атомов индия с большим атомным размером в решетку кремния затруднены, и значительная их часть сегрегирует на остаточных вторичных дефектах структуры.

Повышение температуры печного отжига до 1000 °С (образец К4b) приводит к следующим результатам. Степень кристалличности матрицы практически не изменяется по сравнению с отжигом при 800 °С и составляет $f_{\text{crystal}} = 86,4$ %. Однако доля примеси в узлах решетки демонстрирует резкий рост до значения $f_{\text{impurity}} = 44,8$ %, которое превышает показатели, характерные для всех остальных образцов. Отметим также, что при температуре 1000 °С и выше создаются термодинамические условия для успешного формирования вторичных фаз, в частности нанокристаллов InAs [2], которые обладают собственной упорядоченной кристаллической решеткой, когерентно согласованной с решеткой Si. Также при этой температуре наблюдается падение концентрации атомов In в максимуме профиля из-за его интенсивной диффузии к поверхности и, вероятно, частичного испарения (рис. 1, e). Профиль концентрации атомов As, напротив, раздваивается, формируя два максимума с проникновением на глубину до 400 нм (рис. 1, e). На спектрах РОР/К также наблюдается повышенный выход рассеяния вблизи поверхности (рис. 1, a), что указывает на образование аморфного слоя SiO₂ из-за наличия остаточного кислорода в атмосфере термической печи.

Быстрый ламповый отжиг (образцы К5 и К6; $T \approx 1400$ °С) совмещает высокую температуру и короткое время обработки, что дает возможность эффективно восстанавливать кристалличность при минимальной диффузии примесей. Данные спектра РОР/К (не приводится) показывают, что этот метод обеспечивает наилучшее восстановление кристаллической структуры матрицы среди всех исследованных режимов. Для образца К5 (5 с) степень кристалличности достигает $f_{\text{crystal}} = 88,1$ %, а для образца К6 (3 с) – максимального значения $f_{\text{crystal}} = 92,2$ %. При этом доля примеси в узлах решетки составляет $f_{\text{impurity}} = 24,8$ % для К5 и $f_{\text{impurity}} = 30,3$ % для К6 (табл. 2). Сокращение времени отжига с 5 до 3 с приводит к росту доли активированной примеси при

одновременном улучшении кристалличности. Это можно объяснить тем, что за более короткое время высокотемпературного воздействия примесные атомы, в первую очередь мышьяк, успевают занять узловые позиции в процессе быстрой рекристаллизации, в то время как диффузионное размытие концентрационных профилей и сегрегация индия на поверхность еще не успевают сильно проявиться. Эти результаты свидетельствуют о перспективности использования таких высокотемпературных, но более коротких термоотжигов с длительностями мини- и микросекундного диапазонов. Глубина проникновения мышьяка для K5 ограничена 290 нм, а индия – 170 нм (рис. 1, *f*), тогда как для K6 (распределения концентрации не приводятся) эти значения сокращаются до 95 и 60 нм соответственно. В табл. 2 сведены основные структурные параметры исследованных образцов.

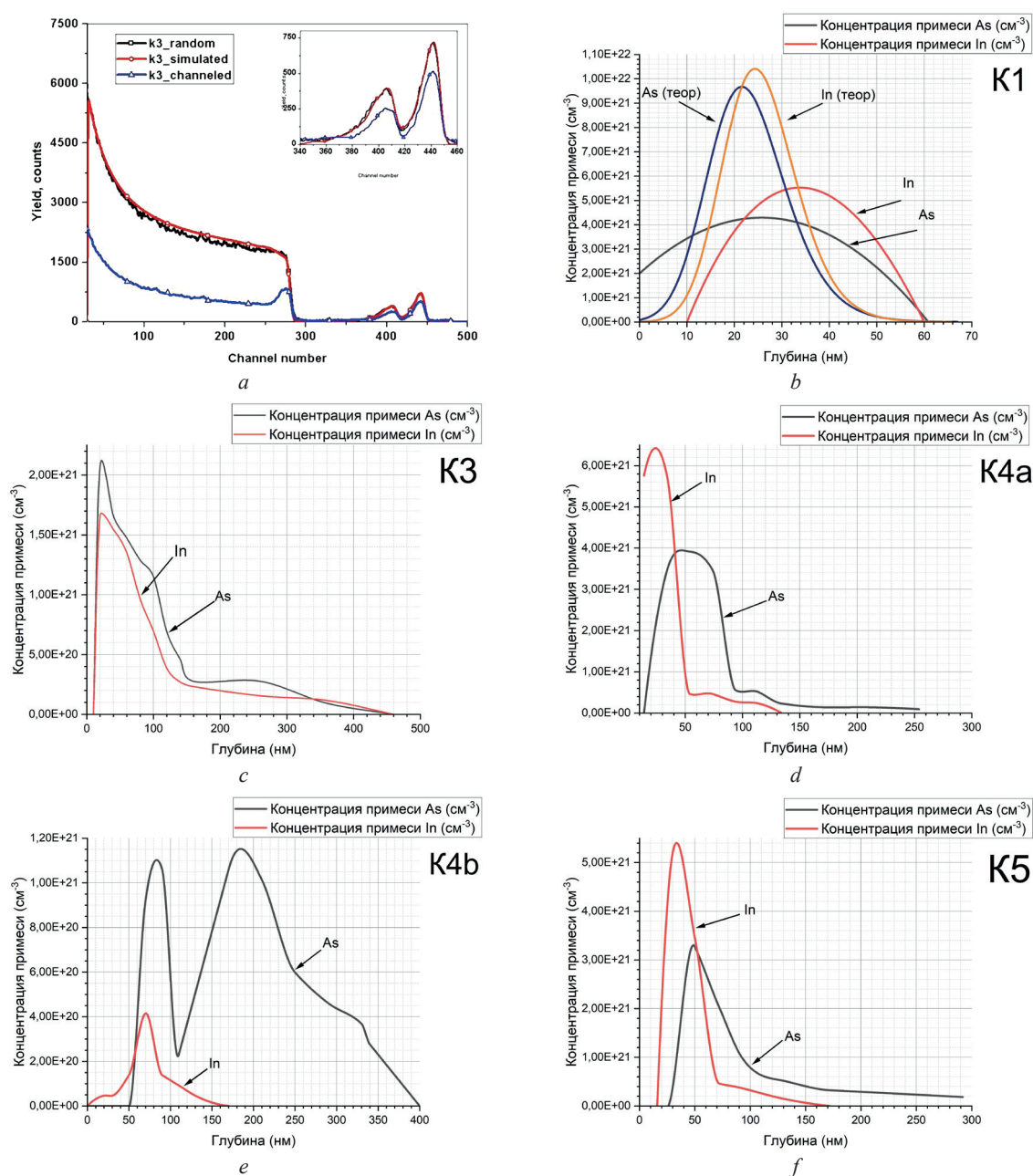


Рис. 1. Спектр резерфордского обратного рассеяния для образца K3 (*a*) и профили распределения концентрации атомов In и As по глубине кремния для образцов K1 (*b*), K3 (*c*), K4a (*d*), K4b (*e*), K5 (*f*)

Fig. 1. Rutherford backscattering spectrum for sample K3 (*a*) and depth distribution profiles of In and As atoms in silicon for samples K1 (*b*), K3 (*c*), K4a (*d*), K4b (*e*), K5 (*f*)

Таблица 2. Степень кристалличности слоев кремния и доля примеси в узлах кристаллической решетки после имплантации и различных видов отжига

Table 2. Degree of crystallinity of silicon layers and fraction of impurity atoms in substitutional crystalline lattice sites after implantation and various types of annealing

Номер образца	Выход от кремния			Выход от примеси (In + As)		
	Каналы	$1 - \chi^{\text{Si}}$	$f_{\text{crystal}}(\%) = \frac{(1 - \chi^{\text{Si}})}{(1 - \chi^{\text{min}})}$	Каналы	$1 - \chi^{\text{In+As}}$	$f_{\text{impurity}}(\%) = \frac{(1 - \chi^{\text{In+As}})}{(1 - \chi^{\text{min}})}$
1	2	3	4	5	6	7
K1	170–300	0,619	65,1 %	350–460	0,009	1,0 %
K2	170–300	0,725	76,3 %	350–460	0,242	25,5 %
K3	170–300	0,707	74,4 %	350–460	0,298	31,4 %
K4a	170–300	0,823	86,6 %	350–460	0,214	22,5 %
K4b	170–300	0,821	86,4 %	350–460	0,426	44,8 %
K5	170–300	0,837	88,1 %	350–460	0,236	24,8 %
K6	170–300	0,876	92,2 %	350–460	0,288	30,3 %

Структура легированных слоев кремния по результатам ПЭМ. Светлопольные ПЭМ-изображения в планарной геометрии (не приводятся) для образца K1 свидетельствуют о «квази-аморфности» легированного слоя. Микроизображения были получены на границе раздела этого слоя и кристаллической подложки. Наличие аморфного слоя толщиной 10–30 нм подтверждается диффузным гало на электронограмме наряду с точечными рефлексами от кристаллической матрицы кремния. В приповерхностном слое наблюдаются темные округлые выделения имплантированной примеси размерами порядка 5–20 нм. Отсутствие дополнительных дифракционных колец свидетельствует об их аморфной структуре. На отдельных участках зафиксированы более крупные образования диаметром до 100 нм, что, вероятно, связано со слиянием более мелких выделений примеси в крупные. Наличие выделений тяжелой примеси в данном образце, а также достаточно тонкий формируемый аморфный слой, что подтверждается и данными РОР исследований – поверхностный дефектный слой от кремния тоньше, чем глубина залегания атомов индия и мышьяка, дает возможность предположить, что во время имплантации кремниевая подложка имела повышенную температуру.

Опишем светлопольные ПЭМ-изображения поверхностного слоя образца после импульсного ионного отжига (не приводятся). Структура образца в данном случае характеризуется большой плотностью сложных (составных) вторичных дефектов структуры. Протяженные (от нескольких микрон до десятков в длину) дислокации декорируются выделениями тяжелой имплантированной примеси, а также другими вторичными дефектами структуры («петлеподобные» дефекты, дефекты упаковки, микротрещины). Следует отметить, что ИИО характеризуется рядом отличительных особенностей от других обсуждаемых методов термообработки, включая [10; 11] достаточно однородное выделение энергии в приповерхностном слое независимо от физического состояния материала; расположение максимума выделенной энергии не на поверхности, а в глубине облучаемого образца; при использовании коротких импульсов с высокой плотностью ионов генерируются ударные волны, сопровождающиеся формированием высокой плотности дефектов структуры на больших глубинах (до десятков и сотен микрометров) [10]. Длительность стадии кристаллизации расплавленного слоя превышает аналогичный процесс в случае ИЛО с одинаковыми плотностями энергии и длительностями импульсов [11].

Использование для отжига слоя кремния, имплантированного атомами индия и мышьяка, режима импульсной лазерной обработки приводит к восстановлению кристалличности кремниевой матрицы и образованию поверхностного дефектного слоя (рис. 2). Это хорошо согласуется и с данными РОР анализа. Дефектный слой содержит как дислокационные образования (заметные на рис. 2, а), так и кластеры примеси (темные точечные образования на рис. 2, б). В кремниевой матрице ниже дефектного слоя наблюдаются наклонные отдельные дислокации (показаны

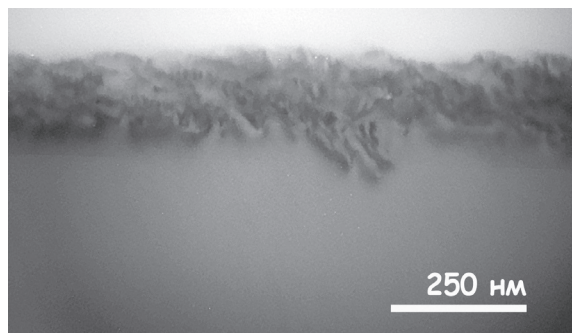
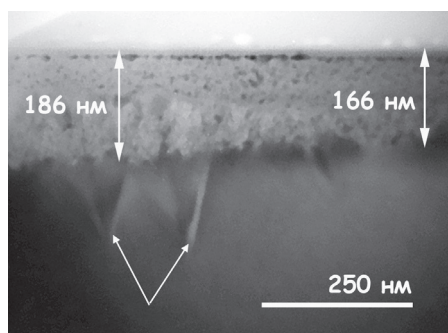
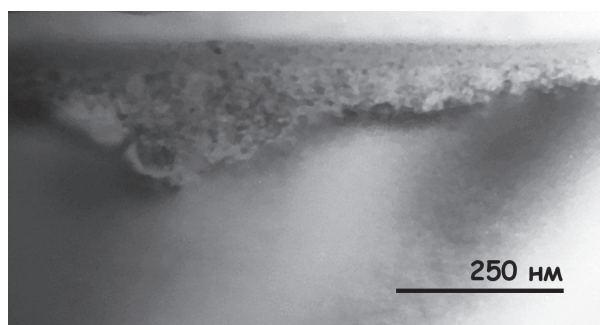
*a**b**c*

Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-микрофотографии поперечного сечения образца К3 (после имплантации ионов индия и мышьяка и импульсного лазерного отжига)

Fig. 2. Bright-field TEM micrographs of the cross-section of sample K3 (after implantation of indium and arsenic ions and pulsed laser annealing)

стрелками на рис. 2, *b*). Толщина дефектного слоя существенно отличается по площади исследуемого образца. Даже на расстоянии 0,5 мкм толщина заметно изменяется (рис. 2, *b*). Особенно это заметно на рис. 2, *c*. По-видимому, такое поведение дефектного слоя может быть обусловлено неоднородным распределением плотности энергии в сечении пучка лазерного излучения. В области более низкой плотности энергии происходит проплавление только части толщины модифицированного слоя Si. Второй причиной такого поведения дефектного слоя может быть неоднородное распределение формируемых при ИЛО напряжений. На границе «кристалл кремния – поверхностный дефектный слой» в образце сохраняются большие напряжения в структуре. Об этом свидетельствуют области темного контраста, т. е. электроны, проходящие «насквозь» через образец, отклоняются этими напряжениями и не попадают на регистрирующее устройство.

На рис. 3 представлены результаты ПЭМ-исследований образца после длительного печного высокотемпературного отжига при 1000 °С. На рис. 3, *a* – *c* показаны поперечные сечения образца, полученные с различных участков. Видно, что на поверхности присутствует тонкий (порядка 20–25 нм) аморфный слой SiO_2 (наличие поверхностного кислородного пика на спектрах РОР для данного образца согласуется с этим утверждением), в/на и под которым видны кластеры имплантированной примеси. В кремниевой подложке ниже слоя SiO_2 не обнаружено ни дефектов структуры, ни выделений примеси.

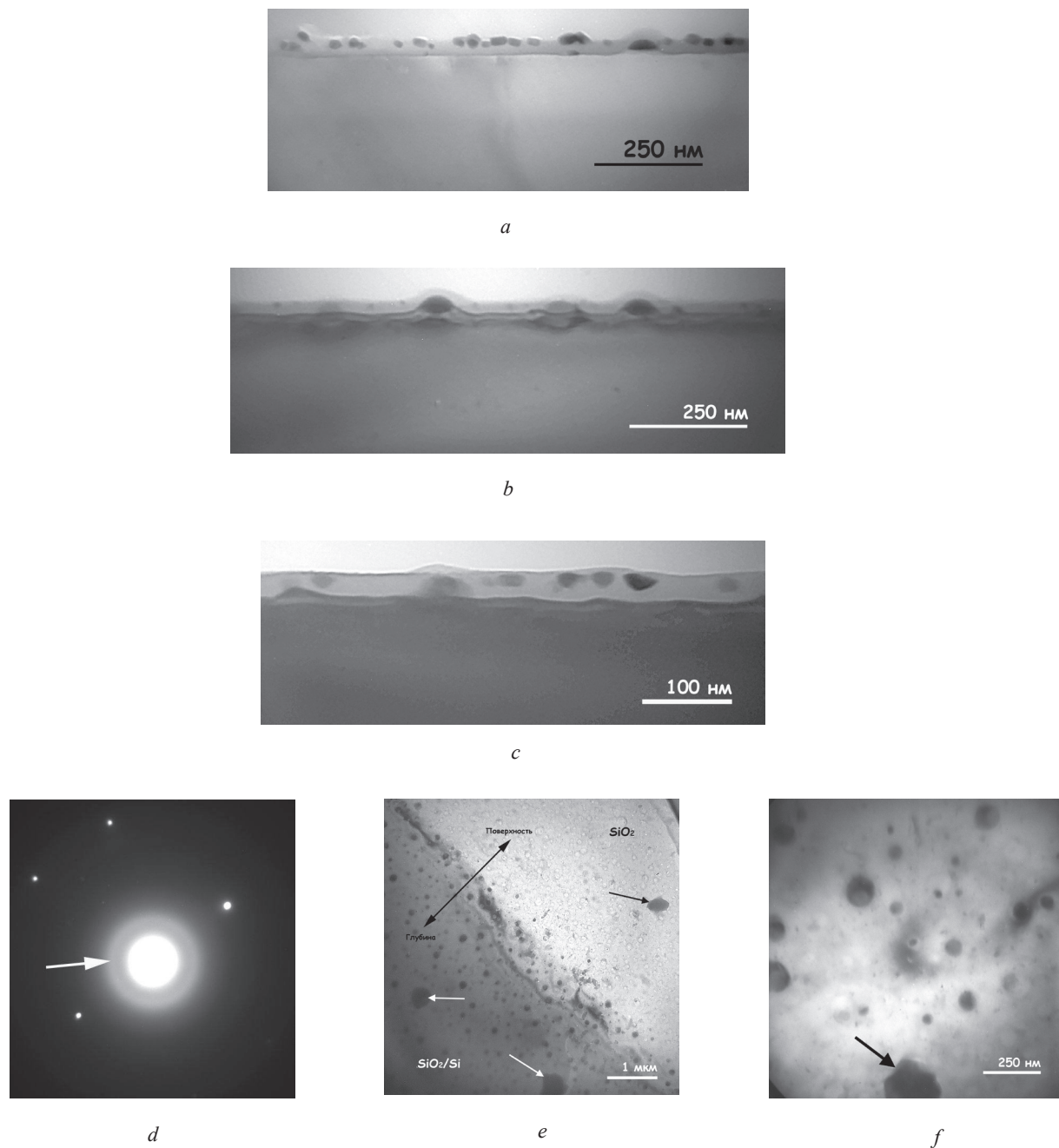


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-микрофотографии (*a–c*, *e*, *f*) и картина электронной дифракции (*d*) поперечного (*a–c*) и планарного (*d–f*) сечений образца K4b (после имплантации ионов индия и мышьяка и термического печного отжига при 1000 °С в течение 30 мин)

Fig. 3. Bright-field TEM micrographs (*a–c*, *e*, *f*) and electron diffraction pattern (*d*) from cross-sectional (*a–c*) and plan-view (*d–f*) sections of sample K4b (after implantation of indium and arsenic ions and furnace annealing at 1000 °C for 30 min)

Из данных электронной дифракции (ЭД) (рис. 3, *d*), полученных в геометрии plan-view, следует что кластеры примеси имеют аморфную структуру (на картине ЭД видны только точечные рефлексы от самой кремниевой матрицы и широкое диффузное кольцо от пленки SiO_2 – указано стрелкой). Сами кластеры примеси имеют размеры в основном в диапазоне 20–130 нм (рис. 3, *e* и 3, *f*), но присутствуют и отдельные крупные образования размерами до 240–260 нм (показаны стрелками).

Отжиг имплантированного ионами индия и мышьяка в режиме БТО с температурой, близкой к температуре плавления кремния, приводит к формированию в приповерхностной области образца кристаллических образований. Об этом свидетельствуют тонкие дифракционные кольца на картине ЭД (рис. 4, *a*). На рис. 4, *b* и 4, *c* представлены светлопольное (полученное в централь-

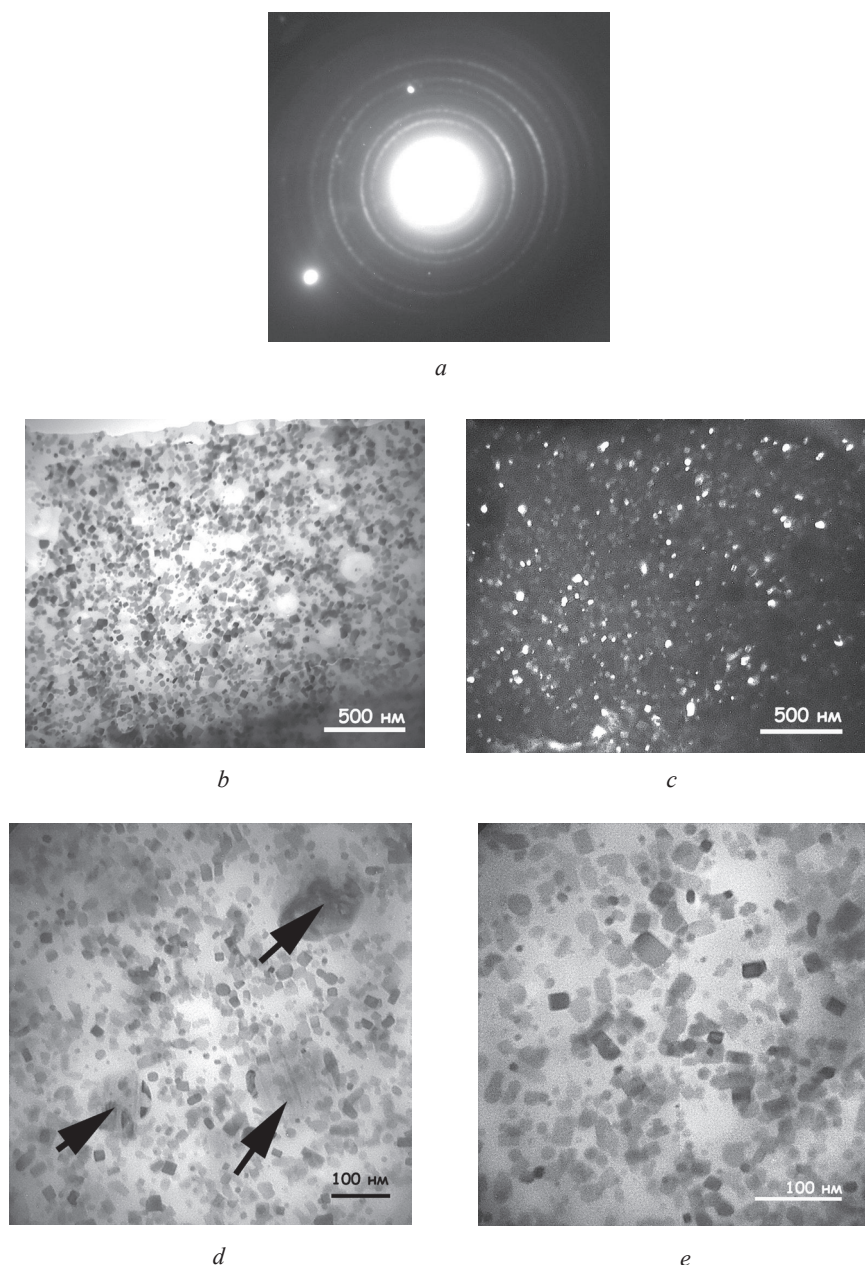


Рис. 4. Картина электронной дифракции (*a*), светлопольные (*b*, *d*, *e*) и темнопольная (*c*) ПЭМ-микрофотографии планарного сечения образца К5 (после имплантации ионов индия и мышьяка и быстрого термического отжига при 1400 °С в течение 5 с)

Fig. 4. Electron diffraction pattern (*a*), bright-field (*b*, *d*, *e*) and dark-field (*c*) TEM micrographs of the plan-view section of sample K5 (after implantation of indium and arsenic ions and rapid thermal annealing at 1400 °C for 5 s)

ном пятне ЭД) и темнопольное (полученное из области дифракционных колец ЭД) изображения соответственно. Из анализа изображений однозначно следует, что именно регистрируемые кристаллики дают вклад в формирование колец на картине ЭД. Помимо большого количества мелких кристалликов (с размерами в диапазоне 10–50 нм) формируются и кристаллиты с большим размером порядка 100–150 нм (рис. 4, *d* – указаны стрелками). На больших ограненных кристаллитах хорошо видны вторичные дефекты структуры (двойниковые границы), что говорит об их кристаллической структуре. Следует также отметить, что большинство мелких кристалликов имеют ограненную прямоугольную форму в виде пластинок, залегающих преимущественно параллельно поверхности кремниевой пластины (рис. 4, *e*). Расчет межплоскостных расстояний по картинам электронной дифракции, снятых с разных участков образца и имеющих отличия (результаты здесь не представлены), позволяет нам уверенно говорить, что приповерхностный слой содержит суперпозицию различных кристаллических включений, содержащих атомы мышьяка. Были зарегистрированы параметры плоскостей, характерных для кристаллических соединений InAs, SiAs и, возможно, промежуточных фаз. Для более точной идентификации формируемых фаз и их доли в слое требуются более точные методы характеристики (рентгеноструктурный анализ, комбинационное рассеяние света и др.).

Оптические свойства легированных слоев. Как отмечалось ранее, исходный монокристаллический кремний характеризуется прозрачностью в ближней инфракрасной области спектра ($\lambda > 1100$ нм), что обусловлено величиной ширины запрещенной зоны 1,12 эВ. Ионная имплантация In и As с последующим отжигом позволяет существенно модифицировать оптические свойства приповерхностного слоя, вызывая формирование дополнительных энергетических уровней и возможно подзоны [13] в запрещенной зоне кремния и тем самым создавая дополнительные каналы поглощения в ИК-диапазоне.

Спектры поглощения (рис. 5), рассчитанные на основе измеренных коэффициентов пропускания и отражения, демонстрируют увеличение поглощения, особенно в ИК-области спектра света, во всех исследованных образцах по сравнению с нелегированным кремнием. Наибольшие значения коэффициента поглощения зафиксированы для образца К2 после импульсного ионного отжига: в видимой области (400–800 нм) поглощение достигает ~70 %, а в ИК-диапазоне (1150–2450 нм) составляет от 50 до 68 %. Эта особенность в поглощении в первую очередь обусловлена большой толщиной модифицированного слоя кремния до единиц и десятков микрометров, что иллюстрируется структурной информацией, полученной методом микроскопии поперечного сечения. Образец К3 после импульсного лазерного отжига также характеризуется высоким поглощением – порядка 66 % в видимой области и 40–45 % в ИК-диапазоне. Для образца К4b после

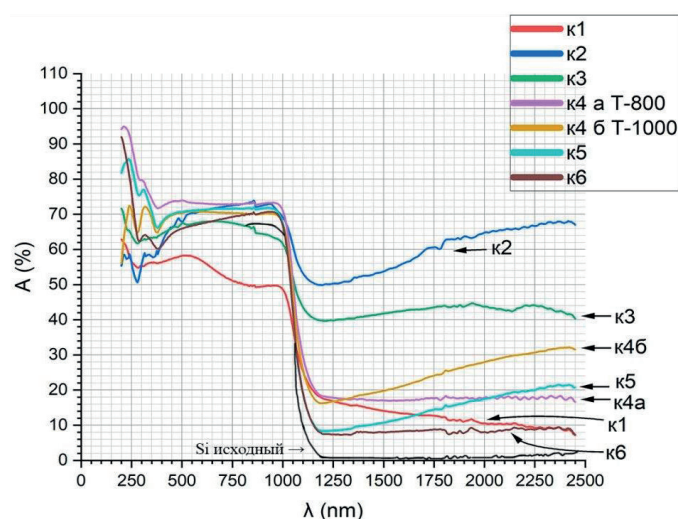


Рис. 5. Спектры поглощения образцов

Fig. 5. Absorption spectra of samples

термического отжига при 1000 °С поглощение в ИК-области увеличивается от 16 % на уровне 1200 нм до 32 % при 2450 нм. Поглощение остальных образцов в ИК-диапазоне варьируется в пределах 10–20 %, что тем не менее значительно превышает показатели для чистого кремния, у которого поглощение в этой области практически отсутствует.

Основными механизмами, обеспечивающими повышение поглощения в ИК-области, являются следующие. Во-первых, это поглощение на глубоких примесных уровнях, обусловленных атомами In и As, встроенными в узлы кристаллической решетки кремния. Как показывают данные РОР, доля примесных атомов в позициях замещения после различных режимов отжига составляет от 1,0 % для неотожженного образца до 44,8 % для образца K4b. Атомы индия, являясь акцепторной примесью, формируют глубокие уровни в запрещенной зоне кремния, а мышьяк – донорные уровни, что обеспечивает многоступенчатые переходы с участием примесных состояний. Во-вторых, существенный вклад вносит поглощение на дефектах кристаллической структуры, формирующихся в процессе имплантации и сохраняющихся после отжига. Данные ПЭМ свидетельствуют о наличии в образцах протяженных дислокаций, петлеподобных дефектов, дефектов упаковки и микрополостей, которые являются эффективными центрами рассеяния и поглощения. В-третьих, важную роль играет образование различных нанокристаллических фаз (см. рис. 2, 3), в частности потенциально InAs и SiAs, которые обладают собственной зонной структурой, отличной от кремниевой, и обеспечивают дополнительные каналы межзонного и внутризонного поглощения.

С целью выяснения особенностей структуры и фазового состава сформированных слоев представляют интерес результаты спектроскопии комбинационного рассеяния света (рис. 6), позволяющие идентифицировать фазовый состав формирующихся нанокристаллических образований. В спектрах КРС исходного имплантированного образца (K1) наблюдаются характерные особенности аморфного кремния: широкая полоса в области 100–160 см^{-1} и полоса с максимумом около 460 см^{-1} , при этом основной пик кристаллического кремния при 520 см^{-1} сильно подавлен. Отсутствие дополнительных полос указывает на то, что в неотожженном состоянии нанокристаллические фазы не формируются, а примесь находится преимущественно в виде аморфных выделений.

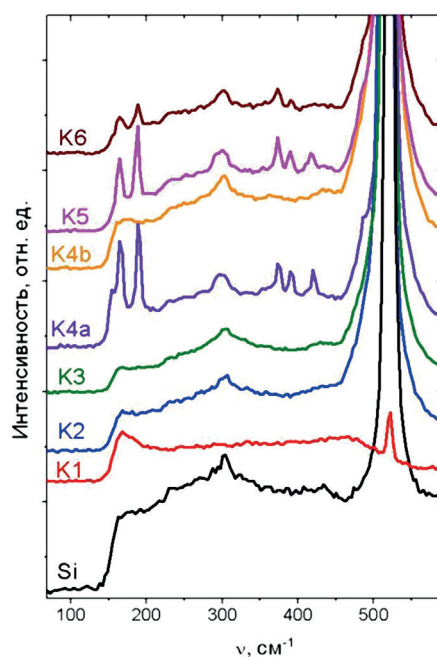


Рис. 6. Спектры КРС имплантированных образцов до и после термообработок

Fig. 6. Raman spectra of implanted samples before and after thermal treatments

В образцах после импульсного ионного (K2) и импульсного лазерного (K3) отжига формирование кристаллических фаз, содержащих имплантированные примеси, методом спектроскопии КРС не обнаружено. При этом кристаллическая структура кремниевой матрицы практически полностью восстанавливается, о чем свидетельствует появление характерных полос при ~ 520 и ~ 300 см^{-1} соответственно. Следует отметить, что для образца после импульсного ионного отжига в отдельных точках поверхности дополнительно регистрируются полосы при ~ 1400 и ~ 1590 см^{-1} , соответствующие D- и G-полосам аморфной углеродной фазы (не показаны). Их появление, вероятно, связано с использованием при ионном отжиге мощного пучка, в составе которого содержатся ионы углерода.

Для образца K4a после термического отжига при 800°C в спектрах КРС наблюдаются полосы при 165, 189, 374, 390 и 420 см^{-1} . Положение этих полос хорошо согласуется с литературными данными о фоновых модах различной симметрии моноклинного моноарсенида кремния SiAs [14; 15], что свидетельствует о формировании данной кристаллической фазы. После отжига при более высокой температуре (1000°C) указанные полосы не регистрируются, что говорит о термической нестабильности сформированной фазы SiAs и ее разложении либо трансформации.

После быстрого лампового отжига при 1400°C в течение 3 и 5 с в спектрах КРС также регистрируются полосы, соответствующие фазе SiAs. При этом увеличение длительности отжига с 3 до 5 с сопровождается ростом их интенсивности, что указывает на увеличение объема или степени кристалличности образующейся фазы. В то же время формирование кристаллической фазы InAs методом КРС не зарегистрировано после ни одного из использованных режимов термической обработки. Интересно отметить, что образцы, в которых методом КРС обнаружено образование фазы SiAs, характеризуются относительно более низким поглощением в ИК-области. Вероятной причиной является связывание части имплантированных атомов мышьяка в кристаллическую фазу SiAs, что приводит к уменьшению концентрации примесных атомов, встроенных в кристаллическую решетку кремния и участвующих в формировании электронных состояний, ответственных за ИК-поглощение.

Заключение. Представлен сравнительный анализ влияния различных термообработок (стандартных длительных высокотемпературных, быстрого термического отжига, импульсных ионного и лазерного отжига) на состав, структуру и оптические свойства легированных атомами индия и мышьяка слоев монокристаллического кремния.

Показано, что использование режимов импульсных обработок при приемлемом качестве кристалличности кремниевой матрицы (порядка 76 %) и хорошей степени активации легирующей примеси (26–31 %) в сравнении с другими отжигами позволяет получать легированные слои, обладающие сильными поглощающими характеристиками в ближней ИК-области спектра света: 50–70 % – для ионных и 40–45 % – для лазерных обработок в диапазоне длин волн 1100–2500 нм. Коэффициенты поглощения излучения в этом диапазоне спектра для образцов после длительных (в течение 30 мин) термообработок составляют порядка 20 % при 800°C и 18–32 % при 1000°C соответственно. А использование секундных режимов БТО при температуре 1400°C приводит к формированию легированного поверхностного слоя с коэффициентами поглощения в данной ИК-области 10 % для 3-секундной и 10–20 % для 5-секундной обработки. В двух последних случаях (равновесный высокотемпературный и быстрый термический отжиг) значения коэффициентов поглощения все равно выше, чем для нелегированного кремния, в котором оно практически отсутствует.

Полученные результаты демонстрируют возможность управления оптическими свойствами кремния путем выбора режима постимплантационной термообработки и могут применяться для создания кремниевых фотоприемников, работающих в ИК-диапазоне.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и электронной дифракции, а также комбинационного рассеяния света в образцах, имплантированных с большой концентрацией как индия, так и мышьяка, после определенных режимов термообработки было зарегистрировано формирование в кремниевой матрице пластинчатых наноразмерных кристаллических

полупроводниковых включений фазы SiAs. Данный материал также интересен с точки зрения использования его уникальных электронных свойств при разработке новых оптоэлектронных устройств.

Список использованных источников

1. Luque, A. Understanding intermediate-band solar cells / A. Luque, A. Martí, C. Stanley // *Nature Photonics*. – 2012. – Vol. 6, № 3. – P. 146–152. <https://doi.org/10.1038/nphoton.2012.1>
2. Formation of InAs nanocrystals in Si by high-fluence ion implantation / F. Komarov, L. Vlasukova, W. Wesch [et al.] // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2008. – Vol. 266, № 16. – P. 3557–3564. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2008.06.010>
3. Ion-beam synthesis and characterization of narrow-gap A3B5 nanocrystals in Si: Effect of implantation and annealing regimes / F. Komarov, L. Vlasukova, O. Milchanin [et al.] // *Materials Science and Engineering: B*. – 2013. – Vol. 178, № 18. – P. 1169–1177. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2013.07.011>
4. Влияние импульсного лазерного отжига на оптические и структурные свойства кремния, имплантированного ионами индия и мышьяка / Ф. Ф. Комаров, О. В. Мильчанин, И. Н. Пархоменко [и др.] // *Инженерно-физический журнал*. – 2024. – Т. 97, № 3. – С. 758–765.
5. Raman shifts and photoluminescence of the InSb nanocrystals ion beam-synthesized in buried SiO₂ layers / I. E. Tyschenko, V. A. Volodin, A. G. Cherkov [et al.] // *Journal of Luminescence*. – 2018. – Vol. 204. – P. 656–662. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2018.08.057>
6. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов / А. В. Двуреченский, Г. А. Качирин, Е. В. Нидаев, Л. С. Смирнов. – М.: Наука, 1982. – 208 с.
7. Pulsed particle beam treatment of implanted silicon / R. M. Bayazitov, L. Kh. Zakirzyanova, I. B. Khaibullin [et al.] // *Vacuum*. – 1992. – Vol. 47, № 5–7. – P. 619–622. [https://doi.org/10.1016/0042-207x\(92\)90091-a](https://doi.org/10.1016/0042-207x(92)90091-a)
8. Комаров, Ф. Ф. Ионная и фотонная обработка материалов / Ф. Ф. Комаров, С. В. Константинов. – Минск: Выш. шк., 2022. – 246 с.
9. Feldman, L. C., *Materials Analysis by Ion Channeling: Submicron Crystallography*/ L. C. Feldman, W. Mayer, S. T. Picraux. – New York: Academic, 1982. – 388 p. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-252680-0.50013-9>
10. Комаров, Ф. Ф., Физические процессы при ионной имплантации в твердые тела / Ф. Ф. Комаров, А. Ф. Комаров. – Минск: Технопринт, 2001. – 394 с.
11. Дефекты структуры в ионно-имплантированном кремнии / Ф. Ф. Комаров, А. П. Новиков, В. С. Соловьев, С. Ю. Ширяев. – Минск: Университетское, 1990. – 320 с.
12. Баталов, Р. И. Двумерное моделирование импульсного нагрева аморфизированного кремния мощными ионными пучками / Р. И. Баталов, Е. А. Марфин, Д. Д. Зайцев // *Инженерно-физический журнал*. – 2026. – Т. 93, № 3. – С. 664–671.
13. Hyper-doping of Silicon for Plasmonics in the Telecommunication Range / J. Rensberg, A. Barreda, K. Wolf [et al.] // *Optical Materials*. – 2026. – Vol. 169. – Art. ID 117621. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2025.117621>
14. Phonons in SiAs: Raman scattering study and DFT calculations / J. Kutzner, J. Kortus, O. Pätzold [et al.] // *Journal of Raman Spectroscopy*. – 2011. – Vol. 42, № 12. – P. 2132–2136. <https://doi.org/10.1002/jrs.2976>
15. High-pressure melt growth and transport properties of SiP, SiAs, GeP, and GeAs 2D layered semiconductors / C. Barreateau, B. Michon, C. Besnard, E. Giannini // *Journal of Crystal Growth*. – 2016. – Vol. 443. – P. 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2016.03.019>

References

1. Luque A., Martí A., Stanley C. Understanding intermediate-band solar cells. *Nature Photonics*, 2012, vol. 6, no. 3, pp. 146–152. <https://doi.org/10.1038/nphoton.2012.1>
2. Komarov F., Vlasukova L., Wesch W., Kamarou A., Milchanin O., Grechnyi S., Mudryi A., Ivaniukovich A. Formation of InAs nanocrystals in Si by high-fluence ion implantation. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2008, vol. 266, pp. 3557–3564. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2008.06.010>
3. Komarov F., Vlasukova L., Milchanin O., Wesch W., Wendler E., Zuk J., Parkhomenko I. Ion-beam synthesis and characterization of narrow-gap A3B5 nanocrystals in Si: Effect of implantation and annealing regimes. *Materials Science and Engineering: B*, 2013, vol. 178, pp. 1169–1177. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2013.07.011>
4. Komarov F. F., Milchanin O. V., Parkhomenko I. N., Kuchinsky P. V., Alzhanova A. E., Mokhovikov M. A., Wendler E. Influence of the Laser Pulse Annealing of the Silicon Implanted with Indium and Arsenic Ions on its Optical and Structural Properties. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2024, vol. 97, pp. 745–752. <https://doi.org/10.1007/s10891-024-02946-7>
5. Tyschenko I. E., Volodin V. A., Cherkov A. G., Stoffel M., Rinnert H., Vergnat M., Popov V. P. Raman shifts and photoluminescence of the InSb nanocrystals ion beam-synthesized in buried SiO₂ layers. *Journal of Luminescence*, 2018, vol. 204, pp. 656–662. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2018.08.057>

6. Dvurechensky A. V., Kachirin G. A., Nidaev E. V., Smirnov L. S. *Pulsed Annealing of Semiconductor Materials*. Moscow, Nauka Publ., 1982. 208 p. (in Russian).
7. Bayazitov R. M., Zakirzyanova L. Kh., Khaibullin I. B., Isakov I. F., Chachakov A. F. Pulsed particle beam treatment of implanted silicon. *Vacuum*, 1992, vol. 43, no. 5–7, pp. 619–622. [https://doi.org/10.1016/0042-207x\(92\)90091-a](https://doi.org/10.1016/0042-207x(92)90091-a)
8. Komarov F. F., Konstantinov S. V. *Ion and Photon Processing of Materials*. Minsk, Vysheishaya shkola Publ., 2022. 246 p. (in Russian).
9. Feldman L. C., Mayer W., Picraux S. T. *Materials Analysis by Ion Channeling: Submicron Crystallography*. New York, Academic Press, 1982. 388 p. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-252680-0.50013-9>
10. Komarov F. F., Komarov A. F. *Physical Processes During Ion Implantation into Solids*. Minsk, Tekhnoprint Publ., 2001. 394 p. (in Russian).
11. Komarov F. F., Novikov A. P., Solov'ev V. S., Shiryayev S. Yu. *Structural Defects in Ion-Implanted Silicon*. Minsk, Universitetskoe Publ., 1990. 324 p. (in Russian).
12. Batalov R. I., Marfin E. A., Zaitsev D. D. Two-Dimensional Modeling of Pulsed Heating of Amorphized Silicon by High-Power Ion Beams. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2026, vol. 93, pp. 671–678. <https://doi.org/10.1007/s10891-026-03348-7>
13. Rensberg J., Barreda A., Wolf K., Udndisz A., Salfeld J., Geburt S., Staude I., Ronning C., Hafemann M. Hyperdoping of Silicon for Plasmonics in the Telecommunication Range. *Optical Materials*, 2026, vol. 169, art. ID 117621. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2025.117621>
14. Kutzner J., Kortus J., Pätzold O., Wunderwald U., Irmer G. Phonons in SiAs: Raman scattering study and DFT calculations. *Journal of Raman Spectroscopy*, 2011, vol. 42, pp. 2132–2136. <https://doi.org/10.1002/jrs.2976>
15. Barreteau C., Michon B., Besnard C., Giannini E. High-pressure melt growth and transport properties of SiP, SiAs, GeP, and GeAs 2D layered semiconductors. *Journal of Crystal Growth*, 2016, vol. 443, pp. 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2016.03.019>

Інфармацыя аб аўторах

Комаров Фадей Фадеевич – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: komarovF@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>

Мильчанин Олег Владимирович – старший научный сотрудник лаборатории элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: milchanin.oleg@yandex.by

Чуприс Илья Кириллович – студент, Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: iliachupris@gmail.com

Пархоменко Ирина Николаевна – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник НИЛ материалов и приборных структур микро- и нанoeлектроники, Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: parhomir@yandex.by

Роговая Ирина Сергеевна – младший научный сотрудник лаборатории элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: rogovayaira.151299@gmail.com

Исмаилова Гузаль Амитовна – доцент-исследователь кафедры физики твердого тела и технологии новых материалов, Казахский национальный университет имени аль-Фараби (пр. аль-Фараби, 71, Алматы, 050040, Республика Казахстан). E-mail: a81@mail.ru

Information about the authors

Fadey F. Komarov – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: komarovF@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>

Oleg V. Milchanin – Senior Researcher, Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: milchanin.oleg@yandex.by

Ilya K. Chupris – Student, Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: iliachupris@gmail.com

Irina N. Parkhomenko – Ph. D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher, Research Laboratory of Materials and Device Structures for Micro- and Nanoelectronics, Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: parhomir@yandex.by

Irina S. Rogovaya – Junior Researcher, Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: rogovayaira.151299@gmail.com

Guzal A. Ismailova – Research Associate Professor, Department of Solid State Physics and New Materials Technology, Al-Farabi Kazakh National University (71, Al-Farabi Ave., Almaty, 050040, Republic of Kazakhstan). E-mail: a81@mail.ru

Rafael I. Batalov – Ph. D. (Physics and Mathematics), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Intense Radiation Effects, Zavoisky Kazan Physical-Technical Institute – a separate structural subdivision of the Federal

Баталов Рафаэль Ильясович – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, заведующий лабораторией интенсивных радиационных воздействий, Казанский физико-технический институт имени Е. К. Завойского – обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного учреждения науки «Федеральный исследовательский центр Казанский научный центр Российской академии наук» (Сибирский тракт, 10/7, Казань, 420029, Российская Федерация). E-mail: telco@mail.ru

Пилько Владимир Владимирович – старший научный сотрудник лаборатории элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: pilkow@mail.ru

State Budgetary Institution of Science “Federal Research Center “Kazan Scientific Center of the Russian Academy of Sciences” (10/7, Sibirsky Trakt, Kazan, 420029, Russian Federation). E-mail: telco@mail.ru

Vladimir V. Pilko – Senior Researcher, Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: pilkow@mail.ru