

ISSN 1561-2430 (Print)

ISSN 2524-2415 (Online)

УДК 539.1.044

<https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-239-252>

Поступила в редакцию 23.06.2026

Received 23.06.2026

В. В. Пилько (мл.), Ф. Ф. Комаров, И. В. Капура, В. В. Пилько*Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко
Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь***МЕТОД ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО РАСПУХАНИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ
С ПОМОЩЬЮ КОМБИНИРОВАННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ
ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНЫХ ИОНОВ ГЕЛИЯ И ПРОТОНОВ**

Аннотация. Представлен метод экспериментального моделирования радиационно-индуцированного распухания конструкционных материалов, основанный на комбинированной имплантации высокоэнергетических ионов гелия и водорода. Целью работы является оценка применимости данного подхода для ускоренного воспроизведения радиационных повреждений, характерных для условий эксплуатации материалов ядерных реакторов. Проведены эксперименты по облучению образцов сталей 12X18H10T, St37-3, ЭИ-847, сплавов D16, VT-6, циркония и карбида кремния в диапазоне энергий 400–1500 КэВ и доз $(1 \cdot 10^{14}) - (2 \cdot 10^{18})$ ион/см². Морфология поверхностных слоев исследована методом стилусной профилометрии до и после изохронного отжига в интервале температур 250–550 °С. Установлены закономерности изменения коэффициента распухания в зависимости от дозы облучения и температуры отжига. Предложенный метод может быть использован для ускоренной оценки радиационной стойкости перспективных конструкционных материалов.

Ключевые слова: имплантация, ионы гелия, отжиг, радиационная стойкость, радиационное распухание

Для цитирования. Метод экспериментального моделирования радиационно-индуцированного распухания конструкционных материалов ядерных реакторов с помощью комбинированной имплантации высокоэнергетических ионов гелия и протонов / В. В. Пилько (мл.), Ф. Ф. Комаров, И. В. Капура, В. В. Пилько // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-матэматычных навук. – 2026. – Т. 62, № 3. – С. 239–252. <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-239-252>

Vladimir V. Pilko (jr.), Fadey F. Komarov, Ivan V. Kapura, Vladimir V. Pilko*A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus***METHOD FOR EXPERIMENTAL MODELING OF RADIATION-INDUCED SWELLING
OF STRUCTURAL MATERIALS OF NUCLEAR REACTORS USING COMBINED IMPLANTATION
OF HIGH-ENERGY HELIUM IONS AND PROTONS**

Abstract. This paper presents a specialized method for the experimental modeling of radiation-induced swelling in structural materials, utilizing the technique of high-energy ion implantation. The primary objective of the research is to evaluate the applicability and effectiveness of this approach for the accelerated reproduction of radiation damage and volumetric changes that are characteristic of the harsh operating conditions found in nuclear reactor environments. Irradiation experiments were performed on a wide range of materials, including 12X18N10T, St37-3, and EI-847 steels, D16 and VT-6 alloys, as well as zirconium (Zr) and silicon carbide (SiC). The implantation process was carried out within energy range of 400–1500 keV, with fluences varying from $(1 \cdot 10^{14}) - (2 \cdot 10^{18})$ ions/cm². The evolution of surface layer morphology and the formation of radiation-induced steps were investigated using stylus profilometry. Samples were subjected to annealing within a temperature range of 250–550 °C. Based on the profilometric analysis, clear regularities were established regarding the variation of the swelling coefficient as a function of the total radiation dose and the subsequent annealing temperature. The results indicate that the proposed method of ion implantation can be effectively utilized as a reliable tool for the rapid assessment of the radiation resistance of promising structural materials, significantly reducing the testing time required for reactor-grade material validation.

Keywords: implantation, helium ions, annealing, radiation resistance, radiation swelling

For citation. Pilko V. V. (jr.), Komarov F. F., Kapura I. V., Pilko V. V. Method for experimental modeling of radiation-induced swelling of structural materials of nuclear reactors using combined implantation of high-energy helium ions and protons. *Vestsi Natsyyanal'nai 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. 239–252 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2026-62-3-239-252>

Введение. Среди многочисленных требований, предъявляемых к реакторным материалам, элементам микроэлектроники и аэрокосмической техники, зачастую определяющим и перво-степенным требованием является их радиационная стойкость [1; 2]. При этом наиболее жесткими в перечисленном ряду являются условия эксплуатации реакторных материалов. В процессе эксплуатации конструкционные элементы реактора подвергаются интенсивным механическим, термическим и радиационным воздействиям. Результатом этих воздействий может выступать как улучшение отдельных эксплуатационных характеристик при удачном подборе состава материала и его структуры, так и ухудшение параметров, превышение размерного допуска и в результате разрушение либо отказ изделий.

Радиационно-индуцированное распухание материалов является одним из основных факторов, приводящих к деградации физико-механических свойств конструкционных материалов. Определение критических доз облучения и температур эксплуатации конструкционных материалов и изделий атомной энергетики продиктовано необходимостью прогнозирования влияния радиационно-индуцированных процессов (распухание и охрупчивание) на их основные физико-механические свойства [3–5]. Такое прогнозирование обеспечивает возможность подбора материалов, физико-механические свойства которых будут находиться в пределах, обеспечивающих безопасную эксплуатацию узлов энергетических установок в течение заданного времени эксплуатации.

Протяженность циклов разработки и внедрения новых, устойчивых к распуханию материалов в настоящее время достаточно велика. Существенными факторами, сдерживающими разработку, являются большая длительность процесса испытаний и недостаточная изученность физических основ процессов радиационно-стимулированного распухания и сопутствующей деградации свойств. Условия облучения в экспериментах различных исследователей не стандартизованы, и это затрудняет сопоставление результатов.

Высокоэнергетичная ионная имплантация обладает возможностью предсказывать и воспроизводить совокупность процессов, сопровождающих образование и рост дефектных комплексов, формирующихся в течение десятилетий реальной эксплуатации. Основным преимуществом метода является уменьшение времени экспонирования материала на несколько порядков за счет увеличения скорости генерации дефектов. Что не менее важно – метод демонстрирует возможность предсказывать эволюцию радиационно-индуцированного распухания и дефектов микро-структуры материалов, отвечающих за деградацию их основных физико-механических свойств. Все вышеперечисленное делает высокоэнергетичную ионную имплантацию наиболее перспективным методом при разработке новых радиационно-стойких материалов и сплавов.

Методика эксперимента. Подготовка лабораторных образцов модельных, современных и перспективных реакторных материалов. Подготовка образцов модельных, современных и перспективных материалов для последующей имплантации ионами водорода и гелия осуществлялась с применением механической обработки исходных материалов (сталь 12X18H10T, St37-3, D16, Zr, ЭИ-847, VT-6), за исключением образцов Si, SiC, с последующей полировкой на оптическом участке НИИПФП им. А. Н. Севченко БГУ. В процессе полировки последовательно использовались пасты с различным размером зерна для достижения класса обработки поверхности материала не хуже 10 согласно ГОСТ 2789-73 «Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики».

Ионная имплантация. Для более точного планирования экспериментов по ионной имплантации предварительно было проведено моделирование процесса имплантации ионов водорода и гелия в мишени, имитирующие состав материалов 12X18H10T, St37-3, D16, Zr, ЭИ-847, VT-6, Si, SiC с помощью программы SRIM-2013.

Идея метода состоит в том, что программным образом моделируется некоторый элемент твердого тела путем задания законов взаимодействия иона с атомами мишени, а затем проводится машинный эксперимент, при котором можно проследить весь путь каждого отдельно взятого иона, в том числе и место его остановки [6]. После многократного повторения этой операции так, чтобы погрешности, связанные со среднестатистическими отклонениями, были малы, можно моделировать распределение ионов по глубине, поперечным пробегами, распределение числа

смещенных атомов мишени по глубине и получить ряд других полезных параметров, не прибегая к дополнительным приближениям. Соответствие результатов моделирования реальным экспериментальным данным в принципе определяется правильностью задания законов взаимодействия. При этом не представляет какой-либо сложности рассмотрение в качестве мишени многокомпонентных веществ. Как показано в работе [7], результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментом. Рассчитанные профили распределения внедренных атомов водорода и гелия в материалы мишеней представлены на рис. 1 и 2.

Смысл процесса моделирования состоял в том, чтобы подобрать пары энергий ионов водорода и гелия с учетом равенства их среднего проецированного пробега в материалах мишеней и технологических особенностей оборудования.

Пересчет дозы имплантации в параметр dpa (displacements per atom) и величину $appm$ проводился на основании данных и методик, изложенных в [8–10], с применением программного комплекса SRIM версии 2013.00 [6]:

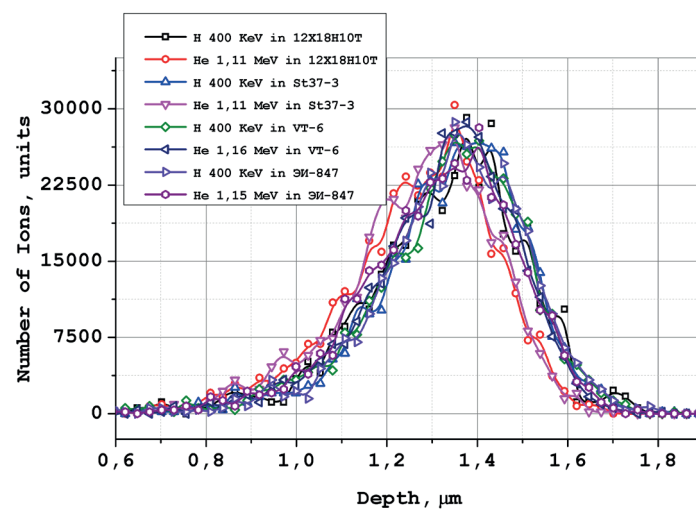


Рис. 1. Модельные профили распределения атомов H и He в сплавах

Fig. 1. Simulated distribution profiles of H and He atoms in alloys

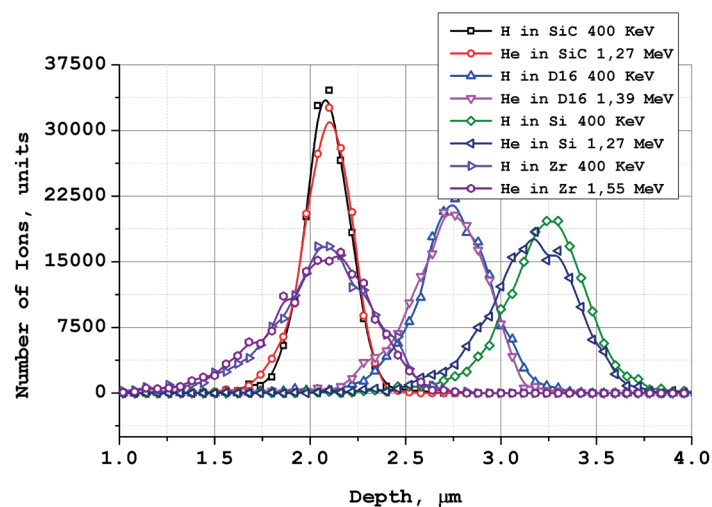


Рис. 2. Модельные профили распределения атомов H и He в материалах SiC, D16, Si, Zr

Fig. 2. Simulated distribution profiles of H and He atoms in SiC, D16, Si, and Zr materials

- расчеты осуществлялись в режиме Ion Distribution and Quick Calculation of Damage;
- средняя пороговая энергия смещения атома из междоузельного положения выбиралась согласно [8];
- было выставлено нулевое значение параметра энергии связи решетки;
- информация об энергии упругого взаимодействия с атомами решетки извлекалась непосредственно из файла Phonons.txt и переводилась в значение dpa в соответствии с дозой облучения согласно методике, описанной в [8];
- интегральное значение dpa в материале рассчитывалось как площадь под графиком радиационных повреждений (параметр net area на рисунках).

Немногом больше половины всех радиационно-индуцированных дефектов сосредоточено в области максимума упруго выделенной энергии, поэтому зачастую для описания количества повреждений материала используют не интегральное значение dpa , а его значение в области максимума [11]. Для случая моделирования радиационных повреждений в сплаве D16 соответствующие значения dpa для суммарной дозы имплантации $2 \cdot 10^{14}$ ион/см² составили порядка 0,0034 dpa интегрально во всем объеме и 0,0068 dpa в максимуме, для дозы $2 \cdot 10^{18}$ ион/см² – 35 dpa интегрально и порядка 70 в максимуме. Данные по распределению радиационно-индуцированных дефектов в сплаве D16 представлены на рис. 3. Соотношение интегрального количества радиационных дефектов во всем объеме материала для одинаковых имплантационных доз $dpa(He)/dpa(H)$ составило порядка 8,7.

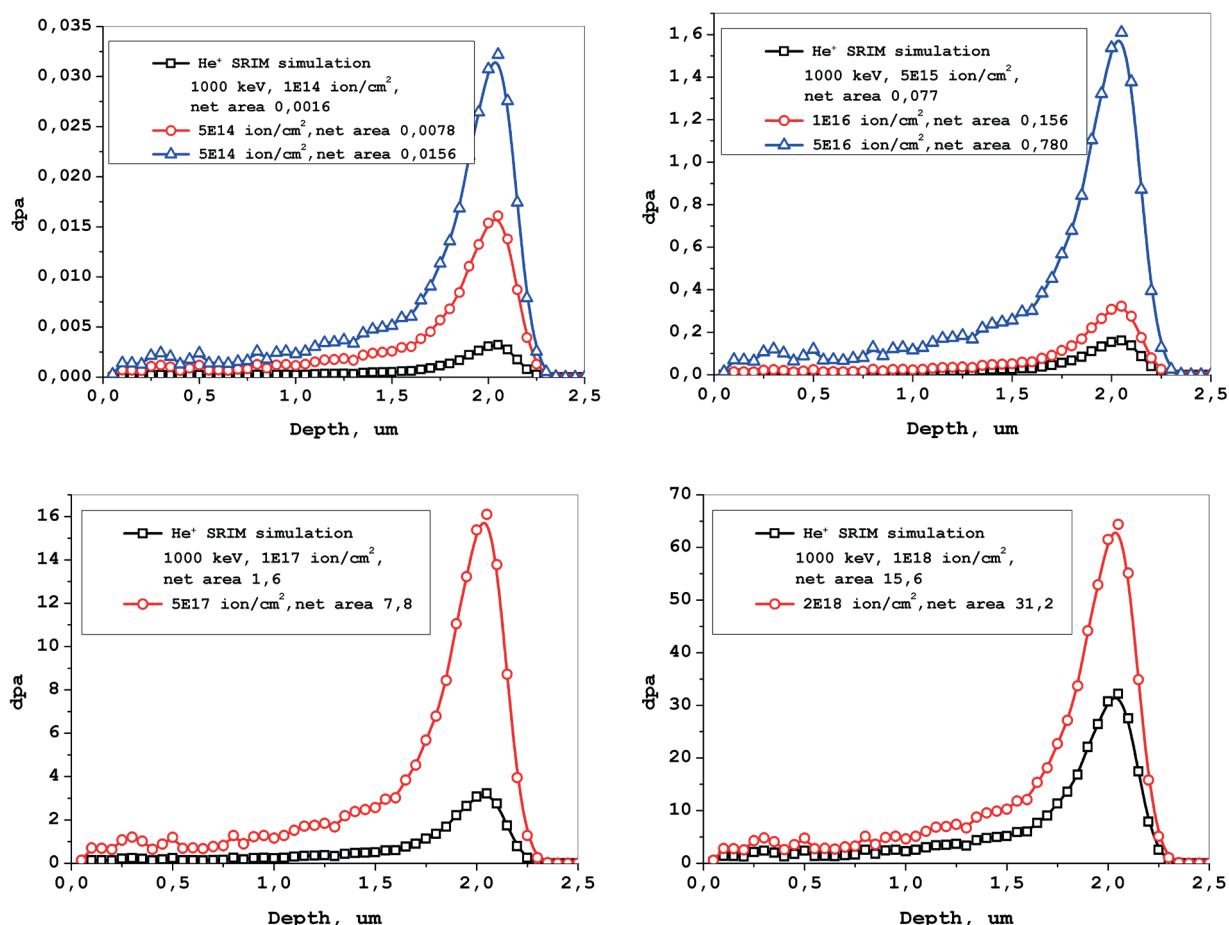


Рис. 3. Распределение радиационно-индуцированных дефектов в единицах dpa в сплаве D16 для диапазона доз $(1 \cdot 10^{14})-(2 \cdot 10^{18})$ ион/см²

Fig. 3. Distribution of radiation-induced defects in dpa units in D16 alloy for the dose range of $(1 \cdot 10^{14})-(2 \cdot 10^{18})$ ions/cm²

Для тестирования режимов имплантации в качестве модельного материала были выбраны полированные пластины кремния. Выбор обусловлен как обилием исследовательской информации, накопленной за десятилетия активного изучения, так и высоким качеством подготовки его поверхности, которое позволяет регистрировать даже незначительные изменения геометрических параметров облученных образцов. Для локализации радиационно-индуцированных дефектов была разработана с учетом технологических особенностей используемого оборудования и применена методика частичного экранирования зоны облучения, позволяющая получать детектируемый дифференциальный профиль поверхности образца на границе облученной поверхности. Согласно данным наших предыдущих исследований была проведена имплантация ионов гелия и водорода в модельные образцы в дозовом диапазоне $(1 \cdot 10^{14}) - (1 \cdot 10^{17})$ ион/см² [7; 12]. Уверенно детектируемого профилометром сигнала от комплексов радиационных дефектов удалось добиться уже при дозе облучения $1 \cdot 10^{15}$ ион/см².

На рис. 4 представлена четко выраженная граница зоны облучения, профилограмма которой показана на рис. 5. На рис. 6 показана профилограмма границы зоны облучения без применения методики экранирования.

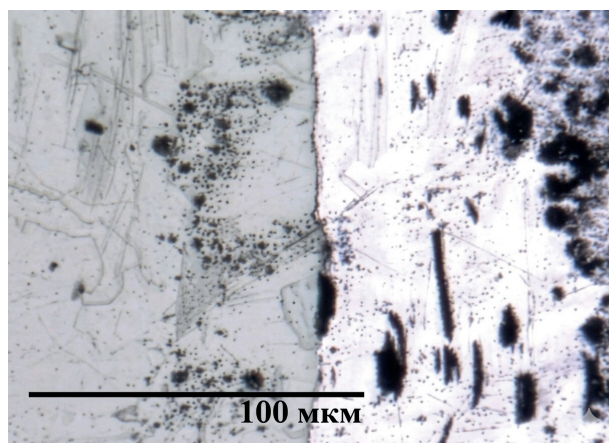


Рис. 4. Граница зоны облучения, полученная с применением методики частичного экранирования образца Si, имплантированного ионами гелия дозой $1 \cdot 10^{15}$ ион/см²

Fig. 4. Boundary of the irradiation zone obtained using the technique of partial shielding of a Si sample implanted with helium ions at the dose of $1 \cdot 10^{15}$ ions/cm²

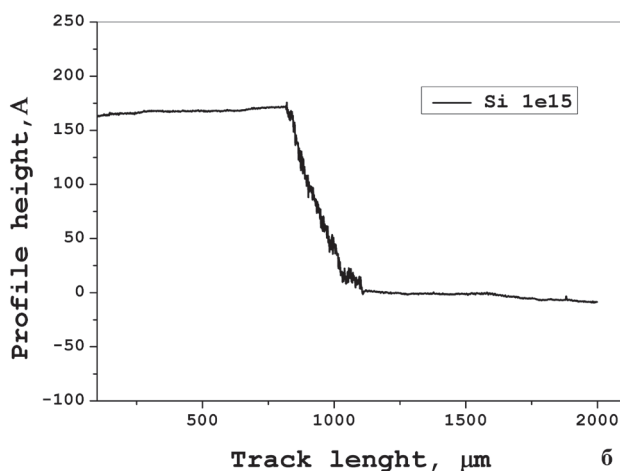


Рис. 5. Профилограмма границы зоны облучения образца Si, полученная методом частичного экранирования ($1 \cdot 10^{15}$ ион/см², He)

Fig. 5. Profilogram of the irradiation zone boundary in a Si sample obtained by partial shielding ($1 \cdot 10^{15}$ ions/cm², He)

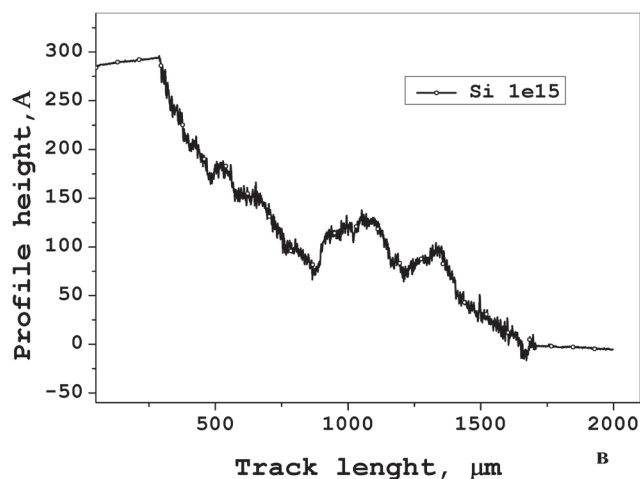


Рис. 6. Профилграмма границы зоны облучения образца Si, облученного ионами гелия дозой $1 \cdot 10^{15}$ ион/см²

Fig. 6. Profilogram of the irradiation zone boundary of a Si sample irradiated with helium ions at a dose of $1 \cdot 10^{15}$ ions/cm²

Определение величины коэффициента распухания материалов. Профилометрия поверхности позволяет оценивать величину радиационно-индуцированного распухания в случае, когда средний проецированный пробег частиц не превышает нескольких микрон. Так как толщина образца, как правило, многократно превышает пробег ионов, то относительно тонкий слой, аккумулирующий повреждения, ограничен снизу массивом материала, и его рост происходит преимущественно в направлении поверхности образца. Если при этом поверхность частично маскирована в процессе имплантации, облученная область будет приподнята по отношению к соседней экранированной поверхности за счет эффекта распухания с образованием ступеньки между двумя областями. Высота этой ступеньки будет пропорциональна величине радиационно-индуцированного распухания.

Оценка величины коэффициента распухания материалов осуществлялась по высоте ступеньки, характеризующей границу раздела между облученной и условно необлученной областями согласно [11; 13; 14]. Граница раздела была локализована с применением методики частичного экранирования зоны облучения. Высота ступеньки измерялась на профилометре KLA-Tencor Alpha-Step D-300. Величина радиационно-индуцированного распухания S определялась из уравнения

$$S = \frac{\Delta h}{d}, \quad (1)$$

где Δh – высота ступеньки; d – глубина максимума радиационных повреждений.

Результаты и их обсуждение. На рис. 7 представлены наиболее характерные профили границ раздела облученной и необлученной областей, полученные методом профилометрирования.

Смещение механизма рекомбинации в сторону доминирования полостей (пузырей) в качестве стока для радиационно-индуцированных дефектов выражено в уменьшения скорости роста коэффициента распухания (на рис. 7 дозы $2 \cdot 10^{16}$, $5 \cdot 10^{16}$, $1 \cdot 10^{17}$ ион/см²). Инкубационный период вероятнее всего связан с фазой накопления радиационно-индуцированных дефектов с последующей агломерацией полостей в более крупные конгломераты, что вызывает скачкообразный рост коэффициента распухания (на рис. 7 дозы $5 \cdot 10^{17}$, $2 \cdot 10^{18}$ ион/см²). Такая динамика механизмов рекомбинации характерна, прежде всего, для аустенитных сталей. Заметно, что ферритно-мартенситные стали в большинстве своем выходят на насыщение более плавно за счет большей пластичности.

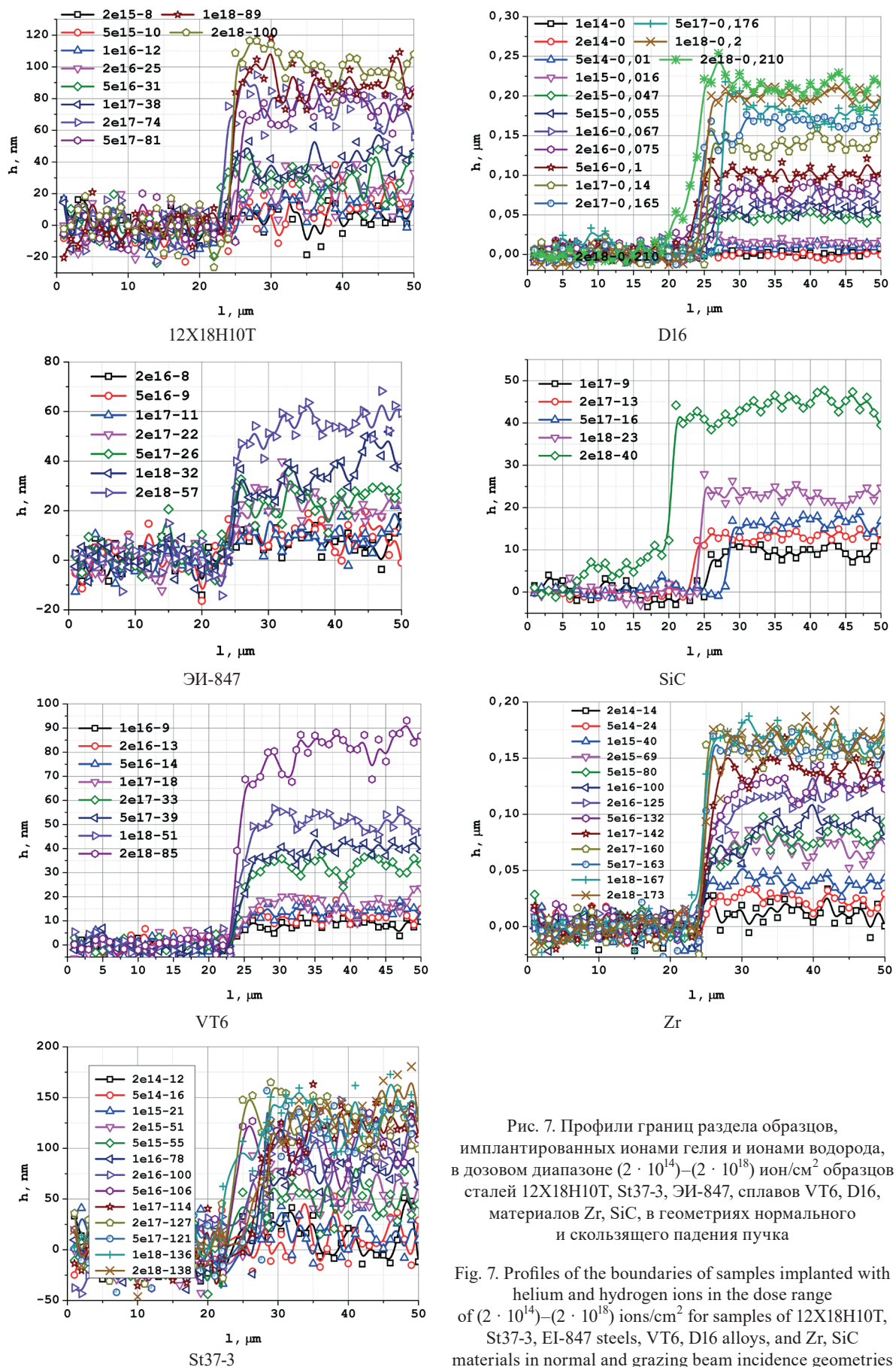


Рис. 7. Профили границ раздела образцов, имплантированных ионами гелия и ионами водорода, в дозовом диапазоне $(2 \cdot 10^{14}) - (2 \cdot 10^{18})$ ион/см² образцов сталей 12X18H10T, St37-3, ЭИ-847, сплавов VT6, D16, материалов Zr, SiC, в геометриях нормального и скользящего падения пучка

Fig. 7. Profiles of the boundaries of samples implanted with helium and hydrogen ions in the dose range of $(2 \cdot 10^{14}) - (2 \cdot 10^{18})$ ions/cm² for samples of 12X18H10T, St37-3, EI-847 steels, VT6, D16 alloys, and Zr, SiC materials in normal and grazing beam incidence geometries

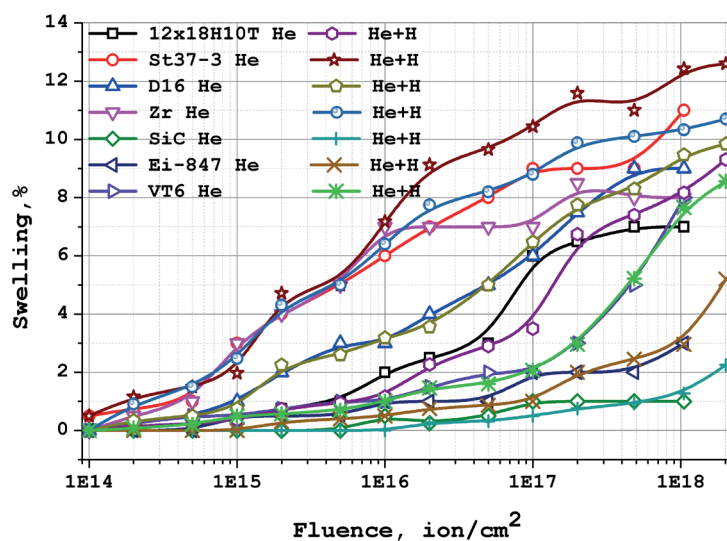


Рис. 8. Расчетные данные по радиационному распуханию имплантированных образцов на основании профилометрических исследований

Fig. 8. Calculated radiation swelling data for implanted samples based on profilometric studies

Сводные сравнительные данные по динамике коэффициентов распухания всех исследованных материалов, подвергшихся воздействию корпускулярных потоков в различных режимах, представлены на рис. 8.

Как видим, различимый эффект комбинированной имплантации для некоторых материалов можно наблюдать уже при дозе $2 \cdot 10^{14}$ ион/см², что, согласно [15], соответствует количеству смещений на атом (dpa) порядка 0,0034 dpa интегрально во всем объеме и 0,0068 dpa в максимуме и количеству атомов примеси (appm) порядка 125 appm. Наибольший рост коэффициента распухания в результате воздействия комбинированной имплантации, как и следовало ожидать, продемонстрировали такие модельные материалы, как ферритно-мартенситная сталь St37-3 и Zr. Коэффициент распухания большинства образцов имеет тенденцию к насыщению с увеличением дозы имплантации, что обусловлено смещением механизма рекомбинации радиационных дефектов в сторону доминирования вновь сформировавшихся полостей / пузырей в качестве стоков для атомов гелия / водорода и радиационно-индуцированных вакансий. Коэффициенты распухания наиболее стойких образцов (SiC, ЭИ-847) в результате комбинированной имплантации не претерпели существенных изменений, хотя и показали тенденцию к росту с увеличением дозы вплоть до $2 \cdot 10^{18}$ ион/см², что соответствует 34,8 dpa интегрально и 68,1 в максимуме и порядка 12600 appm.

Изохронный отжиг образцов. Изохронный отжиг образцов осуществлялся на установке быстрого термического отжига AS-One 100 НТ (рис. 9, 10) в среде азота. Для всех образцов отжиг выполнялся в течение 30 мин в диапазоне температур 250–550 °С с шагом в 100 °С.

Температурный диапазон отжига находился в пределах интервала $0,3 < T/T_m < 0,5$ для большинства исследованных материалов. Дальнейшее увеличение температуры, согласно исследованиям [15–19], приводит к аннигиляции дефектов структуры материала и, как следствие, уменьшению коэффициента распухания материала.

Так как гелий чрезвычайно слабо растворяется в металлах, он имеет тенденцию к аккумуляции и преципитации в виде пузырей. Согласно работе [16] поведение газов в металлах показало, что аккумуляция атомов гелия в металлах может происходить за счет двух основных факторов — низкой энергии миграции междоузельных атомов гелия и высокой энергии связи атомов и вакансий в гелий-вакансионных кластерах. Гелий накапливается преимущественно в тетраэдри-



Рис. 9. Установка быстрого термического отжига AS-One 100 HT

Fig. 9. AS-One 100 HT rapid thermal annealing setup

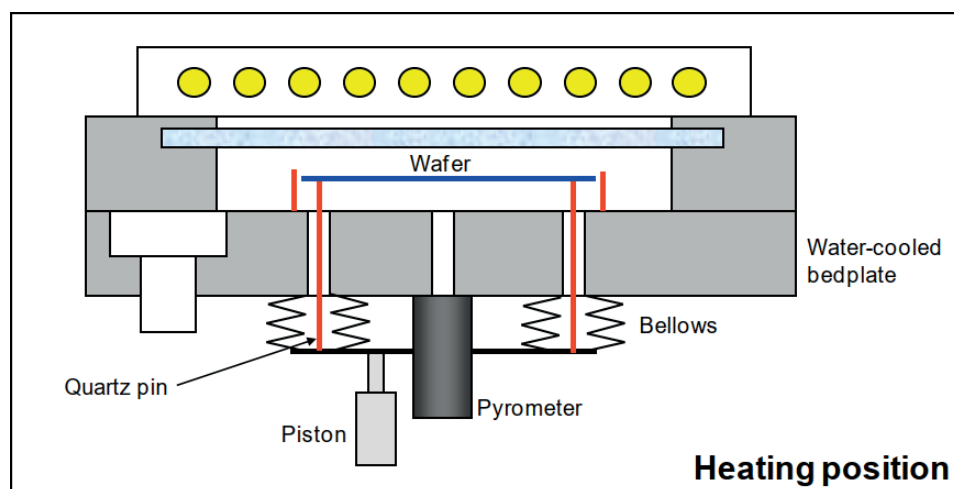


Рис. 10. Принципиальная схема проведения отжига образцов

Fig. 10. Schematic diagram of the sample annealing process

ческих порах, энергия формирования связи с которыми, как правило, минимальна по сравнению с порами других форм. Благодаря низкой энергии миграции атомы гелия в междоузельном положении и их небольшие кластеры легко диффундируют в металлах, захватываясь вакансиями с формированием стабильного, малоподвижного, зачастую сфероподобного гелий-вакансионного кластера, который в свою очередь служит стоком для атомов гелия и их кластеров, являясь центром образования гелиевого пузыря.

С энергетической точки зрения наиболее устойчивыми и, следовательно, благоприятными для старта процесса нуклеации гелиевого пузыря являются октаэдрические гелий-вакансионные кластеры с энергией связи порядка 1,5 эВ. С увеличением количества атомов гелия в кластере энергия связи в нем уменьшается за счет взаимодействия с решеткой материала: атомы решетки «выдавливаются» в междоузельные положения, образуя классические пары Френкеля. Согласно

моделированию с применением математического аппарата молекулярной динамики [17] с ростом гелий-вакансионного кластера до определенных размеров энергия связи атомов гелия с выдавленными атомами уменьшается, а с вакансиями – растёт.

По достижению некоторого критического размера гелий-вакансионного кластера наблюдается обратная тенденция. Этот критический размер характеризует сам материал и энергию связи атомов в нем. С дальнейшим увеличением количества атомов гелия в кластерах увеличивается концентрация «выдавленных» атомов на их границе, что приводит к формированию эмиссионного дислокационного центра с перспективой формирования дислокационной сети, окружающей пузырь. Дислокационная сеть при достижении некоторого размера начинает препятствовать реализации механизма «выдавливания» атомов за счет упрочнения материала матрицы, окружающей пузырь, и для дальнейшего увеличения размера гелиевых пузырей, как правило, необходимы условия, отличающиеся от условий, в которых происходило их зарождение.

Характерный размер гелиевого пузыря на данном этапе эволюции составляет порядка десятков нанометров (в зависимости от типа материала). Активатором процесса дальнейшего роста гелиевого пузыря является увеличение температуры. Рост может происходить либо за счет явления коалесценции (перестроение поверхности пузырей за счет диффузии атомов матрицы на их поверхности, с увеличением размера пузырей уменьшается их количество), либо за счет явления переконденсации (созревание Оствальда), активатором которого является разница равновесного давления гелия в пузырьках разного размера. Процесс контролируется термически активируемой диссоциацией гелий-вакансионных комплексов / связей в одном пузырьке с последующей их рекомбинацией в другом. Общую тенденцию этого процесса можно описать как «от маленького к большому». Переконденсация приводит к постепенной аннигиляции маленьких пузырей и росту больших. Энергия активации процесса переконденсации намного выше, чем коалесценции.

На эволюцию пузырей оказывает значительное влияние исходное структурное состояние материала (элементный состав, наличие преципитатов, дефекты, размер зерен). Совокупность этих факторов определяет доминирование того или иного механизма роста пузырей на различных стадиях. Влияние этих факторов на эволюцию радиационных повреждений в нашем исследовании не рассматривалось.

Сводные сравнительные данные по динамике коэффициентов набухания всех исследованных материалов представлены на рис. 11.

Для подавляющего большинства образцов было отмечено снижение стойкости к радиационно-индуцированному набуханию с ростом температуры: увеличение мобильности имплантированных атомов водорода и гелия в приповерхностной области образцов приводило к росту газовых пузырей в размере, что в свою очередь вызывало ускоренную деградацию структуры приповерхностной области образцов. Динамика изменения коэффициента набухания материалов позволяет предположить, что основной движущей силой волюметрических изменений образцов является именно концентрация атомов внедренных примесей (относительно слабый рост коэффициента набухания при низких дозах облучения). Такой «инкубационный период» отчетливо регистрируется на графиках зависимости коэффициентов набухания всех представленных материалов.

Смещение механизма рекомбинации в сторону доминирования полостей (пузырей) в качестве стока для радиационно-индуцированных дефектов выражено в значительном уменьшении скорости роста коэффициента набухания для всех образцов и выходом его на «плато насыщения», что связано с эффектами, компрометирующими структурную целостность материала (отслоение крышек блистеров). Температурно-дозовый интервал такого смещения механизма рекомбинации радиационно-индуцированных дефектов варьируется от материала к материалу и прежде всего связан с их структурными особенностями.

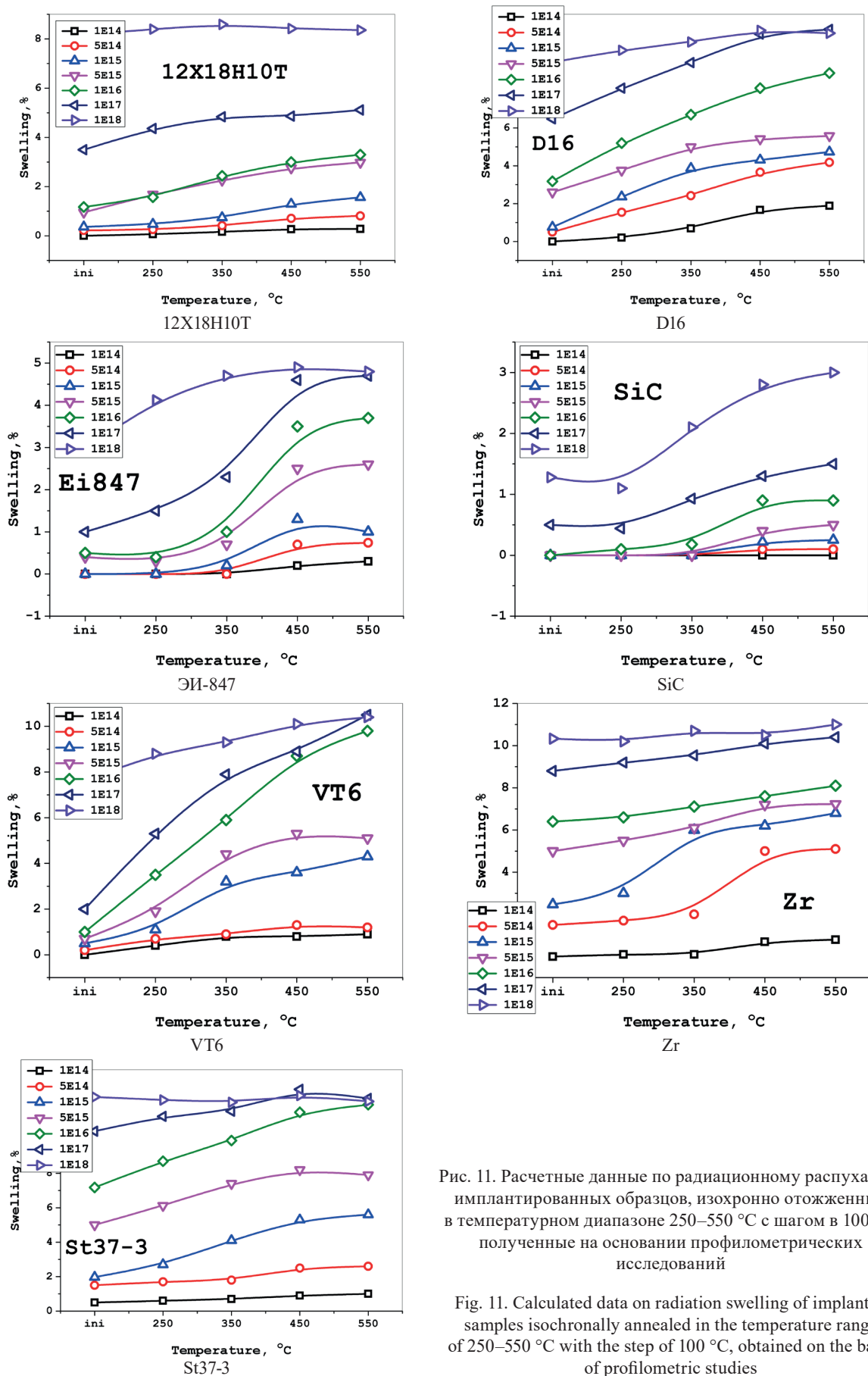


Рис. 11. Расчетные данные по радиационному распуханию имплантированных образцов, изохронно отожженных в температурном диапазоне 250–550 °C с шагом в 100 °C, полученные на основании профилометрических исследований

Fig. 11. Calculated data on radiation swelling of implanted samples isochronally annealed in the temperature range of 250–550 °C with the step of 100 °C, obtained on the basis of profilometric studies

Заклучение. Предложен и экспериментально реализован метод ускоренного моделирования радиационного набухания конструкционных материалов с использованием высокоэнергетической имплантации ионов гелия и водорода. Предложенный метод может быть использован для сравнительной оценки радиационной стойкости конструкционных материалов и ускоренного отбора перспективных сплавов для применения в условиях интенсивного радиационного воздействия.

Список использованных источников

1. Terrani, K. A. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges / K. A. Terrani // *Journal of Nuclear Materials*. – 2018. – Vol. 501. – P. 13–30. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.12.043>
2. Zinkle, S. J. Designing radiation resistance in materials for fusion energy / S. J. Zinkle, L. L. Snead // *Annual Review of Materials Research*. – 2014. – Vol. 44. – P. 241–267. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070813-113627>
3. Post, R. F. Fusion reactors as future energy sources / R. F. Post, F. L. Ribe // *Science*. – 1974. – Vol. 186, iss. 4162. – P. 397–407. <https://doi.org/10.1126/science.186.4162.397>
4. Zinkle, S. J. Materials challenges in nuclear energy / S. J. Zinkle, G. S. Was // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 3. – P. 735–758. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
5. Chu, S. Opportunities and challenges for a sustainable energy future / S. Chu, A. Majumdar // *Nature*. – 2012. – Vol. 488. – P. 294–303. <https://doi.org/10.1038/nature11475>
6. Ziegler, J. F. The Stopping and Range of Ions in Matter / J. F. Ziegler, J. P. Biersack, U. Littmark. – New York: Pergamon Press, 1985. – Vol. 1. – 321 p.
7. A study of depth distributions of implanted shallow lying impurities in materials by RBS with nanometer resolution / F. Komarov, A. Kamyshan, V. Pilko, P. Grishin // *Ion Implantation and other applications of ions and electrons: Proceedings of the 9th International Conference, Kazimierz Dolny, Poland, June 25–28, 2012*. – 2012. – P. 75.
8. On the use of SRIM for computing radiation damage exposure / R. E. Stoller, M. B. Toloczko, G. S. Was [et al.] // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*. – 2013. – Vol. 310. – P. 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.05.008>
9. Primary radiation damage in materials / K. Nordlund, A. E. Sand, F. Granberg [et al.]. – OECD, 2015. – URL: <http://li.mit.edu/S/14/Paper/nsc-doc2015-9.pdf>
10. Norgett, M. J. A proposed method of calculating displacement dose rates / M. J. Norgett, M. T. Robinson, I. M. Torrens // *Nuclear Engineering and Design*. – 1975. – Vol. 33, iss. 1. – P. 50–54. [https://doi.org/10.1016/0029-5493\(75\)90035-7](https://doi.org/10.1016/0029-5493(75)90035-7)
11. Irradiation damage investigation of helium implanted polycrystalline copper / Y. Yang, D. Frazer, M. Balooch, P. Hosemann // *Journal of Nuclear Materials*. – 2018. – Vol. 512. – P. 137–143. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.09.022>
12. Процессы дефектообразования в Si и GaAs при протонном облучении и применение дефектных структур в технологиях микро- и оптоэлектроники / Ф. Ф. Комаров, О. В. Мильчанин, А. М. Миронов [и др.] // *Материалы электронной техники и современные информационные технологии (МЕТИТ-3): материалы 3-й Междунар. науч.-практ. конф., Кременчуг, Украина, 21–23 мая 2008 г.* – Кременчуг, 2008. – С. 51–56.
13. Mechanical and Structural Transformations of Tungsten Implanted with Helium / F. I. Allen, P. Hosemann, M. Balooch, M. Popovic // *Journal of Nuclear Materials*. – 2021. – Vol. 559, № 1. – P. 256–260. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153436>
14. The effect of grain size on bubble formation and evolution in helium-irradiated Cu–Fe–Ag / M. Wurmshuber, D. Frazer, M. Balooch [et al.] // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 171. – Art. ID 110822. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110822>
15. Wirth, B. D. MD and KMC modeling of the growth and shrinkage mechanisms of helium–vacancy clusters in Fe / B. D. Wirth // *Journal of Nuclear Materials*. – 2003. – Vol. 323, iss. 2–3. – P. 243–250. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2003.08.019>
16. Rimmer, D. E. The solution of inert gas atoms in metals / D. E. Rimmer, A. H. Cottrell // *Philosophical Magazine*. – 1957. – Vol. 2, № 23. – P. 1345–1353. <https://doi.org/10.1080/14786435708243211>
17. Helium and radiation defect accumulation in metals under stress / G. Dobmann, S. N. Korshunov, M. Kroening [et al.] // *Vacuum*. – 2008. – Vol. 82, iss. 8. – P. 856–866. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2008.01.044>
18. Peculiarities of helium bubble formation and helium behavior in vanadium alloys of different chemical composition / M. S. Staltsov, I. I. Chernov, B. A. Kalin [et al.] // *Journal of Nuclear Materials*. – 2015. – Vol. 461. – P. 56–60. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.09.085>
19. Mansur, L. K. Advances in the Theory of Swelling in Irradiated Metals and Alloys / L. K. Mansur, M. H. Yoo // *Journal of Nuclear Materials*. – 1979. – Vol. 85–86, part 1. – P. 523. [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(79\)90541-5](https://doi.org/10.1016/0022-3115(79)90541-5)

References

1. Terrani K. A. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, vol. 501, pp. 13–30. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.12.043>
2. Zinkle S. J., Snead L. L. Designing radiation resistance in materials for fusion energy. *Annual Review of Materials Research*, 2014, vol. 44, pp. 41–67. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070813-113627>

3. Post R. F., Ribe F. L. Fusion reactors as future energy sources. *Science*, 1974, vol. 186, iss. 4162, pp. 397–407. <https://doi.org/10.1126/science.186.4162.397>
4. Zinkle S. J., Was G. S. Materials challenges in nuclear energy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 3, pp. 735–758. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
5. Chu S., Majumdar A. Opportunities and challenges for a sustainable energy future. *Nature*, 2012, vol. 488, pp. 294–303. <https://doi.org/10.1038/nature11475>
6. Ziegler J. F., Biersack J. P., Littmark U. *The Stopping and Range of Ions in Matter. Vol. 1*. New York, Pergamon Press, 1985. 321 p.
7. Komarov F., Kamyshan A., Pilko V., Grishin P. A study of depth distributions of implanted shallow lying impurities in materials by RBS with nanometer resolution. *Ion Implantation and other applications of ions and electrons: Proceedings of the 9th International Conference*, Kazimierz Dolny (Poland), June 25–28, 2012, p. 75.
8. Stoller R. E., Toloczko M. B., Was G. S., Certain A. G., Dwaraknath S., Garner F. A. On the use of SRIM for computing radiation damage exposure. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*, 2013, vol. 310, pp. 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.05.008>
9. Nordlund K., Sand A. E., Granberg F., Zinkle S. J., Stoller R., Averbach R. S. *Primary radiation damage in materials*. OECD, 2015. Available at: <http://li.mit.edu/S/14/Paper/nsc-doc2015-9.pdf>
10. Norgett M. J., Robinson M. T., Torrens I. M. A proposed method of calculating displacement dose rates. *Nuclear Engineering and Design*, 1975, vol. 33, iss. 1, pp. 50–54. [https://doi.org/10.1016/0029-5493\(75\)90035-7](https://doi.org/10.1016/0029-5493(75)90035-7)
11. Yang Y., Frazer D., Balooch M., Hosemann P. Irradiation damage investigation of helium implanted polycrystalline copper. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, vol. 512, pp. 137–143. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.09.022>
12. Komarov F. F., Mil'chanin O. V., Mironov A. M., Kupchishin A. I., Pil'ko V. V. Defect formation processes in Si and GaAs under proton irradiation and the use of defect structures in micro- and optoelectronics technologies. *Materialy elektronnoi tekhniki i sovremennye informatsionnye tekhnologii (METIT-3): Materialy 3-i mezhduнародnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Materials of Electronic Engineering and Modern Information Technologies (METIT-3): Materials of the 3rd International Scientific and Practical Conference]. Kremenichuk, 2008, pp. 51–56 (in Russian).
13. Allen F. I., Hosemann P., Balooch M., Popovic M. Mechanical and Structural Transformations of Tungsten Implanted with Helium. *Journal of Nuclear Materials*, 2021, vol. 559, no. 1, pp. 256–260. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153436>
14. Wurmschuber M., Frazer D., Balooch M., Issa I., Bachmaier A., Hosemann P., Kiener D. The effect of grain size on bubble formation and evolution in helium-irradiated Cu–Fe–Ag. *Materials Characterization*, 2021, vol. 171, art. ID 110822. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110822>
15. Wirth B. D. MD and KMC modeling of the growth and shrinkage mechanisms of helium–vacancy clusters in Fe. *Journal of Nuclear Materials*, 2003, vol. 323, iss. 2–3, pp. 243–250. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2003.08.019>
16. Rimmer D. E., Cottrell A. H. The solution of inert gas atoms in metals. *Philosophical Magazine*, 1957, vol. 2, no. 23, pp. 1345–1353. <https://doi.org/10.1080/14786435708243211>
17. Dobmann G., Korshunov S. N., Kroening M., Martynenko Yu. V., Skorpupkin I. D., Surkov A. S. Helium and radiation defect accumulation in metals under stress. *Vacuum*, 2008, vol. 82, iss. 8, pp. 856–866. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2008.01.044>
18. Staltsov M. S., Chernov I. I., Kalin B. A., Polyansky A. A., Staltsova O. S., Potapenko M. M. Peculiarities of helium bubble formation and helium behavior in vanadium alloys of different chemical composition. *Journal of Nuclear Materials*, 2015, vol. 461, pp. 56–60. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.09.085>
19. Mansur L. K., Yoo M. H. Advances in the Theory of Swelling in Irradiated Metals and Alloys. *Journal of Nuclear Materials*, 1979, vol. 85–86, part 1, pp. 523–532. [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(79\)90541-5](https://doi.org/10.1016/0022-3115(79)90541-5)

Информация об авторах

Пилько Владимир Владимирович (мл.) – 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

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>

Капура Иван Викторович – 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: ivankapurap1@gmail.com

Information about the authors

Vladimir V. Pilko (Jr.) – Senior Researcher of 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

Fadey F. Komarov – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sci. (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>

Ivan V. Kapura – Junior Researcher of Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: ivankapurap1@gmail.com

Vladimir V. Pilko – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Senior Researcher of Elionics Labo-

ва, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: ivankapurap1@gmail.com

Пилько Владимир Владимирович – кандидат физико-математических наук, доцент, 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

ratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University (7, Kurchatov Str., Minsk, 220045, Republic of Belarus). E-mail: pilkow@mail.ru