

Структурные изменения и глубинное перераспределение имплантированных примесей In и As в Si при стационарной и импульсной термообработке

© Р.И. Баталов,¹ В.В. Базаров,¹ Е.М. Бегишев,¹ В.Ф. Валеев,¹ В.И. Нуждин,¹ Ф.Ф. Комаров,² И.К. Чуприс²

¹Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского — обособленное структурное подразделение Федерального исследовательского центра „Казанский научный центр РАН“, 420029 Казань, Россия

²Институт прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко Белорусского государственного университета, 220045 Минск, Беларусь
e-mail: batalov@kfti.knc.ru

Поступило в Редакцию 21 ноября 2025 г.

В окончательной редакции 10 декабря 2025 г.

Принято к публикации 15 декабря 2025 г.

Формирование в приповерхностной области монокристаллического кремния (Si) наночастиц узкозонного арсенида индия (InAs) является одним из подходов к расширению оптического поглощения и фотоотклика Si на ближнюю и среднюю ИК область ($\lambda = 1.1\text{--}3.5\ \mu\text{m}$). Синтез наночастиц InAs в Si может быть проведен методом высокодозной ионной имплантации с последующим стационарным или импульсным отжигом. Методом резерфордовского обратного рассеяния ионов гелия исследовано распределение концентрации внедренной примеси по глубине и местоположение в кристаллической решетке Si последовательно имплантированных ионов In^+ ($30\ \text{keV}$, $2 \cdot 10^{16}\ \text{cm}^{-2}$) и As^+ ($25\ \text{keV}$, $2 \cdot 10^{16}\ \text{cm}^{-2}$) до и после различных термических воздействий в твердофазном и жидкофазном режимах. Установлены режимы термических воздействий, при которых происходит наилучшее восстановление нарушенной кристаллической структуры Si и создаются условия для синтеза фазы InAs при наибольшем перекрытии профилей концентрации примесных атомов.

Ключевые слова: кремний, арсенид индия, плавление, кристаллизация, диффузия, сегрегация, резерфордовское обратное рассеяние.

DOI: 10.61011/JTF.2026.04.62670.318-25

Введение

Благодаря своей зонной структуре с шириной запрещенной зоны $E_g = 1.12\ \text{eV}$ кристаллический Si обладает высоким уровнем оптического поглощения в спектральной области $\lambda = 0.3\text{--}1.0\ \mu\text{m}$, но при этом очень слабо поглощает свет в ближней и средней ИК области ($\lambda = 1.1\text{--}10\ \mu\text{m}$) [1]. По этой причине Si широко применяется в оптоэлектронике для создания *p*- и *p-i-n*-фотодиодов для УФ, видимой и ближней ИК области (край фотоотклика — до $1.1\ \mu\text{m}$) и для солнечных элементов. При этом структуры кремниевых солнечных батарей прозрачны для ИК части солнечного спектра, что составляет $\sim 30\%$ общего потока солнечной энергии [2]. В более длинноволновой области применяются такие узкозонные материалы ($E_g = 0.1\text{--}0.7\ \text{eV}$) как Ge, InAs, InSb [3], PbS [4] и CdHgTe [5], формирование слоев которых плохо совместимо с традиционной кремниевой планарной технологией. При выращивании таких материалов на монокристаллической подложке Si возникают трудности, связанные с заметным различием параметров решетки и коэффициентов теплового расширения слоя и подложки, что вызывает образование механических напряжений дислокаций и высоких токов утечки в приборных структурах.

Перспективным подходом к расширению функциональных возможностей Si на ближнюю и среднюю ИК область является создание композитных структур Si с наночастицами A_3B_5 методом ионно-лучевого синтеза. Данный метод включает высокодозную имплантацию примесных элементов III и V групп в Si на заданную глубину с последующим термическим отжигом при температурах $T = 800\text{--}1100\ ^\circ\text{C}$ для восстановления нарушенной кристаллической структуры и стимуляции зарождения и роста наночастиц [6–9]. Следует отметить, что указанный метод хорошо совместим с традиционной кремниевой технологией и широко используется в микроэлектронике при создании заглубленных изолирующих (SiO_2 , Si_3N_4) и полупроводниковых (SiC, SiGe) слоев.

Альтернативой стационарному (равновесному) термическому отжигу в печи, проводимому в твердофазном режиме, может быть импульсный отжиг в наносекундном (лазерные и ионные пучки) или в миллисекундном (галогеновые и ксеноновые лампы) диапазонах, проводимый, как правило, в жидкофазном режиме с образованием расплава на поверхности. Быстрые процессы плавления и последующей кристаллизации ($V \sim 1\text{--}5\ \text{m/s}$) от ненарушенной монокристаллической подложки способствуют образованию эпитаксиальных

слоев с пониженной дефектностью и с повышенным содержанием примеси в узельном (электрически активном) положении в кристаллической решетке [10].

Недавно сообщалось о первом применении импульсного лазерного отжига (ИЛО) в отношении слоев Si, имплантированных высокоэнергетичными ионами In⁺ и As⁺ [11]. Использовались как наносекундные ($\tau = 70$ ns), так и миллисекундные ($\tau = 0.4$ ms) импульсы рубинового лазера ($\lambda = 694$ nm) в жидкофазном и твердофазном режимах отжига соответственно. С применением метода резерфордовского обратного рассеяния (РОР) было показано, что твердофазный режим характеризуется полной рекристаллизацией имплантированного слоя Si (степень кристалличности равна 25%) при доле примесных атомов в позиции замещения f равной 19%. При этом авторами [11] наблюдалась существенная диффузия обеих примесей к поверхности и сильная сегрегация в тонком слое Si (10–20 nm). Для сравнения жидкофазный режим отжига (с образованием расплава толщиной до 0.4 μ m) характеризуется более качественным восстановлением решетки Si (параметр кристалличности достигал 47%) и большим уровнем замещения (параметр f достигал 35%). При этом отмечалась существенная диффузия примеси (в основном As) вглубь Si на стадии расплава.

Также недавно авторами настоящей работы сообщалось об импульсном ионном отжиге (ИИО) мощным пучком ионов C⁺/H⁺ в отношении слоев Si, имплантированных низкоэнергетичными ионами In⁺ и Sb⁶⁺ [12]. Такой способ отжига не зависит от оптических свойств материала и характеризуется более однородным (по сравнению с ИЛО) распределением энергии по глубине, большей толщиной расплава (~ 1 μ m) и большей площадью обработки за импульс (диаметр пятна около 2 см). Было показано, что при ИИО захват примесных атомов в узловые положения составлял 30%, а уровень структурного совершенства 54%. При этом также наблюдалась диффузия атомов Sb вглубь Si. Результаты исследования фазового состава облученных слоев свидетельствуют об образовании фазы InSb.

Целью настоящей работы является определение влияния различных видов термообработки: стационарного термического отжига (ТО) в печи, наносекундного ИЛО и ИИО, а также высокотемпературного быстрого термического отжига (БТО) секундной продолжительности на глубинное распределение концентрации атомов In и As в Si, их положения в решетке Si и на восстановление кристалличности легированного слоя.

1. Эксперимент

В качестве подложки для ионной имплантации была использована пластина монокристаллического Si p -типа проводимости с ориентацией (111), толщиной 350 μ m с удельным сопротивлением 20 $\Omega \cdot \text{cm}$ (KDB-20). Перед имплантацией с поверхности пластины Si был удален

естественный слой окисла в водном растворе плавиковой кислоты с промывкой в дистиллированной воде. Последовательная имплантация пластины p -Si сначала ионами In⁺ и затем ионами As⁺, полученными из порошка InAs, была проведена на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3. Энергия ионов In⁺ составляла $E = 30$ keV, а энергия более легких ионов As⁺ была выбрана равной 25 keV с целью обеспечения перекрытия концентрационных профилей внедренных атомов по глубине. Доза каждого типа ионов составляла $D = 2 \cdot 10^{16}$ ion/cm² при плотности ионного тока $j = 2$ μ A/cm². С целью предотвращения нагрева образцов имплантация ионов проводилась при водяном охлаждении стальной кассеты с образцами.

Для кристаллизации аморфизованной ионным облучением приповерхностной области Si проводились различные виды термической обработки. В табл. 1 приведен перечень полученных образцов и указаны режимы их термической обработки. Исходный образец К1 был получен только ионной имплантацией без отжига. Образец К2 был подвергнут ИИО в вакууме на импульсном ускорителе ионов ТЕМР-2М, который генерировал мощный ионный пучок со следующими параметрами: состав ионного пучка $\approx 80\%$ C⁺, $\approx 20\%$ H⁺, максимальная энергия ионов $E \approx 300$ keV, длительность импульса $\tau \approx 100$ ns, плотность энергии импульса $W \approx 1.0$ J/cm², флюенс ионов C⁺/H⁺ за импульс $D \approx 10^{13}$ ion/cm². Образец К3 был подвергнут ИЛО на воздухе с помощью импульсного лазера на стекле с неодимом. Использовалось излучение второй гармоники на длине волны $\lambda = 532$ nm с длительностью импульса $\tau = 10$ ns при сравнимой плотности энергии. ИЛО проводился с частичным перекрытием пятен от лазера размером 4 mm. Образцы К4а и К4б были получены при ТО в кварцевой печи в потоке азота при температурах $T = 800$ °C и 1000 °C соответственно в течение 30 min. Образец К5 был получен при БТО галогенными лампами мощностью 1 kW каждая на модернизированной установке „Импульс-6“. Температура образца находилась вблизи точки плавления Si (≈ 1400 °C) в течение 5 s.

Глубинное распределение концентрации внедренных примесей In и As в Si, их положение в решетке Si и степень кристалличности модифицированного слоя Si исследовались методом РОР. Спектры РОР регистрировались на ускорительном комплексе AN-2500 в режимах каналирования (РОР/К) ионов вдоль направления (111) кристаллов Si и путем съемки случайного (неориентированного) спектра (РОР/С) с использованием ионов He⁺ с энергией 1.5 MeV при угле регистрации 170°. Расчет примесных профилей из спектров РОР осуществлялся с помощью программного комплекса HEAD-6, разработанного в Институте прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко БГУ, и SIMNRA [13]. Теоретические распределения концентрации имплантированных атомов In и As до термообработки рассчитаны с использованием программы SRIM [14].

Таблица 1. Перечень полученных образцов и режимы их отжига

Номер образца	Вид отжига	Режим отжига
K1	Без отжига	—
K2	Импульсный ионный	C^+/H^+ , $E = 300 \text{ keV}$, $\tau = 100 \text{ ns}$, $W \approx 1.0 \text{ J/cm}^2$, вакуум
K3	Импульсный лазерный	$\lambda = 532 \text{ nm}$, $\tau = 10 \text{ ns}$, $W = 1.0 \text{ J/cm}^2$, воздух
K4a	Термический (в печи)	$T = 800 \text{ }^\circ\text{C}$, $t = 30 \text{ min}$, N_2
K4b	Термический (в печи)	$T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $t = 30 \text{ min}$, N_2
K5	Быстрый ламповый	$T \approx 1400 \text{ }^\circ\text{C}$, $t = 5 \text{ s}$, воздух

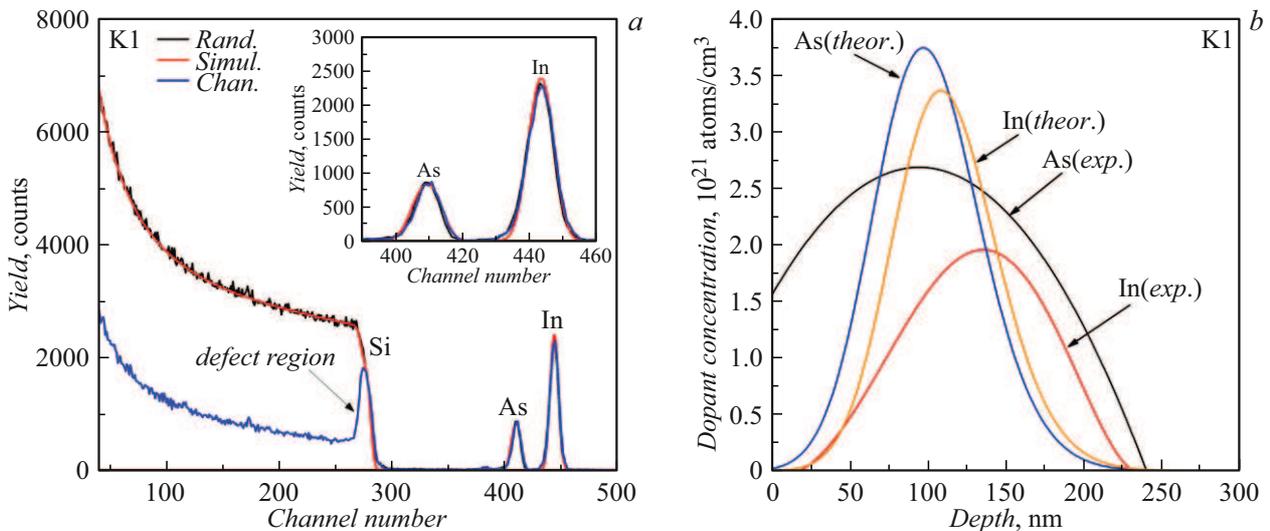


Рис. 1. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры ROP образца K1 (a), теоретические (In — оранжевая кривая, As — синяя кривая) и экспериментальные (In — красная кривая, As — черная кривая) профили концентрации атомов In и As в Si в образце K1 (b).

2. Результаты и обсуждение

На рис. 1, a приведены экспериментальные ROP-спектры образца K1, снятые в случайном и каналированном режимах, а также показан смоделированный ROP-спектр имплантированного образца. Заметим, что шкала глубин пропорциональна шкале энергетических каналов на спектрах ROP, но имеет противоположное направление. В примесной области спектра (область каналов 390–460) видно два разделенных между собой интенсивных пика, соответствующих As (каналы 400–420) и более тяжелому In (каналы 430–460). Отметим, что площадь пика As ощутимо меньше площади пика In, несмотря на одинаковую дозу имплантации для обеих примесей. Причиной такого различия является более высокое сечение рассеяния ионов He^+ на тяжелых атомах In, находящихся вблизи поверхности образца. Оценка проективного пробега ионов In^+ для 30 keV дает величину $R_p = 23 \text{ nm}$ при стандартном отклонении $\Delta R_p = 6 \text{ nm}$ (без учета распыления Si), согласно данным программы SRIM [14].

В области Si-подложки (каналы с номерами менее 300) в каналированном спектре имеется резкий пик, характеризующий разупорядочение решетки Si вблизи поверхности (аморфизация). Ширина данного пика сравнима с ширинами примесных пиков. Совпадение спектров для примесных атомов, снятых в условиях каналирования ионов гелия и в неориентированном режиме (вставка к рис. 1, a), так же свидетельствует об аморфном состоянии имплантированного ионами слоя Si.

На рис. 1, b приведены расчетные и экспериментальные концентрационные профили после ионной имплантации. Экспериментальные профили получены моделированием спектров ROP/C до наилучшего совпадения с измеренными спектрами. Следует отметить, что в условиях высокодозной ионной имплантации за счет эффекта радиационно-стимулированной диффузии примесных атомов наблюдается заметное перераспределение их концентрации как в глубину в область „end-of-range“ дефектов, так и к поверхности (рис. 1, b). Распыление поверхности образца в процессе облучения

Таблица 2. Степень кристалличности слоев кремния (f_{cr}) и доля примеси в узлах кристаллической решетки (f_{im}) после двойной имплантации ионов In и As и различных термообработок

Номер образца	Выход от кремния (каналы 170–300)		Выход от примеси (In+As) (каналы 320–460)	
	$1 - \chi^{Si}$	$f_{cr}(\%)$	$1 - \chi^{In+As}$	$f_{im}(\%)$
K1	0.718	75.6	0.009	1.0
K2	0.725	76.3	0.242	25.5
K3	0.707	74.4	0.298	31.4
K4a	0.823	86.6	0.214	22.5
K4b	0.821	86.4	0.426	44.8
K5	0.837	88.1	0.236	24.8

тяжелыми ионами In и As приводит к довольно сильному изменению распределений концентрации примесей в приповерхностной области, в особенности атомов In. Результаты измерений свидетельствуют о широкой области перекрытия концентрационных распределений внедренных примесей.

Для оценки степени кристалличности облученного слоя Si и степени замещения примесными атомами In и As атомов Si в узлах кристаллической решетки применены параметры $f_{cr}(\%)$ и $f_{im}(\%)$, соответственно определяемые как соотношение выходов каналированного спектра (РОР/К) к случайному (неориентированному) (РОР/С) в области залегания примеси. Для Si анализируемая область соответствовала каналам 170–300, а для примесей In и As каналам 310–460. Выражения для $f_{cr}(\%)$ и $f_{im}(\%)$ взяты из [11] и имеют следующий вид:

$$f_{cr}(\%) = (1 - \chi^{Si}) / (1 - \chi^{\min}),$$

$$f_{im}(\%) = (1 - \chi^{In+As}) / (1 - \chi^{\min}).$$

Здесь χ^{Si} и χ^{In+As} — указанные выше отношения, а χ^{\min} — соотношение для качественной (исходной) кремниевой решетки, равное 0.05. Для полностью аморфного образца χ^{\min} будет равно единице. Результаты расчета указанных параметров для имплантированного слоя Si в образце K1 приведены в табл. 2. Они составили $f_{cr} = 75.6\%$ и $f_{im} = 1\%$, что указывает на относительно высокую степень кристалличности за счет тонкого нарушенного слоя (≈ 70 nm) в пределах анализируемой области и крайне малую степень примесного замещения (большая часть примесных атомов, вероятно, сосредоточена в междоузлиях и/или кластерах).

Рассмотрим далее эффект различных термических обработок на поведение имплантированных примесей в Si. На рис. 2, а приведены РОР-спектры образца K2, полученного после двойной имплантации и ИИО. Видно, что пики As и In стали практически неразличимы, образуя единый пик с протяженным хвостом вглубь образца

(более заметное разделение пиков наблюдается на вставке к рис. 2, а для каналированного спектра). Такой вид спектра РОР обусловлен плавлением приповерхностной области образца в процессе импульсного отжига и диффузией внедренных примесей в расплаве. Согласно расчетным данным [15], при воздействии мощного ионного пучка наносекундной длительности с $W = 1.0$ J/cm² на двухслойную структуру a-Si(0.1 μm)/c-Si(350 μm) глубина расплава в центре пучка достигает 0.8 μm (двояк больше, чем при ИЛО [11]), время жизни расплава — около 400 ns, а максимальная температура на поверхности — около 1700 °C.

Измерения в режиме каналирования в примесной области спектра показали пониженный выход ионов гелия в области пика In и более значительный спад в области пика As, т.е. часть атомов обоих сортов занимает замещающее положение в решетке Si. Учитывая литературные данные по максимальной равновесной растворимости этих примесей в твердом Si ($6 \cdot 10^{19}$ atoms/cm³ для In и $1.5 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³ для As [16]) и их поведение при импульсной обработке [11,12], можно предположить, что в нашем случае атомы In после диффузии в расплаве испытывают сильное вытеснение к поверхности движущимся фронтом кристаллизации расплава (эффект сегрегации). При этом более растворимая в Si примесь As активно диффундирует вглубь Si на стадии расплава и встраивается в узлы решетки Si на стадии его затвердевания, не испытывая сильного вытеснения. Что касается кремниевой области спектра РОР/К, то там видно полное исчезновение аморфного слоя, что указывает на восстановление кристаллической структуры слоя вплоть до эпитаксиальной. Детальный анализ спектров РОР на рис. 2, а показал, что степень кристалличности отожженного слоя Si в образце K2 составляет 76.3%, а доля примесных атомов в позиции замещения резко возрастает до 25.5% (табл. 2).

На рис. 2, б приведены экспериментальные профили In и As в Si после ИИО. Путем сравнения моделированного и экспериментального спектров достигается разделение распределений концентраций обеих примесей. Видно, что внедренные примеси претерпели интенсивное диффузионное перераспределение вглубь Si до 600–650 nm, однако также имеется и их накопление вблизи поверхности Si (сегрегация), которое для атомов In в 4 раза выше (до $2 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³), чем для As. На основе данного рисунка можно сделать вывод, что в глубинной области образца (100–650 nm) формируется высококонцентрированный твердый раствор, в котором атомы As преимущественно занимают узельные позиции, а у поверхности создаются условия для образования металлических наночастиц In. Концентрация In на глубинах 200–500 nm заметно превышает предел равновесной растворимости, а концентрация атомов As заметно ниже предела равновесной растворимости для этой примеси. Формирование фазы InAs в данном образце представляется маловероятным. Можно учитывать это после расчета доли примеси в узловом положении.

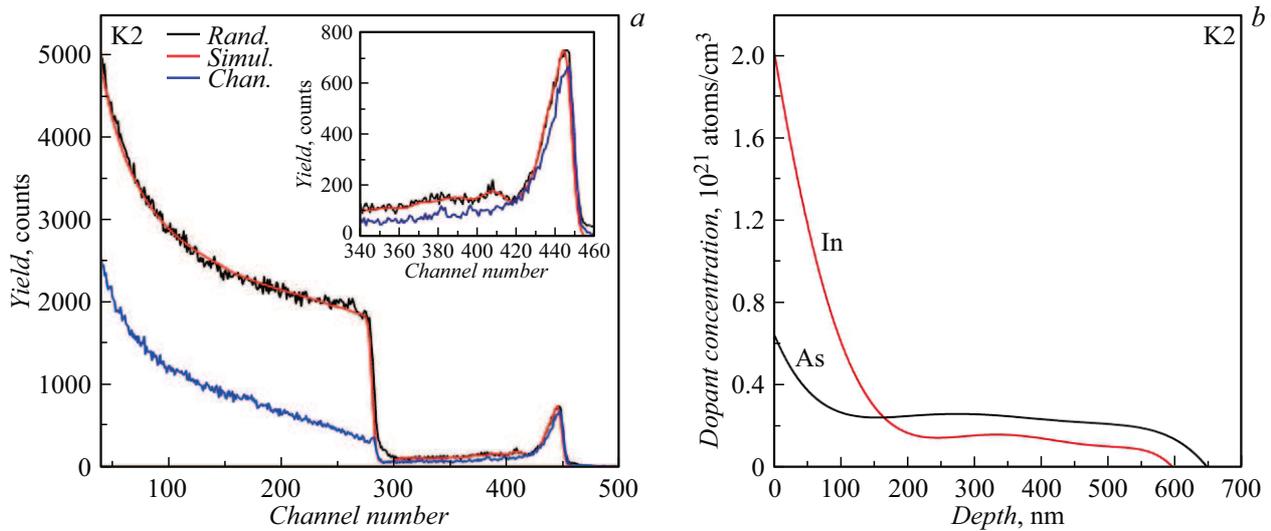


Рис. 2. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры РОР образца K2 (a) и полученные экспериментальные профили концентрации атомов In (красная кривая) и As (черная кривая) в Si в образце K2 (b).

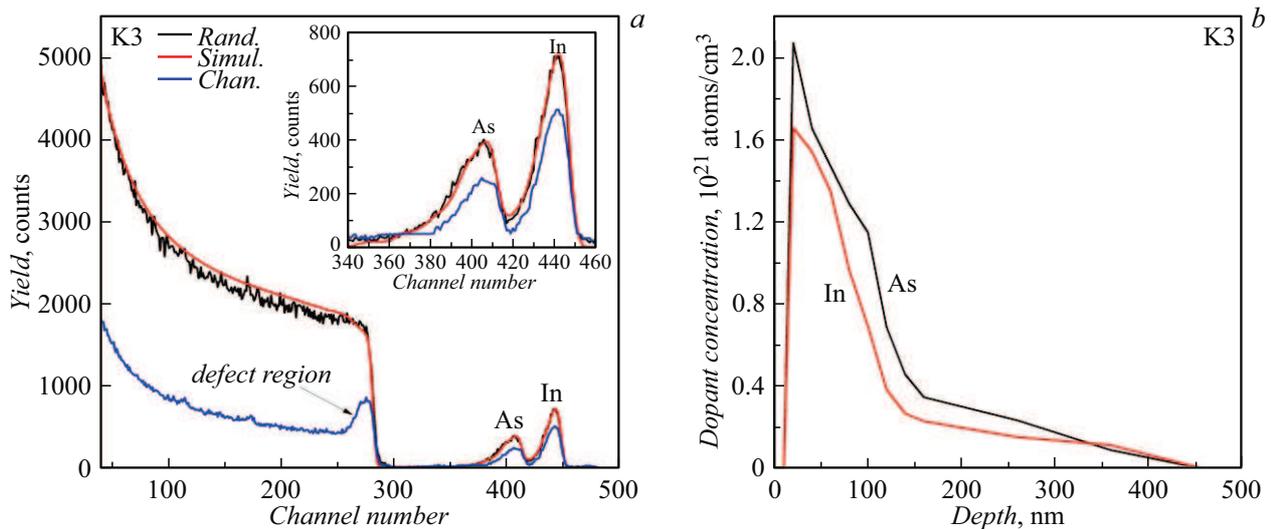


Рис. 3. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры РОР образца K3 (a) и полученные экспериментальные профили концентрации атомов In (красная кривая) и As (черная кривая) в Si в образце K3 (b).

Рассмотрим далее воздействие на имплантированный Si наносекундных лазерных импульсов (образец K3). Результаты ИЛО с $W = 1.0 \text{ J/cm}^2$ приведены на рис. 3. Из данных РОР в примесной области спектров (рис. 3, a) видно слабое перекрытие пиков In и As и их уширение вглубь и к поверхности Si. Канализованный спектр образца (вставка к рис.3a) показывает значительно пониженный выход ионов He^+ в обоих примесных пиках, что указывает на интенсивное встраивание примесных атомов в узлы решетки Si. При этом в приповерхностной области Si наблюдается отчетливый пик (каналы 250–290), указывающий на остаточную дефектность в слое. Ее природа может быть обусловлена как присут-

ствием аморфной или поликристаллической фракций в этом слое, так и за счет образования наночастиц вторичной фазы InAs. В этом случае степень кристалличности слоя Si составляет 74.4%, а доля примесных атомов в позиции замещения возрастает до 31.4

Экспериментальные профили концентрации примесных атомов In и As в Si после ИЛО приведены на рис. 3, b. Можно отметить схожесть профилей по форме с небольшой разницей в пиковой концентрации ($2.1 \cdot 10^{21} \text{ atoms/cm}^3$ для As и $1.7 \cdot 10^{21} \text{ atoms/cm}^3$ для In). Профили простираются до глубины 450 nm, что свидетельствует о расплавлении слоя Si в процессе ИЛО на данную глубину, в согласии с проведенными

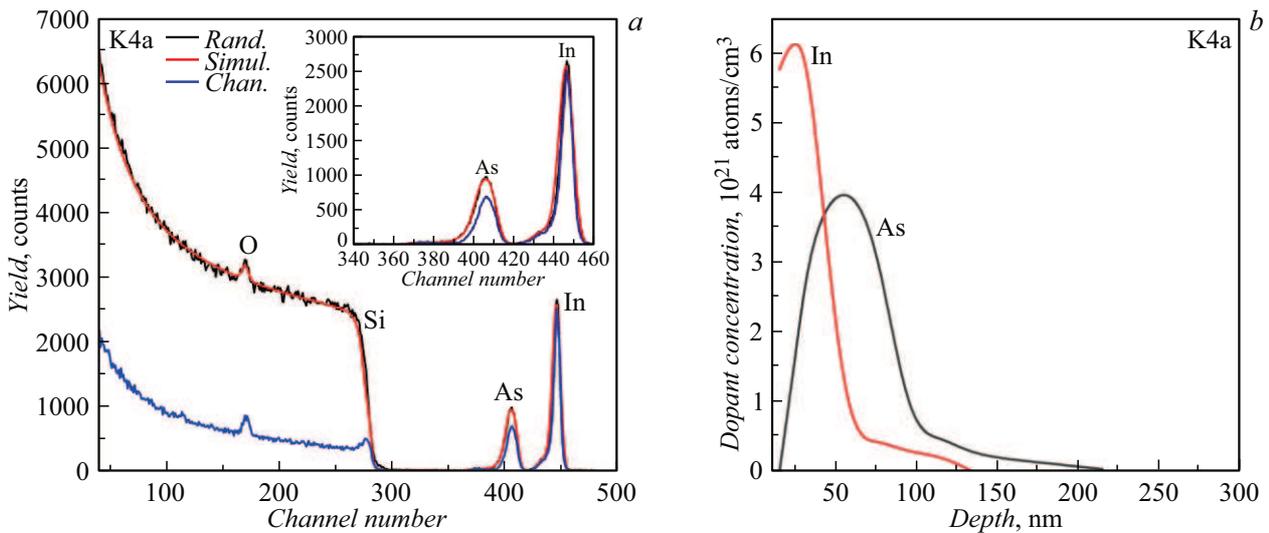


Рис. 4. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры РОР образца K4a (a) и полученные экспериментальные профили концентрации атомов In (красная кривая) и As (черная кривая) в Si в образце K4a (b).

нами расчетными данными. Почти полное перекрытие примесных профилей и высокая концентрация атомов обоого сорта в слое до 100 nm создают условия для зарождения в данной области наночастиц фазы InAs.

Перейдем к рассмотрению влияния стационарного (равновесного) отжига на профили примесей In и As в Si. На рис. 4, a приведены спектры РОР для образца K4a после отжига в печи при 800 °C/30 min. В примесной области спектра пики In и As практически сохраняют свою изначальную форму. Небольшое уширение вглубь Si наблюдается для пика In. Канализованный спектр показывает пониженный выход ионов гелия, который более заметен для атомов As, чем для атомов In. В кремниевой области следует отметить наличие пика кислорода (канал 174), указывающего на формирование тонкого слоя оксида кремния, и соответствующий ему слабый пик у поверхности Si, свидетельствующий об остаточной дефектности в слое. После такого отжига степень кристалличности слоя Si в образце K4a возрастает до 86.6%, а доля примесных атомов в позиции замещения равна 22.5% (табл. 2).

Экспериментальные концентрационные профили примесей (рис. 4, b) показывают смещение профиля In к поверхности с пиковой концентрацией $6.1 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³ и некоторое смещение профиля As вглубь Si при пиковой концентрации $4 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³. Таким образом, в приповерхностном слое толщиной 50 nm, где сосредоточено наибольшее содержание примесей In и As, создаются условия для образования наночастиц InAs.

Повышение температуры отжига до 1000 °C (образец K4b) приводит к существенному изменению спектра РОР в примесной области (рис. 5, a). Видно сильное падение интенсивности пика In, а пик As раздваивается и демонстрирует уход примеси вглубь Si. Канализованный

спектр показывает небольшое снижение выхода ионов гелия в пике In и более значительное падение выхода в пике As в обоих случаях за счет узлового положения внедренной примеси. В кремниевой области видно возрастание интенсивности пика кислорода, а измерения в режиме канализования свидетельствуют о наличии тонкой разупорядоченной области вблизи поверхности. Причиной такого разупорядочения, несмотря на высокую температуру отжига, является наличие аморфной пленки SiO₂ на поверхности Si наряду с возможным образованием наночастиц InAs, что наблюдалось в литературе [6,9]. После отжига при 1000 °C в образце K4b степень кристалличности слоя Si составляет 86.4%, а доля примесных атомов в позиции замещения достигает максимального значения в 44.8% (табл. 2).

Экспериментальные примесные концентрационные профили (рис. 5, b) показывают падение интенсивности пика In за счет его испарения до уровня концентрации $4 \cdot 10^{20}$ atoms/cm³ на глубине 70 nm с хвостовыми областями в направлении поверхности и вглубь Si. Атомы As практически отсутствуют вблизи поверхности в слое до ~ 50 nm, где имеется оксид Si, но в профиле наблюдается два пика при 80 и 180 nm с пиковой концентрацией $\sim 1.2 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³. Исходя из приведенного соотношения примесных концентраций можно предположить, что в данном случае образование фазы InAs маловероятно.

И, наконец, перейдем к рассмотрению результатов лампового отжига секундной длительности (образец K5, рис. 6). На рис. 6, a видно, что примесные пики в целом сохраняют свою исходную форму, демонстрируя небольшие хвосты распределений вглубь Si. Небольшой уровень канализования ионов He⁺ имеется в обоих пиках. В кремниевой области выявляются небольшое

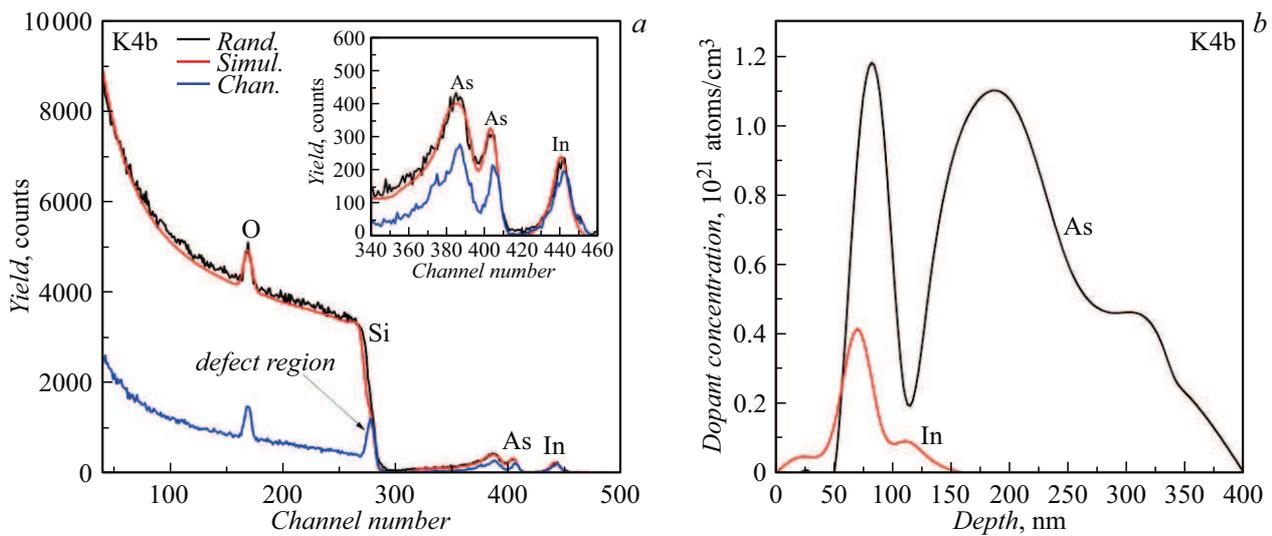


Рис. 5. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры POP образца K4b (a) и полученные экспериментальные профили концентрации атомов In (красная кривая) и As (черная кривая) в Si в образце K4b (b).

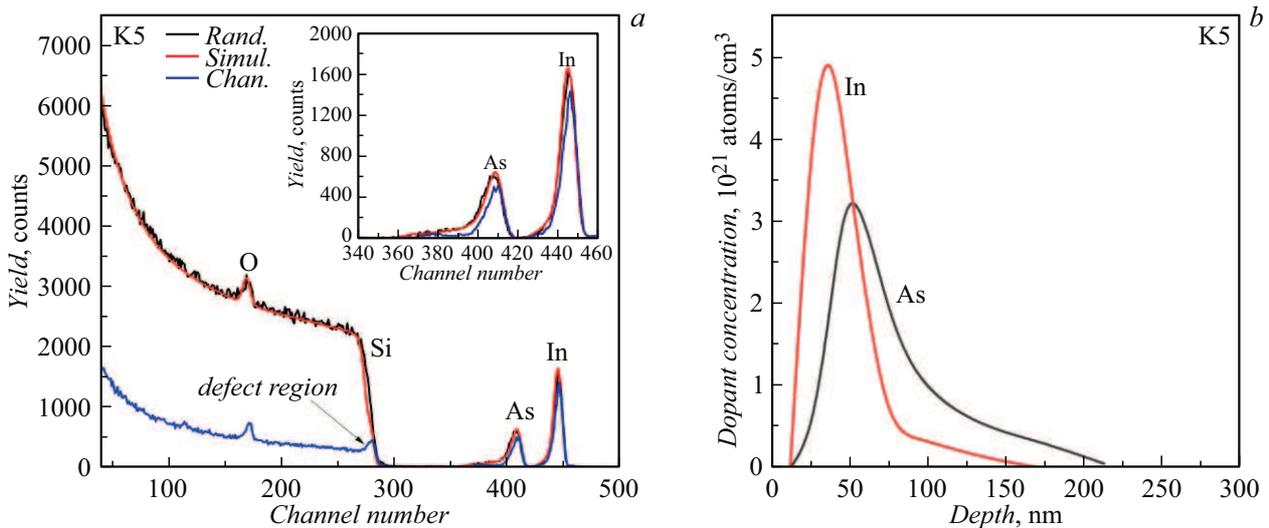


Рис. 6. Экспериментальные (random — черная кривая, channeled — синяя кривая) и смоделированные (random — красная кривая) спектры POP образца K5 (a) и полученные экспериментальные профили концентрации атомов In (красная кривая) и As (черная кривая) в Si в образце K5 (b).

окисление поверхности и довольно малая степень разупорядочения, сравнимые с характеристиками образца K4a. В результате такого отжига, протекающего в твердофазном режиме, степень кристалличности слоя Si достигает максимального значения 88.1%, а доля примесных атомов в позиции замещения равна 24.8% (табл. 2).

Экспериментальные профили распределения концентрации In и As (рис. 6, b) показывают пики с концентрациями $\sim 3 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³ (As) и $\sim 5 \cdot 10^{21}$ atoms/cm³ (In), перекрывающиеся между собой с максимумом перекрытий вблизи 50 nm. На этой

глубине образование фазы InAs наиболее вероятно. Также в профилях имеются хвостовые участки, протягивающиеся до 170 nm (In) и 210 nm (As). На этой глубине вероятно образование твердого раствора Si:In (Si:As). Для подтверждения сделанных выше предположений относительно образования наночастиц узкозонного полупроводника InAs в матрице Si при конкретном способе отжига требуются дальнейшие эксперименты с привлечением чувствительных к фазовому составу методов, таких как рентгеновская дифракция, просвечивающая электронная микроскопия и рамановская спектроскопия, что является предметом дальнейших исследований.

Заключение

В работе проведено сравнение влияния различных видов термической обработки монокристаллов Si, последовательно имплантированных ионами In⁺ и As⁺ с целью синтеза узкозонного полупроводника InAs, на особенности структуры и примесного состава модифицированного слоя Si. Основное внимание уделено глубинному распределению концентрации примесных атомов, их расположению в решетке Si и кристаллическому совершенству отожженных слоев Si. Для анализа применялся метод резерфордского обратного рассеяния ионов гелия. На основе полученных данных установлено, что наилучшее восстановление кристаллической решетки кремния, нарушенной двойной ионной имплантацией, без признаков его окисления наблюдается после импульсного ионного отжига в жидкофазном режиме. Однако в этом случае концентрация примесей In и As вблизи поверхности сильно различается. Наилучшее перекрытие примесных профилей In и As с высокой концентрацией (свыше 10²¹ atoms/cm³), способствующее эффективному зарождению и росту наночастиц InAs, наблюдается после импульсного лазерного отжига, печного отжига при 800 °С и быстрого лампового отжига, когда отсутствует сильное диффузионное перераспределение внедренных примесей.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Г.А. Новикову за импульсный ионный отжиг образцов и Б.Ф. Фаррахову за ламповый отжиг образцов.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-29-00069, <https://rscf.ru/project/24-29-00069/>).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] С. Зи. *Физика полупроводниковых приборов*: в 2-х кн. (Мир, М., 1984), кн. 1.
- [2] A. Luque, A. Martí, C. Stanley. *Nat. Phot.*, **6**, 146 (2012). DOI: 10.1038/nphoton.2012.1
- [3] Электронный ресурс. *NSM Archive — Physical Properties of Semiconductors*. Режим доступа: <http://www.matprop.ru/>
- [4] Z. Mamiyev, N.O. Balayeva. *Mater. Today Sustain.*, **21**, 100305 (2023). DOI: 10.1016/j.mtsust.2022.100305
- [5] A. Rogalski. *Rep. Progress Phys.*, **68**, 2267 (2005). DOI: 10.1088/0034-4885/68/10/R01
- [6] F. Komarov, L. Vlasukova, W. Wesch, A. Kamarou, O. Milchanin, S. Grechnyi, A. Mudryi, A. Ivaniukovich. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **266**, 3557 (2008). DOI: 10.1016/j.nimb.2008.06.010
- [7] L. Rebohle, R. Wutzler, S. Prucnal, R. Hubner, Y.M. Georgiev, A. Erbe, R. Bottger, M. Glaser, A. Lugstein, M. Helm, W. Skorupa. *Phys. Stat. Sol. C*, **14**, 1700188 (2017). DOI: 10.1002/pssc.201700188
- [8] I.E. Tyschenko, V.A. Volodin, A.G. Cherkov, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat, V.P. Popov. *J. Luminescence*, **204**, 656 (2018). DOI: 10.1016/j.jlumin.2018.08.057
- [9] F. Komarov, L. Vlasukova, O. Milchanin, W. Wesch, E. Wendler, J. Zuk, I. Parkhomenko. *Mater. Sci. Engin.: B*, **178**, 1169 (2013). DOI: /10.1016/j.mseb.2013.07.011
- [10] А.В. Двуреченский, Г.А. Качурин, Е.В. Нидаев, Л.С. Смирнов. *Импульсный отжиг полупроводниковых материалов* (Наука, М., 1982)
- [11] Ф.Ф. Комаров, О.В. Мильчанин, И.Н. Пархоменко, П.В. Кучинский, А.Е. Альжанова, М.А. Моховиков, Е. Wendler. *Инж. физ. журн.*, **97** (3), 758 (2024). [F.F. Komarov, O.V. Mil'chanin, I.N. Parchomenko, P.V. Kuchinskii, A.E. Al'zhanova, M.A. Mokhovikov, E. Wendler. *J. Engin. Phys. Thermophys.*, **97**, 745 (2024). DOI: 10.1007/s10891-024-02946-7]
- [12] Р.И. Баталов, В.В. Базаров, В.И. Нуждин, В.Ф. Валеев, Г.А. Новиков, В.А. Шустов, К.Н. Галкин, И.Б. Чистохин, Ф.Ф. Комаров, О.В. Мильчанин, И.Н. Пархоменко. *Журн. прикл. спектр.*, **91**, 804 (2024). [R.I. Batalov, V.V. Bazarov, V.I. Nuzhdin, V.F. Valeev, H.A. Novikov, V.A. Shustov, K.N. Galkin, I.B. Chistokhin, F.F. Komarov, O.V. Milchanin, I.N. Parkhomenko. *J. Appl. Spectr.*, **91**, 1225 (2025). DOI: 10.1007/s10812-025-01841-0]
- [13] M. Mayer. *SIMNRA user's guide*, Max-Planck-Institut für Plasmaphysik, 1997
- [14] Электронный ресурс. *The Stopping and Range of Ions in Matter*. Режим доступа: <http://www.srim.org/>
- [15] Р.И. Баталов, Е.А. Марфин, Д.Д. Зайцев. *Инж. физ. журн.*, **3** (в печати) (2026).
- [16] В.М. Глазов, В.С. Земсков. *Физико-химические основы легирования полупроводников* (Наука, М., 1967)