

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-1-67-78>
УДК 535.34:546.23:546.28



Оригинальная статья

**Н. С. Ковальчук¹, О. В. Мильчанин², Ф. Ф. Комаров^{2*}, И. Н. Пархоменко³,
И. А. Романов³, Гофэн Ян⁴, Цзюньцзюнь Сюэ⁵, Ю. В. Харлович², И. С. Роговая²**

¹ОАО «Интеграл», ул. Казинца, 121А, 220108, Минск, Республика Беларусь

²Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко

Белорусского государственного университета, ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь

³Белорусский государственный университет, ул. Курчатова, 5, 220045, Минск, Республика Беларусь

⁴Школа науки, Цзяннаньский университет, проспект Лиху, 1800, 214122, Уси, Китай

⁵Школа электронной и оптической инженерии и Школа гибкой электроники

Нанкинского университета почт и телекоммуникаций, ул. Вэньюань, 9, 210023, Нанкин, Китай

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЕВ КРЕМНИЯ, ГИПЕРДОПИРОВАННЫХ СЕЛЕНОМ

Аннотация. Ионной имплантацией Se ($3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, 140 кэВ) с последующими тремя типами изотермической термообработки и с использованием импульсного лазерного отжига (ИЛО, 70 нс, 2 Дж/см²) получены гипердопированные селеном слои кремния на кремнии. Резерфордовское обратное рассеяние (РОР) ионов He⁺ в случайном и канализованном режимах и просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) использовались для анализа структурного состояния, распределения концентрации внедренной примеси и примеси в узлах кристаллической решетки Si по глубине до и после термообработок. Результаты, полученные методом РОР, свидетельствуют о том, что после ИЛО 72 % внедренной примеси находится в замещающем положении, часть ее уходит на поверхность. При изотермических отжигах ~ 50 % атомов Se попадает в узлы решетки Si, часть их уходит на сток на глубине, соответствующей исходному интерфейсу аморфный слой – кристалл до термообработки. Заметное увеличение оптического поглощения (~ 20 %) в ИК-диапазоне (1,1–2,5 мкм) зарегистрировано только при ИЛО имплантированного слоя, а для изотермических отжигов оно не превышало 1–2 %. Результаты исследований свидетельствуют о том, что большая часть атомов Se в узлах решетки кремниевой матрицы после равновесных термообработок находится в электрически неактивных состояниях. Такой эффект можно объяснить формированием большого количества нейтральных комплексов атомов селена, когда они встраиваются в соседние узлы кремниевой решетки и образуют ковалентные связи друг с другом. Сверхпересыщенные селеном слои кремния являются перспективным материалом для изготовления эффективных широкополосных фотоприемников и солнечных элементов со встроенной промежуточной подзоной в запрещенной зоне кремния.

Ключевые слова: кремний, имплантация Se, равновесные и импульсная термообработки, структура, электропротивление слоя, концентрация носителей тока, оптические свойства

Благодарности: работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф26КИ-011).

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Ковальчук Наталья Станиславовна – кандидат технических наук, заместитель главного инженера ОАО «Интеграл», e-mail: nkovalchuk@integral.by; Мильчанин Олег Владимирович – старший научный сотрудник Института прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко БГУ, <https://orcid.org/0000-0002-8300-1070>, e-mail: milchanin@tut.by; Комаров Фадей Фадеевич – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией Института прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко БГУ, <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>, e-mail: komarovf@bsu.by; Пархоменко Ирина Николаевна – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник Белорусского государственного университета, <https://orcid.org/0000-0003-0982-3938>, e-mail: parhomir@yandex.by; Романов Иван Александрович – заведующий учебной лабораторией Белорусского государственного университета, <https://orcid.org/0000-0002-0225-2936>, e-mail: romivan@bsu.by; Гофэн Ян – доктор наук, профессор, Школа науки, Провинциальный исследовательский центр оптико-электронной техники и технологий легкой промышленности провинции Цзянсу, Цзяннаньский университет, <https://orcid.org/0000-0002-0225-2936>, e-mail: gfyang@jiangnan.edu.cn; Цзюньцзюнь Сюэ – кандидат наук, доцент, Школа электронной и оптической инженерии и Школа гибкой электроники Нанкинского университета почт и телекоммуникаций, <https://orcid.org/0000-0003-2120-4849>, e-mail: jyxue@njupt.edu.cn; Харлович Юлия Владимировна – младший научный сотрудник Института прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко БГУ, e-mail: yuliya.nii.pfp@gmail.com; Роговая Ирина Сергеевна – младший научный сотрудник Института прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко БГУ, e-mail: rogovayaira.151299@gmail.com

* Автор, ответственный за переписку / Corresponding author.

Вклад авторов: Ковальчук Наталья Станиславовна – анализ и обобщение данных литературы; Мильчанин Олег Владимирович – проведение инструментальных исследований, анализ экспериментальных данных; Комаров Фадей Фадеевич – обоснование концепции исследования, написание текста рукописи; Пархоменко Ирина Николаевна – анализ экспериментальных данных; Романов Иван Александрович – проведение инструментальных исследований, анализ экспериментальных данных; Гофэн Ян – сбор и систематизация данных; Цзюньцзюнь Сюэ – интерпретация результатов исследования; Харлович Юлия Владимировна – аннотирование данных, проведение инструментальных исследований; Роговая Ирина Сергеевна – проведение инструментальных исследований, редактирование текста рукописи.

Для цитирования: Влияние режимов термообработки на структуру и оптические свойства слоев кремния, гипертупированных селеном / Н. С. Ковальчук, О. В. Мильчанин, Ф. Ф. Комаров [и др.] // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 1. – С. 67–78. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-1-67-78>

Поступила в редакцию: 08.04.2025

Доработанный вариант: 17.11.2025

Утверждена к публикации: 05.03.2026

Подписана в печать: 12.03.2026

Original article

Natalia S. Kovalchuk¹, Oleg V. Milchanin², Fadei F. Komarov^{2*}, Irina N. Parkhomenko³,
Ivan A. Romanov³, Guofeng Yang⁴, Junjun Xue⁵, Yuliya V. Kharlovich², Irina S. Rogovaya²

¹OJSC “Integral”, 121A, Kazinets St., 220108, Minsk, Republic of Belarus

²A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University,
7, Kurchatov St., 220045, Minsk, Republic of Belarus

³Belarusian State University, 5, Kurchatov St., 220108, Minsk, Republic of Belarus

⁴School of Science, Jiangnan University, 1800, Lihu Ave., 214122, Wuxi, China

⁵School of Electronic and Optical Engineering and School of Flexible Electronics Nanjing University of Posts
and Telecommunications, 9, Wenyuan Road, 210023, Nanjing, China

EFFECT OF HEAT TREATMENT MODES ON THE STRUCTURE AND OPTICAL PROPERTIES OF SILICON LAYERS HYPERDOPED WITH SELENIUM

Abstract. Selenium hyperdoped silicon layers were obtained by Se ion implantation ($3.1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 140 keV) followed by three types of isothermal heat treatment and using pulsed laser annealing (PLA, 70 ns, 2 J/cm²). Rutherford backscattering spectrometry (RBS) of He⁺ ions in random and channeled modes and transmission electron microscopy (TEM) were employed to analyze the structure, concentration depth distributions of the implanted impurity and impurity in the Si crystal lattice sites before and after heat treatments. The results obtained by the RBS method indicate that after PLA, 72 % of the introduced impurity is in a substitutional position, and part of it goes to the surface. At isothermal annealing ~ 50 % of Se atoms get into the Si lattice sites, a part of them goes to the drain at the depth corresponding to the initial amorphous layer – crystal interface before heat treatment. A noticeable increase in optical absorption (~ 20 %) in the IR range (1.1–2.5 μm) was registered only at PLA of the implanted layer, and for isothermal annealing it did not exceed 1–2 %. The results of the studies indicate that most of the Se atoms in the sites of the silicon matrix lattice are in electrically inactive states after equilibrium heat treatments. This effect can be explained by the formation of a large number of neutral complexes of selenium atoms, when they are embedded in neighboring sites of the silicon lattice and form covalent bonds with each other. Selenium supersaturated silicon layers are a promising material for the fabrication of efficient broadband photodetectors and solar cells with an embedded intermediate subzone in the silicon forbidden zone.

Keywords: silicon, Se implantation, equilibrium and pulse heat treatments, structure, layer electrical resistance, current carrier concentration, optical properties

Acknowledgments: the work was financially supported by the Belarusian Republic Foundation for Fundamental Research (grant no. F26KI-011).

Conflict of interest: authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: Natalia S. Kovalchuk – Cand. Sci. (Engineering), Deputy Chief Engineer at OJSC “Integral”, e-mail: nkovalchuk@integral.by; Oleg V. Milchanin – Senior Researcher at A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of the Belarusian State University, <https://orcid.org/0000-0002-8300-1070>, e-mail: milchanin@tut.by; Fadei F. Komarov – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sci. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Laboratory at A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of the Belarusian State University, <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>, e-mail: komarofv@bsu.by; Irina N. Parkhomenko – Cand. Sci. (Physics and Mathematics), Leading Researcher at Belarusian State University, <https://orcid.org/0000-0003-0982-3938>, e-mail: parhomir@yandex.by; Ivan A. Romanov – Head of the Educational Laboratory at Belarusian State University, <https://orcid.org/0000-0002-0225-2936>, e-mail: romivan@bsu.by; Guofeng Yang – Dr. Sci., Professor, School of Science, Jiangsu Provincial Research Center of Light Industrial Optoelectronic Engineering and Technology, Jiangnan University, <https://orcid.org/0000-0002-0225-2936>, e-mail: gfyang@jiangnan.edu.cn; Junjun Xue – Ph. D., Associate Professor, College of Electronic and Optical Engineering & College of Flexible Electronics, Nanjing University of Posts and Telecommunications, <https://orcid.org/0000-0003-2120-4849>, e-mail: jjxue@njupt.edu.cn; Yuliya V. Kharlovich – Junior Researcher at A. N. Sevchenko Institute

of Applied Physical Problems of the Belarusian State University, e-mail: yuliya.nii.pfp@gmail.com; Irina S. Rogovaya – Junior Researcher at A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of the Belarusian State University, e-mail: rogovayaira.151299@gmail.com

Contribution of the authors: Natalia S. Kovalchuk – analysis and generalization of literature data; Oleg V. Milchanin – instrumental investigations, experimental data analysis; Fadei F. Komarov – substantiation for the concept of investigations, writing an article; Irina N. Parkhomenko – experimental data analysis; Ivan A. Romanov – instrumental investigations, experimental data analysis; Guofeng Yang – data gathering and classification; Junjun Xue – interpretation of the research results; Yuliya V. Kharlovich – data annotation, instrumental investigations; Irina S. Rogovaya – instrumental investigations, manuscript text editing.

For citation: Kovalchuk N. S., Milchanin O. V., Komarov F. F., Parkhomenko I. N., Romanov I. A., Guofeng Yang, Junjun Xue, Kharlovich Yu. V., Rogovaya I. S. Effect of heat treatment modes on the structure and optical properties of silicon layers hyperdoped with selenium. *Vestsi Natsyyanal'най akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 1, pp. 67–78 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-1-67-78>

Received: 08.04.2025

Modified: 17.11.2025

Approved for publication: 05.03.2026

Signed to the press: 12.03.2026

Введение. В настоящее время исследователи все чаще прибегают к радикальным подходам для реализации новых возможностей управления свойствами полупроводников. Одним из таких подходов является внедрение в полупроводники примесей, концентрация которых превышает равновесную растворимость (гипердопирование).

По прогнозам, новые свойства гипердопированного кремния позволят существенно расширить области его применения. Гипердопирование кремния халькогенами (S, Se, Te) приводит к эффективному поглощению излучения в ближнем ИК-диапазоне [1; 2]. При ширине запрещенной зоны 1,12 эВ сам кремний является прозрачным в спектральном диапазоне длин волн более 1,1 мкм. Вследствие этого современные кремниевые фотодетекторы нечувствительны в области основных полос оптоволоконных телекоммуникационных систем: S (1,46–1,53 мкм), C (1,53–1,565 мкм) и L (1,565–1,625 мкм).

Для создания гипердопированных слоев обычно используют ионную имплантацию с последующим импульсным отжигом. Чтобы активировать примеси и устранить радиационные дефекты, при обычном легировании кремния для приборов микроэлектроники чаще всего используют достаточно длительные изотермические высокотемпературные отжиги. При этом концентрация примеси в виде твердого раствора в кремнии будет ограничиваться предельной растворимостью при температуре отжига, а избыточная примесь выделится в виде осадков или уйдет на стоки (дефекты структуры, поверхность). Для халькогенов характерен низкий предел равновесной растворимости ($\leq 10^{17} \text{ см}^{-3}$). Увеличить концентрацию растворенной в кремнии примеси на несколько порядков позволяет использование импульсного лазерного отжига (ИЛО) в диапазоне длительностей импульса нано-, фемтосекунд [1–3] в режимах с расплавлением приповерхностного имплантированного ионами слоя. Выбор режима термообработки является весьма критичным фактором при формировании качественных гипердопированных слоев кремния для создания фотоприемников и солнечных элементов.

Контролируемое управление поглощающими свойствами кремния в ИК-диапазоне обусловлено формированием примесной подзоны в запрещенной зоне кремния, если концентрация легирующей примеси превышает 10^{18} см^{-3} [4]. Это свидетельствует о том, что для создания высоких уровней легирования требуются неравновесные методы термообработок. Вторым препятствием в реализации высоких концентраций таких примесей, как халькогены (S, Se, Te) или переходные металлы, является их высокая диффузионная подвижность в Si в твердофазном состоянии, которая на порядки величины превышает подвижность традиционных легирующих примесей B, P, As, Sb.

Следует отметить также, что для обеспечения условий серийного производства кремниевых фотоприемников широкого спектрального диапазона на гипердопированных слоях целесообразно разработать режимы термообработки с одновременной обработкой всей поверхности имплантированных пластин.

В данной работе исследованы различные режимы изотермического и лазерного отжигов имплантированных селеном слоев кремния, обеспечивающие восстановление кристаллической

структуры и достаточно высокий уровень легирования в сформированных сверхпересыщенных примесью функциональных слоях фотоприемников.

Эксперимент. Имплантация ионов селена в *p*-типа подложки (100)-ориентации ($\rho = 10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$) полированного с двух сторон кремния проводилась при комнатной температуре с энергией 140 кэВ и флюенсом ионов $3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Последующая термическая обработка имплантированных ионами Se кремниевых образцов выполнялась в трех различных режимах изотермического отжига и с использованием ИЛЮ. В первом случае был использован одноступенчатый режим быстрой термической обработки (БТО, 850 °С, 8 с, в среде Ar). В двух других – проводилась двухступенчатая термообработка с предварительным прогревом образцов при 550 °С в течение 30 мин с целью рекристаллизации аморфизованных ионной имплантацией слоев кремния. При этом ожидалось, что при последующих режимах БТО (850 °С, 8 с, в среде Ar и 850 °С, 5 мин, в среде Ar) должен проходить лишь отжиг вторичных дефектов структуры, которые имеют как правило дислокационный тип. ИЛЮ имплантированных образцов осуществлялся импульсом рубинового лазера ($\lambda = 694 \text{ нм}$, FWHM = 70 нс) с равномерным распределением энергии импульса по участку диаметром 4 мм. Плотность энергии в импульсе выбрана равной 2 Дж/см². Процедура лазерного отжига проходила с оптико-пирометрической диагностикой *in situ* фазовых превращений [5].

Определение концентрации внедренной примеси по глубине, доли атомов селена в узлах кристаллической решетки кремния и степени кристаллического совершенства имплантированных слоев проводилось путем компьютерного анализа спектров резерфордовского обратного рассеяния (РОР). Спектры РОР были зарегистрированы на ускорительном комплексе AN-2500 (Нидерланды) с использованием ионов He⁺ с энергией $E = 1,5 \text{ МэВ}$ при угле регистрации 170° в режимах каналирования вдоль направления кристалла <100> (РОР/К – каналированные спектры) и без каналирования (РОР/С – случайные спектры). Глубинные профили концентрации атомов селена рассчитаны путем обработки спектров РОР с использованием программного кода HEAD-6 (разработан в Институте прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета), а также с использованием программного пакета SIMNRA¹.

Структурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в геометриях планарного и поперечного сечений на просвечивающем электронном микроскопе Hitachi H-800 (Япония) при ускоряющем напряжении 150 кэВ. Спектры пропускания и отражения образцов в ближнем ИК-диапазоне регистрировались на спектрометре Lambda 1050 WB (PerkinElmer, США) для спектрального диапазона 0,2–2,5 мкм. Оптическое поглощение (A) в исследованных слоях кремния рассчитывали по спектрам пропускания (T) и отражения (R):

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

Поверхностное сопротивление (R_s) имплантированных слоев измерялось четырехзондовым методом на установке ИУС-4 (Россия).

Результаты исследований. На рис. 1, *a–c* представлены случайные и каналированные спектры РОР от образцов после отжига в различных режимах. Для лучшей наглядности на спектрах область (диапазон каналов 310–360), соответствующая глубине залегания атомов селена в образцах, была увеличена в 30 раз. Можно отметить, что для всех трех режимов изотермической термообработки в образцах происходит полное восстановление кристаллической структуры имплантированного слоя кремния, о чем можно судить по большой разнице выхода РОР-сигнала от кремния (область от 240-го канала в сторону понижения) в случайных и каналированных спектрах РОР. Появление пика во всех спектрах РОР/К вблизи 205-го канала для изотермического отжига (область кремниевой матрицы), вероятно, связано с наличием в образцах на глубине кремния (по оценке порядка 150–160 нм) остаточного дефектного слоя (область интерфейса аморфного слоя и кристалла в не отожженном образце). Из сравнения спектров РОР/С и РОР/К (рис. 1) для области выхода сигнала от атомов селена (от 310-го по 360-й каналы) по разнице площадей пиков видно, что примерно половина атомов примеси находится в узловых положениях кристаллической решетки кремния или, возможно, в кластерных образованиях в решетке.

¹ Mayer M. SIMNRA User's Guide. Garching: Max-Planck-Institute für Plasmaphysik, 1997. 62 p.

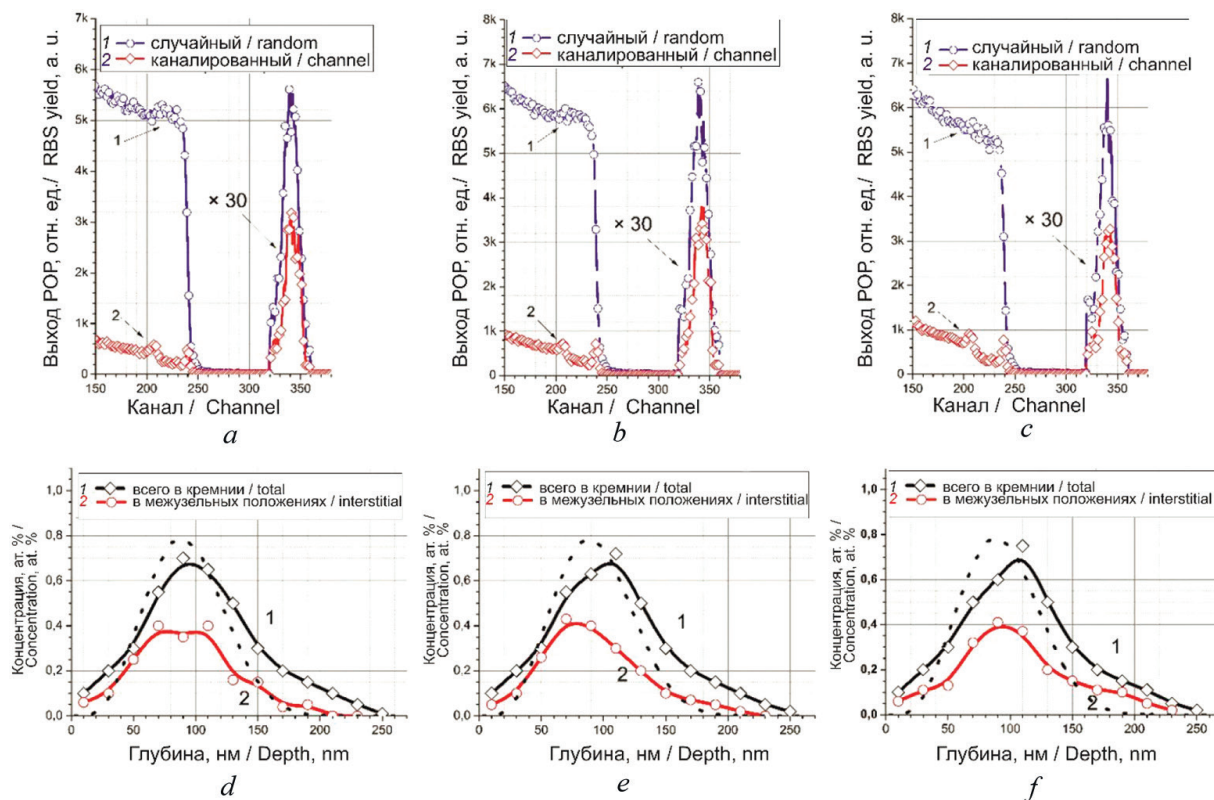


Рис. 1. Спектры резерфордского обратного рассеяния (a–c) в режимах, а также рассчитанные и измеренные распределения концентрации атомов примеси (d–f) после имплантации ионов Se^+ (140 кэВ, $3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) и термообработок: 850 °С, 8 с (a, d); 550 °С, 30 мин + 850 °С, 8 с (b, e); 550 °С, 30 мин + 850 °С, 5 мин (c, f).

На графиках d, e, f пунктирной линией представлен моделированный концентрационный профиль атомов селена после имплантации

Fig. 1. Rutherford backscattering spectra (a–c), as well as calculated and measured concentration distributions of impurity atoms (d–f) after Se^+ ion implantation (140 keV, $3.1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$) and heat treatments: 850 °C, 8 s (a, d); 550 °C, 30 min + 850 °C, 8 s (b, e); 550 °C, 30 min + 850 °C, 5 min (c, f). In graphs d, e, f, the dashed line represents the modeled concentration profile of selenium atoms after implantation

Количественный расчет степени кристаллического совершенства приповерхностных легированных слоев кремния, а также информация о доли атомов селена в узлах кристаллической решетки кремния получены с использованием следующих формул [7]:

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

$$f_{\text{прим}} = \frac{1 - \chi^{\text{Se}}}{1 - \chi^{\text{min}}}. \quad (3)$$

Здесь χ^{Si} и χ^{Se} – соответственно минимальные значения выхода кремния и селена, которые определялись как отношение выходов каналированного и случайного спектров (POP/K ÷ POP/C) на глубинах, соответствующих области залегания примеси; χ^{min} – соотношение для качественной Si-решетки. В нашем случае с учетом параметров ускорительного комплекса и качества исходных пластин кремния для χ^{min} выбиралось значение 0,05. Результаты расчетов представлены в таблице.

Также в таблице приведены значения поверхностного сопротивления образцов после термообработок. До термообработки сопротивление имплантированного слоя составляло $71 \pm 1 \text{ Ом}/\square$. Увеличение сопротивления после термообработок свидетельствует о формировании p–n-переходов. Как видно из данных таблицы, степень кристаллическости и доля примеси в замещающих

положениях кремневой решетки для трех режимов изотермического отжига образцов имеют близкие значения. Для образца, подвергнутого ИЛО, характерна более высокая замещающая фракция селена (72 %) и более высокое электросопротивление слоя при практически одинаковой степени кристалличности легированного слоя. Можно выделить ряд особенностей структуры. Лучшая степень кристалличности (97,5 %) наблюдается для легированного образца с самым коротким временем изотермической термообработки – использование одноступенчатого режима БТО при 850 °С в течение 8 с. Образцу с наибольшей долей атомов селена в узлах кремниевой решетки (52,6 %) соответствует самая длительная термообработка – ступенчатый отжиг с выдержкой образца в течение 30 мин при температуре 550 °С и режим БТО при 850 °С в течение 5 мин. Но поверхностное сопротивление данного образца выше, чем для двух других режимов отжига, что свидетельствует о меньшем количестве электрически активной примеси. Более высокое сопротивление функционального слоя после ИЛО может быть связано с особенностями вторичных дефектов структуры и концентрации их в этом слое.

Степень кристалличности ($f_{\text{крист}}$) слоя, доля примесных атомов в позиции замещения ($f_{\text{прим}}$) и поверхностное сопротивление (R_s) после различных термообработок легированных селеном образцов кремния

Degree of layer crystallinity, fraction of impurity atoms in the substitutional position and surface resistance (R_s) after different heat treatments of selenium-doped silicon samples

Параметр Parameter	Режим термообработки образцов The heat treatment mode of the samples			
	850 °С, 8 с 850 °С, 8 s	550 °С, 30 мин + 850 °С, 8 с 550 °С, 30 min + 850 °С, 8 s	550 °С, 30 мин + 850 °С, 5 мин 550 °С, 30 min + 850 °С, 5 min	с использованием импульсного лазерного отжига with using pulsed laser annealing
$f_{\text{крист}}$, % Degree of crystallinity, %	97,5	91,3	89,1	93,6
$f_{\text{прим}}$, % Fraction of impurity atoms in the substitutional position, %	50,7	50,7	52,6	72
R_s , Ом/□ Surface resistance, Ω/□	397 ± 2	372 ± 4	426 ± 3	896 ± 7

На рис. 2 представлены спектры РОР для обоих режимов регистрации (рис. 2, *a*) и распределения общей концентрации селена и концентрации примеси в узлах кристаллической решетки Si по глубине образца (рис. 2, *b*).

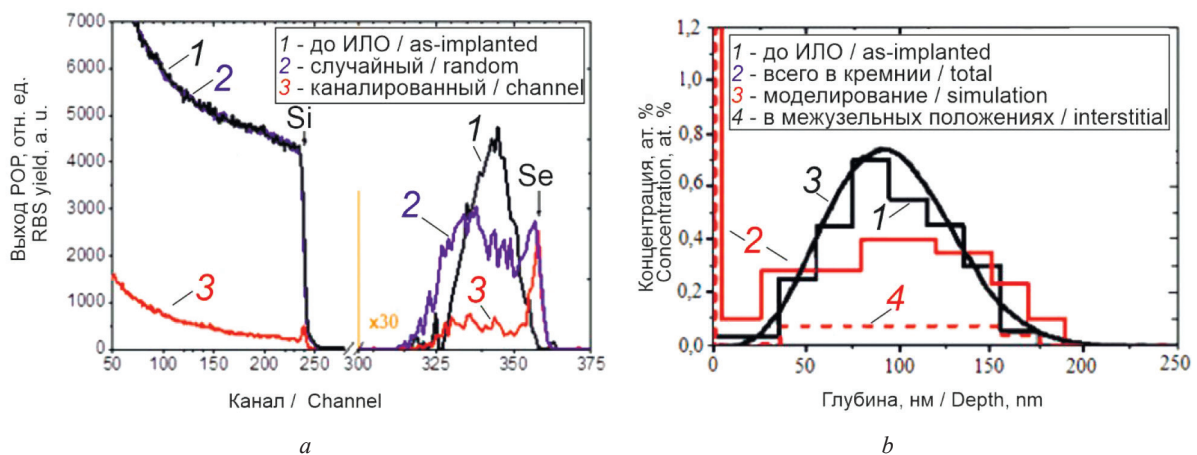


Рис. 2. Спектры резерфордского обратного рассеяния (*a*), а также рассчитанные и измеренные распределения концентрации атомов селена в Si до и после импульсного лазерного отжига (*b*, штриховая линия характеризует разницу между общей концентрацией примеси после ИЛО и находящейся в узлах решетки Si)

Fig. 2. Rutherford backscattering spectra (*a*), as well as calculated and measured distributions of the concentration of selenium atoms in Si before and after pulsed laser annealing (*b*, the dashed line in Fig. 2, *b* characterizes the difference between the total concentration of impurity after PLA and that located in the nodes of the Si lattice)

На рис. 1, *d–f* и рис. 2, *b* представлены рассчитанные по спектрам РОР концентрационные профили атомов селена в образцах кремния, а также распределения концентрации атомов селена, находящихся в узлах кристаллической решетки Si, после различных термообработок. Пунктирной линией на графиках рис. 1, *d–f* показан расчетный концентрационный профиль селена сразу после имплантации. Расчет проводился с использованием программного пакета BEAM2HD [7], разработанного для моделирования условий высокодозной ионной имплантации с учетом процессов распыления, набухания и влияния накопления ранее введенной примеси.

Из сравнения исходного имплантационного и полученных концентрационных профилей селена после термообработок следует, что отжиг образцов приводит к заметной диффузии примеси, особенно сильно выраженной для ИЛО (см. рис. 2, *b*). Известно, что в жидкой фазе кремния коэффициент диффузии примесных атомов независимо от их типа составляет $\sim 10^{-4}$ см²/с [8]. Как показывают результаты расчетов, для изотермических термообработок в твердом состоянии даже при температуре 1000 °С коэффициент диффузии составляет только $9,3 \cdot 10^{-11}$ см²/с [9]. При изотермическом отжиге наблюдается смещение максимумов профилей и появление явно выраженных диффузионных «хвостов» вглубь образцов, то есть в сторону существовавшей после имплантации примеси границы «аморфный кремний – кристаллическая подложка». Максимум концентрационного профиля селена после одностадийного быстрого термического отжига с глубины 80 нм (для имплантационного профиля) перемещается на глубину ~ 90 нм, а после двухстадийных отжигов значение максимума профиля примеси уже фиксируется на глубине ~ 110 нм. Можно отметить, что после таких термообработок диффузионное перераспределение атомов селена в сторону поверхности кремния проявляется незначительно.

Вызывает интерес сильное различие максимумов полного концентрационного профиля атомов селена и профиля селена в узловых положениях, наблюдаемое для образца кремния после ступенчатого отжига с использованием режима БТО при 850 °С в течение 8 с (см. рис. 1, *e*). В этом случае широкий максимум профиля распределения концентрации атомов селена в узлах решетки Si фиксируется на глубине $\sim 70–80$ нм, что ближе к поверхности, чем даже положение максимума имплантационного профиля. В то же время для более длительной двухступенчатой термообработки с режимом БТО при 850 °С в течение 5 мин, а также для одностадийного отжига при 850 °С в течение 8 с эти максимумы профилей концентрации селена в узлах решетки Si хорошо соответствуют среднему проецированному пробегу ионов (R_p) имплантированных атомов селена. Предположительно такой эффект (смещение концентрации атомов примеси в узлах решетки в сторону поверхности) может быть связан с процессом дефектообразования на определенной глубине образца в течение отжига, обусловленным перераспределением вакансий и/или междоузельных атомов.

В условиях выбранной плотности энергии лазерного импульса 2 Дж/см² отжиг аморфизованного имплантацией ионов селена слоя происходит с расплавлением верхнего слоя Si и с последующей эпитаксиальной кристаллизацией. Время жизни расплавленной области кремния 0,27 мкс определялось из измерения коэффициента отражения излучения зондирующего непрерывного лазера [5] от поверхности образца. Соответствующая толщина расплавленной области 0,4 мкм вычислялась с использованием метода, основанного на решении уравнений теплопроводности Стефана [10]. Учитывая полученные значения (0,27 мкс и 0,4 мкм), средняя скорость перекристаллизации расплавленной области оценивается как 1,48 м/с.

Импульсный лазерный отжиг имплантированного слоя приводит к существенному перераспределению примеси как к поверхности, так и вглубь кремния (см. рис. 2, *b*) с формированием области концентраций на уровне $5 \cdot 10^{19}–1,5 \cdot 10^{20}$ см⁻³ и с аккумуляцией части примеси в приповерхностной области. Это свидетельствует о том, что за счет сегрегации части примеси движущимся фронтом кристаллизации расплавленной области она вытесняется к поверхности. За время существования расплавленной области она вытесняется диффузия примеси как поверхности, так и вглубь кремния. Как отмечалось ранее, коэффициент диффузии селена в жидкой фазе Si существенно превышает величину его в твердом состоянии [8].

Обсуждение результатов. На основании экспериментального значения поверхностного сопротивления (~ 400 Ом/□) оценочный расчет по кривым Ирвина (зависимости удельного сопротивления от концентрации примеси) в предположении, что вся электрически активная примесь

в узлах кремниевої решетки расположена в среднем в толщине образца 200 нм, дает значение концентрации носителей заряда (электронов) в образцах после отжига $\sim 8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Это на 1,5–2 порядка превышает предел равновесной растворимости селена в кремнии ($\sim 10^{16}–10^{17} \text{ см}^{-3}$) [11]. Это свидетельствует о достаточно высокой неравновесной растворимости атомов селена в условиях твердофазной рекристаллизации аморфизованных ионной имплантацией слоев Si. Следует отметить, что максимально возможная концентрация носителей заряда с учетом дозы имплантации селена, процента примеси в узлах решетки кремния $\sim 50\%$ и в предположении, что каждый встроенный атом селена может давать два электрона, составляет $1,55 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Таким образом, полученное нами значение концентрации носителей заряда меньше, чем ожидаемое, более чем на порядок. В качестве оценки плотность носителей вычисляется по формуле [12]

$$n = \left(\frac{N_D \cdot N_C}{2} \right)^{\frac{1}{2}} \exp \left(- \frac{\Delta E_D}{2k_B T} \right), \quad (4)$$

где N_D , N_C , ΔE_D , k_B , T – соответственно концентрация доноров, эффективная плотность состояний в зоне проводимости, активационная энергия формирования носителей тока, постоянная Больцмана и температура (в К). Для измеренного уровня легирования Si атомами халькогена ΔE_D близко к нулю [13]. Результаты такой оценки показывают примерно на порядок величины более высокие значения носителей, чем измеренные экспериментально. Отсюда следует, что атомы селена в узлах кремниевої матрицы находятся большей частью в электрически неактивных состояниях. Такой эффект можно объяснить формированием большого количества нейтральных комплексов атомов селена, когда они встраиваются в соседние узлы кремниевої решетки и образуют ковалентные связи друг с другом, что особенно проявляется при больших концентрациях селена в кремнии ($\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$) [14]. Вторичные дефекты структуры в отожженных образцах могут быть ловушечного типа и также уменьшать количество носителей тока, то есть выключать их из процесса электропереноса или уменьшать подвижность носителей.

Результаты структурных исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) имплантированных селеном образцов кремния после различных термообработок представлены и обобщены на рис. 3. Нами установлено, что после одностадийного режима БТО

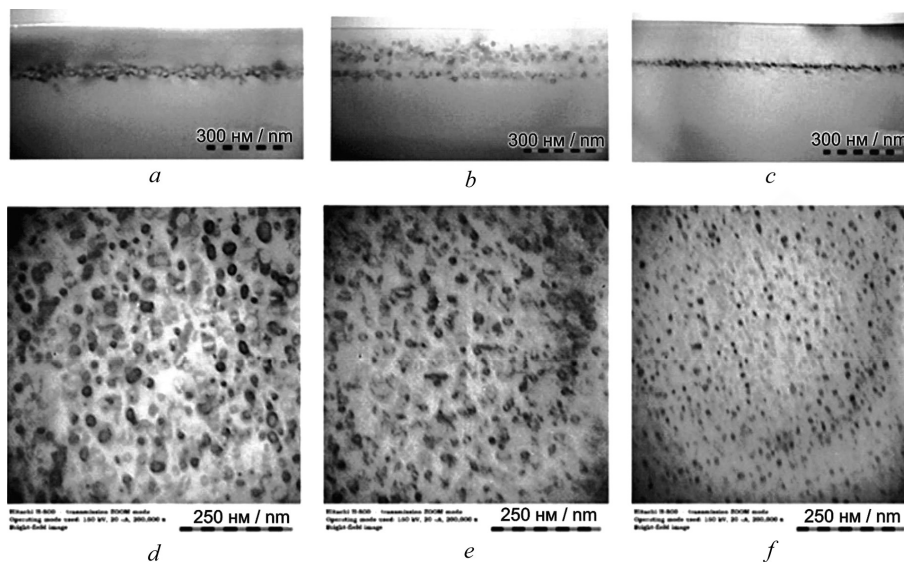


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения поперечного (*a–c*) и планарного (*d–f*) сечений слоев кремния после имплантации ионов Se^+ (140 кэВ , $3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) и термообработок: $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 с (*a, d*); $550 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин + $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 с (*b, e*); $550 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин + $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 5 мин (*c, f*)

Fig. 3. Bright-field TEM-images of cross-sectional (*a–c*) and planar (*d–f*) sections of silicon layers after Se^+ ion implantation (140 keV , $3,1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$) and heat treatments: $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 s (*a, d*); $550 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 min + $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 s (*b, e*); $550 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 min + $850 \text{ }^\circ\text{C}$, 5 min (*c, f*)

в образце происходит полная рекристаллизация имплантированного слоя (см. рис. 3, *a*). На глубине ~ 150 – 155 нм формируется тонкий слой вторичных дефектов структуры. Анализ дефектов в этом слое в планарном сечении (см. рис. 3, *d*) показал, что в нем преимущественно содержатся мелкие дислокационные петли со средними размерами от 10 до 30 нм. Неправильная (несимметричная) форма отдельных петель может свидетельствовать о декорировании атомами примеси данных дефектов, то есть о включении в структуру дефекта атомов селена, более тяжелых в сравнении с атомами кремния. Не исключено и формирование отдельных мелких кластеров селена в дефектном слое. На поверхности и в тонком кристаллическом слое кремния до глубины 150 нм не наблюдалось выделений заметных кластерных образований примеси, что согласуется с данными РОР о низкой диффузии селена к поверхности образца.

При использовании ступенчатой термообработки с коротким режимом БТО (8 с) в образцах кремния наблюдается схожая дефектная структура (см. рис. 3, *d*), как и при одноступенчатой термообработке. На глубине формируются мелкие дислокационные петли с размерами 10–25 нм, на которых могут локализоваться атомы примеси. Но на светлопольном снимке поперечного сечения образца (см. рис. 3, *b*) отчетливо можно различить два дефектных слоя. Первый в области ~ 160 нм, второй – на глубине 80–90 нм от поверхности. Такая развитая дефектная структура, по нашему мнению, формируется из-за того, что в процессе первого шага термообработки не происходило полного восстановления кристаллической решетки кремния. Но на границе раздела «аморфный слой – кристаллический слой» атомы примеси перемещались ближе к поверхности. При последующем режиме БТО второй дефектный слой формировался на этой границе. С увеличением длительности режима БТО до 5 мин в случае двухступенчатой термообработки дефектный слой на глубине 150–155 нм состоит из мелких дислокационных петель (в среднем ~ 3 – 10 нм), которые еще уверенно различаются. Но некоторые выделения за счет очень малых их размеров трудно интерпретировать. Они имеют геометрически неровную (даже вытянутую) форму, предположительно их можно оценить как примесные кластеры. Электронная дифракция (здесь не приводится) не выявила никаких рефлексов, кроме рефлексов кристаллического кремния.

Ввиду хрупкости имплантированного образца после лазерного отжига его ПЭМ-исследование не проводилось. По-видимому, для релаксации напряжений в слое целесообразно осуществлять ИЛО предварительно нагретых образцов.

На рис. 4 представлены спектры поглощения образцов после отжига в различных режимах. Спектр образца сразу после имплантации отличается отсутствием узких полос поглощения в УФ-области, связанных с межзонными переходами в кристаллическом кремнии. Также имплантация приводит к уменьшению интенсивности поглощения в видимой области и появлению ряда максимумов, вызванных интерференцией света на аморфном слое кремния. После проведения всех видов термообработки спектр поглощения в УФ- и видимой области полностью восстанавливается, что подтверждает рекристаллизацию аморфного слоя. Увеличения поглощения на $\sim 20\%$ для дозы ионов Se^+ $3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ в ближней ИК-области удается достичь только после лазерного отжига, тогда как для других видов термообработки изменения не превышают 1%. Однако стоит отметить, что поглощение в ближней ИК-области для образца после отжига (30 мин + 850 °C, 5 мин) составляет около 2%, тогда как для отжига в режимах 850 °C, 8 с и 550 °C, 30 мин + 850 °C, 8 с поглощение меньше 1%, что коррелирует с небольшой разницей в количестве примесей в узлах решетки.

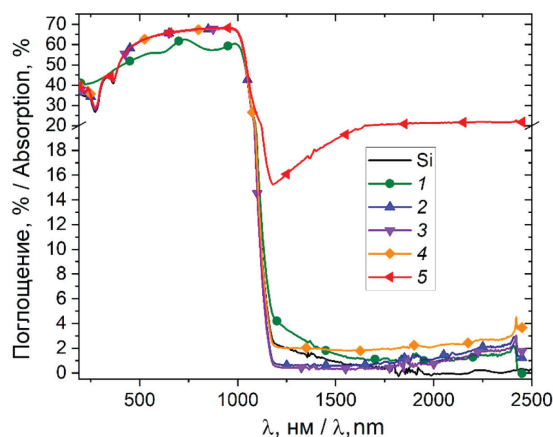


Рис. 4. Спектры поглощения Si, Si после имплантации ионов Se^+ (140 кэВ, $3,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) (кривая 1) и термообработок: 850 °C, 8 с (кривая 2); 550 °C, 30 мин + 850 °C, 8 с (кривая 3); 550 °C, 30 мин + 850 °C, 5 мин (кривая 4) и после импульсного лазерного отжига (кривая 5)

Fig. 4. Absorption spectra of Si, Si after Se^+ ion implantation (140 keV, $3,1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$) (curve 1) and heat treatments: 850 °C, 8 s (curve 2); 550 °C, 30 min + 850 °C, 8 s (curve 3); 550 °C, 30 min + 850 °C, 5 min (curve 4) and after pulsed laser annealing (curve 5)

Дополнительного увеличения поглощения излучения в спектральном диапазоне 1,1–2,5 мкм и более длинноволновом можно достичь нанесением тонкого антиотражающего покрытия (SiO_2 , Si_3N_4) [5], предварительным формированием структурированной антиотражающей поверхности Si (black silicon) [15] либо увеличением концентрации легирующей примеси в функциональном слое [5]. В этом случае коэффициент поглощения ИК-излучения возрастает до 60–80 %. При этом следует отметить, что в приборах со структурированной поверхностью сложно получить воспроизводимые фотоэлектрические характеристики, которые изменяются за время работы фотоприемника [15]. Очень высокому уровню гипердопирования характерны низкие параметры фоточувствительности приборов из-за влияния эффекта рекомбинации носителей Шокли–Рида–Холла, свидетельствующего о том, что время жизни носителей сильно зависит от концентрации легирующей примеси в кремнии [2]. Поэтому в настоящей работе выбран относительно невысокий уровень пересыщения легированного слоя примесью.

Нестандартным является поведение гипердопированных селеном слоев Si после трех режимов изотермической термообработки. Сформированный функциональный слой характеризуется достаточно высоким структурным совершенством. Обогащенный дислокациями тонкий слой наблюдается только на глубине, соответствующей межфазной границе «аморфный слой – кристалл» до термообработки или области конечного пробега исходного распределения внедренной примеси. Зарегистрирован относительно высокий уровень захвата атомов примеси в узлы кристаллической решетки кремния ($\approx 50\%$), однако оптическое поглощение в сформированном слое в ближнем ИК-диапазоне (1,1–2,5 мкм) практически не изменилось.

Такое поведение сверхпересыщенной примесью области кремния может быть обусловлено образованием в ней топологически замкнутых комплексов атомов селена, расположенных в соседних узлах кристаллической решетки. Для доз ионов селена, использованных в настоящем исследовании, и температур термообработки 700–800 °C результаты квантовохимических расчетов [14] свидетельствуют о преимущественном формировании комплекса Se_6 , состоящего из шести атомов селена, топологически замкнутых в кольцо. Специфика пространственной структуры этого комплекса – наличие только двух соседних атомов Si у всех шести атомов селена. Это обуславливает значительно большую энергию образования такого комплекса (~ 2 эВ) по сравнению с пространственно незамкнутыми комплексами ($\text{Se}_2 \dots \text{Se}_5$) [14]. Характер расположения одноэлектронных энергетических уровней этого комплекса позволяет ожидать проявления им свойств нейтрального центра или очень глубокого донора. Поэтому концентрация электронов проводимости в этой области кремния значительно меньше, чем концентрация атомов селена.

О возможности формирования таких комплексов и роли их в процессах электропереноса в гипердопированном кремнии с последующими термообработками в температурном диапазоне 800–1000 °C сообщалось в [13]. Следует также отметить свойства подобных структур на основе нанокластеров атомов марганца и систем $\text{Si}_2\text{S}^{++}\text{Mn}^{-}$ в решетке кремниевой матрицы [16; 17]. Авторы работы [17] прогнозируют возможность создания нового класса фотоманитных приборов фотоспинтроники на основе таких систем с подрешетками.

Заключение. Гипердопированные слои кремния с концентрациями селена ($5 \cdot 10^{19}$ – $1,5 \cdot 10^{20}$ см^{-3}), превышающими предельный уровень равновесной растворимости при комнатной температуре ($\sim 10^{16}$ см^{-3}), сформированы ионной имплантацией с последующими изотермическими термообработками и наносекундным лазерным отжигом. Методом регистрации спектров РОР в случайном и каналированном режимах обнаружено формирование сверхпересыщенных селеном слоев кремния с достаточно высоким структурным совершенством. При изотермических термообработках наблюдается только небольшое диффузионное перераспределение имплантированной примеси вглубь матричного кремния. Для ИЛО имплантированных слоев наблюдается сильное перераспределение селена как вглубь, так и к поверхности образца с выходом части примеси на поверхность за счет эффекта сегрегации ее движущимся фронтом кристаллизации расплавленного лазерным импульсом кремниевого слоя.

Существенное увеличение оптического поглощения в ИК-диапазоне 1,1–2,5 мкм (до $\sim 20\%$) реализуется только после ИЛО, тогда как при изотермических термообработках поглощение изменяется незначительно. Результаты электрофизических измерений свидетельствуют о том, что

большая часть атомов Se в узлах кристаллической решетки Si после изотермических термообработок находится в электрически неактивных состояниях. За такое поведение замещающих атомов примеси в узлах решетки Si может быть ответственно формирование бинарной решетки на основе Si, где атомы Se формируют замкнутые комплексы типа Se₆.

Полученные закономерности могут быть использованы при разработке инфракрасных фотоприемников и других оптоэлектронных структур на основе гипердопированного кремния. Одним из эффективных путей повышения концентрации носителей в сверхпересыщенных атомами халькогенов слоях Si может быть способ двойной имплантации таких примесей, как халькогены и азот или халькогены и углерод.

Список использованных источников

1. Li, C. Infrared absorption and sub-bandgap photo-response of hyperdoped silicon by ion implantation and ultrafast laser melting / C. Li, J. H. Zhao, Z. G. Chen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 883. – Art. ID 160765. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160765>
2. Hyperdoped silicon: Processing, properties, and devices / Z. Tong, M. Bu, Y. Zhang [et al.] // *Journal of Semiconductors*. – 2022. – Vol. 43, № 9. – Art. ID 093101. <https://doi.org/10.1088/1674-4926/43/9/093101>
3. Слои кремния, гиперпересыщенные теллуром, для фотодиодов видимого и инфракрасного диапазонов / Ф. Ф. Комаров, С. Б. Ластовский, И. А. Романов [и др.] // *Журнал технической физики*. – 2021. – Т. 91, № 12. – С. 2028–2039. <https://doi.org/10.21883/JTF.2021.12.51769.144-21>
4. Energy Levels of Defects Created in Silicon Supersaturated with Transition Metals / H. García, H. Castán, S. Dueñas [et al.] // *Journal of Electronic Materials*. – 2018. – Vol. 47. – P. 4993–4997. <https://doi.org/10.1007/s11664-018-6227-4>
5. Effect of Pulsed Laser Annealing on Optical Properties of Selenium-Hyperdoped Silicon / F. F. Komarov, I. N. Parkhomenko, O. V. Mil'chanin [et al.] // *Optics and Spectroscopy*. – 2021. – Vol. 129, № 10. – P. 1114–1124. <https://doi.org/10.1134/S0030400X21080105>
6. Feldman, L. C. *Materials Analysis by Ion Channeling: Submicron Crystallography* / L. C. Feldman, W. Mayer, S. T. Picraux. – New York: Academic, 1982. – 300 p.
7. Simulation of the process of two-beam ion implantation in multilayered and multicomponent targets / A. F. Komarov, F. F. Komarov, P. Żukowski [et al.] // *Vacuum*. – 2001. – Vol. 63, № 4. – P. 495–499. [https://doi.org/10.1016/S0042-207X\(01\)00228-7](https://doi.org/10.1016/S0042-207X(01)00228-7)
8. Kodera, H. Diffusion coefficients of Impurities in Silicon Melt / H. Kodera // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 1963. – Vol. 2. – P. 212–216. <https://doi.org/10.1143/JJAP.2.212>
9. Борисенко, В. Е. Твердофазные процессы в полупроводниках при импульсном нагреве / В. Е. Борисенко. – Мн.: Наука и техника, 1992. – 247 с.
10. Dynamics of the nanosecond laser annealing of silicon / V. A. Pilipovich, V. Z. Malevich, G. D. Ivlev, V. V. Zhidkov // *Journal of Engineering Physics*. – 1985. – Vol. 48. – P. 228–233. <https://doi.org/10.1007/BF00871878>
11. Vydyanath, H. R. Defect pairing diffusion, and solubility studies in selenium-doped silicon / H. R. Vydyanath, J. S. Lorenzo, F. A. Kröger // *Journal of Applied Physics*. – 1978. – Vol. 49, № 12. – P. 5928–5937. <https://doi.org/10.1063/1.324560>
12. Simon, M. S. *Physics of Semiconductor Devices* / M. S. Simon, L. Yiming, K. Ng. Kwok. – Ed. 4th. – Hoboken: John Wiley and Sons, 2021. – 944 p.
13. Investigation of tellurium-implanted silicon / T. F. Lee, R. D. Pashley, T. C. McGill, J. W. Mayer // *Journal of Applied Physics*. – 1975. – Vol. 46, № 1. – P. 381–388. <https://doi.org/10.1063/1.321347>
14. Таскин, А. А. Образование комплексов, связанных с атомами селена, в кремнии / А. А. Таскин, Е. Г. Тишковский // *Физика и техника полупроводников*. – 2002. – Т. 36, № 6. – С. 641–650.
15. Highly responsive tellurium-hyperdoped black silicon photodiode with single-crystalline and uniform surface microstructure / Z. Jia, Q. Wu, X. Jin [et al.] // *Optics Express*. – 2020. – Vol. 28, № 4. – P. 5239–5247. <https://doi.org/10.1364/OE.385887>
16. Silicon with Clusters of Impurity Atoms as a Novel Material for Optoelectronic and Photovoltaic Energetics / M. K. Bakhadyrhanov, U. X. Sodikov, D. Melibayev [et al.] // *Journal of Materials Science and Chemical Engineering*. – 2018. – Vol. 6, № 4. – P. 180–190. <https://doi.org/10.4236/msce.2018.64017>
17. Кремний с магнитными нанокластерами атомов марганца – новый класс фотомагнитных материалов / М. К. Бахадыханов, Х. М. Илиев, Г. Х. Мавлонов [и др.] // *Журнал технической физики*. – 2019. – Т. 89, № 3. – С. 421–425. <https://doi.org/10.21883/JTF.2019.03.47179.184-18>

References

1. Li C., Zhao J. H., Chen Z. G. Infrared absorption and sub-bandgap photo-response of hyperdoped silicon by ion implantation and ultrafast laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 883, art. ID 160765. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160765>
2. Tong Z., Bu M., Zhang Y., Yang D., Pi X. Hyperdoped silicon: Processing, properties, and devices. *Journal of Semiconductors*, 2022, vol. 43, no. 9, art. ID 093101. <https://doi.org/10.1088/1674-4926/43/9/093101>

3. Komarov F. F., Lastovskii C. B., Romanov I. A., Parkhomenko I. N., Vlasukova L. V., Ivlev G. D., Berencen Y., Tsivako A. A., Koval'chuk N. S., Wendler E. Te-hyperdoped silicon layers for visible-to-infrared photodiodes. *Technical Physics*, 2022, vol. 67, no. 15, pp. 2448. <https://doi.org/10.21883/TP.2022.15.55273.144-21>
4. García H., Castán H., Dueñas S., García-Hemme E., García-Hernansaz R., Montero D., González-Díaz G. Energy Levels of Defects Created in Silicon Supersaturated with Transition Metals. *Journal of Electronic Materials*, 2018, vol. 47, pp. 4993–4997. <https://doi.org/10.1007/s11664-018-6227-4>
5. Komarov F. F., Parkhomenko I. N., Mil'chanin O. V., Ivlev G. D., Vlasukova L. A., Žuk Yu., Tsivako A. A., Koval'chuk N. S. Effect of Pulsed Laser Annealing on Optical Properties of Selenium-Hyperdoped Silicon. *Optics and Spectroscopy*, 2021, vol. 129, no. 10, pp. 1114–1124. <https://doi.org/10.1134/S0030400X21080105>
6. Feldman L. C., Mayer W., Picraux S. T. *Materials Analysis by Ion Channeling: Submicron Crystallography*. New York, Academic Publ., 1982. 300 p.
7. Komarov A. F., Komarov F. F., Żukowski P., Karwat Cz., Kamarou A. A. Simulation of the process of two-beam ion implantation in multilayered and multicomponent targets. *Vacuum*, 2001, vol. 63, no. 4, pp. 495–499. [https://doi.org/10.1016/S0042-207X\(01\)00228-7](https://doi.org/10.1016/S0042-207X(01)00228-7)
8. Koderá H. Diffusion coefficients of Impurities in Silicon Melt. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1963, vol. 2, pp. 212–216. <https://doi.org/10.1143/JJAP.2.212>
9. Borisenko V. E. *Solid-Phase Processes in Semiconductors Under Pulse Heating*. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1992. 247 p (in Russian).
10. Pilipovich V. A., Malevich V. Z., Ivlev G. D., Zhidkov V. V. Dynamics of the nanosecond laser annealing of silicon. *Journal of Engineering Physics*, 1985, vol. 48, pp. 228–233. <https://doi.org/10.1007/BF00871878>
11. Vydyanath H. R., Lorenzo J. S., Kröger F. A. Defect pairing diffusion, and solubility studies in selenium-doped silicon. *Journal of Applied Physics*, 1978, vol. 49, no. 12, pp. 5928–5937. <https://doi.org/10.1063/1.324560>
12. Simon M. S., Yiming L., Kwok K. Ng. *Physics of Semiconductor Devices*. Ed. 4th. Hoboken, John Wiley and Sons Publ., 2021. 944 p.
13. Lee T. F., Pashley R. D., McGill T. C., Mayer J. W. Investigation of tellurium-implanted silicon. *Journal of Applied Physics*, 1975, vol. 46, no. 1, pp. 381–388. <https://doi.org/10.1063/1.321347>
14. Taskin A. A., Tishkovskii E. G. Formation of selenium-containing complexes in silicon. *Semiconductors*, 2002, vol. 36, no. 6, pp. 605–614. <https://doi.org/10.1134/1.1485656>
15. Jia Z., Wu Q., Jin X., Huang S., Li J., Yang M., Huang H., Yao J., Xu J. Highly responsive tellurium-hyperdoped black silicon photodiode with single-crystalline and uniform surface microstructure. *Optics Express*, 2020, vol. 28, no. 4, pp. 5239–5247. <https://doi.org/10.1364/OE.385887>
16. Bakhadyrhanov M. K., Sodikov U. X., Melibayev D., Wumaier T., Koveshnikov S. V., Khodjanepesov K. A., Zhan J. Silicon with Clusters of Impurity Atoms as a Novel Material for Optoelectronic and Photovoltaic Energetics. *Journal of Materials Science and Chemical Engineering*, 2018, vol. 6, no. 4, pp. 180–190. <https://doi.org/10.4236/msce.2018.64017>
17. Bakhadyrhanov M. K., Iliev Kh. M., Mavlonov G. Kh., Ayupov K. S., Isamov S. B., Tachilin S. A. Silicon with Magnetic Nanoclusters of Manganese Atoms as a New Ferromagnetic Material. *Technical Physics*, 2019, vol. 64, no. 3, pp. 385–388. <https://doi.org/10.1134/s1063784219030046>