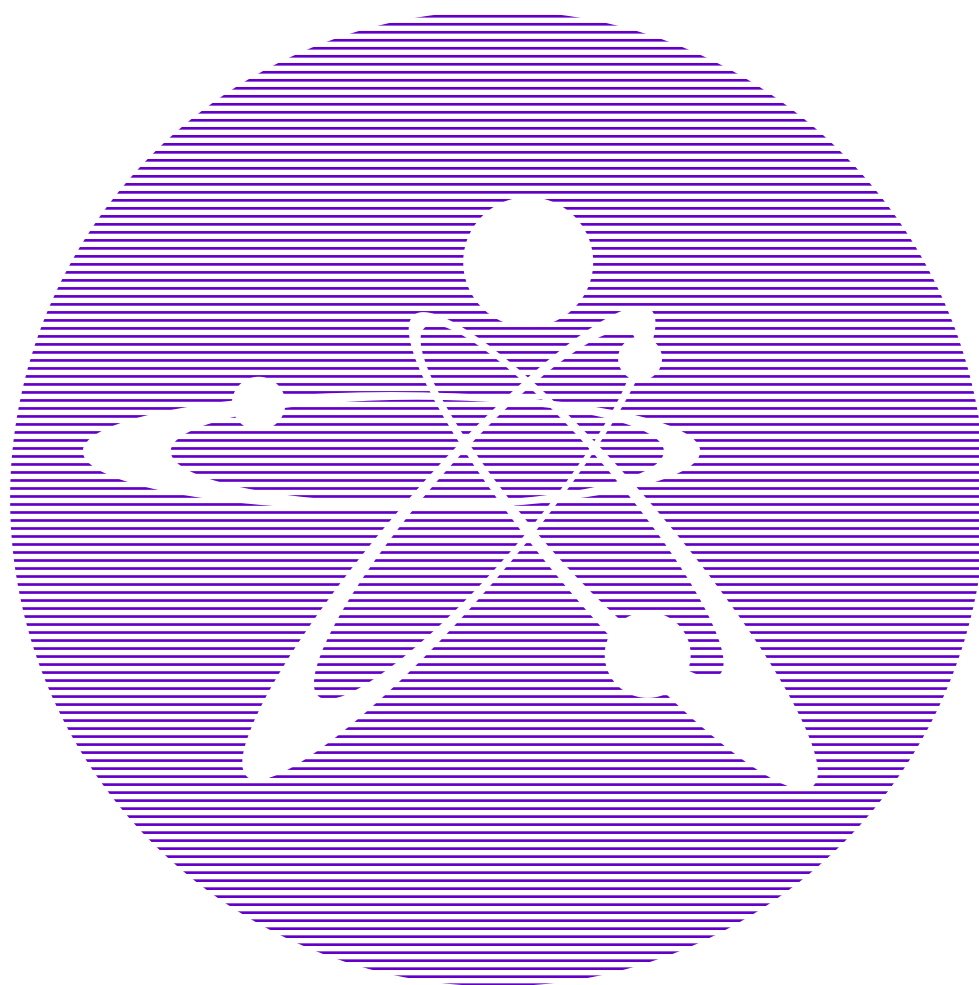


2026
ВЫПУСК 1

ISSN 1729-7516

Вестник НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА

ПЕРИОДИЧЕСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН



Вестник НЯЦ РК

ПЕРИОДИЧЕСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

ВЫПУСК 1(105), МАРТ 2026

Издается с января 2000 г.

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР – д.ф.-м.н., профессор БАТЫРБЕКОВ Э.Г.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ: д.ф.-м.н. СКАКОВ М.К. – заместитель главного редактора,
к.б.н. АЙДАРХАНОВ А.О., д.ф.-м.н. БУРТЕБАЕВ Н.Т., д.т.н. ВИЕЛЕБА В. (Польша), к.ф.-м.н. ВИТЮК В.А.,
к.ф.-м.н. ВУРИМ А.Д., д.т.н. ГРАДОБОВЕВ А.В. (Россия), д.ф.-м.н. КОПНИЧЕВ Ю.Ф. (Россия),
д.ф.-м.н. МИХАЙЛОВА Н.Н., д.ф.-м.н. СОКОЛОВА И.Н., д.ф.-м.н. ТАЖИБАЕВА И.Л.,
Prof. Dr. Yoichi FUJII-Е (Япония), PhD Takahiro HAYASHI (Япония)

ҚР ҰЯО Жаршысы

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ ҰЛТТЫҚ ЯДРОЛЫҚ ОРТАЛЫҒЫНЫҢ
МЕРЗІМДІК ҒЫЛЫМИ-ТЕХНИКАЛЫҚ ЖУРНАЛЫ

1(105) ШЫҒАРЫМ, НАУРЫЗ, 2026 ЖЫЛ

NNC RK Bulletin

RESEARCH AND TECHNOLOGY REVIEW
NATIONAL NUCLEAR CENTER OF THE REPUBLIC OF KAZAKHSTAN

ISSUE 1(105), MARCH 2026

Журнал «Вестник НЯЦ РК» входит в перечень научных изданий, рекомендуемых Комитетом по обеспечению качества в сфере науки и высшего образования Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан для публикации основных результатов научной деятельности.

«ҚР ҰЯО жаршысы» журналы ғылыми қызметтің негізгі нәтижелерін жариялау үшін Қазақстан Республикасы Ғылым және жоғары білім министрлігінің Ғылым және жоғары білім саласындағы сапаны қамтамасыз ету комитеті ұсынған ғылыми басылымдар тізбесіне кіреді.

The Journal “NNC RK Bulletin” is included in the list of scientific publications recommended by Committee for Quality Assurance in the Field of Science and Higher Education of the Ministry of Science and Higher Education of the Republic of Kazakhstan for the publication of the main results of scientific activities.

СОДЕРЖАНИЕ

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПЕРВОЙ СТЕНКИ И ДИВЕРТОРНОЙ ОБЛАСТИ ТОКАМАКА КТМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИК-ТЕРМОМЕТРИИ	
А. Ж. Дүйсен, Б. Ж. Чектыбаев, Е. А. Кашикбаев, С. С. Хамитов	5
СОЗДАНИЕ ИМИТАТОРОВ ЖИДКИХ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ РЕАКТОРА БН-350	
Л. С. Чернова, А. Г. Коровиков, В. В. Бакланов	14
КОНЦЕПТУАЛЬНЫЙ ДИЗАЙН ДИАГНОСТИКИ ТОМСОНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ ТОКАМАКА КТМ	
Е. А. Кашикбаев, Б. Ж. Чектыбаев, А. Ж. Дүйсен, Г. С. Курскиеv, Н. С. Жильцов, Е. Е. Ткаченко, Д. А. Ольховик, А. Т. Кусаинов, К. Женис	19
RICE HUSK-DERIVED ACTIVATED CARBON AS A POTENTIAL ANODE MATERIAL FOR LITHIUM-ION BATTERIES	
N. Saitova, K. Askaruly, Y. Yeszhan, R. Amrousse, Y. Yevlampiyeva, S. Azat	29
СҮЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҮЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ	
Ә. Д. Ноқанова, О. С. Букина, Ю. Ю. Бакланова, Е. Т. Коянбаев, В. В. Бакланов	36
ПОВЫШЕНИЕ КИНЕТИКИ ВОДОРОДОПОГЛОЩЕНИЯ СИСТЕМЫ Mg-Al ПУТЕМ КОНТРОЛИРУЕМОГО ФАЗООБРАЗОВАНИЯ $Mg_{17}Al_{12}$	
А. Ж. Миниязов, Н. М. Мухамедова, Ж. Н. Оспанова, О. Өкен, Г. К. Уазырханова, Т. Ахмеди	43
ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ	
Д. А. Мережко, А. М. Такиева, М. С. Мережко	51
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЖЫРА»	
С. П. Левченко, В. В. Божко, В. В. Курчина	61
РАЗРАБОТКА WEB-ПРИЛОЖЕНИЯ ПО УСТОЙЧИВОМУ УПРАВЛЕНИЮ ЗЕМЕЛЬНЫМИ РЕСУРСАМИ И ВОДНЫМИ ОБЪЕКТАМИ ТЕРРИТОРИИ БЫВШЕГО СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА, РАСПОЛОЖЕННЫМИ НА УЧАСТКАХ, ПЛАНИРУЕМЫХ К ПЕРЕДАЧЕ В НАРОДНО-ХОЗЯЙСТВЕННЫЙ ОБОРОТ	
И. А. Бачурина, В. Н. Монаенко, Н. В. Ларионова, А. В. Топорова	71
RARE EARTH NANOMATERIALS: PREPARATION METHODS AND ENERGY STORAGE APPLICATIONS	
Moldir Auyelkhankyzy, Yang Liu, B. T. Lesbayev, Madina Auyelkhankyzy	80
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ $xZnO - (1-x)TiO_2$ КЕРАМИК	
А. Л. Козловский, Р. А. Мухаметжарова	89
АНАЛИЗ МЕЖДУНАРОДНЫХ И НАЦИОНАЛЬНЫХ НОРМАТИВНО-ПРАВОВЫХ АКТОВ В СФЕРЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ	
Е. А. Усанов, М. А. Шапашев	101
РОЛЬ И ПОТЕНЦИАЛ ММР В РАЗВИТИИ ЭНЕРГОСИСТЕМЫ ЗАПАДНОГО КАЗАХСТАНА	
Т. М. Жанткин, А. О. Сиябеков, А. Т. Торгаев, Н. А. Карджабаев, М. К. Мукушева, М. Б. Солдатов	106
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М	
Р. Р. Сабитова, И. В. Прозорова, Ю. А. Попов	117
ФОРМИРОВАНИЕ ГРАФИТОПОДОБНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРОВОЛНОВОЙ ПЛАЗМЫ	
Т. Р. Туленбергенов, А. А. Агатанова, И. А. Соколов, Ф. Қ. Жанболатова, Р. Е. Жақия, Д. С. Кульбедин	124

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛАБОРАТОРНЫХ ОБРАЗЦОВ ЦЕМЕНТНЫХ МАТРИЦ	
Сураев А. С., Мухамедов Н. Е., Гончаров С. В., Ақболатов Е. Ж., Должиков С. А., Витюк Г. А.	133
ИЗУЧЕНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ФАЗОВЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В КОМПОЗИТНЫХ $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ КЕРАМИКАХ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТ В СОСТАВЕ	
Р. Б. Елшибеков, А. Л. Козловский, Ш. Г. Гиниятова, А. Т. Жумажанова, А. Хаметова	141
АММИАК СЕНСОРЛАРЫНА АРНАЛҒАН ХОЛИН ХЛОРИДІ–ГЛИЦЕРИН НЕГІЗІНДЕГІ ТЕРЕҢ ЭВТЕКТИКАЛЫҚ ЕРІТКІШТЕРДІҢ АТОМИСТИКАЛЫҚ ЗЕРТТЕЛУІ ЖӘНЕ АММИАКПЕН КЕШЕН ТҮЗУІ	
Е. Б. Усен, Б. М. Сатанова.....	151
ФИЗИКО-ДОЗИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ 2D И 3D ПЛАНИРОВАНИЯ В КЛИНИЧЕСКОЙ БРАХИТЕРАПИИ: ОПЫТ ЦЕНТРА ЯДЕРНОЙ МЕДИЦИНЫ И ОНКОЛОГИИ (Г. СЕМЕЙ)	
А. Д. Тусупова, С. М. Айткалиев, Ж. Қ. Айткалиев, М. Т. Идинов, С. З. Танатаров, Л. Б. Кенжина, О. А. Степанова, Н. А. Елемесова, А. Д. Мергенбаева, А. К. Есенгари	160
ВЛИЯНИЕ ДЫХАТЕЛЬНОГО ГЕЙТИНГА НА ДОЗОВОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ И ЗАЩИТУ КРИТИЧЕСКИХ ОРГАНОВ ПРИ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ РАКА МОЛОЧНОЙ ЖЕЛЕЗЫ	
А. Д. Алибекова, Л. Б. Кенжина, М. Т. Идинов, Б. Ж. Атантаева, С. М. Айткалиев, А. Д. Мергенбаева, Д. К. Алдынгуров, С. З. Танатаров	169
ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ	
Н. А. Елемесова, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина, Б. Ж. Атантаева, С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, А. Д. Мергенбаева, Н. Ю. Карнакова.....	177
ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ	
М. А. Отставнов, М. А. Захаров, А. С. Капанов, А. Н. Гурин, К. В. Цай	187
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДОЗОВЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ И ОРГАННЫХ ДОЗ ПРИ 3D-CRT, IMRT И VMAT В СООТВЕТСТВИИ С ПРОТОКОЛАМИ QUANTEC И RTOG: ОСОБЕННОСТИ ПЛАНИРОВАНИЯ, ПРЕИМУЩЕСТВА И ОГРАНИЧЕНИЯ	
А. Д. Мергенбаева, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина, Б. Ж. Атантаева, С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, Н. А. Елемесова, Е. О. Сабеков	198
ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ	
А. М. Ұрыққалиев, Д. Ерболатұлы, Г. У. Ерболатова, А. В. Градобоев, Д. Б. Буйткенов	207
ДОЛГОВРЕМЕННОЕ ХРАНЕНИЕ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350 В ШАХТНОМ ХРАНИЛИЩЕ ТИПА «SILO»	
Д. И. Абулгазиева, В. А. Поспелов, В. В. Яковлев, А. Г. Коровиков	218
АНАЛИЗ ВАРИАНТОВ ДАЛЬНЕЙШЕГО ОБРАЩЕНИЯ С ОТРАБОТАВШИМ ЯДЕРНЫМ ТОПЛИВОМ РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350	
М. К. Сейсенбаева, В. А. Поспелов, А. Г. Коровиков	228
Исправление к статье	
«РЕЗУЛЬТАТЫ ФОРСАЙТ-ИССЛЕДОВАНИЯ ПО НАПРАВЛЕНИЮ «ЭНЕРГЕТИКА» В РЕСПУБЛИКЕ КАЗАХСТАН: МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОПЫТ И НАЦИОНАЛЬНЫЕ ПЕРСПЕКТИВЫ»	
А. С. Серикканов, Л. Д. Байсеит, М. Э. Калменов, А. А. Кибарин, Е. В. Шевченко, А. А. Омирбекова, С. С. Верендеев	236
СПИСОК АВТОРОВ.....	237

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-5-13>

УДК 533.9.08; 621.039.665

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПЕРВОЙ СТЕНКИ И ДИВЕРТОРНОЙ ОБЛАСТИ ТОКАМАКА КТМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИК-ТЕРМОМЕТРИИ

А. Ж. Дүйсен^{1*}, Б. Ж. Чектыбаев^{1,2}, Е. А. Кашикбаев^{1,2}, С. С. Хамитов^{1,2}

¹ Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

² НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: duysen@nnc.kz

В работе представлены результаты первых измерений температуры нагрева поверхности первой стенки и диверторной области вакуумной камеры на токамаке КТМ с использованием бесконтактных методов во время плазменных разрядов, технические особенности и размещение используемых ИК-диагностик токамака КТМ. Продемонстрированы первые экспериментальные результаты измерения температуры нагрева графитовых элементов первой стенки КТМ.

Ключевые слова: плазма, токамак, КТМ, графит, ИК излучение, температура, первая стенка.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из ключевых задач на пути к созданию будущих термоядерных реакторов является выбор материалов, способных выдерживать экстремальные условия внутри реактора. В частности, материалы первой стенки вакуумной камеры подвергаются тепловым нагрузкам от высокотемпературной плазмы, которые могут достигать нескольких десятков МВт/м². Такие нагрузки распределены неравномерно и создают серьезную угрозу для целостности конструкции, что делает задачу испытания и выбора перспективных материалов крайне актуальной.

Для решения этой задачи в Казахстане создан Токамак КТМ – среднеразмерная электрофизическая установка, предназначенная для изучения физики плазмы и проведения материаловедческих исследований [1, 2]. Она позволяет воспроизводить тепловые нагрузки на образцы материалов до 20 МВт/м², имитируя условия будущих реакторов.

В 2019 году на токамаке КТМ был проведен второй этап физического пуска, положивший начало масштабной программе подготовительных работ, необходимых для запуска полноценных материаловедческих исследований на установке [3]. В их числе получение оптимальных параметров плазменных разрядов, наладка системы дополнительного нагрева плазмы, отладка системы управления плазмой и настройка диагностического оборудования, необходимого для контроля и измерения параметров плазмы, а также для изучения воздействия высокотемпературной плазмы на материалы первой стенки [4, 5].

В данной работе представлены первые экспериментальные результаты измерения температуры нагрева элементов первой стенки и диверторной области вакуумной камеры токамака КТМ методами бесконтактной ИК-термометрии.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ

Для измерения температуры поверхности исследуемых материалов под воздействием удельного

теплового потока плазмы до 20 МВт/м² на токамаке КТМ предусмотрено использование бесконтактных методов измерения температуры, принцип работы которых основан на измерении мощности инфракрасного излучения, испускаемого нагретой поверхностью исследуемого объекта [6].

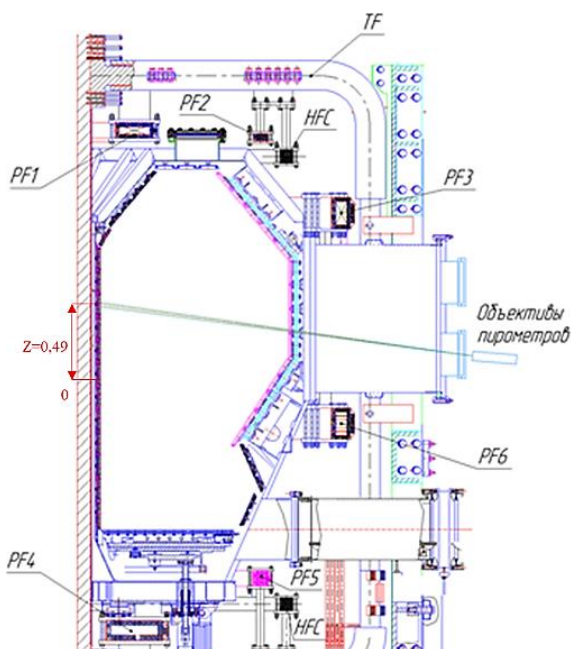
Контроль температуры различных участков внутренней поверхности вакуумной камеры осуществляется с использованием соответствующих специализированных приборов. Для мониторинга распределения температуры в двумерном пространстве на КТМ предусмотрена тепловизионная камера FLIR A655SC [7, 8]. Для точечных измерений температуры предназначены яркостный пирометр Metis M318 и двухцветный пирометр Metis M322, производства компании Sensortherm. Их ключевое отличие от тепловизионной камеры состоит в том, что они измеряют температуру в локальной точечной области.

Тепловизионная камера построена на базе неохлаждаемых микроболометров и работает в дальнем инфракрасном диапазоне длин волн 7,5–14 мкм. Диапазон измеряемых температур составляет от –20 °С до 2000 °С, при этом максимальная частота регистрации достигает 200 Гц, что обеспечивает высокую временную разрешающую способность при наблюдении динамических тепловых процессов на поверхности первой стенки.

Пирометры Metis M318 (яркостный) и Metis M322 (двухцветный) используют в качестве чувствительного элемента арсенид галлия-индия (InGaAs) и функционируют в ближнем инфракрасном диапазоне. Для яркостного пирометра рабочий спектральный диапазон составляет 1,65–2,1 мкм, температурный диапазон – 150–1200 °С, а для двухцветного пирометра – два спектральных диапазона: 1,65–1,80 мкм и 1,45–1,65 мкм, с температурным диапазоном 350–1300 °С. Оба пирометра обладают высоким показателем визирования (900:1) и быстродействием порядка 1 мс, что позволяет проводить высокоточные измерения температуры быстро меняющихся поверхностей.



а) место размещения



б) хорда наблюдения

Рисунок 1. Размещение объективов ИК пирометров на токамаке КТМ

В рамках проведения экспериментальной кампании на токамаке КТМ пирометры были установлены в экваториальном патрубке сектора № 18 вакуумной камеры с целью регистрации температуры поверхности графитовых тайлов центральной колонны (рисунок 1). Оба пирометра были сфокусированы в одну и ту же точку (рисунок 1-б), так как при формировании плазмы с лимитерной конфигурацией и её смещение к внутреннему обводу приводит к локальному повышению температуры в зоне контакта с графитовой поверхностью (рисунок 5-а). Наибольшее тепловое воздействие наблюдалось в верхней части внутреннего обвода, поэтому измерения проводились на

высоте $Z = 0,49$ м. Материал смотрового окна, через которое производится наблюдение – плавленный кварц марки КУ-1. На рисунках 1-а, 1-б приведены схема размещения и фотографии объективов ИК пирометров, установленных на токамаке КТМ.

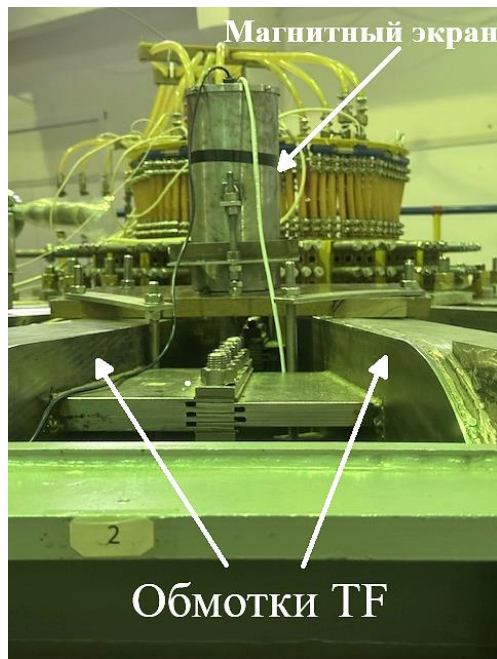
Тепловизионная камера была установлена в области вертикального трекового патрубка сектора № 2 и работала через смотровое окно, изготовленное из селенида цинка (ZnSe). Выбор данного материала был обусловлен тем, что тепловизионная камера функционирует в дальнем инфракрасном диапазоне длин волн 7,5–14 мкм, в котором ZnSe обладает высокой спектральной прозрачностью (коэффициент пропускания $\sim 0,65$ –0,7). Для сравнения, плавленный кварц (КУ-1), применяемый для пирометров, прозрачен преимущественно в ультрафиолетовой, видимой и ближней инфракрасной областях (0,2–3,5 мкм) и полностью непрозрачен в дальнем ИК-диапазоне, что делает его непригодным для данной камеры. Аналогично, барий фтористый (BaF₂) хоть и обладает широким диапазоном пропускания (0,2–11 мкм), но имеет значительное поглощение в диапазоне длин волн выше ~ 11 мкм, что ограничивает точность регистрации в верхней части рабочего спектра тепловизора. Кроме того, ZnSe отличается высокой химической стойкостью, что важно для условий эксплуатации вблизи вакуумной камеры токамака, где возможны перепады давления, температура и воздействие плазменных продуктов. Таким образом, использование ZnSe обеспечивает оптимальное сочетание спектральных и эксплуатационных характеристик для измерений в диапазоне 7,5–14 мкм.

Такое размещение ИК - камеры позволило производить наблюдения за диверторной областью. На рисунке 2 показаны фотография и схема размещения тепловизионной камеры на КТМ. Для защиты от сильных магнитных полей, генерируемых установкой во время работы, тепловизионная камера была размещена внутри магнитного экрана, изготовленного из стали марки Ст3 и вынесена за пределы катушек тороидального поля (TF).

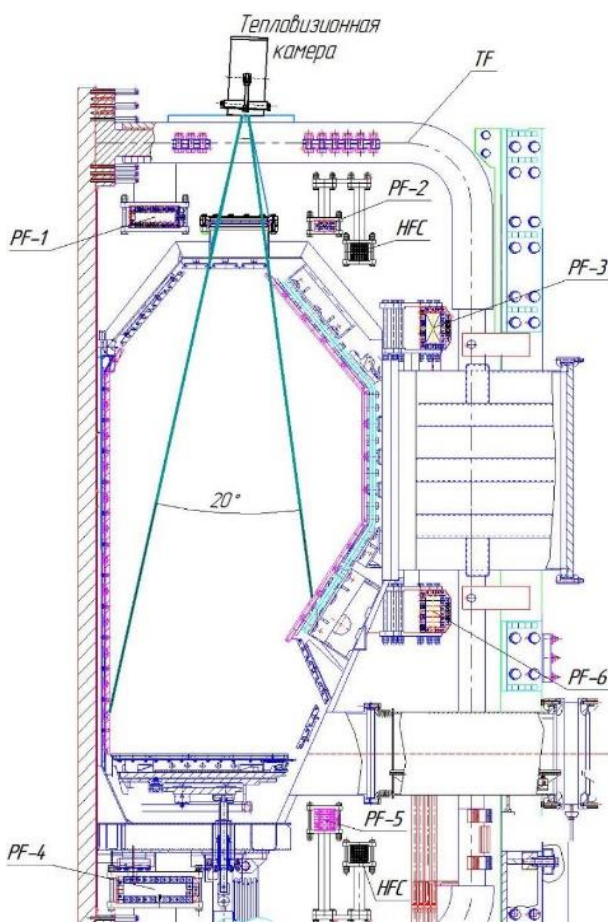
ПОДГОТОВКА И НАСТРОЙКА ДИАГНОСТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Перед установкой и проведением измерений температуры нагрева первой стенки КТМ была выполнена подготовка и настройка диагностического оборудования. Суть настройки заключалась в предварительном определении коэффициента излучательной способности (степени черноты) графита в лабораторных условиях с воспроизведением геометрии реальных измерений и с учётом особенностей прохождения излучения через штатные смотровые окна. Схема регистрации температуры и использованное оборудование показаны на рисунке 3-а. В качестве эталонного измерителя температуры образца использовалась термопара типа ХА, а для управления нагревом – терморегулятор ТРМ.

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПЕРВОЙ СТЕНКИ И ДИВЕРТОРНОЙ ОБЛАСТИ ТОКАМАКА КТМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИК-ТЕРМОМЕТРИИ

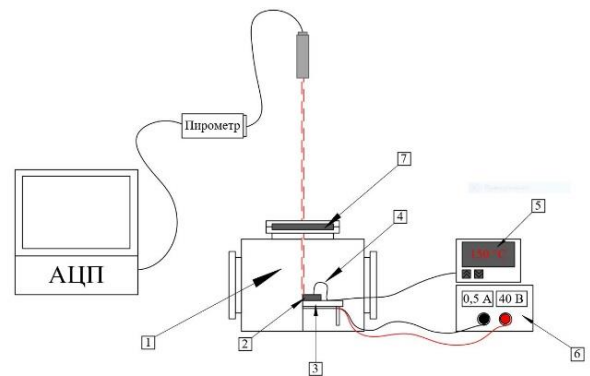


а) место размещения тепловизионной камеры



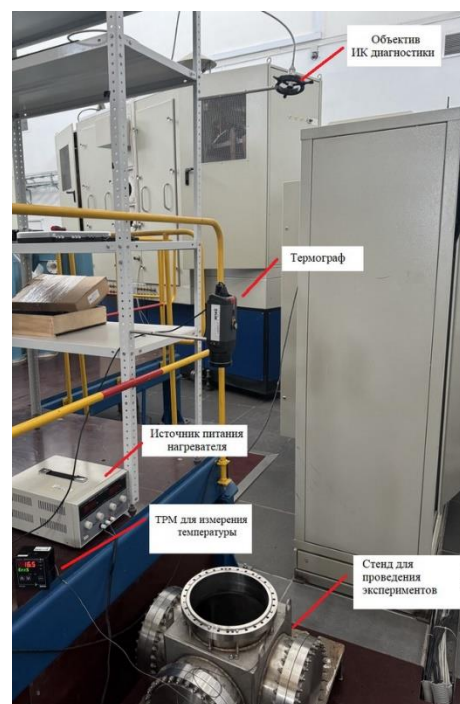
б) угол обзора

Рисунок 2. Размещение тепловизионной камеры на токамаке КТМ



1 – стэнд, 2 – образец, 3 – нагреватель, 4 – термопара, 5 – терморегулятор, 6 – источник питания, 7 – смотровое окно)

а) схема настройки



б) фото станда



в) графитовый образец

Рисунок 3. Настройка пирометров

Нагреватель представлял собой пластину из нержавеющей стали толщиной 5 мм и размерами 60×80 мм, на внутренней поверхности которой был уложен кабель КНМСС, выполняющий функцию электрического нагревателя и выдерживающий температуры до 600 °С.

Для точной настройки пирометров объективы устанавливались на расстоянии 2,5 м, соответствующем рабочему положению в вакуумной камере токамака. В ходе тестов инфракрасные пирометры измеряли температуру графитового образца, нагретого до 400 °С, а полученные данные использовались для корректировки коэффициента излучательной способности с учётом показаний термопары. Максимальное отклонение от эталонного значения после настройки составило порядка ± 2 °С. Аналогичная процедура была проведена и для тепловизионной камеры.

Так как все измерения на КТМ проводятся через смотровые окна, на этапе настройки отдельно оценивалось влияние их спектральных характеристик на результаты. Смотровое окно из плавленого кварца марки КУ-1 обладает высокой спектральной прозрачностью в диапазоне длин волн $\sim 0,2\text{--}3,5$ мкм, что полностью перекрывает рабочие спектральные области пирометров Metis M318 (одноканальный) и Metis M322 (двухцветный). Однако кварцевое стекло вносит небольшие потери излучения за счёт отражения на границах и частичного поглощения в объёме материала. Это было подтверждено в калибровочных экспериментах, проведённых как с установленным окном, так и без него: наличие окна приводило к снижению регистрируемой температуры на ± 2 °С. Для пирометра M322 это влияние минимально из-за метода измерения по отношению сигналов в двух спектральных диапазонах, компенсирующего равномерные потери пропускания. Для M318 снижение выражено сильнее, так как измерение зависит от

абсолютного уровня интенсивности прошедшего излучения. Полученная разница находится в пределах допустимой погрешности приборов. На рисунке 4 показана спектральная прозрачность КУ-1 и рабочие диапазоны пирометров, где видно, что коэффициент пропускания окна в этих областях составляет 0,9–0,92, что согласуется с зарегистрированным уменьшением температуры.

Эмиссионная способность (степень черноты) графитовых тайлов была учтена при настройке диагностического оборудования. Для калибровки использовались данные термопары, закреплённой на поверхности тайла, что позволило скорректировать коэффициенты излучательной способности для рабочих диапазонов пирометров и тепловизионной камеры. До настоящего времени на токамаках в качестве материала первой стенки применялся графит, обладающий высокой излучательной способностью — от 0,8 до 0,99 в зависимости от типа и марки, что близко к значению абсолютно чёрного тела и обеспечивает высокую точность измерения температуры методами ИК-термометрии. В связи с этим существенных проблем с корректностью температурных данных, как правило, не возникало. В отличие от графита, металлы имеют значительно более низкую степень черноты, которая, как правило, увеличивается с ростом температуры. [9]. Также при интерпретации результатов учитывалось, что в процессе эксплуатации эмиссионная способность поверхности графита может изменяться под воздействием плазмы, осаждения примесей и термических циклов. Эти изменения могут влиять на точность температурных измерений, поэтому калибровка проводилась с учетом реального состояния поверхности тайлов в конкретных экспериментах. Такой подход позволил минимизировать систематическую погрешность и обеспечить достоверность полученных температурных данных.

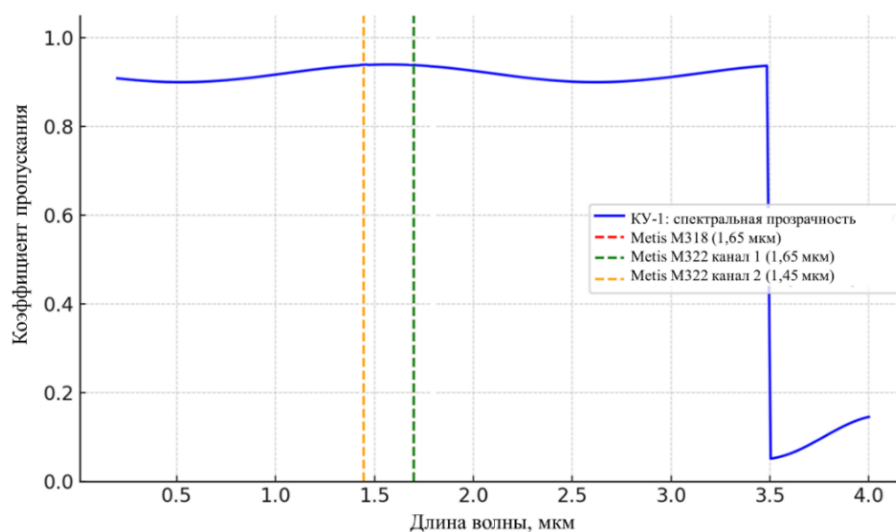


Рисунок 4. Спектральная прозрачность смотрового окна КУ-1

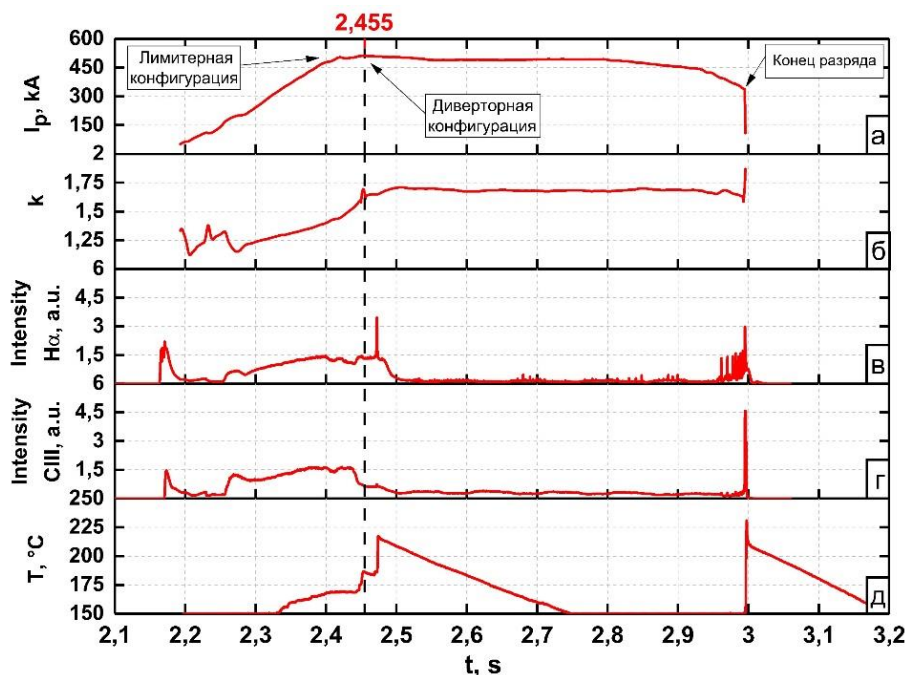


Рисунок 5. Эволюция параметров плазмы: ток плазмы (а), вертикальная вытянутость плазмы (б), интенсивность излучения линии $H\alpha$ (в), интенсивность излучения линии $CIII$ (г), температура графитовых тайлов в центральной колонне (е)

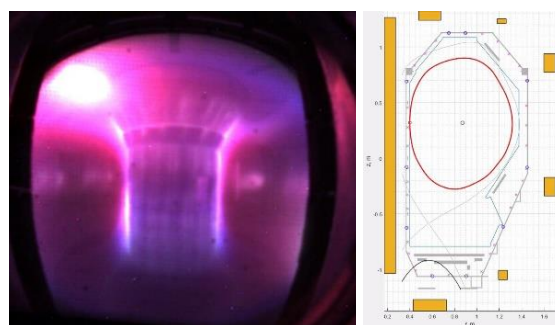
После завершения тестирования и настройки ИК-диагностик, оборудование установлено на штатные места. Полученные результаты позволили выявить ключевые параметры настройки ИК-диагностик (степень черноты, пропускная способность окон) и минимизировать неточности измерений. Эти испытания стали важным этапом подготовки диагностической системы к работе в условиях плазменных разрядов токамака КТМ, обеспечивая корректное измерение температуры исследуемых материалов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

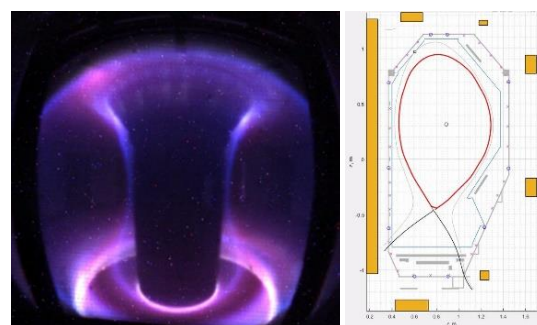
Измерение температуры графитовой поверхности ИК-диагностиками проводилось в рамках экспериментальной кампании, при получении плазменных разрядов с диверторной конфигурацией, током плазмы 500 кА и длительностью разряда около 1 с.

На рисунке 5 приведена эволюция параметров одного из характерных разрядов № 6303: ток плазмы, вытянутость плазмы по вертикали, интенсивность излучения линий водорода и углерода ($H\alpha$ и $CIII$), температура тайла центральной колонны, измеренная яркостным пирометром.

Следует отметить, что плазменный шнур на стадии роста тока имеет квазикруглую лимитерную конфигурацию (см. рисунок 4-а). На рисунке 6 приведены видеокادر и форма плазмы для двух временных точек, соответствующих лимитерной и диверторной конфигурациям плазмы. Как можно увидеть из рисунка 5-б, вытянутость шнура начинает плавно увеличиваться по достижению тока плазмы около 200 кА и достигает своего предельного значения равного 1,7 сразу после выхода тока плазмы на плато.



а) лимитерная конфигурация, $t = 2330$ мс



б) диверторная конфигурация, $t = 2625$ мс

Рисунок 6. Эволюция формы плазмы

На рисунках 5-в и 5-г показаны интенсивности излучения линий $H\alpha$, $CIII$. Пик на начальной стадии графика на рисунке 4-в обусловлен ростом тока плазмы и ионизацией рабочего газа. Также с развитием плазмы наблюдается рост излучения линий $H\alpha$ и $CIII$ (рисунки 5-в, 5-г), что связано с взаимодей-

ствием плазмы со стенкой на центральной колонне (внутреннем обводе) в лимитерной стадии разряда (рисунок 6-а).

Рост температуры графитовых тайлов (рисунок 5-д), расположенных на центральной колонне, в момент времени $t = 2330$ мс, связан с воздействием плазмы на стенку в лимитерной стадии разряда. Более поздний отклик на графике температуры нагрева связан с порогом срабатывания яркостного пирометра Metis M318, который составляет 150°C . Резкий подскок температуры перед спадом связан с возникновением неустойчивости с выбросом энергии на стенку камеры, что также видно на графике линии H_α (рисунок 5-в). Дальнейшее падение температуры поверхности тайла на центральной колонне объясняется отрывом плазмы от стенки и завершением формирования диверторной конфигурации. Характер спада температуры связан в большей степени с инерционностью остывания стенки, зависящим от теплоемкости и теплопроводности графита. Также в конце разряда фиксируется резкий подскок температуры центральной колонны в момент $t = 2990$ мс, обусловленный развитием МГД неустойчивостей, прежде всего срывом плазмы и сопутствующим выбросом остаточной энергии на стенки камеры. Этот процесс сопровождается кратковременным, но интенсивным нагревом графитовых элементов первой стенки, что согласуется с характером теплового воздействия, наблюдаемого на других токамаках [10, 11]. Зафиксированные температурные всплески на графике можно интерпретировать как прямое следствие срыва плазмы и связанных с ним МГД-неустойчивостей, приводящих к мгновенной передаче значительной доли накопленной в плазме энергии на ограниченные участки внутренней поверхности вакуумной камеры.

В представленных результатах приведены данные только с яркостного пирометра. Это связано с тем, что в рассматриваемом разряде максимальная температура графитовой пластины, установленной на внутреннем обводе вакуумной камеры КТМ, составила около 229°C , что ниже нижнего предела измерений двухцветного пирометра (350°C). Вследствие этого данные со второго прибора в данном случае отсутствуют.

Применение двух пирометров на токамаке КТМ, направленных в одну и ту же точку наблюдения, имеет важное преимущество: при температурах выше 350°C появляется возможность сопоставлять показания приборов для повышения точности и верификации результатов. Дополнительным преимуществом двухцветного пирометра является его меньшая зависимость от коэффициента излучательной способности поверхности, так как в двух выбранных спектральных диапазонах этот коэффициент, как правило, одинаков. Это снижает влияние пылевых частиц, оптических потерь и изменения состояния поверхности (окисление, налёт) при взаимодействии

плазмы со стенкой. Данный тип пирометра особенно эффективен при наблюдении через смотровые окна, а также в условиях, когда возможны их загрязнения в процессе подготовки вакуумной камеры токамака КТМ с использованием тлеющего разряда.

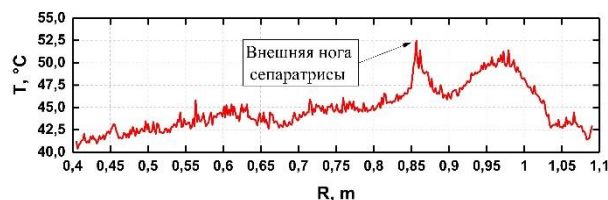
По результатам разряда наблюдается характерный инерционный спад температуры, как и в первой половине разряда после формирования диверторной конфигурации.

При диверторной конфигурации поток избыточного тепла и плазмы, а также часть примесей с основной области плазмы, вытесняются во внешний обдирочный слой (SOL), расположенный за последней замкнутой магнитной поверхностью (сепаратрисой). Вдоль сепаратрисы поток частиц направляется в область дивертора, что приводит к нагреву его поверхности.

На рисунке 7 приведен первый кадр с тепловизионной камеры проявления внешней «ноги» сепаратрисы с формированием характерного теплового следа на поверхности дивертора.



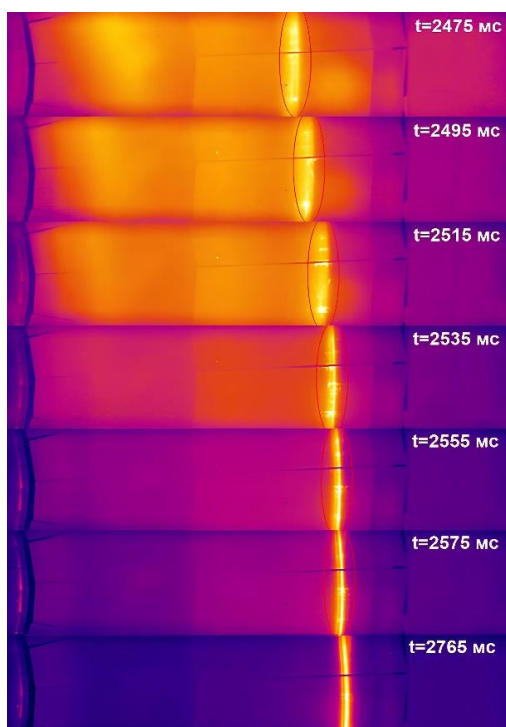
а) двумерное распределение температуры



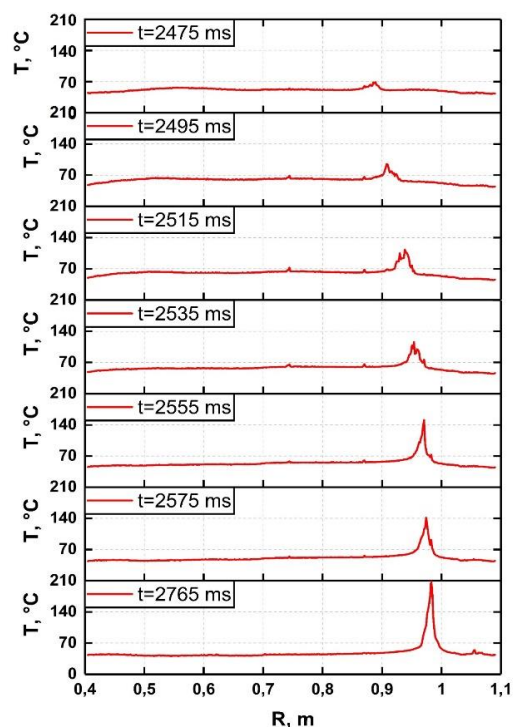
б) распределение температуры нагрева дивертора в радиальном направлении

Рисунок 7. Первый кадр регистрации точки пересечения сепаратрисы плазмы в момент времени $t = 2455$ мс

На рисунке 8-а приведен набор кадров тепловизионных измерений, характеризующих формирование внешней «ноги» сепаратрисы и эволюцию тепловой нагрузки плазмы на поверхности дивертора. Как можно увидеть наблюдается смещение точки контакта внешней ноги сепаратрисы в радиальном направлении. Также на изображении эволюции тепловых потоков, можно заметить тепловую полосу в нижней части центральной колонны вследствие воздействия внутренней «ноги» сепаратрисы плазмы. Тепловой след от внутренней ноги появляется в момент времени $t = 2515$ мс. При этом можно заметить, что температура нагрева на внутреннем обводе гораздо меньше, чем на внешнем, что связано с известным распределением тепловых потоков на диверторе токамака в соотношении примерно 30/70.



а) тепловизионный кадр дивертора



б) распределение температуры нагрева дивертора в радиальном направлении

Рисунок 8. Эволюция температуры нагрева поверхности дивертора, разряд № 6303

Также по данным с тепловизионной камеры можно увидеть, что относительная стабилизация положения внешней ноги сепаратрисы происходит в $t \sim 2,6$ с. После этого температура нагрева достигла значения 210°C .

Описанная картина изменения температуры поверхности графитовой стенки характерна для всех разрядов в рассматриваемой кампании.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе представлены результаты первых измерений температуры нагрева поверхности первой стенки и диверторной области вакуумной камеры токамака КТМ с использованием бесконтактных инфракрасных методов во время плазменных разрядов.

Полученные данные показали, что температура графитовых тайлов центральной колонны в начальной стадии разряда связано с воздействием плазмы на поверхность в лимитерной конфигурации удержания. Формирование диверторной конфигурации было подтверждено тепловизионными измерениями, которые зафиксировали появление зон нагрева от внешней ноги сепаратрисы на поверхности диверторных пластин. Резкий скачок температуры центральной колонны и поверхности дивертора при срыве плазмы соответствует ожидаемому выбросу энергии.

Проведенная калибровка и настройка пирометров и тепловизионной камеры с учетом коэффициента излучательной способности графита ($\varepsilon \approx 0,8$ –

$0,99$) и спектральных свойств смотровых окон позволила минимизировать погрешности измерений. Максимальное отклонение температуры, вызванное неточностью настройки и влиянием смотрового окна, составило порядка $\pm 2^\circ\text{C}$, что соответствует допустимой точности используемых ИК-диагностик.

Полученные результаты демонстрируют, что комплекс ИК-диагностик токамака КТМ позволяет проводить точные измерения температур поверхности графитовых пластин первой стенки и диверторной области с минимальными погрешностями. Высокая эмиссионная способность графита способствует достоверному измерению температуры.

Таким образом, проведенные эксперименты подтвердили эффективность развернутой системы бесконтактных ИК-диагностик, которое подтверждает успешность внедрения бесконтактных методов измерения температуры и их применимость для дальнейшего изучения тепловых нагрузок на компоненты первой стенки и проведения материаловедческих исследований на установке КТМ.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии (научно-техническая программа BR23891779 «Научно-техническое обеспечение экспериментальных исследований на казахстанском материаловедческом токамаке КТМ»).

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. E.A. Azizov, I. Tazhibayeva [et al.] Kazakhstan tokamak for material testing conceptual design and basis parameters // Fusion Eng. Des. – 2001. – Vol. 56–57. – P. 831–835.
2. I.L. Tazhibayeva [et al.] KTM experimental complex project status // Fusion Sci. Technol. – 2005. – Vol. 47. – P. 746–750.
3. B. Chektybayev [et al.] Study of breakdown and plasma formation in the KTM tokamak with the massive conductive vacuum chamber // Fusion Eng. Des. – 2021. – Vol. 163. – Art. 112167.
4. B. Chektybayev, I. Tazhibayeva, E. Batyrbekov, Ye. Kashikbayev, D. Olkhovik, D. Zarva, S. Zhunisbek, A. Duisen, A. Zhaksybayeva, A. Lee, V. Pavlov, V. Dokuka, R. Khayrutdinov. Improvement of plasma discharge performance at KTM tokamak // Fusion Engineering and Design. – 2024. – Vol. 208. – Art. 114684. – <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2024.114684>
5. B. Chektybayev, S. Zhunisbek, I. Tazhibayeva, D. Olkhovik, E. Batyrbekov, D. Zarva, A. Korovikov, A. Lee, V. Pavlov, E. Kashikbayev, A. Zhaksybayeva, A. Duisen. Overview of the first experiments at KTM tokamak to obtain plasma discharges // Fusion Engineering and Design. – 2023. – Vol. 194. – Art. 113847. – <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2023.113847>
6. Batyrbekov, E., Chektybayev, B., Sadykov, A., Skakov, M., Kashikbayev, E., Olkhovik, D., & Zhunisbek, S. Test Results of Active Thermography Method for Plasma-Wall Interaction Studies on the KTM Tokamak // Fusion Engineering and Design. – 2020. – Vol. 161. – Art. 112014. – <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2020.112014>
7. Чектыбаев Б.Ж., Скаков М.К., Батырбеков Э.Г., Степанова О.А., Ермоленко М.В. Диагностика ИК-визуализации токамака КТМ для изучения воздействия плазмы на кандидатные материалы первой стенки // Вестник ГУ им. Шакарима. – 2018. – № 3. – С. 128–134. [Chektybaev B.Zh., Skakov M.K., Batyrbekov E.G., Stepanova O.A., Ermolenko M.V. Diagnostika IK-vizualizatsii tokamaka KTM dlya izucheniya vozdeystviya plazmy na kandidatnye materialy pervoy stenki // Vestnik GU im. Shakarima. – 2018. – No. 3. – P. 128–134. (In Russ.)]
8. Б.Ж. Чектыбаев, М.К. Скаков, А.А. Колодешников ИК диагностики токамака КТМ для изучения воздействия плазмы на кандидатные материалы первой стенки // Вестник Казахского национального инновационного технического университета им. К.И. Сатпаева. – 2017. – № 4 (122). – С. 488–499 (666). [IK diagnostiki tokamaka KTM dlya izucheniya vozdeystviya plazmy na kandidatnye materialy pervoy stenki / B.Zh. Chektybaev, M.K. Skakov, A.A. Kolodeshnikov // Vestnik Kazakhskogo natsional'nogo innovatsionnogo tekhnicheskogo universiteta im. K.I. Satpaeva. – 2017. – No. 4 (122). – P. 488–499 (666). (In Russ.)]
9. Чектыбаев Б. Ж. Развитие методов диагностики процессов в плазме и на поверхности первой стенки установки токамак: диссертация на соискание ученой степени доктора философии PhD: спец. 6D072300.: дис. – 2019. [Chektybaev B. Zh. Razvitie metodov diagnostiki protsessov v plazme i na poverkhnosti pervoy stenki ustanovki tokamak: dissertatsiya na soiskanie uchenoy stepeni doktora filosofii PhD: spets. 6D072300.: dis. – 2019. (In Russ.)]
10. Yang, Z., Shu, S., Gan, K. [et al.] Calculation of the Heat Flux on the First Wall During Disruption on Tokamak // J. Fusion Energ. – 2017. – Vol. 36. – P. 15–20. – <https://doi.org/10.1007/s10894-016-0118-6>
11. P.C. de Vries, G. Aronoux, A. Huber [et al.], Plasma Phys. Control Fusion 12, 54 (2012).

КТМ ТОКАМАГЫНЫҢ БІРІНШІ ҚАБЫРҒАСЫ МЕН ДИВЕРТОРЛЫҚ АЙМАҒЫ БЕТТЕРІНІҢ
ТЕМПЕРАТУРАСЫН ИНФРАҚЫЗЫЛ ТЕРМОМЕТРИЯ ӘДІСТЕРІ АРҚЫЛЫ ӨЛШЕУ

А. Ж. Дүйсен^{1*}, Б. Ж. Чектыбаев^{1,2}, Е. А. Кашикбаев^{1,2}, С. С. Хамитов^{1,2}

¹ ҚР ҰАЭО РМҚ «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

² «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: duysen@nnc.kz

Жұмыста плазмалық разрядтар кезінде жанаспайтын әдістерді қолдана отырып, КТМ токамакта вакуумдық камера қабырғаларының қыздыру температурасының алғашқы өлшеулерінің нәтижелері берілген. КТМ токамакта қолданылатын ИК диагностикасының техникалық ерекшеліктері мен орналасуы көрсетілген. КТМ бірінші қабырғасының графит элементтерін қыздыру температурасын өлшеудің алғашқы тәжірибелік нәтижелері көрсетілген, бұл КТМ жағдайында диагностиканың жұмыс қабілеттілігін көрсетті.

Түйін сөздер: плазма, токамак, КТМ, графит, ИҚ сәулелену, температура, бірінші қабырға.

MEASUREMENT OF FIRST WALL AND DIVERTOR REGION SURFACE TEMPERATURES
IN THE KTM TOKAMAK USING IR THERMOMETRY METHODS

A. Zh. Duisen^{1*}, B. Zh. Chektybayev^{1,2}, Ye. A. Kashikbayev^{1,2}, S. S. Khamitov^{1,2}

¹ Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² NP JSC "Shakarim University", Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: duysen@nnc.kz

The paper presents the results of the first measurements of the heating temperature of the walls of the vacuum chamber on the KTM tokamak using non-contact methods during plasma discharges. The technical features and placement of the IR diagnostics used in the KTM tokamak are presented. The first experimental results of measuring the heating temperature of the graphite elements of the first wall of the KTM are demonstrated, which showed the operability of the diagnostics under KTM conditions.

Keywords: *plasma, tokamak, KTM, graphite, IR radiation, temperature, first wall.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-14-18>

УДК 66.014

СОЗДАНИЕ ИМИТАТОРОВ ЖИДКИХ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ РЕАКТОРА БН-350

Д. С. Чернова*, А. Г. Коровиков, В. В. Бакланов

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

** E-mail для контактов: chernova@nnc.kz*

Настоящая работа посвящена вопросу создания имитатора жидких радиоактивных отходов (ЖРО), необходимых для методической отработки технологии перевода ЖРО в не текучее состояние. Прежде всего с целью исключения обращения персонала с радиоактивными ЖРО при отработке различных технологических аспектов. В статье представлены результаты исследований необходимых, базовых физико-химических свойств ЖРО, образованных в процессе эксплуатации и при выполнении операций по выводу из эксплуатации реакторной установки БН-350 для определения основных требований к имитирующим растворам. А также методика подготовки имитаторов ЖРО различных типов для подбора сорбентов и отработки технологии смешивания и кондиционирования.

Ключевые слова: РУ БН-350, жидкие радиоактивные отходы, жидкая фаза, солесодержание, имитатор ЖРО.

ВВЕДЕНИЕ

В мировой практике опыт вывода из эксплуатации промышленных реакторов на быстрых нейтронах и комплексной переработки больших объемов радиоактивных отходов (РАО) незначителен. Остановленные реакторные установки в основном находятся в режиме консервации и хранятся под наблюдением.

В зависимости от агрегатного состояния, активности, содержания радиоактивных изотопов химических элементов применяются различные способы сортировки, переработки и кондиционирования РАО. Так для кондиционирования ЖРО продолжается поиск более эффективных матричных материалов, оптимальных с точки зрения физико-химической стабильности получаемых компаундов и возможности использования для широкой номенклатуры ЖРО. Показатели качества компаундов для иммобилизации ЖРО (прежде всего водоустойчивость, радиационная и механическая устойчивость) должны отвечать действующим нормативным требованиям Республики Казахстан. Знание и понимание характеристик отходов является важным аспектом при выборе оптимальной технологии их переработки и кондиционирования.

Расположенный в городе Актау реактор БН-350 – первый в мире промышленный реактор на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем, который в настоящее время находится на этапе вывода из эксплуатации. На сегодняшний день выполнен огромный объем работ, связанный с переупаковкой топлива и размещением его на долговременное хранение на КИР «Байкал-1» филиала ИАЭ РГП НЯЦ РК. Теплоноситель (натрий) первого контура был очищен от цезия и слит из корпуса и петель реактора, выполнена пассивация остатков натрия из внутренних поверхностей реактора, создана установка по переработке натрия и т.д.

В процессе эксплуатации и при выполнении операций по выводу реактора из эксплуатации образовалось более 3000 м³ ЖРО. Работниками эксплуатирующей организации Актауского Мангистауского атомно-энергетического комбината (МАЭК) с помощью штатного оборудования проведено выпаривание ЖРО, в результате чего количество ЖРО было сокращено до 1535 м³. Однако при этом среднее солесодержание ЖРО выросло от 120 до 400 г/дм³ в зависимости от емкости хранения. Данный объем концентрированных ЖРО находится на площадке хранения, в специальных емкостях. При этом, на текущий момент их эксплуатации, фиксируются факты контролируемой течи ЖРО, что создает дополнительную опасность. Учитывая данную ситуацию, необходимо выбрать технологию оперативного перевода ЖРО в более стабильное состояние, например с использованием простых сорбентов.

С целью изучения возможности приведения ЖРО в безопасное состояние специалистами МАЭК выполнен отбор проб ЖРО из различных емкостей хранения, которые были транспортированы в РГП НЯЦ РК для проведения НИОКР по выбору необходимой технологии.

АДСОРБЦИЯ, КАК ПРОЦЕСС ИММОБИЛИЗАЦИИ ЖРО

Одним из довольно простых и в то же время эффективных способов перевода ЖРО в более стабильную, безопасную для хранения и захоронения не текучую форму является применение адсорбентов. Пропитка адсорбента растворами РАО с последующими стадиями удаления влаги методом испарения и кальцинации солей в порах позволяет достигнуть равномерного распределения и фиксации радионуклидов в объеме матрицы. Применение адсорбентов – это одна из ключевых мер аварийного реагирования при утечках и проливах из емкостей хранения ЖРО, данный метод позволяет локализовать аварию и предотвратить распространение загрязнения.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ЖРО РУ БН-350

Основные источники ЖРО при выводе БН-350 из эксплуатации это:

- диатомитовая и гидратная пульпа, отработанные ионообменные смолы;
- кубовые остатки первой выпарной установки;
- кубовые остатки второй выпарной установки;
- радиоактивные масла, водомасляная эмульсия.

Кубовые остатки представляют собой высокосолевыми растворы, содержащие продукты деления, радионуклиды коррозионного происхождения и вещества, используемые для дезактивации оборудования и поддержания водно-химического режима.

Образующиеся ЖРО имеют весьма различный химический состав. Поэтому смешанные в емкостях хранения ЖРО могут содержать как истинно растворенные компоненты, так и дисперсные примеси неорганического и органического происхождения. Последние представлены в ЖРО диспергированными и растворенными нефтепродуктами, в первую очередь, различного рода машинными маслами и детергентами.



Рисунок 1. Фотографии проб из емкостей хранения ЖРО

В процессе эксплуатации хранилищ ЖРО на площадке БН-350 периодически производилась откачка отстоявшейся жидкости, так называемого декантата, с целью его отделения от осадка для дальнейшей

переработки и уменьшения их объема. Декантат содержит $120 \div 400$ г/дм³ растворенных солей (хлориды, сульфаты, нитраты, гидрокарбонаты и пр.). Шлам содержит выпавшие в осадок соли, а также механические примеси (песок, пыль и т.д.). В значительно меньших количествах присутствуют пульпы ионообменных материалов и органические РАО, представленные отработанными маслами. Водные и маслосодержащие ЖРО, находящиеся в емкостях, имеют щелочную реакцию среды pH больше 12.

В целом ЖРО РУ БН-350 относятся к среднеактивным (таблица 1), радионуклидный состав представлен в основном ¹³⁷Cs, наличие радионуклидов ¹³⁴Cs, ⁹⁰Sr, ⁶⁰Co, ⁵⁴Mn, ²²Na – незначительное, менее 0,01%. В процессе хранения ЖРО в емкостях хранилища образовались осадки (шламы) (рисунок 1). Удельная активность ¹³⁷Cs в осадке емкостей не меньше, чем в ЖРО [1].

По результатам лабораторных исследований образцов ЖРО, отобранных в 2008 году, были получены количественные оценки по радионуклидному составу ЖРО из емкостей Б-02/2, Б-02/3, Б-02/5, результаты представлены в таблице 1 [2].

Таблица 1. Радиоизотопный состав ЖРО в емкостях Б-02/2, Б-02/03 и Б-02/05

Содержание радионуклида, А _{уд} (ед. измерения)	Емкости		
	Б-02/2	Б-02/3	Б-02/5
²⁴¹ Am, (кБк/л)	9±2	18±1	18±2
¹³⁴ Cs, (кБк/л)	39±6	20±3	15±2
¹³⁷ Cs, (МБк/л)	123±18	53±8	113±17
⁶⁰ Co, (кБк/л)	15±3	6±1	25±4
⁵⁴ Mn, (кБк/л)	< 5	< 2	< 8
¹²⁵ Sb, (кБк/л)	< 12	< 13	< 20
²² Na, (кБк/л)	< 7	< 3	< 5
²³⁹⁺²⁴⁰ Pu, (кБк/л)	< 1	2,1±0,5	6,2±1,3
⁹⁰ Sr, (кБк/л)	65±15	30±10	80±20

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОД ДЛЯ СОЗДАНИЯ ИМИТАТОРА ЖРО

В современных научных исследованиях, особенно химии, фармацевтике и биотехнологиях, значительное внимание уделяется ускорению экспериментальных процессов без ущерба для безопасности и точности. Одним из ключевых инструментов, которые помогают достигать этих целей, являются имитаторы растворов – специально разработанные составы, воспроизводящие физико-химические свойства, но при этом безопасные, стабильные и удобные в обращении [3–5]. Такой же подход весьма применим и для кубовых остатков ЖРО [6].

Преимущества при использовании имитаторов:

- сокращение времени исследований. Имитаторы радиационнобезопасны для персонала, они позволяют проводить опыты вне помещений соответствующего класса и не накладывают ограничений по времени контакта с ними и позволяют быстрее переходить к испытаниям с реальными отходами;

– безопасность персонала, работа с имитаторами значительно исключает риски превышения дозовых нагрузок на персонал;

– снижение затрат, использование имитаторов исключает затраты на транспортировку и утилизацию ЖРО;

– применение всего парка аналитического оборудования. Не все необходимое оборудование для научно-исследовательской работы позволяет работать с РАО, поэтому имитаторы позволяют расширить спектр проводимых исследований.

Химические и физические процессы, произошедшие в растворах ЖРО за длительное время хранения (более 25 лет), создают сложности при аналитическом определении достоверной химической формулы ЖРО. Например, слабо прогнозируемым является поведение нитратов в щелочной среде, где они могут вести себя по-разному в зависимости от присутствующих веществ:

– с соединениями Cr, Mn, Fe, а также с некоторыми неметаллами (C, S) нитрат-ионы в щелочной среде восстанавливаются до нитрит-ионов;

– с металлами (Mg, Al, Zn) в щелочной среде нитраты восстанавливаются до аммиака. Сначала выделяется атомарный водород, который и восстанавливает нитрат до аммиака.

Поэтому для приготовления имитатора с максимально приближенными основными характеристиками оригинального раствора ЖРО (плотность, содержание, водородный показатель (рН)) применен метод градиентного смешивания компонентов раствора.

Химические свойства ЖРО из емкости Б-02/1 приведены в таблице 2 [7, 8]. Проба была отобрана со среднего уровня емкости. Данная емкость выбрана по причине наиболее высокого содержания.

Таблица 2. Химический состав ЖРО

Емкость реакторной установки БН-350	Б-02/1
Сухой остаток, г/дм ³	340,0
Щелочность, г-экв/ дм ³	0,46
Жесткость, г-экв/ дм ³	0,007
Хлориды, г/дм ³	33,60
Нитраты, г/дм ³	25,55
Нитриты, г/дм ³	2,75
Аммоний, г/дм ³	0,042
Железо, г/дм ³	0,001
Окисляемость, г/дм ³	2,28
Сульфаты, г/дм ³	24,50
Кремнекислота, г/дм ³	0,580
Оксалаты, г/дм ³	74,5
Гидрокарбонаты, г/дм ³	0,280
СПАВ, г/дм ³	0,050
Плотность раствора, г/см ³	1,13
рН среды	12

Максимально полное соответствие свойств приготовленных имитаторов реальным ЖРО является при этом основным требованием. Кроме того, приготовление имитатора должно быть относительно простым, позволяющим получать его значительные количества в короткие промежутки времени, производить варьирование имитируемых свойств, иметь низкую себестоимость. Таким образом, принимая во внимание химический состав и физические свойства реального ЖРО и проведя ряд пробных экспериментов с реальным и пробными растворами был предложен следующий алгоритм создания имитатора.

Во-первых, на основе предварительного анализа были выделены ключевые характеристики, определяющие реагирование водного раствора-имитатора с адсорбентами: рН среды, солесодержание. Это позволило сформировать экспериментальные серии имитаторов, в которых варьировались только отдельные факторы.

Во-вторых, сравнение поведения растворов-имитаторов с реальными ЖРО позволило выделить закономерности, сохраняющиеся при переходе от идеализированных условий к практическим. Такое сопоставление показало, какие компоненты оказывают доминирующее влияние на устойчивость имитатора, на процессы осаждения, а также на изменение физико-химических свойств имитатора.

В-третьих, результаты серии экспериментов были интегрированы в логическую схему принятия решений:

- анализ целевого раствора;
- выбор безопасных заменителей, подбор растворимых в воде и не реагирующих друг с другом компонентов;
- разработка рецептуры, определение первоначальных пропорций компонентов;
- корректировка свойств имитатора, путем изменения пропорций компонентов.

Для приготовления имитатора ЖРО, моделирующего раствор из емкости Б-02/1, использовались хорошо растворимые в воде химические реактивы марок «Химически чистый» и «Чистый для анализа», а также вода дистиллированная вода (ГОСТ 6709-72).

Количество вносимых реактивов рассчитывалось по формуле:

$$m = \frac{Mr_{\text{реактива}} \times \text{содержание аниона или катиона в ЖРО, (г / дм}^3\text{)}}{Mr_{\text{аниона или катиона в реактиве}}},$$

где m – масса добавленного реактива.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Имитатор ЖРО из емкости Б-02/1 представляет собой щелочной раствор, так как реальные ЖРО представляют собой промывные воды после очистки оборудования и помещений от остатков натрия, в основной состав которого входит более пяти компонентов. Расчетный компонентный состав имитатора приведен в таблице 3.

Таблица 3. Химический состав имитатора ЖРО (расчетные значения)

Основные компоненты	Реактив	Количество реактива, г/дм ³
Щелочность	NaOH	18,4
Жесткость	CaCl ₂	0,39
Хлориды	KCl	70,5
Нитраты	KNO ₃	41,6
Нитриты	NaNO ₂	4,13
Аммоний	NH ₄ Cl	0,12
Железо	FeSO ₄	0,003
Сульфаты	Na ₂ SO ₄	36,24
Кремнекислота	Na ₂ SiO ₃	0,93
Оксалаты	C ₂ H ₂ O ₄	76,19
Гидрокарбонаты	NaHCO ₃	0,386
СПАВ	CH ₃ (CH ₂) ₁₁ OSO ₃ Na	0,05

Для подтверждения модельного соответствия, после приготовления имитатора проводились лабораторные исследования его физико-химических свойств.

Корректировка pH раствора-имитатора до 12,0 производилась с помощью раствора гидроксида натрия. Результаты исследований конечного имитатора ЖРО приведены в таблице 4. Кубовые остатки АЭС (ЖРО из емкости Б-02/1) обладают ярко выраженной щелочной реакцией, поэтому в них протекает процесс хемосорбции углекислого газа с образованием карбонатов и гидрокарбонатов [9]. После определения количества сухого остатка в имитаторе, выполнена корректировка его количества путем добавления гидрокарбоната натрия. Полученный щелочной раствор был прозрачен и стабилен.

Таблица 4. Параметры имитатора ЖРО

Наименование определяемых компонентов	Результаты испытаний	Единица измерения	Методы анализа, методика
Водородный показатель	12,0	pH	по универсальной индикаторной бумаге
Плотность	1,176	г/дм ³	пикнометрический метод определения плотности по ГОСТ 26449.1-85, п.1
Сухой остаток	238,3	г/дм ³	определение сухого остатка по ГОСТ 26449.1-85, п.3
Щелочность	3,20	г-экв/дм ³	титриметрический метод определения общей щелочности по ГОСТ 26449.1-85, п.6

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, проведенные работы по анализу и изучению свойств ЖРО РУ БН-350 позволили разработать методику создания модельного раствора имитирующего, по основным физико-химическим свойствам, ЖРО с варьируемым солесодержанием. В результате проведенной работы приготовлен имитатор ЖРО с приближенными физико-химическими свойствами к реальным ЖРО. Полученные резуль-

таты позволили приступить к исследованиям по первоначальному поиску и выбору сорбирующего вещества для перевода ЖРО в не текучее состояние. Минеральные матрицы сорбентов по-разному взаимодействуют с насыщенными солевыми щелочными растворами и конечное преобразование может меняться от желеобразного до твердого, в зависимости от состава и соотношения используемых компонентов. На различных сорбентах была проверена их поглощательная способность с имитаторами ЖРО. Использование в поисковых экспериментах имитатора ЖРО позволяет провести испытания с большим количеством материала, при этом не создавая дозовой нагрузки на персонал. Кроме того, на имитаторе ЖРО могут быть отработаны и технические решения для реализации технологии переработки ЖРО.

Работа проводилась при финансовой поддержке Комитета науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан в рамках программы BR24993140 «НИИ по обоснованию выбора и реализации технологии переработки жидких радиоактивных отходов».

ЛИТЕРАТУРА

1. Коровина О.Ю., Лукашенко С.Н., Каширский В.В. К вопросу об эффективности технологии переработки жидких радиоактивных отходов реакторной установки БН-350 // Вестник НЯЦ РК. – 2011. – Вып. 2. – С. 20–27.
2. Отчет по 1-му этапу работ: «Сбор локальных нормативно-правовых актов, сбор исходных данных по статусу РУ БН-350, проведение приоритизации работ по ВЭ БН-350». НТЦ БЯТ, Алматы, 2021 год.
3. Парутин К.А., Шайдуллин С.М., Ремизова В.А., Козлов П.В. Разработка состава цементной матрицы для иммобилизации щелочных высокоактивных отходов радиохимического производства // Цемент и его применение. – 2023. – Вып. 3.
4. Мартынов К. В., Захарова Е. В. Факторы выщелачивания фосфатной матрицы в условиях глубинного захоронения // Радиоактивные отходы. – 2023. – Вып. 2.
5. Буленова К. Ж., Панова Е. Н., Блынский П. А., Яковлев И. Л., Жаксыбекова К. А. Разработка технологии защиты подземных вод от ¹³⁷Cs на территории реакторной установки БН-350 // Радиохимия. – 2017. – Т. 59. – № 6. – С. 567–572.
6. Варлаков А. П., Жеребцов А. А., Петров В. Г., Капустин В. В., Варлакова Г. А., Власова И. Э., Харитонов И. Д., Калмыков С. Н. Оценка радиационных и температурных нагрузок на цементный компаунд, содержащий имитаторы радиоактивных отходов // Радиоактивные отходы. – 2020. – № 1 (10). – С. 66–72.
7. Технико-экономическое обоснования проекта «Вывод из эксплуатации РУ БН-350 в г. Актау Мангистауской области на площадке ТОО «МАЭК-Казатомпром», книга 2.
8. «Результаты химического состава ЖРО» № 29-407-01/2177 от 13.12.2023 года.
9. Старкова А.В., Махоткин А.Ф., Балыбердин А.С., Махоткин И.А. Закономерности кинетики химических реакций, протекающих при хемосорбции углекислого га-

за щелочными растворами, и разработка высокоэффективного аппарата для интенсификации процесса. // Вестник Казанского технологического университета. – 2011. – Вып. 15. – С. 62–70.

REFERENCES

1. Korovina O.Yu., Lukashenko S.N., Kashirskiy V.V. K voprosu ob effektivnosti tekhnologii pererabotki zhidkikh radioaktivnykh otkhodov reaktornoy ustanovki BN-350 // Vestnik NYaTs RK. – 2011. – No. 2. – P. 20–27.
2. Otchet po 1-mu etapu rabot: “Sbor lokal'nykh normativno-pravovykh aktov, sbor iskhodnykh dannykh po statusu RU BN-350, provedenie prioritizatsii rabot po VE BN-350”. NTTs BYaT, Almaty, 2021 god.
3. Parutin K.A., Shaydullin S.M., Remizova V.A., Kozlov P.V. Razrabotka sostava tsementnoy matritsy dlya immobilizatsii shchelochnykh vysokoaktivnykh otkhodov radiohimicheskogo proizvodstva // Tsement i ego primeneniye. – 2023. – No. 3.
4. Martynov K. V., Zakharova E. V. Faktory vyshchelachivaniya fosfatnoy matritsy v usloviyakh glubinnogo zakhoroneniya // Radioaktivnye otkhody. – 2023. – No. 2.
5. Bulenova K. Zh., Panova E. N., Blynskiy P. A., Yakovlev I. L., Zhaksybekova K. A. Razrabotka tekhnologii zashchity podzemnykh vod ot ^{137}Cs na territorii reaktornoy ustanovki BN-350 // Radiokhimiya. – 2017. – Vol. 59. – No. 6. – P. 567–572.
6. Varlakov A. P., Zherebtsov A. A., Petrov V. G., Kapustin V. V., Varlakova G. A., Vlasova I. E., Kharitonov I. D., Kalmykov S. N. Otsenka radiatsionnykh i temperaturnykh nagruzok na tsementnyy kompaund, soderzhashchiy imitatory radioaktivnykh otkhodov // Radioaktivnye otkhody. – 2020. – Vol. 1 (10). – P. 66–72.
7. Tekhniko-ekonomicheskoe obosnovaniye proekta “Vyvod iz ekspluatatsii RU BN-350 v g. Aktau Mangi-stauskoy oblasti na ploshchadke TOO ‘MAEK-Kazatomprom’”, book 2.
8. “Rezultaty khimicheskogo sostava ZhRO” No. 29-407-01/2177 ot 13.12.2023 goda.
9. Starkova A.V., Makhotkin A.F., Balyberdin A.S., Makhotkin I.A. Zakonomernosti kinetiki khimicheskikh reaktsiy, protekayushchikh pri khemosorbtsii uglekislogo gaza shchelochnymi rastvorami, i razrabotka vysokoeffektivnogo apparata dlya intensivatsii protsessov // Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta. – 2011. – No. 15. – P. 62–70.

БН-350 РЕАКТОРЫНЫҢ СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРЫНЫҢ ИМИТАТОРЛАРЫН ЖАСАУ

Л. С. Чернова*, А. Г. Коровиков, В. В. Бакланов

ҚР ҰАО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: chernova@nnc.kz

Осы жұмыс СРҚ-ны тұрақсыз жағдайға ауыстыру технологиясын әдістемелік пысықтау үшін қажетті сұйық радиоактивті қалдықтардың (СРҚ) имитаторын құру мәселесіне арналған. Ең алдымен әртүрлі технологиялық аспектілерді пысықтау кезінде персоналдың радиоактивті СРҚ-мен жұмыс істеуін болдырмау мақсатында. Мақалада пайдалану процесінде және имитациялық ерітінділерге қойылатын негізгі талаптарды айқындау үшін БН-350 реакторлық қондырғыны пайдаланудан шығару жөніндегі операцияларды орындау кезінде пайда болған СРҚ-ның қажетті базалық физикалық-химиялық қасиеттерін зерттеу нәтижелері ұсынылған. Сондай-ақ сорбенттерді іріктеу және араластыру және баптау технологиясын пысықтау үшін СРҚ түрлі үлгідегі имитаторларды дайындау әдістемесі.

Түйін сөздер: БН-350 РҚ, сұйық радиоактивті қалдықтар, сұйық фаза, тұз құрамы, СРҚ имитаторы.

CREATION OF SIMULANTS OF LIQUID RADIOACTIVE WASTE OF THE BN-350 REACTOR

L. S. Chernova*, A. G. Korovikov, V. V. Baklanov

Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

* E-mail for contacts: chernova@nnc.kz

This research is devoted to the development of simulants of liquid radioactive waste (LRW), which are necessary for methodical testing of technologies to convert LRW into a non-flowing state. The main goal is to eliminate direct handling of radioactive LRW by personnel during the testing of various technological procedures. The paper presents the results of studies on the essential basic physicochemical properties of LRW generated during the operation and decommissioning of the BN-350 reactor facility, to determine the main requirements for simulant solutions. Additionally, a methodology for preparing different types of LRW simulants is described, aimed at selecting sorbents and optimizing mixing and conditioning technologies.

Keywords: BN-350 RF, liquid radioactive waste, liquid phase, salt content, LRW simulant.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-19-28>

УДК 533.9.08; 621.039.66

КОНЦЕПТУАЛЬНЫЙ ДИЗАЙН ДИАГНОСТИКИ ТОМСОНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ ТОКАМАКА КТМ

Е. А. Кашикбаев^{1,2*}, Б. Ж. Чектыбаев^{1,2}, А. Ж. Дүйсен¹, Г. С. Курскиев³, Н. С. Жильцов³,
Е. Е. Ткаченко³, Д. А. Ольховик¹, А. Т. Кусаннов¹, К. Женис¹

¹ Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

² НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

* E-mail для контактов: kashikbaev@nnc.kz

Статья посвящена выбору схемы реализации диагностики томсоновского рассеяния (ДТР) для токамака КТМ, предназначенной для проведения измерений пространственно-временной эволюции температурных и плотностных профилей электронов высокотемпературной плазмы. В статье приводится подробное описание наиболее важных систем диагностики, приведен обширный литературный обзор ДТР, реализованный на аналогичных установках. В результате анализа конструктивных особенностей токамака КТМ и существующих технических ограничений обоснован выбор схемы тангенциального зондирования в экваториальной плоскости как наиболее надёжной и практически реализуемой. Сформулированы ключевые технические требования к системе: диапазон измеряемых температур электронов – от 50 до 3100 эВ, диапазон плотностей – от $1 \cdot 10^{19}$ до $2,5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$, а также наличие не менее 10 пространственных точек регистрации. Проведено сравнение различных схем размещения диагностического оборудования, включая вертикальное зондирование, и показана невозможность их реализации на КТМ по ряду инженерных и физических причин. Предложенная компоновка обеспечивает стабильность юстировки, защиту от паразитного излучения и высокое пространственное разрешение. Работа представляет собой обоснованный проект системы ДТР, реализация которого позволит существенно расширить диагностические возможности токамака КТМ для исследований плазмы и материалов в условиях управляемого термоядерного синтеза.

Ключевые слова: плазма, токамак, КТМ, ДТР, лазерное излучение, плотность плазмы.

ВВЕДЕНИЕ

В Республике Казахстан создана уникальная электрофизическая установка токамак КТМ (Казахстанский токамак материаловедческий). Данная установка призвана решить проблему полномасштабного испытания материалов для установки ITER и внести существенный вклад в развитие технологий управляемого термоядерного синтеза. Это первый в мире специализированный токамак, предназначенный для испытания функциональных и конструкционных материалов будущей термоядерной энергетики. Исследования, проводимые в настоящее время, направлены на повышение параметров плазмы и достижение проектных параметров установки.

Для достижения проектных параметров плазмы и проведения широкого спектра научных экспериментов необходимо внедрение современных диагностических систем (диагностик). В частности, ключевыми параметрами, определяющими поведение и устойчивость плазмы, являются температура и концентрация электронов. Одним из наиболее точных и универсальных методов диагностики, среди существующих, является метод томсоновского рассеяния, основанный на анализе рассеянного лазерного излучения на свободных электронах [1, 2].

ДТР используется на многих аналогичных установках в мире, однако применение одного и того же метода диагностики на различных токамаках имеет

свои особенности, ввиду различий самих токамаков. Токмак КТМ уникален по своей геометрии и набору характеристик, что не позволяет напрямую, без адаптации использовать методы диагностики плазмы других токамаков.

Данная работа посвящена разработке концептуальной схемы ДТР для токамака КТМ. В статье рассмотрены требования к системе, обзор реализованных решений на других установках, а также предложен вариант размещения системы с учётом конструктивных ограничений КТМ.

ОСНОВНЫЕ ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К ДТР НА ТОКАМАКЕ КТМ

На многих установках управляемого термоядерного синтеза используется несколько видов диагностик плазмы для измерения плотности, такие как лазерные, дисперсионные интерферометры и ДТР. Основное преимущество ДТР перед интерферометрами возможность измерения не только плотности, а также и температуры электронов в плазме.

Внедрение ДТР на токамаке КТМ откроет возможности к широкому типу исследований физики плазмы, что в дальнейшем позволит прямой контроль профилей температуры и плотности плазмы в реальном времени и использовать полученные данные в контуре управления плазменным разрядом, которые позволят перейти к экспериментам по достижению проектных значений плазменного разряда.

ДТР состоит из трех основных узлов – лазера, объектива и полихроматора. На токаке КТМ планируется установка такой системы диагностики на основе Nd:YAG лазера и системы регистрации на основе фильтровых полихроматоров. Планируется реализовать несколько пространственных каналов измерения от центральной области до периферии плазменного шнура. Это позволит получить информацию о распределении температуры и плотности плазмы по радиусу плазменного шнура.

Для зондирования предполагается использовать импульсный лазер на кристаллах Nd:YAG модели LQ929A, излучающий на длине волны 1064 нм при длительности импульса 10 нс с частотой следования импульсов 10 Гц и энергией в импульсе 1,4 Дж. Длительность разряда на токаке КТМ в режиме омического нагрева ожидается около 1 с, а в режиме с дополнительным нагревом – до 5 с. Таким образом, частота лазера в 10 Гц позволит проводить от 10 до 50 измерений в течение одного разряда. Выбор данного лазера обусловлен его доступностью по сравнению с аналогами.

Систему регистрации планируется реализовать на основе полихроматоров. Каждый из них имеет несколько спектральных каналов на основе полосовых фильтров. Каждый спектральный канал оснащается быстродействующим высокочувствительным лавинным фотодиодом. Полихроматор обладает сверхнизким уровнем шума, высокоскоростной системой детектирования спектральных каналов, оснащен оцифровщиком и одноплатным компьютером для управления системой и обработки данных.

Для системы сбора рассеянного лазерного излучения будет использован специальный объектив с рабочим спектральным диапазоном 700–1064 нм. Угловое поле (поле зрения) объектива $2\omega = 15^\circ$. Объектив целесообразно представить в виде насыпной конструкции. Крепление линз и линзовой склейки осуществляется резьбовыми кольцами. Преимуществами этого метода установки линз в корпусе являются обеспечение надёжного разъёмного крепления, простота сборки и демонтажа.

В качестве приемника излучения будет использоваться кварцевое волокно с числовой апертурой $NA = 0,22$ и диаметром $d = 440$ мкм. Диаметр оптоволоконного жгута (ОВЖ) $D = 3$ мм со стороны спектральных приборов. Длина ОВЖ выбирается после окончательного размещения системы сбора и полихроматоров в экспериментальном зале токака КТМ.

Диагностика томсоновского рассеяния на токаке КТМ должна обеспечить измерение параметров от границы плазмы со стороны слабого магнитного поля до геометрического центра камеры токака. Характерные значения температуры электронов на границе плазмы порядка 100 эВ [3]. С запасом и без усложнений в создании системы, можно взять нижнюю границу по температуре в 50 эВ. В центре

плазменного шнура температура может достигать до 3100 эВ, как видно из таблицы 1.

Таблица 1. Параметры температуры и концентрации электронов по расчету сценариев работы токака КТМ

Параметр	Омический режим	Режим с доп. нагревом (5 МВт)
Средняя температура электронов, $\langle T_e \rangle$, эВ	283,2	1200
Температура электронов на оси, T_{e0} , эВ	732,6	3100
Средняя концентрация электронов $\langle n_e \rangle$, 10^{19} м^{-3}	5	5
Концентрация электронов на оси n_{e0} , 10^{19} м^{-3}	5,3	5,3

Предел Гринвальда по концентрации для рассчитанных сценариев разряда ($I_p = 750$ кА, $a = 45$ см) $n_G = 12 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$. Для пикированного профиля концентрации с параметром пикированности 2, в центре камеры концентрация может достигать до значения, в два раза превышающего предел Гринвальда. На границе плазмы значение концентрации порядка $1 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$.

Технические требования к системам ДТР можно сформулировать следующим образом:

- диапазон измерений по температуре от 50 эВ до 3100 эВ;
- диапазон измерений по плотности плазмы от $1 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$ до $2,5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$;
- ≥ 10 пространственных точек по большому радиусу;
- погрешность измерения по температуре 10% и по концентрации 5%.

ОБЗОР СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ДИАГНОСТИКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ ТОМСОНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ

Диагностика электронного компонента плазмы методом томсоновского рассеяния лазерного излучения позволяет достоверно измерить электронную температуру и плотность плазмы. На основании этих измерений можно определить: энергозапас электронного компонента плазмы, отношение давления электронов к давлению магнитного поля, среднее значение концентрации электронов, а также приведенную ширину градиентов температуры и концентрации. Знание этих параметров незаменимы для исследования протекающих в плазме физических процессов, влияющих на эффективность нагрева плазмы и ее магнитогидродинамическую устойчивость.

Для обработки сигналов рассеяния из плазмы на токаках используются несколько систем, такие как телевизионные и фильтровые. Телевизионные системы имеют хорошее пространственное разрешение, но высокочувствительны к юстировке. Фильтровые системы просты в реализации регистрации спектров томсоновского рассеяния и зондирования. С помощью фильтрового полихроматора можно проводить измерение рассеяния от центра плазменного шнура до периферийной области на длине волны

$\lambda = 1064$ нм на нескольких точках одновременно. Телевизионная система предназначена для измерения параметров электронов на токамаке Т-10 [4]. Основным преимуществом системы регистрации такого типа является высокое пространственное разрешение. Однако такие недостатки, как необходимость создания многопроходной системы зондирования и как следствие, высокая чувствительность к юстировке, не позволили на Т-10 измерить профиль концентрации посредством телевизионной системы. Позднее, на Т-10 был, успешно протестирован фильтровый полихроматор [5], для измерения локальных значений температуры и концентрации электронов. На токамаке Т-15МД в качестве основной системы регистрации томсоновского рассеяния будет использоваться именно фильтровая система [5, 6] на основе полихроматоров со встроенным аналого-цифровым преобразователем [7].

Система томсоновского рассеяния на основе фильтровых полихроматоров обладает рядом преимуществ, основное из которых заключается в простоте реализации системы регистрации спектров томсоновского рассеяния и системы зондирования. Благодаря использованию широких спектральных каналов и лавинных фотодиодов для регистрации сигналов рассеяния, измерения возможно проводить на одном проходе лазерного пучка через плазму, что существенно упрощает юстировку такой системы, а также позволяет использовать маломощные и относительно недорогие лазерные источники. Такая система стабильно работала на токамаке Глобус-М [8].

Основной особенностью фильтровой системы регистрации является возможность регистрировать временную форму сигналов лазерного рассеяния, что позволяет получить хорошую точность измерения температуры и плотности [9], а также работать в условиях интенсивной фоновой засветки паразитно-рассеянного лазерного излучения на элементах конструкции токамака в том случае, когда полезный сигнал и паразитный разнесены по времени [10].

Современная ДТР на основе фильтровых спектрометров была введена в эксплуатацию на сферическом токамаке Глобус-М2, которая позволяет в режиме реального времени управлять концентрацией плазмы [11]. Отдельно стоит отметить, что ДТР на токамаке Глобус-М2 является основным инструментом для широкого спектра исследований [12], который был разработан в далеком 2006 году, далее в 2012 году выполнена модернизация диагностики ДТР. Модернизация заключалась в увеличении числа пространственных каналов регистрации до 10, что позволило измерить профили температуры и концентрации электронов от внутренней до внешней границы плазмы. До модернизации система обеспечивала измерения в пяти пространственных точках, расположенных со стороны сильного магнитного поля. В ходе модернизации диагностики изменена геометрия наблюдения, реализована новая система сбора

света. Также были разработаны и изготовлены светосильный объектив для работы в больших углах, компактные спектральные приборы на основе интерференционных фильтров и лавинных фотодиодов. Для передачи рассеянного лазерного излучения на входные объективы полихроматоров подготовлены оптоволоконные линии. Реализованная система регистрации совместно с лазерным источником, позволяющие формировать произвольные временные сценарии генерации импульсов, обеспечат исследования кинетических параметров плазмы в широкой программе исследований. На рисунке 1 показана схема размещения диагностики ТР, используемая на токамаке Глобус-М2.

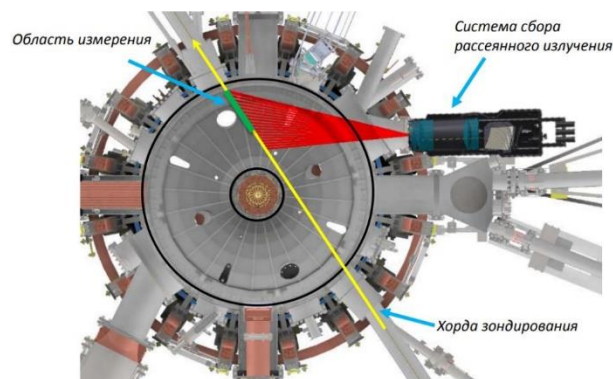


Рисунок 1. Схема размещения ДТР на токамаке Глобус-М2

При модернизации диагностики общая геометрия эксперимента сохранена – лазерный пучок проходит в экваториальной плоскости вблизи столба, как показано на рисунке 1, система сбора рассеянного излучения также расположена в экваториальной плоскости. Вместе с тем ракурс наблюдения был изменён для одновременной регистрации сигналов рассеяния из 10 пространственных точек, расположенных от внутренней до внешней границы плазмы. При этом угол наблюдения меняется в пределах $82-24^\circ$ от центра к периферии, для внешней границы регистрируемый спектр заметно расширится, что актуально для измерений низких температур. В качестве зондирующего лазера используется Nd:YAG лазер с длиной волны 1064 нм, мощностью излучения 0,5–3 Дж. Отличительной особенностью лазера является возможность генерации 20 импульсов за один разряд токамака с энергией 2–5 Дж и частотой следования до 2 кГц, при этом задержка между каждой парой импульсов меняется независимо, в соответствии с программой исследования [4].

Для сбора излучения разработан малоабберационный светосильный объектив для работы в угле более 40° и с апертурой 130 мм. Рассеянное в плазме излучение собирается в угле $1/7$ и проецируется на торцы оптических волокон кварц-полимер, расположенных в фокальной плоскости объектива. Оптоволоконная линия состоит из 10 жгутов, каждый из

которых осуществляет передачу собранного излучения на входной зрачок отдельного полихроматора. Для измерения спектра рассеянного сигнала были разработаны новые светосильные полихроматоры на основе высококонтрастных интерференционных фильтров и лавинных фотодиодов.

На модернизированном токаке Т-15МД планируется установка двух систем ДТР с вертикальным и тангенциальным зондированием. Некруглая форма сечения камеры токака вызывает интерес к измерению профилей электронной плотности и температуры не только вдоль вертикальной хорды наблюдения, но и вдоль большого радиуса плазмы. Вертикальная система планируется с телевизионной регистрацией аналогично системе, установленной на токаке Т-10 [13]. Проект тангенциальной системы подразумевает использование первой гармоники Nd:YAG-лазера (рабочая длина волны 1064 нм) и системы регистрации на основе фильтровых полихроматоров [14]. Использование фильтровых полихроматоров с широкими спектральными каналами является одним из самых распространённых методов регистрации спектров рассеянного света в ближней инфракрасной области, так как позволяет достоверно осуществлять регистрацию даже при относительно низкой интенсивности зондирующего излучения. Данный метод диагностики плазмы используется во многих установках термоядерного синтеза, где он показал свою работоспособность. Планируется применение этого метода на токаке ИТЭР. В таблице 2 показаны характеристики ДТР используемого на токаке Т-15МД.

Таблица 2. Основные параметры ДТР на токаке Т-15МД

Углы рассеяния	от 12° до 53°
Длина волны лазера	1064 нм
Энергия лазерного импульса	3 Дж
Частота	100 Гц (330 Гц)
Количество пространственных каналов	10 (20)

На рисунке 2 показана схема размещения ДТР на токаке Т-15МД. Учитывая конструкцию токака КТМ, аналогичная схема установки ДТР является наиболее оптимальным решением.

Диагностику методом томсоновского рассеяния планируют установить на самую внушительную установку термоядерного синтеза в ИТЭР. Требования предъявляемые к диагностике томсоновского рассеяния на установке очень высоки, так система должна производить измерения $T_e = 0,5-40$ кэВ, $n_e = 3 \cdot 10^{19} - 3 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$ с погрешностью до 10%. Ее планируют установить в трех местах для наблюдения за электронной температурой и плотностью в режиме реального времени в центральной и диверторной области, а также на периферии. Это необходимо для управления положением плазменного шнура во время срывов. Такой подход позволит уменьшить последствия

срыва, а также для управления потоками в основную плазму примесей, возникающих при взаимодействии, плазма – поверхность в диверторе. [15]. Причиной использования именно томсоновского рассеяния является также тот факт, что работа будет происходить в крайне неблагоприятных условиях, таких как высокая радиационное излучение, эрозия стенок, ограниченный доступ к камере.

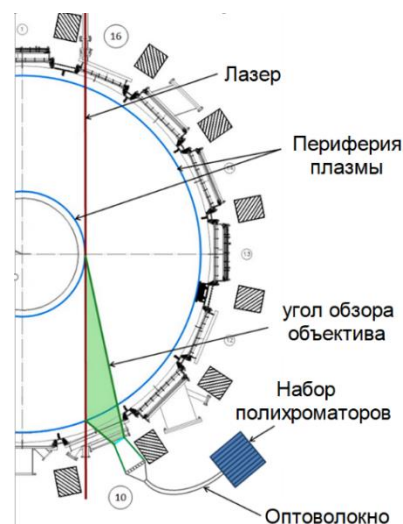


Рисунок 2. Схема размещения ДТР на токаке Т-15МД

На рисунке 3 показана схема установки ДТР в пологоидальном сечении для определения параметров плазмы в центральной области на токаке ИТЭР.

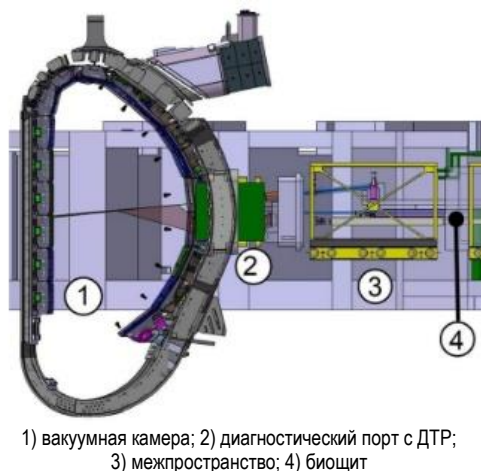


Рисунок 3. Схема установки ДТР токака ИТЭР

Именно фильтровая система будет использоваться на установках реакторного класса, таких как ИТЭР (все три системы томсоновского рассеяния – центральная [16], краевая [17] и диверторная [18]), где предполагается зондирование с помощью нескольких лазеров, работающих на разных длинах волн, одновременно [19, 20]. Это необходимо для надежного измерения температуры электронов плазмы в условиях неизвестной спектральной характеристики оптической системы, характерной для токака.

В ДТР локальность измерений достигается двумя различными способами. В классическом исполнении рассеянное излучение наблюдается в наборе пространственных точек на пересечении лазерного пучка и набора хорд наблюдения. В другом варианте используется единственная ось наблюдения, совпадающая с осью зондирования. При этом пространственное разрешение основано на времяпролетном принципе регистрации в соответствии с временной задержкой сигналов рассеяния, относительно короткого лазерного импульса.

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНЫХ ВАРИАНТОВ РЕАЛИЗАЦИИ ДТР НА КТМ

Предлагаемая схема размещения ДТР на токамаке КТМ обусловлена особенностями конструкции токамака. Реализация схемы вертикального зондирования в полоидальном сечении, характерной для токамаков с большим аспектным отношением сопряжена с рядом сложно предсказуемых рисков, ставящих под угрозу практическую реализацию проекта. Для вертикальной схемы зондирования на КТМ ввод лазерного излучения возможен только через верхний патрубок, как показано на рисунке 4, однако отсутствие нижнего патрубка, необходимого для вывода лазерного излучения из вакуумной камеры КТМ, приводит к необходимости размещения поглотителя для лазерного излучения внутри вакуумной камеры в непосредственной близости от области измерения, в районе дивертора, т.е. точки фокусировки лазерного излучения. Это создает критически важные условия: в фокусе пучка достигается высокая плотность мощности и следовательно, для предотвращения повреждения конструктивных элементов требуется разработка специального поглощающего элемента.

Второй проблемой будет являться регистрация интенсивного паразитно-рассеянного лазерного излучения одновременно с полезным сигналом томсоновского рассеяния из плазмы, что сделает невозможным определение температуры и плотности электронов. Так же необходимо отметить, дополнительные сложности вносит размещение элементов системы ввода (в том числе зеркал и линз) на опорной конструкции токамака. Колебания, возникающие вследствие работы электромагнитной системы установки, могут вызывать дестабилизацию юстировки оптической схемы, что приведёт к отклонению лазерного пучка от заданной траектории. Аналогичные проблемы были зафиксированы при попытке реализации вертикального зондирования на установке Т-10, где из-за флуктуаций положения зеркал и высокого уровня паразитного сигнала измерения профиля плотности электронов оказались невозможными [4]. Существенным требованием к юстировке является устойчивость по отношению к вибрациям и рассеянному магнитному полю в зоне расположения оптических компонентов. Ввиду этого спектральные приборы и все оптические компоненты планируется установить на неподвижной эстакаде вне зоны раз-

рядной камеры, оправки линз и крепежные узлы будут изготовлены из немагнитного материала – нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

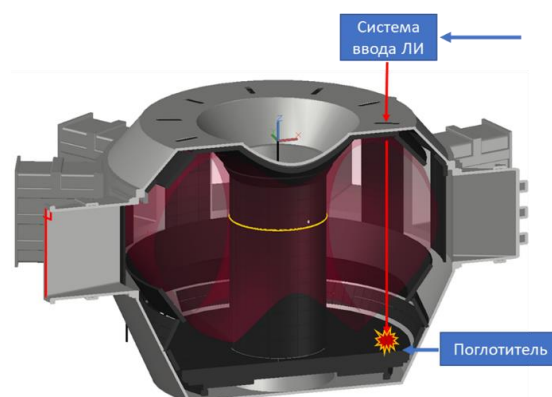
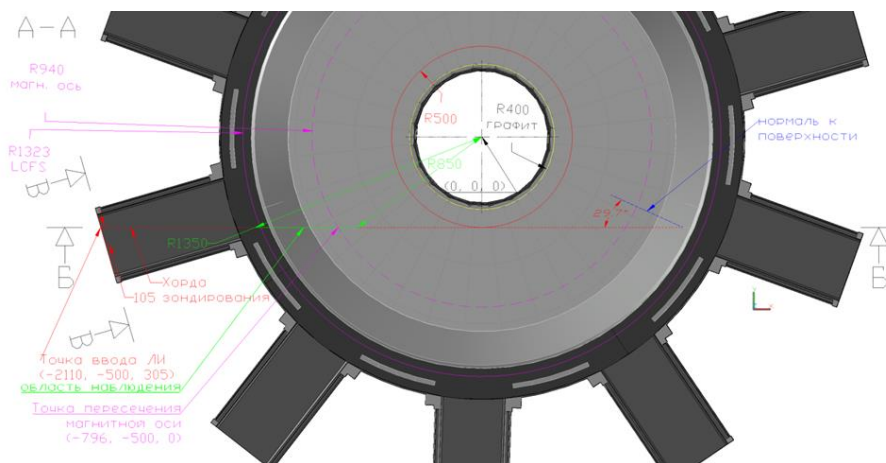


Рисунок 4. Вертикальная система томсоновского рассеяния

Таким образом, применение вертикальной схемы зондирования для реализации ДТР на токамаке КТМ сопряжено с рядом технических и физических ограничений, существенно затрудняющих её практическую реализацию. Предлагаемая компоновка диагностической системы обусловлена конструктивными особенностями токамака КТМ, в частности – ограниченным количеством технологических патрубков и их расположением. Учитывая вышеперечисленные обстоятельства, реализация вертикального зондирования на токамаке КТМ представляется технически сложной, рискованной и в текущей конфигурации малореализуемой. В связи с этим предпочтение отдано альтернативным, более стабильным и безопасным схемам размещения системы томсоновского рассеяния, обеспечивающим надёжную работу диагностики и получение достоверных экспериментальных данных.

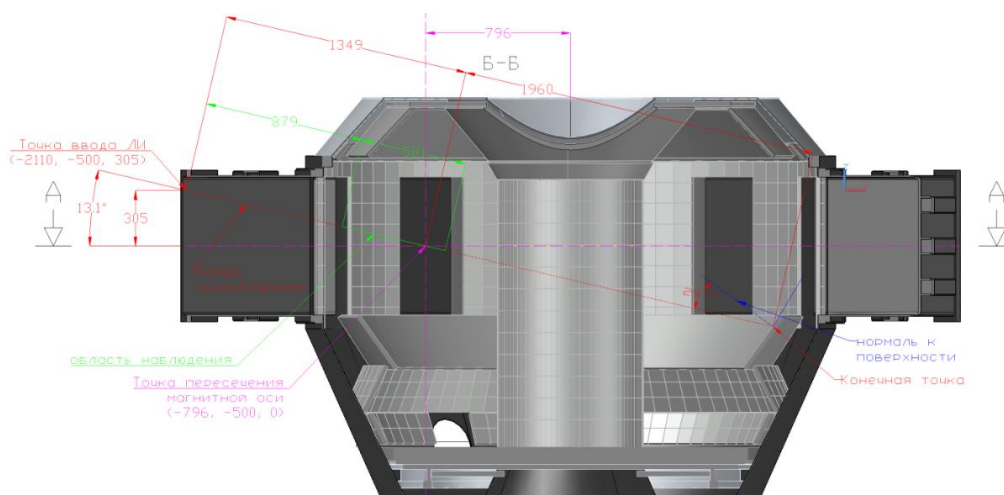
Наиболее привлекательной является схема диагностики с зондированием в экваториальной плоскости, характерной для токамаков с малым аспектным отношением Глобус-М [8], Глобус-М2 [7], MAST [21], NSTX [22] (к которым относится и КТМ) и других современных и перспективных установок, таких как Т-15МД [6], ИТЭР [19] и ТРТ [20].

Для оптимального размещения ДТР проработана и выбрана схема зондирования с вводом лазерного излучения (ЛИ) из экваториального патрубка как показано на рисунке 5. Вводить ЛИ в вакуумную камеру предлагается тангенциально с прицельным параметром 500 мм. В такой геометрии область наблюдения можно расположить на стороне слабого магнитного поля. Для измерения локальных значений T_e и n_e в центре плазменного шнура хорда зондирования проведена через магнитную ось. При этом точка ввода ЛИ поднята к верхней границе патрубка, т.е. хорда зондирования направлена вниз под углом к экваториальной плоскости, как показано на рисунке 6. Соответствующий угол между хордой зондирования и экваториальной плоскостью составляет $13,1^\circ$.



красная штриховая линия – хорда зондирования ДТР

Рисунок 5. Экваториальное сечение, вид сверху



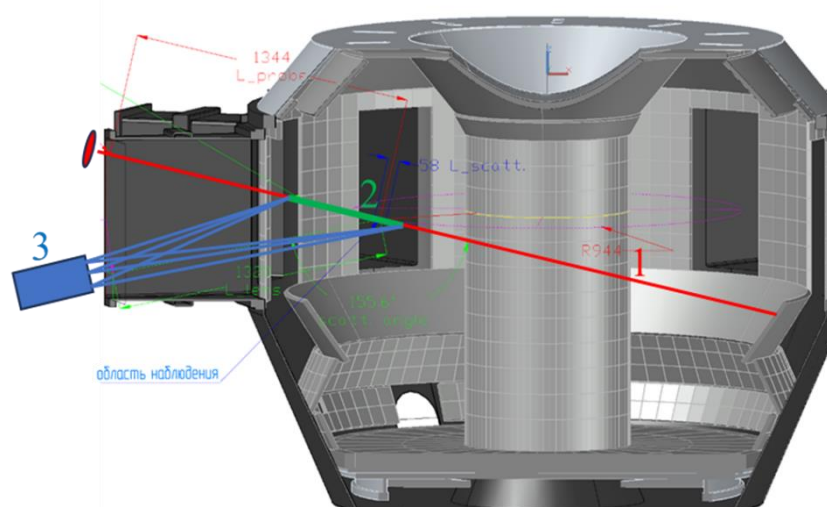
красная штриховая линия – хорда зондирования ДТР,
горизонтальная штрихпунктирная линия – экваториальная плоскость,
вертикальная штрихпунктирная линия проходит через магнитную ось в плоскости сечения)

Рисунок 6. Вертикальное сечение вдоль хорды зондирования

Для вывода лазерного излучения требуется ограничить ракурс зондирования и выделить ДТР второй экваториальный патрубок. Поэтому ЛИ предлагается не выводить из вакуумной камеры, а направить на графитовые пластины на противоположной стороне наружной стенки камеры. Рассеяние на графите может служить источником паразитного сигнала, который предлагается выделять из общего спектра по временной задержке.

Сбор рассеянного излучения предлагается организовать из того же патрубка, из которого производится ввод ЛИ, похожая схема относительного расположения систем зондирования и собирающей оптики применяется на токамаках MAST (для периферийной системы) [21], токамаке T-15МД [6] и предполагается для диагностик краевой и центральной области плазмы на ИТЭР [16, 17]. Максимальное пространственное разрешение достигается при раз-

несении на максимальное расстояние точек ввода ЛИ и точки сбора рассеянного излучения. Использование общего патрубка для ввода ЛИ и сбора рассеянного излучения повышает надёжность юстировки системы за счёт создания общей оптической базы. Для ввода ЛИ предлагается сварить патрубок ДУ-100. Апертура системы сбора имеет диаметр 150 мм. Таким образом, большая часть патрубка остаётся свободна и может быть использована для других систем токамака. Например, возможна установка предложенной схемы ДТР в экваториальном патрубке 2-го или 10-го сектора ВК КТМ. Окончательный выбор патрубка для размещения ДТР требует учёта окружающего пространства в экспериментальном зале. Отдельно стоит отметить, что предлагаемую схему ДТР возможно реализовать, используя любой из экваториальных патрубков на КТМ.



1 – зондирующая хорда; 2 – зона наблюдения; 3 – расположение системы сбора света рассеянного излучения

Рисунок 7. Схема сбора излучения ДТР токамака КТМ

Предложенная схема предполагает наблюдение излучения томсоновского рассеяния, рассеянного назад под углами $144\text{--}157^\circ$. В отличие от классической схемы с наблюдением под углом, близким к 90° . На рисунке 7 предложена схема измерения, которая требует меньший угол обзора и может быть реализована без использования специального лазерного поглотителя внутри вакуумной камеры КТМ. Наблюдение «сквозь хорду зондирования» также обеспечивает большую длину рассеяния, позволяя снизить энергию зондирующего импульса. Хорды наблюдения системы сбора направлены вверх, в противоположную сторону от диверторной области, являющейся источником интенсивной фоновой засветки.

Выбранная геометрия измерения также задаёт оптимальное направление поляризации ЛИ. Интенсивность томсоновского рассеяния наибольшая в плоскости, перпендикулярной направлению поляризации ЛИ. Линейно поляризованное ЛИ предлагается заводить с поляризацией, перпендикулярной плоскости, в которой лежат точка ввода и точка сбора рассеянного излучения. Это будет учтено при детализации системы ввода ЛИ.

Выбор тангенциальной схемы зондирования в экваториальной плоскости для размещения ДТР на токамаке КТМ представляется наиболее обоснованным как с инженерной, так и с физической точки зрения. Данный подход соответствует лучшим практикам, реализованным на установках с малым аспектным отношением, а также на современных и перспективных установках нового поколения, к числу которых относится и КТМ. Таким образом, реализуемая на КТМ схема тангенциального зондирования в экваториальной плоскости сочетает в себе высокую точность измерений, конструктивную и технологическую реализуемость, стабильность оптической системы и устойчивость к паразитным воздействиям.

Этот подход является не только оптимальным, но и единственным целесообразным решением.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предложенная концепция диагностики томсоновского рассеяния на токамаке КТМ учитывает конструктивные особенности установки и мировой опыт реализации аналогичных систем. Выбор тангенциальной схемы зондирования в экваториальной плоскости позволяет обеспечить надёжную и точную регистрацию профилей температуры и плотности электронов. Это обеспечит качественный уровень диагностики, необходимый для материаловедческих исследований и физики плазмы на КТМ.

Применение ДТР на токамаке КТМ имеет критическое значение для успешного проведения материаловедческих исследований и моделирования плазменных процессов, что в свою очередь, позволит добиться более глубокого понимания механизмов взаимодействия плазмы с конструкционными материалами и создать условия для дальнейшего развития технологий управляемого термоядерного синтеза.

Диагностика будет одним из основных инструментов изучения поведения электронной компоненты плазмы на токамаке КТМ в любых режимах независимо от величины магнитного поля и формы профиля электронной плотности. Разработка и внедрение ДТР на токамаке КТМ позволит существенно расширить возможности исследования физики плазмы и оптимизации параметров плазменного разряда. Применение импульсного лазера на кристаллах Nd:YAG с частотой импульсов 10 Гц обеспечит достаточную временную разрешающую способность измерений. Спектрометрическая система на основе полихроматоров с лавинными фотодиодами обеспечит высокую точность определения температуры и плотности электронов во всех режимах работы установки.

Следующими этапами работы станут: оценка ожидаемых сигналов томсоновского рассеяния, анализ уровня фонового излучения плазмы. Результаты этих исследований позволят сформулировать окончательные технические требования к основным компонентам системы – полихроматорам, фотодетекторам, системе регистрации сигналов и вспомогательному оборудованию.

В рамках подготовки к экспериментальной реализации планируется проведение испытаний импульсного лазера и спектрометрического комплекса цифровой регистрации сигналов томсоновского рассеяния в стендовых условиях. Это обеспечит возможность предварительной отладки системы перед её интеграцией и настройкой на токамаке КТМ.

На первом этапе внедрения планируется установка системы с одним пространственным каналом. В дальнейшем предусмотрено поэтапное расширение диагностического комплекса до трёх пространственных каналов, что существенно повысит пространственное разрешение и информативность диагностики.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии (научно-техническая программа BR23891779 «Научно-техническое обеспечение экспериментальных исследований на казахстанском материаловедческом токамаке КТМ»).

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. B. Chektybayev, S. Zhunisbek, I. Tazhibayeva, D. Olkhovik, E. Batyrbekov, D. Zarva, A. Korovikov, A. Lee, V. Pavlov, E. Kashikbayev, A. Zhaksybayeva, A. Duisen. Overview of the first experiments at KTM tokamak to obtain plasma discharges // Fusion Engineering and Design. – Vol. 194. – Art. 113847.
2. B. Chektybayev, I. Tazhibayeva, E. Batyrbekov, Ye. Kashikbayev, D. Olkhovik, D. Zarva, A. Duisen, A. Zhaksybayeva. Improvement of plasma discharge performance at KTM tokamak // Fusion Engineering and Design. – Vol. 208. – Ar. 114684.
3. В. В. Солоха и др. Классификация краевых неустойчивостей на токамаке Глобус-М2 // Физика плазмы. – 2023. – Т. 49. – С. 322–331. [V. V. Solokha i dr. Klassifikatsiya kraevykh neustoychivostey na tokamake Globus-M2 // Fizika plazmy. – 2023. – Vol. 49. – P. 322–331. (In Russ.)]
4. G.M. Asadulin, I.S. Bel'bas, A.V. Gorshkov Upgraded TV Thomson scattering system on the T-10 tokamak // Fusion Engineering and Design. – 2022.
5. Г.М. Асадулин, А.Н. Баженов, И.С. Бельбас, А.В. Горшков, А.Н. Коваль, Г.С. Курский и др. Испытание полихроматора для тангенциальной системы томсоновского рассеяния токамака Т-15МД в составе диагностики токамака Т-10 // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. – 2019. – Т. 42. [G.M. Asadulin, A.N. Bazhenov, I.S. Bel'bas, A.V. Gorshkov, A.N. Koval', G.S. Kurskiy i dr. Ispytanie polikhromatora dlya tangentsial'noy sistemy tomsonovskogo rasseyaniya tokamaka T-15MD v sostave diagnostiki tokamaka T-10 // VANT. Ser. Termoyadernyy sintez. – 2019. – Vol. 42. (In Russ.)]
6. G. M. Asadulin, I. S. Bel'bas and A. V. Gorshkov Tangential System of Thomson Scattering for Tokamak T-15 // Physics of Atomic Nuclei. – 2017. – Vol. 80. – P. 137–1331.
7. G.S. Kurskiy, A.I.P. Chernakov, V.A. Solovey [et al.] Digital filter polychromator for Thomson scattering applications // Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A. – 2020. – Vol. 963.
8. Г.С. Курский, С.Ю. Толстяков, А.А. и др. Модернизация диагностики томсоновского рассеяния на токамаке Глобус-М // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. – 2012. [G.S. Kurskiy, S.Yu. Tolstyakov, A.A. i dr. Modernizatsiya diagnostiki tomsonovskogo rasseyaniya na tokamake Globus-M // VANT. Ser. Termoyadernyy sintez. – 2012. (In Russ.)]
9. N.S. Zhiltsov, G.S. Kurskiy, E.E. Mukhin [et al.] A note on measurement accuracy and thermal stability of filter polychromators for Thomson scattering diagnostics // Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A. – 2020. – Vol. 976.
10. Н. В. Ермаков, Н. С. Жильцов, Г. С. Курский, Е. Е. Мухин и др. Диагностика плазмы в диверторной области токамака Глобус-М2 методом томсоновского рассеяния // Физика Плазмы. – 2023. – Т. 49. [N. V. Ermakov, N. S. Zhil'tsov, G. S. Kurskiy, E. E. Mukhin i dr. Diagnostika plazmy v divertornoy oblasti tokamaka Globus-M2 metodom tomsonovskogo rasseyaniya // Fizika Plazmy. – 2023. – Vol. 49. (In Russ.)]
11. Н.С. Жильцов, Г.С. Курский и др. Диагностика томсоновского рассеяния для управления концентрацией плазмы токамака Глобус-М2 // Письма в ЖТФ. – 2023. – Т. 49. [N.S. Zhil'tsov, G.S. Kurskiy i dr. Diagnostika tomsonovskogo rasseyaniya dlya upravleniya kontsentratsiyey plazmy tokamaka Globus-M2 // Pis'ma v ZhTF. – 2023. – Vol. 49. (In Russ.)]
12. Zhiltsov, N. S., Kurskiy, G. S., Tolstyakov, S. Y., Solovey, V. A., Koval, A. N., Tkachenko, E. E., ... & Yashin, A. Y. Thomson scattering diagnostics at the Globus-M2 tokamak // Fusion Engineering and Design. – 2025. – Vol. 211. – Art. 114753.
13. Asadulin G., Bel'bas I., Gorshkov A. 100-Hz Thomson scattering diagnostics on T-10 tokamak. – In: Proc. of 43rd European Physical Society Conf. on Plasma Physics, 2016.
14. Г.М. Асадулин, А.Н. Баженов, И.С. Бельбас и др. Тангенциальная система диагностики томсоновского рассеяния для токамака Т-15 // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. – 2016. – Т. 39, вып. 2. [G.M. Asadulin, A.N. Bazhenov, I.S. Bel'bas i dr. Tangentsial'naya sistema diagnostiki tomsonovskogo rasseyaniya dlya tokamaka T-15 // VANT. Ser. Termoyadernyy sintez. – 2016. – Vol. 39, Iss. 2. (In Russ.)]
15. Мухин Е. Е. и др. Диагностический комплекс томсоновского рассеяния для мониторинга электронного компонента плазмы в диверторной зоне токамака ИТЭР // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. – 2010. – № 2. – С. 59–68. [Mukhin E. E. i dr. Diagnosticheskiy kompleks tomsonovskogo rasseyaniya dlya monitoringa elektronnoy komponenta plazmy v divertornoy zone tokamaka ITER // Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Termoyadernyy sintez. – 2010. – No. 2. – P. 59–68. (in Russ.)]

16. Bassan M., Kurskiev G., et. al. Thomson scattering diagnostic systems in ITER // G. J. Instrum. – Vol. 11.
17. E Yatsuka, M Bassan, T Hatae, M Ishikawa, T Shimada, G Vayakis, M Walsh, R Scannell, R Huxford, P Bilkova et. al. Progresses in development of the ITER edge Thomson scattering system // JINST. – 2013. – Vol. 8.
18. E. Mukhin, R.A. Pitts, P. Andrew, P.V. Chernakov, L. Giudicotti et. al. Physical aspects of divertor Thomson scattering implementation on ITER // Nucl. Fusion. – 2014. – Vol. 54.
19. G.S. Kurskiev, P.A. Sdvizhenskii, M. Bassan et. al. A study of core Thomson scattering measurements in ITER using a multi-laser approach // Nucl. Fusion. – 2015. – Vol. 55.
20. Г.С. Курскиеv, Н.С. Жильцов, А.Н. Коваль, А.Ф. Корнев, А.М. Макаров, Е.Е. Мухин, Ю.В. Петров и др. Измерение температуры электронов плазмы токамака Глобус-М2 методом мультилазерного томсоновского рассеяния // Письма в ЖТФ. –2021. – Т. 47. [G.S. Kurskiev, N.S. Zhil'tsov, A.N. Koval', A.F. Kornev, A.M. Makarov, E.E. Mukhin, Yu.V. Petrov i dr. Izmerenie temperatury elektronov plazmy tokamaka Globus-M2 metodom mul'tilazernogo tomsonovskogo rasseyaniya // Pis'ma v ZhTF. –2021. – Vol. 47. (In Russ.)]
21. Scannell. R. [et al.] A 130 point Nd:YAG Thomson scattering diagnostic on MAST // Rev.Sci. Instrum. – 2010. – Vol. 81.
22. B. P. LeBlanc, R. E. Bell, D. W. Johnson, D. E. Hoffman, D. C. Long, and R. W. Palladino. Operation of the NSTX Thomson scattering system // Rev.Sci. Instrum. – 2003. – Vol. 74.

КТМ ТОКАМАГІНІЇ ТОМСОН ШАШЫРАУ ДИАГНОСТИКАСЫНЫҢ КОНЦЕПТУАЛДЫҚ ДИЗАЙНЫ

**Е. А. Кашикбаев^{1,2*}, Б. Ж. Чектыбаев^{1,2}, А. Ж. Дүйсен¹, Г. С. Курскиеv³, Н. С. Жильцов³,
Е. Е. Ткаченко³, Д. А. Ольховик¹, А. Т. Кусайнов¹, К. Женис¹**

¹ ҚР ҰАО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатова, Қазақстан

² «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

³ А.Ф. Иоффе атындағы физика-техникалық институты, Санкт-Петербург, Ресей

* Байланыс үшін E-mail: kashikbaev@nnc.kz

Мақалада ҚТМ токамактағы плазманың электрондық тығыздығын өлшеуге арналған ТШД кешені қарастырылады. ҚТМ плазмасының электрондық тығыздығын өлшеу бойынша алғашқы тәжірибелік нәтижелері және де ТШД құрамы ұсынылған, оларды орындау және орналастырудың техникалық ерекшеліктері талқыланады. ТШД құрылғылардың жұмыс істеу принципіне және диагностиканың токамакта орналасқан жеріне ерекше көңіл бөлінеді. ҚТМ токамағының конструктивтік ерекшеліктері мен қолданыстағы техникалық шектеулерді талдау нәтижесінде экваторлық жазықтықта тангенциалды зондтау сұлбасы ең сенімді және іс жүзінде іске асырылуы мүмкін нұсқа ретінде негізделіп таңдалды. Жүйеге қойылатын негізгі техникалық талаптар тұжырымдалды: электрондардың өлшенетін температура диапазоны 50–3100 эВ, тығыздықтар диапазоны $1 \cdot 10^{19}$ – $2,5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$, сондай-ақ кемінде 10 кеңістіктік нүктеде тіркеу мүмкіндігі. Диагностикалық жабдықты орналастырудың әртүрлі сұлбалары, соның ішінде тік зондтау нұсқалары салыстырылып, бірқатар инженерлік және физикалық себептерге байланысты олардың ҚТМ-де жүзеге асырылмайтыны көрсетілді. Ұсынылған жүйелік компоновка юстировка дәлдігін, паразиттік сәулеленуден сенімді қорғанысты, сондай-ақ жоғары кеңістіктік айырымдылықты қамтамасыз етеді. Бұл жұмыс – ҚТМ токамағы үшін ғылыми-негізделген жобасы болып табылады. Жүйені іске асыру басқарылатын термоядролық синтез жағдайында плазма мен материалдарды зерттеу мақсатында ҚТМ токамағының диагностикалық мүмкіндіктерін едәуір кеңейтуге мүмкіндік береді.

Түйін сөздер: плазма, токамак, ҚТМ, ТШД, лазерлік сәулелену, плазма тығыздығы.

CONCEPTUAL DESIGN OF THE THOMSON SCATTERING DIAGNOSTICS
FOR THE KTM TOKAMAK

Ye. A. Kashikbaev^{1,2*}, B. Zh. Chektybayev^{1,2}, A. Zh. Duisen¹, G. S. Kurskiev³, N. S. Zhiltsov³,
E. E. Tkachenko³, D. A. Olkhovik¹, A. T. Kusainov¹, K. Zhenis¹

¹ Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² NP JSC "Shakarim University", Semey, Kazakhstan

³ Ioffe Institute, Saint-Petersburg, Russia

* E-mail for contacts: kashikbaev@nnc.kz

The article is devoted to the development of a conceptual design for Thomson scattering diagnostics (TSD) for the KTM tokamak, intended for conducting experimental studies, measuring the dynamics of temperature profiles and the electron concentration of high-temperature plasma. The work shows an extensive literature review of TSD implemented on similar installations. Schemes for plasma probing and collection of scattered laser radiation of TSD are presented. Based on an analysis of the structural features of the KTM tokamak and existing technical constraints, the choice of a tangential diagnostic layout in the equatorial plane has been justified as the most reliable and practically feasible option. Key technical requirements for the Thomson scattering diagnostic system have been defined: an electron temperature measurement range of 50 to 3100 eV, an electron density range of $1 \cdot 10^{19}$ to $2.5 \cdot 10^{20} \text{ m}^{-3}$, and coverage of at least 10 spatial observation points. Various diagnostic configurations, including vertical viewing schemes, were analyzed, and their implementation on KTM was shown to be infeasible due to a number of engineering and physical limitations.

The proposed configuration ensures alignment stability, protection against parasitic radiation, and high spatial resolution. This work represents a well-substantiated design of a Thomson scattering diagnostic system, the implementation of which will significantly enhance the diagnostic capabilities of the KTM tokamak for plasma and material research under controlled thermonuclear fusion conditions.

Keywords: plasma, tokamak, KTM, TSD, laser radiation, plasma density.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-29-35>

УДК 44.29.29

RICE HUSK-DERIVED ACTIVATED CARBON AS A POTENTIAL ANODE MATERIAL FOR LITHIUM-ION BATTERIES

N. Saitova¹, K. Askaruly¹, Y. Yeszhan¹, R. Amrousse², Y. Yevlampiyeva³, S. Azat^{1*}

¹ NP JSC “K.I. Satbayev KazNRTU”, Almaty, Kazakhstan

² Chouaib Doukkali University, El Jadida, Morocco

³ NP JSC “Shakarim University”, Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: seytghan.azat@gmail.com

This work investigates the synthesis and application of activated carbon derived from rice husk (RH) as a sustainable anode material for lithium-ion batteries (LIBs). The RH precursor underwent a sequence of pretreatment steps including washing, drying, pyrolysis at 500 °C in argon atmosphere, chemical activation with KOH at 850 °C, and subsequent desilication. The resulting material exhibited a well-developed micro/mesoporous structure with a high specific surface area ($>900 \text{ m}^2/\text{g}$) and structural stability. Morphological analysis confirmed a uniform porous carbon matrix, while XRD revealed the formation of amorphous carbon. Electrochemical performance tests showed that the RH-derived carbon retained a reversible capacity of $\sim 280\text{--}300 \text{ mAh/g}$ over 50 charge–discharge cycles, indicating excellent cyclic stability and lithium-ion intercalation capability. Cyclic voltammetry and galvanostatic tests demonstrated predominant pseudocapacitive behavior, associated with surface functionalities and structural defects induced by KOH activation. Compared to conventional graphite (372 mAh/g), this bio-derived carbon offers competitive capacity with lower cost and better sustainability. The study highlights the potential of RH-based activated carbon as a scalable and eco-friendly alternative for next-generation energy storage devices, particularly in LIBs and supercapacitors. Future work will focus on optimizing activation parameters and exploring heteroatom doping to further enhance conductivity and rate performance.

Keywords: activated carbon, rice husk, anode, lithium-ion batteries, capacity.

INTRODUCTION

The rapid development of portable electronics, electric vehicles, and stationary energy storage systems requires the creation of reliable, energy-intensive, and environmentally friendly batteries. Among all existing technologies, lithium-ion batteries (LIB) have taken a leading position due to their high specific energy, long service life and wide operating temperature range. However, despite their widespread use and success, further improvement of LIBs is unthinkable without a thorough revision and optimization of the composition of anode materials.

Modern trends in electrochemical energy are increasingly demanding the replacement of traditional graphite, which has a limited theoretical capacity (372 mAh/g), with new materials with greater efficiency and stability. In this regard, special attention is paid to sustainable and affordable resources, in particular, carbon materials obtained from biomass. Activated carbon synthesized from agricultural waste such as rice husk demonstrates high potential due to its porous structure, high specific surface area and low cost [1]. These materials not only allow the processing of biomass, reducing the environmental burden, but also provide decent electrochemical performance when used in LIB anodes, as shown in recent years.

In recent years, biomass as a renewable, environmentally friendly and widely available source of carbon has been actively considered by the scientific community as a promising raw material for the production of anode materials used in lithium-ion batteries. The advantages of

biomass are its ubiquity, low cost, high environmental sustainability, and the ability to recycle agricultural and industrial waste.

There are many examples in the literature of successful use of various types of biomass, from rice husks and wood waste to coconut shells and starch, as feedstocks for the synthesis of activated carbon anodes. The most commonly used types of biomass are:

Rice husk: contains up to 20% amorphous SiO_2 , which requires a desilification stage. After KOH activation and heat treatment at $600\text{--}800 \text{ }^\circ\text{C}$, a specific surface area of $> \sim 900 \text{ m}^2/\text{g}$ and a stable capacity of $\sim 300\text{--}400 \text{ mAh/g}$ are achieved. The electrode retains $>280 \text{ mAh/g}$ after 50 cycles [2–4];

Coconut shell: characterized by high density, low ash content, forms a microporous structure. When activated at $800 \text{ }^\circ\text{C}$, a surface area of $>1000 \text{ m}^2/\text{g}$ and a capacity of $\sim 420 \text{ mAh/g}$ with high cyclic stability are achieved [5].

Sugar cane (bagasse): when H_3PO_4 is treated and carbonized at $600 \text{ }^\circ\text{C}$, a meso- and microporous material with a capacity of $\sim 350 \text{ mAh/g}$ and a surface area of $\sim 850 \text{ m}^2/\text{g}$ is obtained. It is characterized by low cost and ease of scaling [6].

Wood and sawdust (acacia, eucalyptus): after H_3PO_4 activation, a structure with 80% micropores is formed, BET-an area of $\sim 1240 \text{ m}^2/\text{g}$. It demonstrates a stable capacity of $\sim 370 \text{ mAh/g}$ during cycling [7].

Starch and corn waste: after nitrogen dosage (NH_4NO_3 , urea), they form functionalized carbon with high conductivity and capacity $>400 \text{ mAh/g}$, BET area

$>1100 \text{ m}^2/\text{g}$. They provide good charge/discharge rate and stability [8].

Peanut husks, walnut shells, banana peels and other organic waste: during heat treatment and activation of KOH or H_3PO_4 , activated carbon is formed with a porosity and a capacity of 350–400 mAh/g, BET-an area of $\sim 800\text{--}1000 \text{ m}^2/\text{g}$. They have a low ash content and a high content of volatile components [7].

The choice of biomass is determined by its chemical composition, the content of volatile substances, the level of ash content and the content of functional groups that are formed during activation. Such wastes, as a rule, undergo preliminary carbonation followed by chemical activation, most often using KOH or H_3PO_4 , which contributes to the formation of a developed microporous or mesoporous structure. Additional alloying with materials containing nitrogen, phosphorus, or metals makes it possible to improve electronic conductivity and increase the number of active sites for reversible intercalation of lithium ions. This is especially important for increasing the specific capacity and improving the speed of charging and discharging processes. In particular, nitrogen functional groups contribute to the formation of pseudo-capacitor reactions, increasing the overall electrical capacity. The presence of natural silica in the feedstock, such as in rice husks, requires a desilification stage, which provides additional stabilization of the material structure and prevents its destruction during prolonged cycling. Thus, an integrated approach, including the selection of the appropriate type of biomass, the activation method, the temperature treatment regime and alloying additives, allows us to obtain activated carbon with specified morphological and electrochemical properties optimal for specific applications in LIB.

Below is a table summarizing data on various types of biomass, their activation methods, and the electrochemical characteristics obtained.

Table 1. Properties of activated carbon from various types of biomass

Type of biomass	Activation method	Temperature (°C)	BET surface area (m^2/g)	Specific capacity ($\text{mA}\cdot\text{h/g}$)
Rice husk	KOH + de-silication	600–850	~ 900	$\sim 300\text{--}400$
Coconut shell	Chemical (KOH)	800	>1000	~ 420
Sugar cane	H_3PO_4	700	~ 850	~ 350
Acacia (wood)	H_3PO_4	600	~ 1240	~ 370
Starch / corn	Nitrogen doping	800	>1100	>400
Peanut husks and etc.	Combined methods	600–850	$\sim 800\text{--}1000$	$\sim 350\text{--}400$

This comparative characteristic makes it possible to identify the most efficient and stable carbon materials

from available raw materials for use in lithium-ion battery anodes.

Activated carbon produced from biomass is becoming increasingly important as an anode material for lithium-ion batteries due to its low cost, stability of raw materials and high specific surface area. Methods for producing activated carbon from various types of biomass include two key steps: carbonation and subsequent chemical activation.

Carbonation is the heat treatment of biomass in an atmosphere of an inert gas (usually nitrogen or argon) at temperatures in the range of 400–800 °C. During this process, thermal decomposition of organic components, removal of volatile substances, dehydration and the beginning of carbonation occur. Carbonation promotes the formation of a primary carbon matrix with a porous structure, in which micropores will then develop. The key parameters of carbonation are temperature, heating rate, holding time and type of inert gas. Optimal carbonation conditions make it possible to achieve a uniform structure, minimal residual volatile compounds, and a good carbon base for subsequent activation. For example, at a temperature of 600–700 °C, the maximum carbon yield is observed while maintaining the precursor structure.

After carbonization, chemical activation is carried out, aimed at increasing the specific surface area and pore volume. Chemical activation is a key step in the production of highly efficient activated carbon with a developed porous structure and high specific surface area. Unlike physical activation, in which activation occurs under the influence of gas (CO_2 , H_2O) at high temperatures, chemical activation involves the preliminary interaction of a carbon precursor with a chemical reagent, most often alkalis or acids, followed by the thermal decomposition of these compounds. Potassium hydroxide (KOH), phosphoric acid (H_3PO_4), and in some cases sulfuric acid (H_2SO_4) are most often used as activating agents. These substances are embedded in the carbon structure and, under high-temperature treatment (600–900 °C), cause expansion, dissolution and burning of less stable areas. The result is the formation of a developed porous structure, mainly micropores (less than 2 nm), as well as parts of mesopores (2–50 nm).

Thus, when KOH is activated, reactions with carbon are observed, resulting in the formation of metallic potassium, hydrogen, and potassium carbonates, which contribute to the expansion of the carbon lattice and the formation of micropores.

The activation of H_3PO_4 promotes the formation of a stable amorphous carbon structure, improves the thermal stability of the material, and introduces phosphoric functional groups that improve the electrical conductivity and wettability of the surface. It is important to note that the choice of reagent and activation conditions directly affects the morphology, chemical composition and electrochemical characteristics of the final product.

For example, activated carbon obtained from coconut shells by KOH activation at 800 °C showed a specific

capacity of more than 420 mAh/g on cycle 50 [5]. Acacia wood treated with phosphoric acid and activated at 600 °C demonstrated a BET area of 1240 m²/g and stable performance in lithium ion batteries [7]. In another study [4], activated carbon was synthesized from rice husks using KOH and desilification, which made it possible to achieve a specific surface area of more than 900 m²/g and a specific capacity of about 400 mAh/g. In addition, carbon from sugar cane waste (bagasse) obtained using H₃PO₄ demonstrated a capacity of about 350 mAh/g and good stability under high current loads [6].

The use of nitrogen-containing precursors, such as corn starch or gelatin, makes it possible to further improve the electrical conductivity of the carbon material by forming functional groups (for example, pyridine and pyrrole) that improve the rate of charge transfer. In the study [8], nitrogen-doped carbons from starch were synthesized, which have high stability and a specific capacity of more than 400 mAh/g.

Therefore, the choice of the pretreatment method, activation reagent, and temperature regime has a decisive effect on the structure, porosity, and electrophysical properties of the carbon material. The use of biomass as a raw material allows not only to reduce the environmental burden, but also to create efficient anode materials for lithium-ion batteries with good performance characteristics and the possibility of scalable production.

In addition, activated carbon from RH is actively used in supercapacitors, where its high electrical conductivity and developed porosity ensure effective surface charge accumulation by the mechanism of a double electric layer (electrostatic adsorption). Thanks to this, outstanding specific power parameters, high energy efficiency and a service life of over 100 000 cycles are achieved. These properties make this material an ideal electrode for devices operating in conditions of high frequency charge-discharge cycles [4].

Thus, the search for efficient anodes from renewable raw materials is becoming a strategically important area in the development of new generation battery technologies.

PRODUCTION OF ACTIVATED CARBON FROM RICE HUSKS BY CHEMICAL ACTIVATION

One of the key steps in obtaining a highly efficient anode material based on rice biomass is the preliminary preparation of raw materials, ensuring the purity, stability and reproducibility of the process. In this work, rice husk (RH), which has a high content of carbon and amorphous silica, was used as the initial carbon-containing precursor.

At the first stage, the rice husk was thoroughly rinsed with distilled water with repeated repetition of the procedure to remove dust, sand, soil residues and soluble organic substances (Figure 1.1). This process is critically important to prevent contamination in the subsequent stages and to ensure the uniformity of the resulting carbon material. After washing, the samples were dried in a forced convection dryer at a temperature of 100–120 °C for 6 hours

(Figure 1.2). The high drying temperature helped to remove bound moisture and volatile components, while preserving the structure of the feedstock. This ensured the necessary thermal and chemical stability of the rice husk before subsequent carbonation (Figure 1.3).

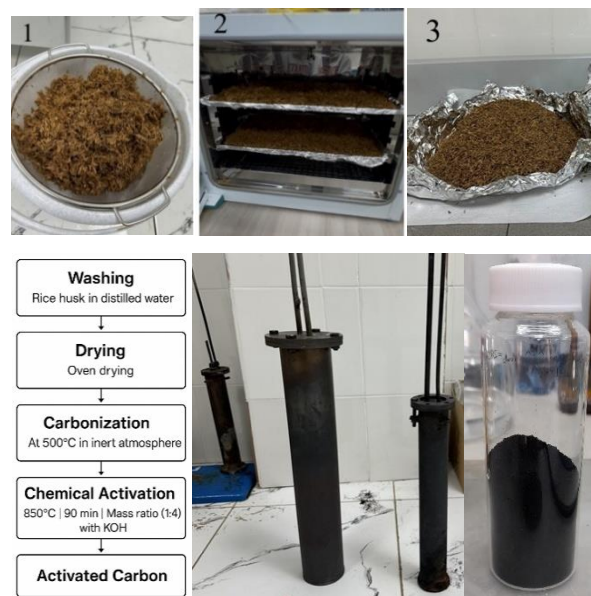


Figure 1. Washed rice husks (1); Drying at a temperature of 100–120 °C (2); Industrially suitable rice husks (3)

Carbonation was carried out in a tubular furnace under uniform heating to a temperature of 500 °C at a rate of 8.5 °C/min, in a controlled atmosphere of argon supplied at a rate of 400 ml/min to prevent oxidation and ensure stable pyrolysis conditions. After reaching the set temperature, the samples were kept in the oven for one hour, which contributed to the removal of volatile organic compounds and partial degradation of organic components.

As a result, thermal degradation of lignin, hemicellulose and cellulose, which make up the structure of rice husks, occurred with the formation of amorphous carbon and residual inorganic components, including silicon dioxide. These products form an initial carbon skeleton with limited porosity, which can subsequently be refined at the stage of chemical activation. The resulting carbon skeleton plays an important role in ensuring mechanical stability and serves as the basis for further structural improvement of the material.

Further, before activation, the samples obtained after carbonation (Figure 2.1) were crushed and thoroughly mixed with the activator (KOH) in a mass ratio of 1:4 (RH:KOH) (Figure 2.2) and kept at a temperature of 90 °C for 12 hours. This mode ensured a uniform diffusion of alkali into the structure of the carbon precursor, creating conditions for deep activation during subsequent thermal combustion. During activation, weakly bound organic residues were destroyed and chemically active areas were formed on the surface (Figure 3).



Figure 2. Carbonized RH (1); Mixing with KOH activator (2); The desilification process using boiling and neutralizing pH (~7) (3–5)

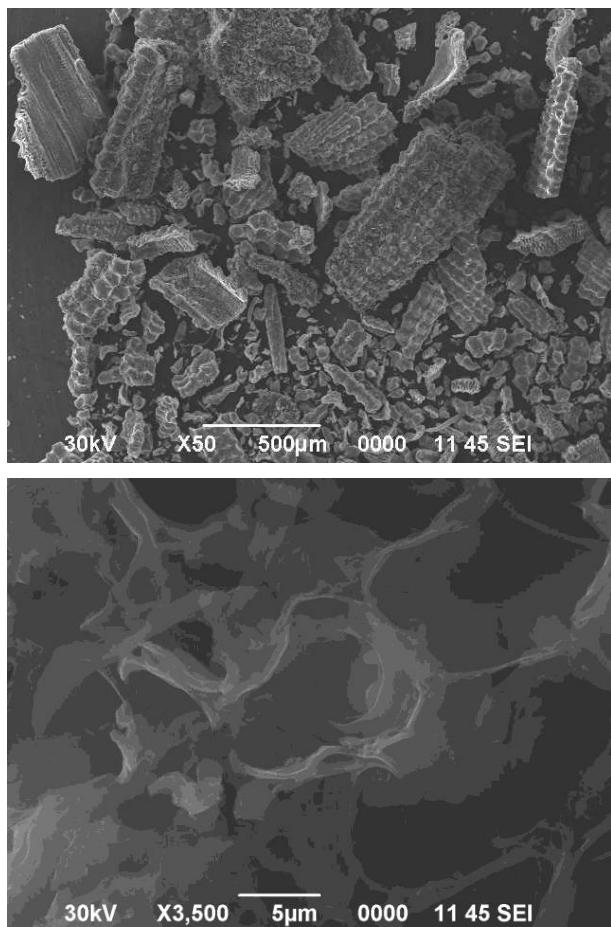


Figure 3. SEM image of the resulting activated carbon

The KOH-impregnated samples were then placed in a tubular furnace and heated to a temperature of 850 °C for 3.5 hours in an inert atmosphere. During thermal activation, potassium hydroxide reacted with carbon, forming pores and enlarging the specific surface of the material. High temperature promotes the dehydration of KOH, its transition to the active state, as well as the formation of micro- and mesoporous structures. It is extremely important to ensure an even temperature distribution and a constant flow of inert gas in order to prevent local overheating and undesirable side reactions. The result of this step is a highly developed porous carbon material structure suitable for efficient intercalation of lithium ions.

From a physical point of view, activation is accompanied by dehydration, degassing and partial leaching of inorganic components, which improves ionic conductivity and reduces resistance during operation as part of a lithium-ion battery. Chemical activation not only increases the surface area, but also creates a favorable morphology dominated by micropores, which are necessary for effective intercalation of Li^+ ions.

This was followed by a desilification step aimed at removing SiO_2 residues. During boiling, KOH residues remain in the solution, and at high temperatures it can react intensively with silicates, which is accompanied by the release of large amounts of heat and gas. This leads to rapid foaming of the solution and, if not adequately controlled, can cause emissions or even an explosion of vapors, especially in a closed system. That is why it is extremely important to observe the temperature regime and control ventilation. After boiling, the samples were repeatedly washed using the precipitation-decantation method until a neutral pH (~7) was reached (Figures 2.3–2.5).

The final stage included drying the samples at 130 °C for 7–8 hours, after which the resulting activated carbon was ready for morphology analysis and testing as an anode for LIB (Figure 3). This sequence of steps made it possible to obtain a material with high microporosity, specific surface area and electrochemical stability, as demonstrated in [4, 5].

RESULTS AND DISCUSSION

The morphological and structural characteristics of activated carbon obtained by chemical activation of KOH play a key role in its effectiveness as an anode material for lithium-ion batteries. During the activation of KOH, a developed porous structure is formed, which is confirmed by the results of scanning electron microscopy. The SEM images show extensive microporous and mesoporous channels evenly distributed over the surface of the particles, which indicates an intense interaction of KOH with the carbon matrix during thermal activation. Additionally, the uniformity of the pore distribution is observed, which contributes to improved ionic conductivity, as well as increased stability during multiple charge and discharge cycles, as demonstrated in [4].

The results of X-ray diffraction analysis (XRD) demonstrate the presence of amorphous carbon with a wide diffuse peak in the range of $2\theta = 23\text{--}24^\circ$,

characteristic of randomly oriented graphene-like structures (Figure 4). The absence of clear crystal reflexes confirms the destruction of the ordered structure of the initial biomaterial and the formation of an amorphous phase [3].

The electrochemical behavior of activated carbon synthesized from rice husks by chemical activation using KOH was investigated by cyclic voltammetry, galvanostatic charge-discharge, and electrochemical impedance spectroscopic analysis.

Cyclic voltammetry curves obtained at various scanning speeds (0.1–1.0 mV/s) show an almost rectangular shape, which indicates the presence of a highly developed porous structure and the predominance of surface pseudocapacitor processes (Figure 5). The area enclosed

inside the cyclic voltammetry loop increases in proportion to the scanning speed, which indicates good conductivity and ion mobility [4].

Galvanostatic charge-discharge tests have confirmed that at a current of 100 mA/g, the material retains a capacity of more than 280 mAh/g for 50 cycles, demonstrating not only initial efficiency, but also stability during long-term cycling (Figure 6). The carbon matrix saturated with mesopores ensures charge distribution over the volume, reducing the current density in the active areas and thereby increasing the service life of the anode. The data obtained indicate that rice husk coal can be used in batteries designed for high-load modes and long operating cycles [4].

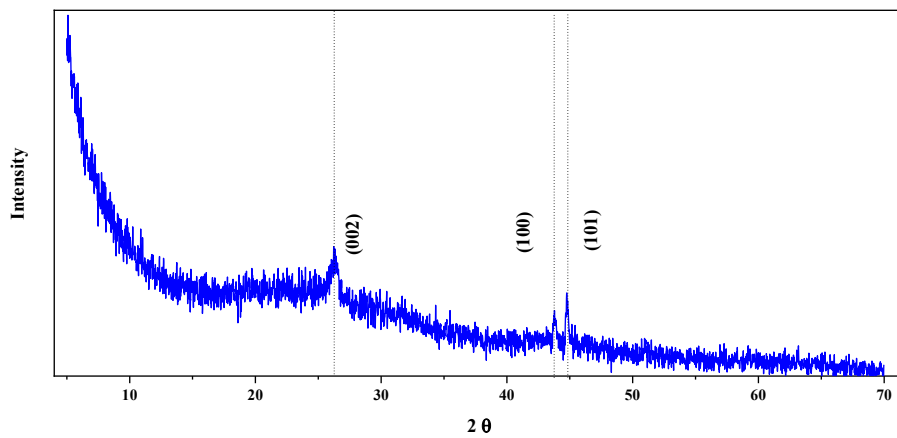


Figure 4. XRD pattern of activated carbon

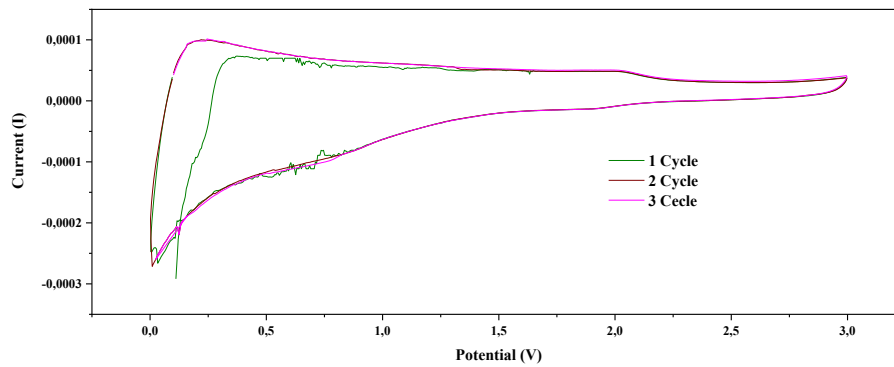


Figure 5. Cyclic voltammetry of activated carbon

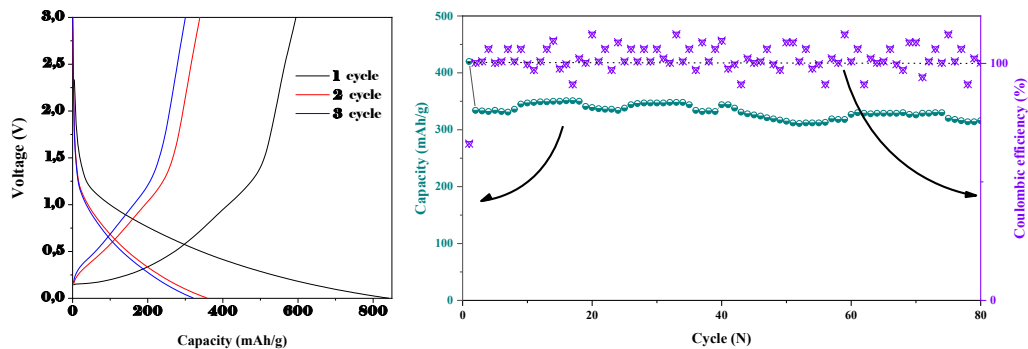


Figure 6. Galvanostatic charge-discharge curve and cycling stability with coulombic efficiency of activated carbon

Comparative analysis with graphite (372 mAh/g), SiO (~1500 mAh/g, but with low stability), and MXene (~400–450 mAh/g) shows that activated carbon based on rice husks occupies an intermediate position, providing a balance between capacity, stability and cost. This makes it a competitive material for LIB applications with a long service life and high reversible capacity [4, 9]. Coulomb efficiency showed around 100 percent throughout the entire cycle.

A comparative analysis of carbon materials synthesized from various types of biomass indicates their high potential for use in modern energy storage devices, including lithium-ion batteries (LIB), supercapacitors, and hybrid systems. Special attention is paid to activated carbon obtained from rice husks due to its unique structural and electrochemical characteristics.

Thus, activated carbon based on RH demonstrates excellent compatibility with lithium-ion technology, acting as an effective anode material. Its highly developed microporous structure and specific surface area exceeding 900–1000 m²/g contribute to the uniform distribution and intercalation of lithium ions. This reduces the likelihood of lithium dendrites forming and increases the material's resistance to mechanical damage during cycling, which is especially critical for applications requiring long service life and reliability, in particular in electric vehicles, portable electronics, and stationary energy systems [3, 4].

Current research is moving beyond monofunctional storage devices and is focusing on the development of hybrid solutions, such as lithium-ion supercapacitors (LIS), in which activated carbon is used in conjunction with lithium-intercalation materials, including metal oxides or carbon composites. This symbiosis makes it possible to combine the advantages of two technologies: high specific energy LIB and high specific power of supercapacitors, which is especially important for energy-intensive and dynamic applications [9].

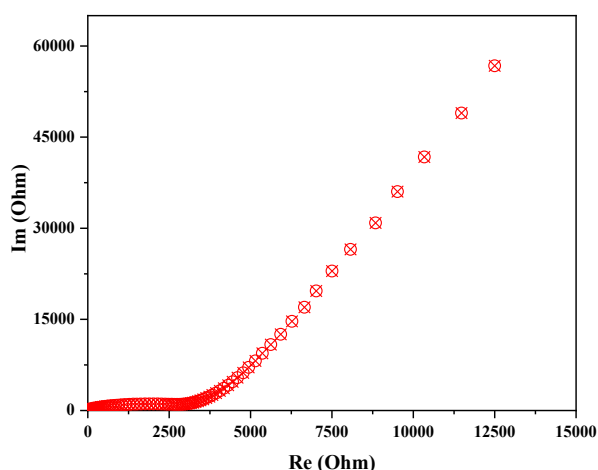


Figure 7. Nyquist diagram curve of activated carbon

The impedance spectrum of a lithium-ion half-cell with an activated carbon anode is presented as a Nyquist diagram. In the high-frequency region (Figure 7), the

curve intersects the real-part impedance axis at values of approximately 2–3 kOhm. In the mid-frequency region, there is no pronounced semicircle. In the low-frequency region, the spectrum is characterized by an extended slope, reaching Re(Z) values of approximately 12–13 kOhm and Im(Z) values of approximately 55–60 kOhm.

Activated carbon obtained from rice husks demonstrates high potential as a functional material in various types of energy storage devices. Its characteristics can be further improved by doping processes (for example, with nitrogen or phosphorus), as well as the creation of composites based on MXene, metal oxides or heteroatomic structures, which opens up broad prospects for further optimization of new generation anode and electrode materials.

CONCLUSION

The results demonstrate that activated carbon obtained from rice husks by KOH chemical activation and desilication can serve as a promising anode material for lithium-ion batteries. Its high specific capacity, cycling stability, and well-developed microporous structure make it a competitive alternative to traditional anodes. In the future, research will focus on optimizing the parameters of pyrolysis as an economically advantageous method for producing activated carbon, as well as on selecting the temperature and pressure that ensure the development of a microporous structure. This will improve the electrode characteristics and adapt the material for use in conditions of high currents and extreme temperatures.

Acknowledgement

This research is funded by the Science Committee of the Ministry of Science and Higher Education of the Republic of Kazakhstan (№ BR24992873).

REFERENCES

1. Faheem Ahmed, Ghazzai Almutairi, Prince M.Z. Hasan, Sarish Rehman, Shalendra Kumar, Nagih M. Shaalan, Abdullah Aljaafari, Adil Alshoaibi, Bandar Al Otaibi, Kaffayatullah Khan. Fabrication of a Biomass-Derived Activated Carbon-Based Anode for High-Performance Lithium Batteries // *Micromachines*. – 2023. – Vol. 14 (1). – Art. 192. – <https://doi.org/10.3390/mi14010192>
2. Xiang Peng1, Jijiang Fu, Chengcheng Zhang, Jingyuan Tao, Lan Sun, and Paul K. Chu. Rice Husk-Derived Activated Carbon for Li-Ion Battery Anode // *Nanoscience and Nanotechnology Letters*. – 2014. – Vol. 6 (1). – P. 68–71. – <https://doi.org/10.1166/nnl.2014.1714>
3. Yusuke Abe, Masahiro Tomioka, Mahmudul Kabir, Seiji Kumagai. Role of SiO_x in rice-husk-derived anodes for Li-ion batteries // *Scientific Reports*. – 2022. – Vol. 12. – Art. 975. – <https://doi.org/10.1038/s41598-022-04979-5>
4. Yerdautov M.S., Nazarov K., Mukhametuly B., Yeleuov M.A., Daulbayev C., Abdulkarimova R., Yskakov A., Napolskiy F., Krivchenko V. Characterization of Activated Carbon from Rice Husk for Enhanced Energy Storage Devices // *Molecules*. – 2023. – Vol. 28. – Art. 5818. <https://doi.org/10.3390/molecules28155818>
5. Kuan-Ching Lee, Mitchell Shyan Wei Lim, Zhong-Yun Hong, Siewhui Chong, Timm Joyce Tiong, Guan-Ting Pan, Chao-Ming Huang. Activated Carbon Monolith Deri-

- ved from Coconut Husk Fiber as Electrode Material for Supercapacitor Energy Storage // *Energies*. – 2021. – Vol. 14(15). – Art. 4546. <https://doi.org/10.3390/en14154546>
6. Dwiyaniti, M., Krisnawati, N. L., Pramono, A. E., Subhan, A., Setiabudy, R., and Hudaya, C. Electrochemical characteristics of sugarcane bagasse-activated carbon as cathode material of lithium-ion capacitors // *Journal of Applied Research and Technology*. – 2023. – Vol. 21(4). – P. 571–580. <https://doi.org/10.22201/icat.24486736e.2023.21.4.1976>
 7. Yang H, Ye S, Zhou J and Liang T. Biomass-Derived Porous Carbon Materials for Supercapacitor // *Front. Chem.* – 2019. – Vol. 7. – Art. 274. – <https://doi.org/10.3389/fchem.2019.00274>
 8. Aoci Huang, Yibo Tu, Qichao Yu. Preparation and electrochemical properties of nitrogen-doped starch hard carbon anode materials for lithium-ion battery // *International Journal of Electrochemical Science*. – 2024. – Vol. 19 (10). – Art. 100774. – <https://doi.org/10.1016/j.ijoes.2024.100774>
 9. Obinna Egwu Eleri, Fengliu Lou, Zhixin Yu. Lithium-Ion Capacitors: A Review of Strategies toward Enhancing the Performance of the Activated Carbon Cathode // *Batteries*. – 2023. – Vol. 9(11). – Art. 533. – <https://doi.org/10.3390/batteries9110533>

КҮРІШ ҚАУЫЗЫНАН АЛЫНҒАН БЕЛСЕНДІРІЛГЕН КӨМІР – ЛИТИЙ-ИОНДЫ БАТАРЕЯЛАР ҮШІН ПЕРСПЕКТИВТІ АНОД

Н. Сантова¹, Қ. Асқарұлы¹, Е. Есжан¹, Р. Амрус², Е. Евлампиева³, С. Азат^{1*}

¹ «Қ.И. Сәтбаев атындағы ҚазҰТЗУ» КеАҚ, Алматы, Қазақстан

² Чоуайб Дуккали университеті, Эль-Джадида, Марокко

³ «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: seytkhan.azat@gmail.com

Бұл мақалада күріш қауызынан (КҚ) физика-химиялық синтездеу арқылы белсендірілген көмір алу тәсілі және оны литий-ионды батареялар үшін анодтық материал ретінде пайдалану қарастырылған. Өртүрлі термиялық өңдеу режимдерінде алынған үлгілердің морфологиялық, құрылымдық және электрохимиялық қасиеттері салыстырмалы түрде зерттелді. Арнайы беттік модификация мен десиликация арқылы материалдың меншікті сыйымдылығы мен циклдік тұрақтылығын арттыру механизмдері талданды. 600 °C температурада өңделіп, кейіннен КОН ерітіндісімен белсендірілген көмір шамамен 300 мА·сағ/г меншікті сыйымдылықты 50 цикл бойы сақтап, жоғары тұрақтылық көрсетті. Бұл нәтиже оны дәстүрлі графиттің тиімді баламасы ретінде қарастыруға мүмкіндік береді.

Түйін сөздер: белсендірілген көмір, күріш қауызы, анод, литий-ионды батарея, десиликация, сыйымдылық.

АКТИВИРОВАННЫЙ УГОЛЬ ИЗ РИСОВОЙ ШЕЛУХИ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ АНОДНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ БАТАРЕЙ

Н. Сантова¹, Қ. Асқарұлы¹, Е. Есжан¹, Р. Амрус², Е. Евлампиева³, С. Азат^{1*}

¹ НАО «КазННТУ им. К.И. Сатпаева», Алматы, Казахстан

² Университет Шуайба Дуккали, Эль-Джадида, Марокко

³ НАО «Шәкәрім университеті», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: seytkhan.azat@gmail.com

В работе представлены результаты получения активированного угля из рисовой шелухи (РШ) с применением физико-химической активации, а также его характеристика как анодного материала для литий-ионных батарей. Проведено сравнение морфологических, структурных и электрохимических свойств материалов, полученных при различных режимах термической обработки. Исследованы механизмы улучшения удельной ёмкости и циклической стабильности за счёт поверхностной модификации и десиляции. Активированный уголь, полученный при 600 °C с последующей обработкой КОН, продемонстрировал высокую стабильность в 50 циклах при удельной ёмкости ~300 мА·ч/г, что делает его перспективной альтернативой традиционному графиту.

Ключевые слова: активированный уголь, рисовая шелуха, анод, литий-ионные батареи, десиликация, ёмкость.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-36-42>

УДК 621.039.73

СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҰЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ

Ә. Д. Ноқанова^{1*}, О. С. Букина^{1,2}, Ю. Ю. Бакланова¹, Е. Т. Коянбаев¹, В. В. Бакланов¹

¹ ҚР ҰАО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатова, Қазақстан

² «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: nokanovaamina@nnc.kz

1999 жылы Қазақстан Республикасы Үкіметінің қаулысымен БН-350 реактор қондырғысын (РҚ) пайдаланудан шығару туралы шешім қабылданды. Реакторды пайдаланудан шығару тұжырымдамасы үш негізгі кезеңнен тұрады: бірінші кезеңде реакторды қауіпсіз күйге келтіру, екінші кезеңде ұзақтығы шамамен 50 жыл болатын сақтауды қамтамасыз ету, ал үшінші кезеңде ғимараттар мен құрылыстарды бұзу және нәтижесінде пайда болған радиоактивті қалдықтарды көму көзделген. Пайдаланудан шығару жұмыстарының бірінші кезеңінде пайдаланылған ядролық отынды ұзақ мерзімді сақтауға орналастыру, жылу тасымалдағышпен, сұйық және қатты радиоактивті қалдықтармен жұмыс істеу, сондай-ақ ғимараттар мен құрылыстарды қауіпсіз сақтауға дайындау қарастырылған. Реакторды пайдалану кезеңінде жинақталған сұйық радиоактивті қалдықтар (СРҚ) қазіргі уақытта арнайы сақтау ыдыстарында орналастырылған. Аталған ыдыстардың пайдалану мерзімінің ұзақ болуына және олардың герметикалығының бұзылу тәуекеліне байланысты СРҚ-ны сұйық емес (қатты немесе гель тәріздес) күйге келтірудің тиімді әдістерін әзірлеу өзекті ғылыми-техникалық міндеттердің бірі болып табылады. Мұндай әдістер ықтимал авариялық жағдайларда да радиоактивті заттардың қоршаған ортаға таралуының алдын алуға мүмкіндік береді. СРҚ-ны сұйық емес күйге келтірудің перспективалы тәсілдерінің бірі – сұйық қалдықтарды тиімді оқшаулайтын және радионуклидтердің миграциясын шектейтін сорбциялық материалдарды қолдану болып табылады [1–4].

Осы мақалада сұйық радиоактивті қалдықтарды сұйық емес күйге келтіру мақсатында өндірушілер ұсынатын әртүрлі материалдардың сорбциялық қасиеттерін анықтау әдістемесі қарастырылған. Өнеркәсіптік және тәжірибелік үлгідегі бірқатар сорбенттердің сорбциялық сипаттамаларын зерттеу нәтижелері ұсынылып, СРҚ-ның модельдік ерітінділерімен өзара әрекеттесуі кезінде олардың тиімділігіне баға берілген.

Түйін сөздер: сұйық радиоактивті қалдықтар, құрамы майлы радиоактивті қалдықтар, сорбенттер, сорбциялық сипаттамалары.

КІРІСПЕ

Радиоактивті қалдықтармен (РҚ) жұмыс істеу технологиясының түпкілікті кезеңдері оларды ұзақ мерзімді сақтау немесе көму үдерістерін қамтиды. Бұл радионуклидтерді ұзақ уақыт бойы сенімді түрде оқшаулауды және иондаушы сәулеленудің қоршаған ортаға, адам денсаулығына және экожүйелерге әсерін барынша төмендетуді қамтамасыз ететін материалдар мен технологияларды әзірлеуді талап етеді. Қазіргі таңда сұйық радиоактивті қалдықтарды (СРҚ) қауіпсіз басқару мәселелері ядролық энергетика мен радиациялық қауіпсіздік саласындағы өзекті ғылыми-техникалық міндеттердің бірі болып табылады [5].

Ядролық қондырғыларды пайдалану және оларды пайдаланудан шығару барысында түзілетін СРҚ-ның елеулі бөлігі ұзақ уақыт бойы арнайы сақтау ыдыстарында сақталады. Әдеби деректерде көрсетілгендей, мұндай қалдықтардың негізгі қауіп факторлары олардың химиялық құрамының күрделілігімен, жоғары тұз концентрациясымен, сондай-ақ сақтау мерзімінің ұзаруына байланысты ыдыстардың герметикалығының бұзылу тәуекелімен байланысты. Осы жағдайлар ықтимал авариялық сценарийлер кезінде радиоактивті заттардың қоршаған ортаға таралу қаупін арттырады [6, 7].

БН-350 реактор қондырғысын өнеркәсіптік пайдалану барысында жинақталған сұйық радиоактивті қалдықтар (СРҚ) негізінен сілтілі ерітінділер, полиметилфенилсилоксанды сұйықтық (ПМФС) негізіндегі эмульсиялар, сондай-ақ майлы құрамды сұйықтықтар, суспензиялар мен эмульсиялар (майлы радиоактивті қалдықтар, МРҚ) түрінде ұсынылған. Мұндай қалдықтардың физико-химиялық қасиеттері мен агрегаттық күйінің әртүрлілігі оларды өңдеу және қауіпсіз сақтау технологияларын тандауды едәуір күрделендіреді [2, 3].

СРҚ-ды сұйық емес күйге келтіру радиоактивті заттардың миграциясын шектеуге және ұзақ мерзімді қауіпсіздікті қамтамасыз етуге бағытталған перспективалы тәсілдердің бірі болып табылады. Қазіргі уақытта СРҚ-ны иммобилизациялау үшін цементтеу, битумдау, шынылау және полимерлік матрицаларға енгізу әдістері қолданылуда. Алайда бұл технологиялар қалдық көлемінің ұлғаюына, жоғары температуралық режимдерге немесе күрделі технологиялық жабдықтарды пайдалануға байланысты бірқатар шектеулерге ие.

Осыған байланысты соңғы жылдары сұйық радиоактивті қалдықтарды сорбциялық материалдар көмегімен сұйық емес күйге келтіру әдістеріне ерекше назар

СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҰЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ

аударылуда. Сорбенттер сұйықтықтарды физикалық және физико-химиялық механизмдер арқылы байланыстырып, радионуклидтердің қозғалғыштығын төмендетуге және қалдықтарды құрылымдауға мүмкіндік береді. Әсіресе құрамында майлы компоненттері бар радиоактивті қалдықтарды өңдеу кезінде сорбенттердің ісіну, абсорбция және десорбция қасиеттерін кешенді зерттеу маңызды болып табылады [8].

Осы жұмыста өнеркәсіптік үлгідегі сорбенттермен қатар Қазақстан Республикасының ғылыми ұйымдары әзірлеген мамандандырылған сорбенттердің де сорбциялық сипаттамалары қарастырылды. Зерттеулер БН-350 реактор қондырғысында жинақталған нақты қалдықтардың химиялық құрамы, тығыздығы және тұз мөлшеріне барынша жақын сұйық және майлы радиоактивті қалдықтардың (СРҚ және МРҚ) модельдік имитаторларын пайдалана отырып жүргізілді, бұл алынған нәтижелердің практикалық маңыздылығын арттыруға мүмкіндік берді.

Зерттеу шеңберінде тоғыз түрлі сорбенттің тиімділігі ісіну қабілеті, абсорбция және десорбция параметрлері бойынша бағаланды.

- Ісіну қабілеті – сорбентке СРҚ сіңуі нәтижесінде оның көлемінің ұлғаю дәрежесін сипаттайды;
- Абсорбция – СРҚ-ның сорбенттің ішкі құрылымына ену үдерісі;
- Десорбция – бұрын сіңірілген сұйықтықтың сорбенттен бөлініп шығу үдерісі, ол сұйықтықты ұстаудың тиімділігін бағалауға мүмкіндік береді.

Аталған параметрлерді талдау СРҚ-ны сұйық емес күйге келтіруге арналған сорбциялық материалдардың салыстырмалы тиімділігін анықтауға және оларды практикалық қолдану тұрғысынан негіздеуге мүмкіндік берді.

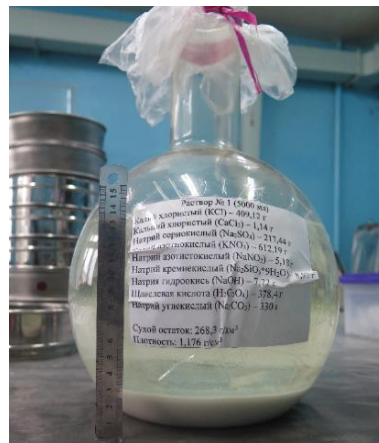
ЗЕРТТЕУ МАТЕРИАЛДАРЫ МЕН ӘДІСТЕРІ

Сорбент – сұйықтықта ерімейтін және абсорбция, адсорбция немесе осы екі үдерістің жиынтығы нәтижесінде сұйықтықтарды ұстап қалу және бөліп алу үшін қолданылатын материал немесе материалдар комбинациясы. Сорбенттің ауадағы құрғақ күйі деп оның ылғалдылығы қоршаған ауаның салыстырмалы ылғалдылығымен тепе-теңдік жағдайында болатын күйі түсініледі.

Сынақ әдістемесін пысықтау және зерттеу жүргізу кезінде персоналға түсетін дозалық жүктемені азайту мақсатында сұйық радиоактивті қалдықтардың (СРҚ) және құрамы майлы радиоактивті қалдықтардың (МРҚ) химиялық қасиеттерін имитациялайтын модельдік үлгілер дайындалды.

Көлемі 5 л, тығыздығы 1,176 г/см³ болатын сұйық радиоактивті қалдықтардың имитациялық ерітіндісі (СРҚ имитаторы) химиялық құрамы бойынша «МАЭК» ЖШС БН-350 реактор қондырғысының радиоактивті қалдықтар алаңындағы № 157 ғимаратта орналасқан Б-02/1 ыдысында сақталатын нақты СРҚ-ға сәйкес келеді. Құрғақ қалдықтың концентрациясы 268,3 г/дм³ құрайды.

Құрамы майлы радиоактивті қалдықтардың имитациялық ерітіндісі (МРҚ имитаторы) ТП-22с маркалы минералды турбина майын пайдалану және сілті қосу арқылы дайындалды, нәтижесінде ерітіндінің рН мәні 10,78-ге жеткізілді. МРҚ имитаторы БН-350 РҚ алаңындағы № 157 ғимаратта орналасқан 02/06 ыдыста сақталған нақты қалдықтардың химиялық құрамына сәйкес келеді.



№	Название	Химическая формула	Масса в растворе, г
1	Калий хлористый	KCl	409,12
2	Кальций хлористый	CaCl ₂	1,14
3	Натрий серноокислый	Na ₂ SO ₄	217,44
4	Калий азотнокислый	KNO ₃	612,19
5	Натрий азотистокислый	NaNO ₂	5,18
6	Натрий кремнекислый	Na ₂ SiO ₃ * 9 H ₂ O	8,97
7	Натрия гидроокись	NaOH	7,77
8	Щавелевая кислота	H ₂ C ₂ O ₄	378,4
9	Натрий углекислый	Na ₂ CO ₃	330,0

1-сурет. СРҚ имитаторының сыртқы түрі мен химиялық құрамы



2-сурет. МРҚ имитаторының сыртқы түрі

Нарықтағы сорбенттік қасиеттері бар лайықты және қол жетімді материалдар іздестірілді, оның негізінде кандидаттық сорбенттердің тізімі жасалды. Кандидаттық сорбенттердің сипаттамалары 1-кестеде келтірілген.

**СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҰЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН
МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ**

1-кесте. Кандидаттық сорбенттердің сипаттамалары

№	Атауы	Меншікті көлемі, см ³ /г	Тығыздығы, г/см ³	Фракциясы (бөлшектердің басымы өлшемі), мм	Сипаттамалары (заттаңба бойынша), өндіруші ел
1	Агровермикулит	2,92	0,34	0,4–4 (96%)	Өсімдіктерге арналған, РФ
	Вермикулит ҚР	5,43	0,18	0,2–0,8 (76%)	Өндіруші «AVENUE» ЖШС, Шымкент қ., ҚР
2	Агроперлит	6,62	0,151	0,4–4 (96%)	Агроперлит, РФ
	М-100 қопсыған перлит	19,23	0,05	0,1–0,4 (72%)	Өндіруші «UNION PERLITE» ЖШС, Алматы қ., ҚР
3	Бентонит	1,13	0,89	< 0,1 (94%)	Шарапты тазартуға арналған, РФ
4	Суперабсорбент	1,43	0,70	0,2–1,5 (89%)	Өсімдіктерге арналған гидрогель, «Ядролық технологиялар паркі» АҚ, ҚР
5	Шәкәрім атындағы Университеттің сорбенті	1,57	0,64	0,2–0,4 (86%)	Арнайы әзірленген сорбент
6	С-Верад	6,76	0,15	0,4–0,8 (85%)	Мұнай өнімдерінің, қышқылдардың, майлардың, сорбенті. ТШ 2164-001-59998726-2005. Өндіруші: «Арталия» ЖШҚ ӨК, РФ
7	Экопросорб М	1,87	0,54	0,8–1,5 (90%)	Қышқылдардың, сілтілердің, мұнай өнімдерінің сорбенті. ТШ 2164-007-42754173-2015. Өндіруші: «Про-Экология» ЖШҚ, Мәскеу қ., РФ.
8	Oil-Dri Premium	1,49	0,67	0,8–1,6 (98%)	Отын, май және жақпамай негізіндегі көмірсутектерді сіңіруге арналған сорбциялайтын Oil-Dri Premium түйіршіктері, Ұлыбритания
9	Oil-Dri Absorbent	1,28	0,78	0,8–1,6 (98%)	Сорбциялайтын түйіршіктер. Кез келген төгілген майды жедел тазарту үшін патенттелген процесті пайдалана отырып, Ұлыбританияда өндірілген және жасалған гипстан дайындалған.

Сорбенттердің сорбциялық қасиеттерін бағалау үшін олардың әртүрлі күйіндегі меншікті көлемі, ісіну қабілеті, абсорбция және десорбция параметрлері зерттелді. Бұл зерттеулер СРҚ және МРҚ имитаторларымен өзара әрекеттесу кезінде материалдардың сұйық емес күйге келтіру тиімділігін анықтауға мүмкіндік берді.

Ісіну қасиетін анықтау әдістемесі. Ісіну қасиеті – бұл сорбенттің сұйықтықпен өзара әрекеттесу кезінде көлемінің өзгеруін сипаттайтын негізгі көрсеткіш. Ол мақорарадикал құрамына, кеуектілігіне, функционалдық топтардың және иондардың қасиеттеріне тәуелді болып, сорбенттің механикалық беріктігіне де әсер етеді.

Сорбенттің абсолютті ісіну қасиеті см³/г түрінде көрсетіледі, ісінген және құрғақ сорбенттердің меншікті көлемдерінің арасындағы айырмашылық ретінде анықталады:

$$H_{\text{абс}} = V_{\text{менш.ісіну}} - V_{\text{менш.құр}} \quad (1)$$

Салыстырмалы ісіну қасиеті бұл сұйықтықпен өзара әрекеттесу кезінде сорбент көлемінің ұлғаю көрсеткіші. Сорбенттің салыстырмалы ісіну қасиеті – бұл ісінген сорбенттің меншікті көлемінің құрғақ сорбенттің меншікті көлеміне қатынасы ретінде анықталады:

$$H_{\text{салыс}} = \frac{V_{\text{менш.ісіну}}}{V_{\text{менш.құр}}} \cdot 100\% \quad (2)$$

Сорбенттің абсорбциялық тиімділігін анықтау әдістемесі. Абсорбцияны сынау – сорбенттердің әртүрлі сұйықтықтарды сіңіру қабілетін бағалаудың негізгі әдісі. Бұл процесс ерітінділерден белгілі бір заттарды бөліп алудағы сорбенттердің тиімділігін салыстыруға мүмкіндік береді.

Абсорбциялық тиімділігін бағалау әдістемесі сорбентті дайындау мен кептіруді, оның мақсатты затын артық мөлшердегі ерітіндісімен өзара әрекеттесуін, содан кейін сорбентті алуды және ерітіндідегі зат концентрациясының өзгеруін талдауды қамтиды. Алынған деректер абсорбция тиімділігін есептеуге және әртүрлі сорбенттерді салыстыруға мүмкіндік береді, бұл оңтайлы материалды таңдауға ықпал етеді. Ісінген сорбент массасына сүйене отырып, оның абсорбциялық тиімділігі мына формула бойынша есептелді

$$A = \frac{m_{\text{ісіну}} - m_{\text{құр}}}{m_{\text{ісіну}}} \cdot 100 \quad (3)$$

мұндағы: А – абсорбциялық тиімділік; $m_{\text{ісіну}}$ – ісінген сорбент массасы; $m_{\text{құр}}$ – құрғақ сорбент массасы.

Сорбенттің десорбция қабілетін анықтау. Десорбция сорбенттен бұрын сіңірілген сұйықтық компоненттерін шығару қабілетін бағалайды. Бұл процесс сорбентті қайта пайдалану немесе әртүрлі жағдайларда тұрақтылығын тексеру үшін маңызды болып табылады. Десорбциялық қабілетті бағалау үшін сорбенттен шығарылған компоненттің мөлшері аналитикалық әдістермен өлшеніп, бастапқы сіңірілген зат көлемімен салыстырылады. Десорбция қабілетін есептеуге арналған формула:

$$\frac{m_1 - m_{\text{құр}}}{m_1} \cdot 100 \quad (4)$$

мұндағы: m_1 – майлықтардың екінші жағын да сулау тоқталғаннан кейінгі сорбенттің сұйықтықпен бірге массасы; $m_{\text{құр}}$ – құрғақ сорбенттің массасы.

Ұстау тиімділігі коэффициентінің өлшемділігі – масса %.

СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҰЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ

НӘТИЖЕЛЕР ЖӘНЕ ТАЛҚЫЛАУ

СРҚ имитаторлары бар әртүрлі материалдардың сорбциялық қасиеттерін зерттеу сорбенттердің әрқайсысының бірегей сипаттамаларын анықтауға мүмкіндік берді.

№ 1 сорбент (вермикулит) десорбциядан кейін 1 г сорбентке 2,0 г сұйықтықты ұстап тұрып, бірқалыпты абсорбциялық қабілетімен сипатталады. Бұл нәтиже басқа сорбенттермен салыстырғанда салыстырмалы түрде төмен, бірақ сорбент сұйықтықты ұстау процесінде белгілі бір тиімділікті көрсетті.

№ 2 сорбент (М-100 перлит) бөлме температурасында 1 г сорбентке 15,6 г имитаторды ұстап тұру арқылы максималды абсорбциялық қабілетін көрсетті. Сұйықтықпен әрекеттескен кезде көлемінің төмендеуіне қарамастан, десорбциядан кейін 1 г сорбентке 6,4 г-ға дейін сұйықтықты ұстап, жақсы нәтиже көрсете берді.

№ 3 сорбент (бентонит) салыстырмалы түрде төмен абсорбциялық қабілетін көрсетті, 1 г сорбентке небәрі 0,6 г сұйықтық сіңірді. Бұл деректер сорбент ретінде пайдаланылған кезде оның шектеулі тиімділігін көрсетті.

№ 4 сорбент (суперабсорбент) – зерттелетін материалдар арасында ең көп ісіну қасиетін көрсетті, көлемі 4 есе өсті. Десорбциядан кейін ол 1 г сорбентке 19 г-ға дейін сұйықтық сіңіру арқылы сұйықтықты ұстаудың жоғары тиімділігін көрсетті, бұл барлық сыналған материалдар арасындағы ең жоғарғы көрсеткіш.

№ 6 сорбент (С-ВЕРАД) 1 г сорбентке 5,4 г сұйықтықты сіңіру арқылы жақсы абсорбциялық нәтиже көрсетті. Бұл тиімді сорбенттер санатына

жатқызылады, дегенмен М-100 перлиті сияқты тиімділігі жоғары материалдардан төмен.

№ 8 сорбент (Oil-Dri Premium) 1 г сорбентке 1,2 г сұйықтықты ұстап тұру арқылы төмен абсорбциялық нәтиже көрсетті, сонымен қатар бұл сорбенттің осы рөлде шектеулі қабілетін көрсетеді.

Агровермикулит пен агроперлит М-100 перлиті сияқты аса тиімді сорбенттерден жоғары болмай, бірқалыпты абсорбциялық нәтиже көрсетті. Дегенмен олардың көрсеткіштері де тұрақты абсорбциялық қабілетін көрсетті.

Осылайша зерттелген сорбенттердің ішінде тиімділігі ең жоғары № 4 суперабсорбент пен № 2 М-100 перлит құмы, бұл олардың жоғары сорбциялық сипаттамаларды қажет ететін әртүрлі салалардағы әлеуетті құндылығын растайды.

Жоғарыда аталған сорбенттердің нақты СРҚ-мен өзара әрекеттесуі кезіндегі сорбциялық сипаттамаларының салыстырмалы нәтижелері 3-суретте көрсетілген.

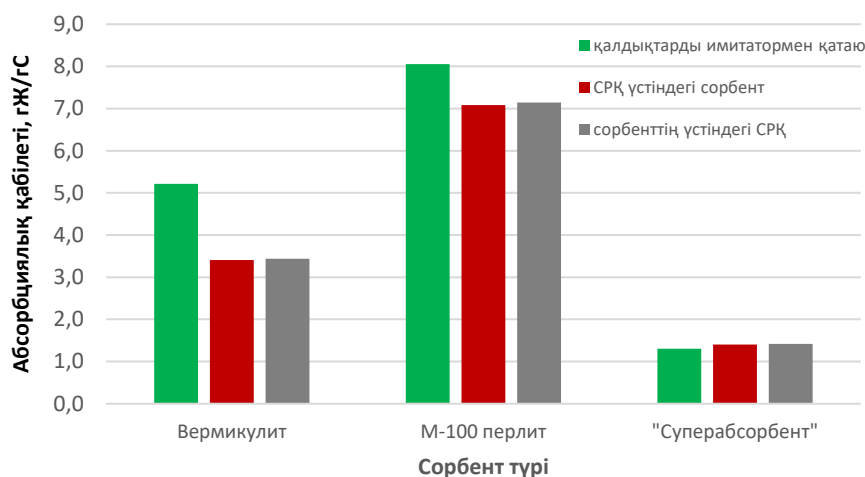
СРҚ имитаторларын пайдалана отырып жүргізілген зерттеулер негізінде сорбенттер ранжирленді. Кестеде көрсетілген деректерді талдау нәтижесінде СРҚ-мен одан әрі тәжірибелік сынақтар жүргізуге сипаттамалары ең жоғары үш сорбент таңдалды: Агровермикулит фракциясы 0,4–4 мм, қопсытылған М-100 перлит құмы және «Суперабсорбент».

Барлық қажетті параметрлер анықталғаннан кейін имитаторлар арқылы әзірленген әдістеме бойынша нақты СРҚ үлгілерімен эксперименттер жүргізілді. Бұл тәжірибелердің нәтижелері имитаторлармен алынған деректермен жақсы корреляцияланып, БН-350 СРҚ-мен жұмыс барысында таңдалған сорбенттердің сорбциялық және десорбциялық қасиеттерін растады.

2-кесте. Кандидаттық сорбенттердің СРҚ және МРҚ имитаторларымен өзара әрекеттесуі кезінде сорбциялық сипаттамаларын анықтау нәтижелері

№	Сорбенттер	Ісіну қасиеті, %		Абсорбциялық қасиеті, %		Десорбциядан кейінгі абсорбциялық қасиеті, %	
		СРҚ	МРҚ	СРҚ	МРҚ	СРҚ	МРҚ
1	Агровермикулит	220	110	4,6	6,0	1,1	2,6
	ҚР Вермикулиті	180	90	1,3	14,6	0,2	2
2	Агроперлит	160	100	8,0	2,5	1,3	1
	М-100 перлиті	120	110	2,1	0,6	0,9	6,4
3	Бентонит	120	100	8,8	7,0	2	4
4	Суперабсорбент	157	40	8,0	0,5	1,2	0,2
5	Шәкәрім сорбенті	160	100	1,4	4,3	0,2	2,8
6	С-Верад	160	100	15,6	5,4	4,4	0,6
7	Экопросорб М	140	100	6,7	1,3	3,1	0,7
8	Oil-Dri Premium	60	110	6,7	1,2	19,4	0,2

СҰЙЫҚ РАДИОАКТИВТІ ҚАЛДЫҚТАРДЫ (СРҚ) СҰЙЫҚ ЕМЕС КҮЙГЕ КЕЛТІРУГЕ АРНАЛҒАН МАТЕРИАЛДАРДЫҢ СОРБЦИЯЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІН АНЫҚТАУ



3-сурет. Нақты СРҚ -мен әрекеттескен кездегі сорбенттердің сорбциялық сипаттамаларын салыстыру

ҚОРЫТЫНДЫ

Қоршаған ортаның органикалық және бейорганикалық заттармен, соның ішінде сұйық радиоактивті қалдықтармен (СРҚ) ластануының артуы тиімді басқару әдістерін әзірлеуді талап етеді. СРҚ-ны сұйық емес күйге келтірудің перспективалы шешімі ретінде сорбенттік материалдар қарастырылды.

БН-350 реактор қондырғысының СРҚ-мен жұмыс істеу тәжірибесі олардың химиялық белсенділігі жоғары екенін және қауіпсіз сақтауды қамтамасыз етуді қиындататынын көрсетті. Осы зерттеу шеңберінде СРҚ имитаторлары мен әртүрлі сорбенттер қолданылып, модельдік сынақтар жүргізілді.

Зерттеу нәтижелері бойынша ең тиімді сорбенттер анықталды:

- **№ 11 сорбент (суперабсорбент)** – ең жоғары ісіну қабілеті, көлемі 4 есеге дейін ұлғайды;
- **№ 4 сорбент (М-100 перлит)** – бөлме температурасында максималды абсорбциялық қабілет көрсетті (1 г сорбентке 15,6 г сұйықтық), десорбциядан кейін де 1 г сорбентке 6,4 г сұйықтықты ұстап тұрды;
- **№ 1 сорбент (вермикулит)** – салыстырмалы түрде төмен абсорбциялық көрсеткіш (1 г сорбентке 2,0 г сұйықтық).

Майлы қалдықтар имитаторымен өзара әрекеттесу кезінде М-100 перлит ұсақ дисперсті құрылымы арқасында ең үлкен абсорбциялық қабілетін сақтады, ал бентонит пен Oil-Dri Premium төмен тиімділік көрсетті (1 г сорбентке сәйкесінше 0,6 г және 1,2 г).

Алынған нәтижелер СРҚ-ны сұйық емес күйге келтірудің практикалық әдістерін әзірлеуге және халық пен қоршаған ортаның экологиялық және радиациялық қауіпсіздігін қамтамасыз етуге бағытталған маңызды ақпарат береді. СРҚ-ны сұйық емес күйге келтіру үшін ең тиімді және тұрақты материал ретінде М-100 перлит танылды.

Қаржыландыру

Жұмыс ИРН BR24993140 «Сұйық радиоактивті қалдықтарды қайта өңдеу технологиясын таңдауды және іске асыруды негіздеу жөніндегі ФЗЖ» шеңберінде Қазақстан Республикасы Ғылым және жоғары білім министрлігінің Ғылым комитетінің қаржылық қолдауымен жүргізілді.

ӘДЕБИЕТ

1. Пайдаланылған отынмен жұмыс істеу қауіпсіздігі туралы және радиоактивті қалдықтармен жұмыс істеу қауіпсіздігі туралы біріккен конвенция жөніндегі Қазақстан Республикасының Ұлттық баяндамасы. – Астана, 2014. – 123 б.
2. БН-350 РҚ-ның сұйық радиоактивті қалдықтарын сорбенттерді пайдалана отырып, сұйық емес күйге келтіру мүмкіндігін негіздеуді зерттеу жөніндегі ғылыми-зерттеу жұмыстары туралы есеп. – Курчатов, 2024. – 217 б.
3. Қазақстан Республикасы Үкіметінің БН-350 реакторын пайдаланудан шығару туралы қаулысы. – Астана, 1999. (*ұлттық нормативті құжат*)
4. International atomic energy agency. Decommissioning of Nuclear Power Plants and Research Reactors. Safety Standards Series No. WS-G-2.1. – Vienna: IAEA, 1999. – 9 p.
5. Abdel Rahman R.O., Ibrahim H.A., Hung Y.-T. Liquid radioactive wastes treatment: A review // Water. – 2011. – Vol. 3(2). – P. 551–565.
6. Wang J., Chen C. Sorption of radionuclides by inorganic materials // Journal of Hazardous Materials. – 2012. – Vol. 209–210. – P. 119–122.
7. Zou S. [et al.] Risk analysis of high-level radioactive waste storage tank based on HAZOP // Annals of Nuclear Energy. – 2018. – Vol. 119. – P. 106–116.
8. Milyutin V. V., Nekrasova N. A., Kaptakov V. O. Modern sorption materials for cesium and strontium radionuclide extraction from liquid radioactive waste // Radioactive Waste. – 2020. – No. 4(13). – P. 80–89.

REFERENCES

1. Paidalanylған otyнmen jūmys isteу qauıpsızdıǵı turaly jāne radioaktivti qaldyqtarmen jūmys isteу qauıpsızdıǵı turaly bırıkken konvensia jōnindeǵı Qazakstan Respublikasynyń Ūlttyq baıandamasy. – Astana, 2014. – 123 p.
2. BN-350 RQ-nyń sūıyq radioaktivti qaldyqtaryn sorbentterdi paidalana otyryp, sūıyq emes kūıge keltiru mūmkındıǵın negızdeudi zertteu jōnindeǵı ğylymi-zertteu jūmys-tary turaly esep. – Kurchatov, 2024. – 217 p.
3. Qazaqstan Respublikasy Ūkimetiniń BN-350 reaktoryn paidalanudan şyǵaru turaly qaulysy. – Astana, 1999. (ūlttyq normativti qūjat).
4. International atomic energy agency. Decommissioning of Nuclear Power Plants and Research Reactors. Safety Standards Series No. WS-G-2.1. – Vienna: IAEA, 1999. – 9 p.
5. Abdel Rahman R.O., Ibrahim H.A., Hung Y.-T. Liquid radioactive wastes treatment: A review // Water. – 2011. – Vol. 3(2). – P. 551–565.
6. Wang J., Chen C. Sorption of radionuclides by inorganic materials. Jurnal Journal of Hazardous Materials. – 2012. – Vol. 209–210. – P. 119–122.
7. Zou S. [et al.] Risk analysis of high-level radioactive waste storage tank based on HAZOP // Annals of Nuclear Energy. – 2018. – Vol. 119. – P. 106–116.
8. Milyutin V. V., Nekrasova N. A., Kaptakov V. O. Modern sorption materials for cesium and strontium radionuclide extraction from liquid radioactive waste // Radioactive Waste. – 2020. – No. 4(13). – P. 80–89.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОРБЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПЕРЕВОДА ЖРО В НЕТЕКУЧЕЕ СОСТОЯНИЕ

Ә. Д. Ноқанова^{1*}, О. С. Букина^{1,2}, Ю. Ю. Бакланова¹, Е. Т. Коянбаев¹, В. В. Бакланов¹

¹ *Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан*

² *НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан*

* E-mail для контактов: nokanovaamina@nnc.kz

В 1999 году постановлением Правительства Республики Казахстан было принято решение о выводе из эксплуатации реакторной установки БН-350 (РУ). Концепция вывода реактора из эксплуатации предусматривает три основных этапа: на первом этапе – приведение реактора в безопасное состояние; на втором этапе – обеспечение хранения в течение примерно 50 лет; на третьем этапе – демонтаж зданий и сооружений с последующим захоронением образовавшихся радиоактивных отходов. На первом этапе работ по выводу из эксплуатации предусматривается размещение использованного ядерного топлива для длительного хранения, обращение с теплоносителями, жидкими и твердыми радиоактивными отходами, а также подготовка зданий и сооружений к безопасному хранению. В период эксплуатации реактора накопленные жидкие радиоактивные отходы (ЖРО) в настоящее время размещены в специально предназначенных для этого ёмкостях. В связи с длительным сроком эксплуатации этих ёмкостей и риском нарушения их герметичности, разработка эффективных методов перевода ЖРО в нетекучее (твердое или гелеобразное) состояние является одной из актуальных научно-технических задач. Такие методы позволяют предотвращать распространение радиоактивных веществ в окружающую среду даже в потенциальных аварийных ситуациях. Одним из перспективных подходов перевода ЖРО в не жидкое состояние является использование сорбционных материалов, которые эффективно изолируют жидкие отходы и ограничивают миграцию радионуклидов [1–3].

В настоящей статье рассмотрена методика определения сорбционных свойств различных материалов, предлагаемых производителями, для перевода жидких радиоактивных отходов в нетекучее состояние. Представлены результаты исследования сорбционных характеристик ряда промышленных и экспериментальных образцов сорбентов, а также дана оценка их эффективности при взаимодействии с модельными растворами ЖРО.

Ключевые слова: жидкие радиоактивные отходы, маслосодержащие радиоактивные отходы, сорбенты, сорбционные характеристики.

DETERMINATION OF SORPTION CHARACTERISTICS OF MATERIALS
FOR THE TRANSFORMATION OF LIQUID RADIOACTIVE WASTE
INTO A NON-FLOWABLE STATE

A. D. Nokanova^{1*}, O. S. Bukina^{1,2}, Yu. Yu. Baklanova¹, Ye. T. Koyanbayev¹, V. V. Baklanov¹

¹ Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² NP JSC “Shakarim University”, Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: nokanovaamina@nnc.kz

In 1999, the Government of the Republic of Kazakhstan adopted a decision to decommission the BN-350 reactor facility (RF). The decommissioning concept consists of three main stages: the first stage involves bringing the reactor to a safe condition, the second stage ensures storage for approximately 50 years, and the third stage includes the dismantling of buildings and structures, followed by the disposal of the resulting radioactive waste. During the first stage of decommissioning, the placement of spent nuclear fuel for long-term storage, handling of heat-transfer media, liquid and solid radioactive waste, as well as preparation of buildings and structures for safe storage are planned. Liquid radioactive waste (LRW) accumulated during the reactor’s operational period is currently stored in specially designated containers. Due to the long service life of these containers and the potential risk of their integrity being compromised, developing effective methods for converting LRW into a non-liquid (solid or gel-like) form is an urgent scientific and technical task. Such methods allow for the prevention of radioactive substance release into the environment even under potential accident conditions. One of the promising approaches to LRW immobilization is the use of sorbent materials, which efficiently isolate liquid waste and limit the migration of radionuclides [1–3].

This study presents a methodology for determining the sorption properties of various materials offered by manufacturers for converting liquid radioactive waste into a non-liquid form. The results of the investigation of the sorption characteristics of a number of industrial and experimental sorbent samples are provided, and their effectiveness was evaluated during interaction with model LRW solutions.

Keywords: liquid radioactive waste, oil-containing radioactive waste, sorbents, sorption characteristics.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-43-50>

УДК 661.968

ПОВЫШЕНИЕ КИНЕТИКИ ВОДОРОДОПОГЛОЩЕНИЯ СИСТЕМЫ Mg-Al ПУТЕМ КОНТРОЛИРУЕМОГО ФАЗООБРАЗОВАНИЯ Mg₁₇Al₁₂

А. Ж. Миниязов^{1,3}, Н. М. Мухамедова^{1,3}, Ж. Н. Оспанова^{1,2*}, О. Өкен¹, Г. К. Уазырханова², Т. Ахмеди¹

¹ Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

² НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева», Усть-Каменогорск, Казахстан

³ НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: ospanova@nnc.kz

В работе представлены результаты исследования системы Mg-Al, направленного на повышение кинетики водородопоглощения за счет оптимизации фазового состава и параметров синтеза. Для выбора режима синтеза выполнено трехмерное термодинамическое моделирование в Thermo-Calc, позволившее определить температурно-концентрационные области устойчивости интерметаллической фазы Mg₁₇Al₁₂ при сохранении твердого раствора Mg. На основе полученных данных проведены механосинтез порошков и их искровое плазменное спекание при 350 °С. Рентгенофазовый анализ подтвердил соответствие экспериментального фазового состава расчетным прогнозам. Образцы с оптимальной долей Mg₁₇Al₁₂ (30 масс.%) показали двукратное увеличение скорости водородопоглощения по сравнению с чистым Mg при температуре 300 °С и давлении 20 бар. Полученные результаты подтверждают эффективность сочетания термодинамического моделирования и высокоинтенсивных технологий синтеза для разработки материалов твердотельного хранения водорода с улучшенными кинетическими характеристиками.

Ключевые слова: магниевые интерметаллиды, твердотельное хранение водорода, механический синтез, искровое плазменное спекание, фазовые превращения, кинетика сорбции водорода, термодинамическое моделирование.

ВВЕДЕНИЕ

Переход к экологически чистой энергетике играет ключевую роль в снижении зависимости от ископаемого топлива и достижении целей по углеродной нейтральности. Среди альтернативных носителей водорода выделяется как перспективный кандидат благодаря высокой энергоемкости и экологичности [1–4]. Однако его широкомасштабное применение сдерживается рядом технических ограничений, в частности – безопасным, компактным и экономически эффективным способом хранения. Наиболее развитыми технологиями в настоящее время остаются хранение в виде сжатого газа под высоким давлением и в виде криогенной жидкости, что сопряжено с высокими затратами и потенциальными рисками [5]. Одним из наиболее перспективных направлений является твердотельное хранение водорода с использованием гидридообразующих материалов, позволяющих адаптировать эксплуатационные параметры за счет выбора состава и структуры. Интерметаллидные соединения продемонстрировали потенциальную применимость для обратимого накопления водорода. При этом ключевыми ограничивающими факторами остаются относительно низкая кинетика водородопоглощения и сложность активации материала [6, 7].

В этой связи значительный интерес представляет модификация магниевых систем, благодаря их высокой теоретической водородной емкости, достигающей 7,6 масс.%. Легирование Mg переходными и редкоземельными металлами, такими как Ti, Ni, Fe позволяет существенно ускорить кинетику сорбции и десорбции водорода за счет образования каталити-

чески активных фаз и дефектной структуры [8, 9]. Однако даже с учетом таких модификаций, эффективное водородопоглощение в большинстве Mg материалов требует температур выше 300 °С, что ограничивает их практическое применение в системах хранения водорода. Одним из альтернативных подходов к снижению рабочих температур является введение Al в магниевую матрицу.

Добавление Al способствует формированию интерметаллических фаз, таких как Mg₁₇Al₁₂, которые повышают теплопроводность материала, стабилизируют. В результате уменьшается энергетический барьер для диффузии водорода, что позволяет существенно повысить скорость обратимых водородных процессов при более низких температурах [10, 11].

В работе [12] говорится, что магниевые сплавы Mg-Al создаются методом легирования Mg алюминием, что приводит к формированию стабильных фаз, таких как Mg₁₇Al₁₂ и Mg₂Al₃ [13]. Соответственно данные фазы обладают различной водородной емкостью: Mg₁₇Al₁₂ – 4,44%, Mg₂Al₃ – 3,02% [14–20]. Это различие объясняется разной структурной плотностью и составом фаз. Mg₁₇Al₁₂ обладает более открытой кристаллической решеткой, способствующей более эффективному внедрению атомов водорода, тогда как в фазе Mg₂Al₃ более плотная упаковка атомов Al ограничивает возможный объем абсорбции водорода [21]. В работе [22] после МС интерметаллидная фаза Mg₁₇Al₁₂ формируется через 13 часов измельчения и остается стабильной при дальнейшем легировании. При увеличении содержания Al фазовый состав эволюционирует от смеси Mg(Al) +

Mg₁₇Al₁₂ к почти чистому Mg₁₇Al₁₂, а затем к смеси Mg₂Al₃ + Al(Mg) [23].

Особое значение в разработке эффективных материалов на основе Mg-Al имеет метод искрового плазменного спекания (ИПС), позволяющий за короткое время при относительно низких температурах фиксировать требуемый фазовый состав и стабилизировать структуру без существенного роста зерна. ИПС способствует плотному упаковыванию частиц, уменьшает пористость, ограничивает окисление и обеспечивает равномерное распределение фаз [24]. Высокая скорость нагрева и наличие импульсного электрического тока создают условия для интенсивной диффузии и ускоренного формирования интерметаллидных фаз, включая Mg₁₇Al₁₂, при этом минимизируя образование нежелательных оксидных и малоактивных соединений [25].

В связи с этим целью настоящего исследования является повышение кинетики сорбции водорода в системе Mg-Al путем оптимизации фазового состава и параметров синтеза с применением термодинамического моделирования в ПО Thermo-Calc, механического синтеза и искрового плазменного спекания.

Новизна работы заключается в интеграции методов моделирования и высокоинтенсивных технологий синтеза для целенаправленного формирования фазы Mg₁₇Al₁₂ в оптимальной концентрации, обеспечивающей баланс между скоростью водородопоглощения и стабильностью структуры.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

На начальном этапе исследования было проведено термодинамическое моделирование фазовых превращений с использованием программного обеспечения Thermo-Calc и базы данных TCAL9, специализированной для расчетов в металлических системах. Расчеты проводились в модуле Equilibrium Calculator при атмосферном давлении и температурном диапазоне от 0 до 500 °C. В качестве входных параметров задавалось количество равновесных фаз, а также температурные интервалы их устойчивости. Особое внимание уделялось интерметаллическим фазам Mg₁₇Al₁₂ и Mg, критически важным для формирования структуры и кинетических характеристик сорбции водорода. Полученные результаты использовались для целенаправленного выбора состава порошков и условий механического синтеза и спекания. Энергия Гиббса рассчитывалась как функция температуры, и ее изменение с температурой указывает на термодинамическую стабильность системы. Это приближение часто используется для материалов в твердом состоянии, в частности для интерметаллидной системы:

$$G(T) = G_0 + aT + bT \ln(T), \quad (1)$$

где: G_0 – начальная энергия Гиббса при температуре 0 К (условная константа), Дж; a и b – эмпирические коэффициенты, которые характеризуют изменение энергии с температурой; T – температура, К.

Для получения интерметаллидных соединений в системе Mg-Al методом механосинтеза и последующего искрового плазменного спекания в качестве исходных компонентов использовали металлические порошки высокой чистоты: магний (ГОСТ 6001-79, марка МПФ-3, чистота 99%, размер частиц 120–180 мкм) и алюминий (чистота 99,99%, размер частиц 70 мкм; поставщик – Suoyi, Китай).

Порошковые смеси (ПС) измельчались на планетарно-шаровой мельнице Retsch PM100 при скорости вращения 400 об/мин. Время измельчения составляло 5 часов, с двумя вариантами соотношения массы порошка к массе шаров (BPR) – 20:1 и 30:1. Для предотвращения образования крупных агломератов в смесь добавляли стеариновую кислоту из расчета 0,5 г на 3,4 г ПС. Количество порошковой смеси рассчитывали в соответствии с массой применяемых мелющих шаров. Во всех опытах использовали одинаковое количество стальных шаров общей массой 385 г и объемом 85 мл, что составляет примерно одну треть объема размольного стакана. Измельчение проводилось в стакане объемом 250 мл, оснащенный мелющими шарами диаметром 5 мм, изготовленными из нержавеющей стали марки 1.4034 / AISI 420.

С целью предотвращения окисления, все этапы подготовки порошков, их дозирования и загрузки в размольный стакан вместе с мелющими шарами выполнялись в инертной атмосфере аргона с использованием вакуумного перчаточного бокса. Процесс спекания осуществлялся в установке ИПС. Порошковые смеси, полученные после механического синтеза, помещались в графитовую пресс-форму диаметром 25 мм непосредственно в боксе под аргоновой атмосферой с избыточным давлением 5 кПа. Предварительная подпрессовка порошковой смеси проводилась при давлении 1 МПа. Далее графитовая пресс-форма с образцом помещалась в рабочую камеру установки ИПС, где создавался вакуум до 1 Па. Температура спекания составляла 350 °C. Температура в зоне спекания контролировалась с использованием оптического пирометра, направленного на смотровое окно, размещенное по центру внешней стенки графитовой пресс-формы на глубине 5,5 мм. Погрешность измерения температуры пирометром не превышала ±5 °C.

Рентгеновскую съемку дифрактограмм осуществляли на дифрактометре D6 Phaser (BRUKER) с использованием Cu-Kα излучения. Рабочие параметры составляли: напряжение – 45 кВ, ток – 40 мА. Время экспозиции (на шаг) составляло 30,6 секунд, шаг сканирования – 0,013° 2θ, с охватом углового диапазона 5–153° 2θ. Обработка полученных данных проводилась в программном обеспечении Diffra-EVA, предназначенном для фазового анализа с применением базы данных PDF-4 AXIOM. Погрешность определения угловых положений дифракционных пиков составляла ±0,02° 2θ, что соответствует стандартным характеристикам прибора D6 Phaser.

Кинетика водородопоглощения исследовалась с использованием автоматизированного анализатора H-sorb (Hy-Energy), предназначенного для оценки сорбционных характеристик водородных материалов в статических условиях. Перед измерениями образцы подвергались дегазации при температуре 320 °С в течение 2 часов в вакууме с целью удаления адсорбированных газов и влаги. Измерения проводились при фиксированной температуре 300 °С и контролируемом давлении водорода 20 бар, с использованием газа высокой чистоты (99,999%). Погрешность измерения давления и количества поглощённого водорода не превышала ±3%, согласно техническим характеристикам анализатора. Водород подавался после достижения заданной температуры, и в процессе измерений регистрировалась кривая «время – количество поглощенного водорода». Для количественной оценки кинетики водородопоглощения экспериментальные данные аппроксимировались с использованием модели Жонсона-Мерлинга-Аврами-Кола (JMAK). Модель выражается уравнением:

$$\alpha(t) = 1 - \exp(-kt^n), \quad (2)$$

где: $\alpha(t)$ – доля поглощенного водорода во времени t ; k – константа скорости, зависящая от температуры и структуры материала; n – показатель Аврами, отражающий механизм зарождения и роста фаз.

Применение данной модели позволяет определить характер лимитирующей стадии водородопоглощения: значения $n \approx 1$ соответствуют ограниченной нуклеации и одномерному росту, $n \approx 2-3$ двумерному или объемному росту с постоянным числом центров кристаллизации. Аппроксимация экспериментальных данных осуществлялась методом наименьших квадратов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для разработки эффективных водородопоглощающих материалов необходимо не только экспериментальное исследование, но и понимание термодинамических основ фазообразования. Прогнозирование стабильных фаз, их температурных областей существования и способности к взаимодействию с водородом позволяет сократить объемы трудоемких опытов и направить усилия на создание материалов с заведомо оптимальными свойствами. В этом контексте термодинамическое моделирование, основанное на расчете энергии Гиббса, становится ключевым инструментом [26, 27]. Оно позволяет оценить, какие фазы будут формироваться в системе при заданных условиях, как они изменяются с температурой, и как влияет легирование Al на стабильность структуры и ее водородную емкость.

Моделирование начинается с задания состава системы, необходимых интерметаллидных фаз и выбора соответствующей термодинамической базы данных, после чего рассчитываются фазовые диаграммы, равновесный фазовый состав, температуры фазовых превращений и активности элементов. В данной

работе перед моделированием поставлена задача определить оптимальные условия спекания – температуру и стехиометрию системы, при которых обеспечивается термодинамическая стабильность фазы Mg₁₇Al₁₂, одновременно с сохранением твердого Mg.

Для этого была построена бинарная фазовая диаграмма системы Mg-Al, на основе анализа которой выбрана стехиометрия Mg₅₆Al₄₄ как обеспечивающая нахождение в двухфазной области Mg + Mg₁₇Al₁₂.

При добавлении Al и формировании фазы Mg₁₇Al₁₂ [28, 29] в структуре появляются межфазные границы, дефекты и каналы, облегчающие проникновение водорода [30]. Это снижает энергетические барьеры абсорбции и десорбции, ускоряя реверсивные процессы водородообмена. Следующим этапом работы является выбор оптимальной температуры спекания и конкретной области на фазовой диаграмме. Диаграмма на рисунке 1 для бинарной системы Mg-Al отражает устойчивые фазовые равновесия в зависимости от температуры и молярной доли Al.

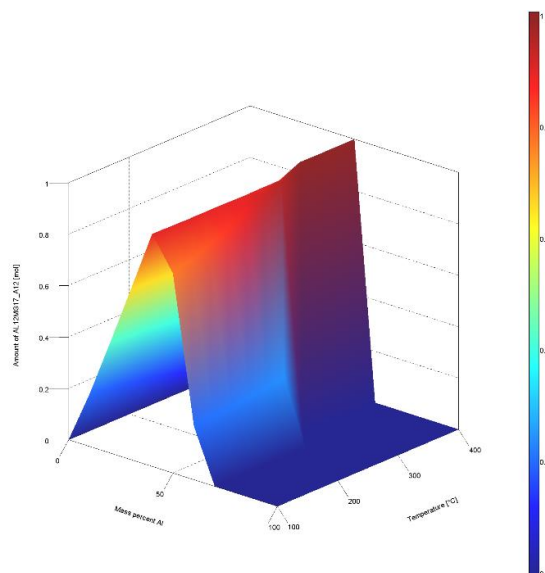


Рисунок 1. Трехмерная диаграмма массовой доли фазы Mg₁₇Al₁₂ в системе Mg-Al в координатах «содержание Al – температура – массовая доля фазы»

На диаграмме наглядно показано, что образование Mg₁₇Al₁₂ возможно лишь в ограниченном интервале концентраций Al – примерно от 25 до 55 масс.%. При меньших или больших содержаниях Al массовая доля фазы стремится к нулю. Максимальная концентрация Mg₁₇Al₁₂ наблюдается вблизи состава 44 масс.% Al, где в широком диапазоне температур 310–470 °С доля фазы достигает 40–100% от общего фазового состава. Эта область представляет собой плато стабильности Mg₁₇Al₁₂ и полностью согласуется с выбором экспериментальной стехиометрии Mg₅₆Al₄₄. Такое сочетание фаз критически важно для улучшения кинетики водородопоглощения, поскольку Mg₁₇Al₁₂ выполняет роль катализатора, тогда как остаточный Mg сохраняет высокую водородную

емкость, обеспечивая оптимальный баланс между скоростью сорбции и общей способностью материала к накоплению водорода [31].

По результатам расчетов среди установленных термодинамических параметров наиболее важными для решения поставленных задач в данной работе являются – энтальпия, энергия Гиббса, температура и массовая доля каждого компонента. Эти данные необходимы для прогнозирования состава и структуры интерметаллидного соединения после синтеза и оценки его термодинамической пригодности для водородного хранения [32].

Для наглядной демонстрации этих взаимосвязей была построена трехмерная зависимость энергии Гиббса системы Mg-Al от температуры и массового содержания Al на рисунке 2.

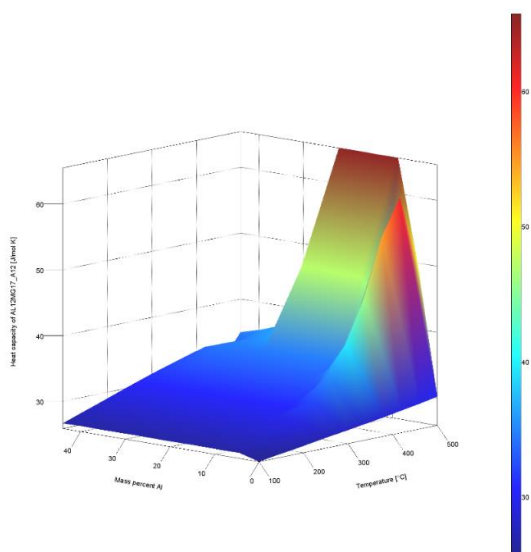


Рисунок 2. Зависимость энергии Гиббса системы Mg-Al от температуры и массового содержания Al

В диапазоне состава около 44 масс.% Al наблюдается резкий подъем энергетической поверхности при температурах выше 350 °С, что указывает на интенсификацию фазовых превращений и возможную потерю метастабильных структур. Именно поэтому для спекания в установке ИПС была выбрана температура 350 °С – она соответствует границе между областью минимальных термодинамических потенциалов и началом интенсивных фазовых преобразований. Такой выбор позволяет сохранить устойчивую двухфазную смесь твердого раствора Mg и фазы Mg₁₇Al₁₂, минимизировать энергозатраты на образование нежелательных высокотемпературных фаз и обеспечить оптимальные условия для последующей активации кинетики водородопоглощения.

На основе полученных расчетных данных были определены параметры последующего экспериментального этапа, включавшего механосинтез и ИПС. Соотношения компонентов в порошковой смеси задавались в соответствии с оптимальным режимом, установленным по литературным данным [33, 34], обеспечивающим эффективное перемешивание и активацию частиц.

В результате спекания получены плотные компактные лабораторные образцы. Фазовый состав этих образцов, прогнозируемый термодинамическим моделированием, был подтвержден рентгенофазовым анализом (рисунки 3 и 4).

В образце, полученном при BPR 30:1 (рисунок 3), Al участвует в более глубоком фазовом взаимодействии, формируя как стабильную ИМС фазу Mg₁₇Al₁₂, так и промежуточную фазу Al₃Mg₂, которая фиксируется только после стадии ИПС. Кроме того, доля Al окисляется за счет образования Al₂O₃ и, вероятно, фазы Mg₄O₄, что указывает на его высокую химическую активность в условиях ИПС.

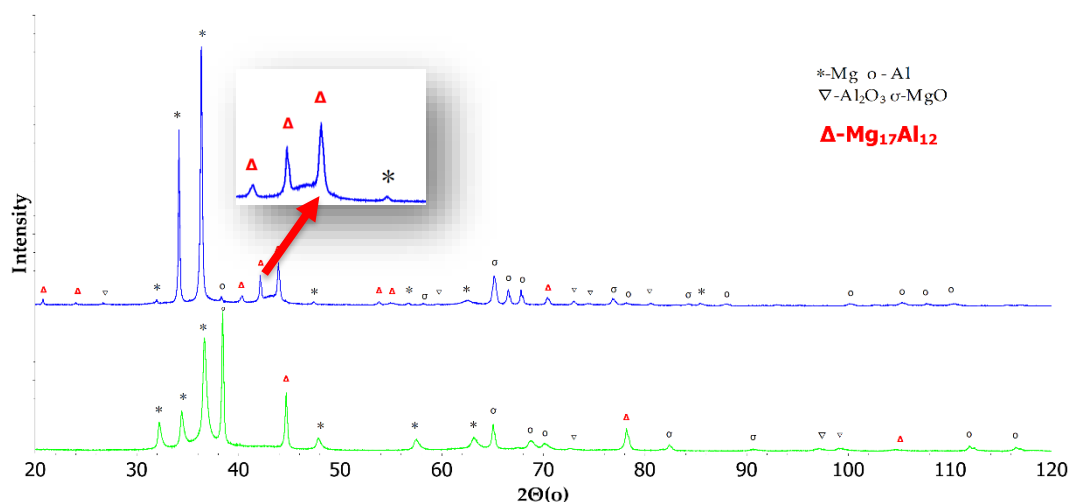


Рисунок 3. Дифрактограммы Mg₅₆Al₄₄ после МС BPR 20:1 (зеленая) и после ИПС, спекенного при 350 °С (синяя)

ПОВЫШЕНИЕ КИНЕТИКИ ВОДОРОДОПОГЛОЩЕНИЯ СИСТЕМЫ Mg-Al ПУТЕМ КОНТРОЛИРУЕМОГО ФАЗООБРАЗОВАНИЯ $Mg_{17}Al_{12}$

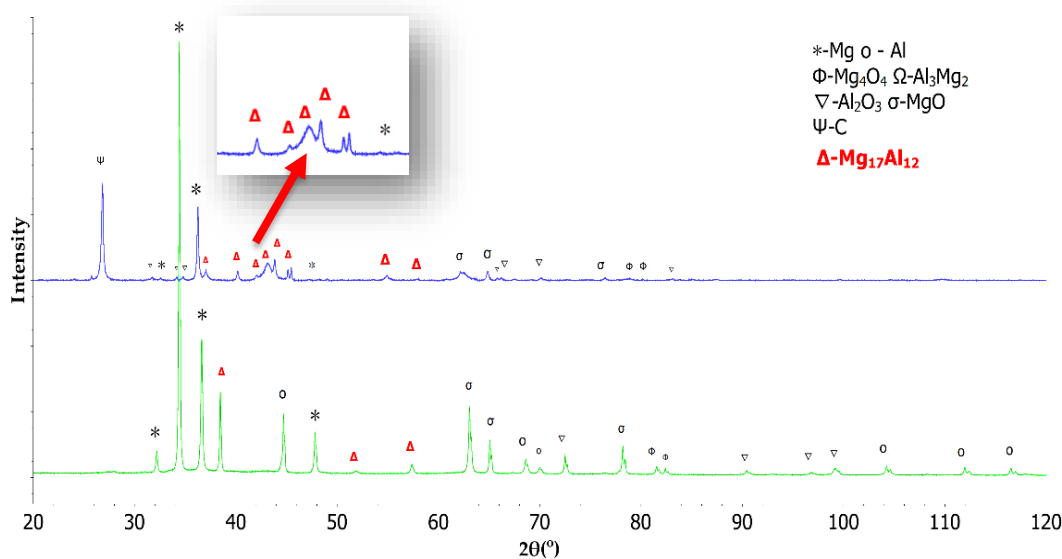


Рисунок 4. Дифрактограммы системы $Mg_{56}Al_{44}$ при BPR 30:1 (зеленая) и после ИПС, спеченного при 350 °C (синяя)

Подобное структурное поведение приводит к усложнению фазового состава и увеличению доли фаз, малоактивных в реакциях с водородом [35]. В работе [36], оксидные включения в большом количестве, затрудняют диффузию водорода и снижают объем обратимо поглощаемого водорода. В отличие от этого, образец с режимом MC при BPR 20:1 (рисунок 2) демонстрирует простые фазовые превращения, в которых Al активно участвует в формировании $Mg_{17}Al_{12}$, но не успевает глубоко окислиться или сформировать фазы Al_3Mg_2 . Анализ экспериментальных и теоретических данных показал, что наилучшие кинетические характеристики достигаются при добавлении от 10 масс.% до 30 масс.% фазы $Mg_{17}Al_{12}$ в структуру Mg материала. В частности, композит MgH_2 с 10% $Mg_{17}Al_{12}$ демонстрирует значительно ускоренное поглощение водорода при температурах 473 K и десорбцию уже при 613 K [37].

На основе анализа дифрактограмм была проведена количественная оценка содержания интерметаллической фазы $Mg_{17}Al_{12}$ с использованием метода по профилям отражений через интегральную интенсивность характерных пиков данной фазы. Вычисление относительной доли $Mg_{17}Al_{12}$ осуществлялось методом ритвельдовской аппроксимации, позволяющей точно определить фазовый состав на основе сопоставления экспериментальных и модельных спектров. Полученные результаты показали, что образец, полученный при BPR 20:1, содержит 30 % фазы $Mg_{17}Al_{12}$ по сравнению со вторым образцом при BPR 30:1, где содержанием фазы $Mg_{17}Al_{12}$ составляет 60%.

Таким образом, образец, полученный при BPR 20:1, был определен как оптимальный благодаря формированию необходимого фазового состава. В связи с этим данный образец был выбран для последующих экспериментов по изучению кинетики сорбции

водорода. На рисунке 5 предоставлены сравнительные графики кинетики чистого Mg и $Mg_{56}Al_{44}$ после ИПС.

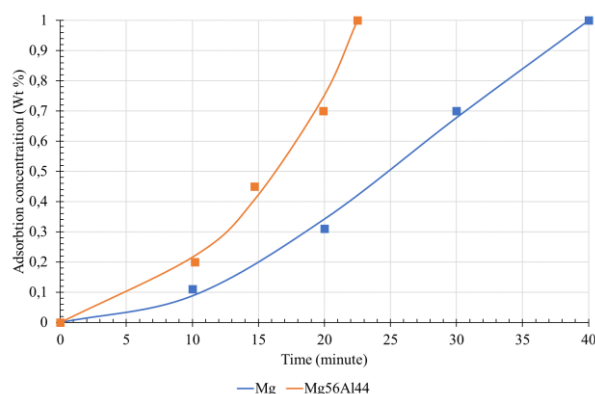


Рисунок 5. Графики скорости водородопоглощения чистого Mg при температуре сорбции 350 °C и $Mg_{56}Al_{44}$ при температуре сорбции 300 °C

Измерения кинетики водородопоглощения показали, что легирование магния алюминием действительно ускоряет процесс сорбции. Образец состава $Mg_{56}Al_{44}$ достиг водородной емкости 1,0 масс.% за 22 мин, тогда как безалюминиевый Mg требует 38 мин. Это согласуется с результатами ряда исследований, свидетельствующих о том, что добавка Al способствует ускоренной кинетике за счет модификации термодинамики гидрида и разупрочнения исходной структуры [38]. В частности, работа [39] показывает, что добавление Al снижает энергию активации образования MgH_2 и облегчает расщепление H_2 -молекул на поверхности образца.

Таким образом, наблюдаемая нами вдвое более высокая начальная скорость сорбции у $Mg_{56}Al_{44}$ обусловлена комплексным эффектом: уменьшением

барьера гидридообразования, появлением дефектов и гетерогенных зон, где образуются активные центры, а также перераспределением фазового состава, что ускоряет проникновение водорода. Это подтверждается как экспериментальными, так и теоретическими данными в современных исследованиях [40].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе исследования системы Mg-Al с использованием трехмерного термодинамического моделирования определены оптимальные температурно-концентрационные условия формирования фазы Mg₁₇Al₁₂ при сохранении твердого раствора Mg. Выбранные параметры синтеза, включающие механо-синтез и ИПС при 350 °С, обеспечили получение компактов с целевым фазовым составом и минимальным количеством малоактивных фаз. Экспериментально установлено, что образцы с содержанием Mg₁₇Al₁₂ около 30 масс.% демонстрируют двукратное ускорение кинетики водородопоглощения по сравнению с чистым магнием. Проведенная работа показала, что интеграция расчетных и экспериментальных методов позволяет целенаправленно формировать структурно-фазовое состояние интерметаллидной системы.

Благодарность

Данная исследовательская работа выполнена при финансовой поддержке Комитета науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан в рамках грантового финансирования МНВО РК проекта AP19574566 по теме «Разработка материалов-аккумуляторов водорода на основе Mg-Ni-Ce».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

- Li, Z., Zhang, M., Xu, H. Study of Heat Transfer, Thermal Dynamics, and Reaction Kinetics in Hydrogenation/Dehydrogenation Processes for Mg-Based Metal Hydride Hydrogen Storage // *Energies*. – 2025. – Vol. 18(11). – Art. 2924. – <https://doi.org/10.3390/en18112924>
- Altaf, M., Demirci, U.B., Haldar, A.K. Review of Solid-State Hydrogen Storage: Materials Categorisation, Recent Developments, Challenges and Industrial Perspectives // *Energy Reports*. – 2025. – Vol. 11, in press. – <https://doi.org/10.1016/j.egyr.2025.04.055>
- Chibani, A., Boucetta, C., Haddad, M.A.N. A Novel Metal Hydride Reactor Design: The Effect of Using Copper, AlN and AlSi10Mg Composite Fins on the Dehydrogenation Process of LaNi₅-Metal Alloy // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2025, in press. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2025.05.172>
- Sharma, G., Dewangan, A.K., Yadav, A.K. Current Status of Research on Hydrogen Generation, Storage and Transportation Technologies: A State-of-the-Art Review // *Process Saf. Environ. Prot.* – 2024. – Vol. 179. – P. 558–579. – <https://doi.org/10.1016/j.psep.2024.06.042>
- Ding, Z., Lin, G., Du, W., Chen, Y., Jiang, H. Hierarchical Interface Engineering for Advanced Magnesium-Based Hydrogen Storage: Synergistic Effects of Structural Design and Compositional Modification // *Chem. Sci.* – 2025, in press. – <https://doi.org/10.1039/D5SC01169H>
- Wang, Y., Liu, Y., Hao, Y., Wu, P., Zhou, Y., Ding, Z. Recent Advances in the Preparation Methods of Magnesium-Based Hydrogen Storage Materials // *Molecules*. – 2024. – Vol. 29(11). – Art. 2451. – <https://doi.org/10.3390/molecules29112451>
- Parviz, R., Heydarinia, A., Khosravi, M. New Mg-Based Composite with Layered-Porous Structure for Enhanced Hydrogen Storage // *J. Energy Storage*. – 2025, in press. – <https://doi.org/10.1016/j.est.2025.110043>
- Jangir, M., Jain, I.P., Gattia, D.M. Effect of Ti-Based Additives on the Hydrogen Storage Properties of MgH₂: A Review // *Hydrogen*. – 2023. – Vol. 4(3). – P. 523–541. – <https://doi.org/10.3390/hydrogen4030034>
- Hanada, N., Ichikawa, T., Fujii, H. Catalytic effect of nanoparticle 3d- transition metals on hydrogen storage properties in magnesium hydride MgH₂ prepared by mechanical milling // *J. Phys. Chem. B*. – 2005. – Vol. 109. – P. 7188–7194.
- Schur D. V. [et al.] Theoretical studies of lithium–aluminum amid and ammonium as perspective hydrogen storage // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2019. – Vol. 44. – No. 45. – P. 24810–24820. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.07.205>
- Matysina Z. A. [et al.] The mixed lithium-magnesium imide Li₂Mg(NH)₂ a promising and reliable hydrogen storage material // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2018. – Vol. 43. – No. 33. – P. 16092–16106. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.06.168>
- Dietrich D. [et al.] Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys // *Journal of Materials Science*. – 2011. – Vol. 46. – P. 357–364. – <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4841-5>
- Yang, Q., Jia, X., Qin, Z., Ding, X., & Li, Y. Enhancements in hydrogen storage properties of magnesium hydride supported by carbon fiber: Effect of C–H interactions // *Inorganics*. – 2024. – Vol. 12(11). – Art. 273. – <https://doi.org/10.3390/inorganics12110273>
- Mintz M. H. [et al.] The reaction of hydrogen with magnesium alloys and magnesium intermetallic compounds // *Journal of the Less Common Metals*. – 1980. – Vol. 74. – No. 2. – P. 263–270. – [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(80\)90161-7](https://doi.org/10.1016/0022-5088(80)90161-7)
- Zaluska A., Zaluski L., Ström-Olsen J. O. Structure, catalysis and atomic reactions on the nano-scale: a systematic approach to metal hydrides for hydrogen storage // *Applied Physics A*. – 2001. – Vol. 72. – P. 157–165. <http://dx.doi.org/10.1007/s003390100783>
- Bouaricha S. [et al.] Hydriding behavior of Mg–Al and leached Mg–Al compounds prepared by high-energy ball-milling // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2000. – Vol. 297. – No. 1-2. – P. 282–293. – [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(99\)00612-X](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00612-X)
- Takamura H., Miyashita T., Kamegawa A., Okada M. Grain size refinement in Mg–Al-based alloy by hydrogen treatment // *Journal of alloys and compounds*. – 2003. – Vol. 356. – P. 804–808. – [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00091-4](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00091-4)
- Liu X. Y. [et al.] Anisotropic surface segregation in Al–Mg alloys // *Surface science*. – 1997. – Vol. 373. – No. 2-3. – P. 357–370. – [https://doi.org/10.1016/S0039-6028\(96\)01154-5](https://doi.org/10.1016/S0039-6028(96)01154-5)

19. Liu, C., Li, H., Liu, M., Ma, H., Wei, J., & Wang, J. Highly conductive and stretchable MXene composite films for wearable strain sensors with ultrahigh sensitivity // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – Art. 105017. – <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105017>
20. Lyu, J., Elman, R., Svyatkin, L., & Kudiyarov, V. Theoretical and experimental research of hydrogen storage properties of Mg and Mg-Al hydrides // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 907. – Art. 168618. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168618>
21. Huang, Q., Zeng, D., Wu, X., Liu, H., He, Z., & Jiang, Y. (2023). First-principles study on the hydrogen storage properties of Mg₁₇Al₁₂ compound // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2023. – Vol. 48(14). – P. 5210–5220. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.01.175>
22. Wang, Y., Zhang, Y., Liu, T., Wang, S., & Liu, Y. (2024). Activation mechanism of hydrogen molecules on Y-decorated Mg₁₇Al₁₂ (110) surfaces: A DFT study // *Scientific Reports*. – 2024. – Vol. 14. – Art. 11014. <https://www.nature.com/articles/s41598-024-69189-7>
23. Nisar, A.; Zhang, C.; Boesl, B.; Agarwal, A. Unconventional Materials Processing Using Spark Plasma Sintering // *Ceramics*. – 2021. – Vol. 4. – P. 20–39. – <https://doi.org/10.3390/ceramics4010003>
24. L. Pranevicius, D. Milcius, L. L. Pranevicius, G. Thomas // *J. Alloys Comps.* – 2024. – Vol. 373. – P. 9–15. – [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00091-4](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00091-4)
25. Kabirian, F., Mahmudi, R. Effects of Rare Earth Element Additions on the Impression Creep Behavior of AZ91 Magnesium Alloy // *Metall Mater Trans A*. – 2009. – Vol. 40. – P. 2190–2201. – <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9905-2>
26. Lukaszczuk, T., Sieniawski, A., Miszkurka, M. Thermodynamic database of multi-component Mg alloys and its application in Thermo-Calc modeling of phase equilibria // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2016. – Vol. 4(1). – P. 45–53.
27. Matysina Z. A. [et al.] Hydrogen in magnesium alanate Mg(AlH₄)₂, aluminum and magnesium hydrides // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2023. – Vol. 48. – No. 6. – P. 2271–2293. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.09.225>
28. Chen, Q., Zhang, H., Wang, W., Zhang, J., & Zhou, Y. Hydrogen storage behavior of Mg–Al-based alloys prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2023. – Vol. 11(4). – P. 1372–1383. – <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.03.006>
29. Baklanov, V., Zhanbolatova, G., Skakov, M., Miniyafov, A., Sokolov, I., Tulenbergenov, T., Kozhakhmetov, Y., Bukina, O., & Orazgaliev, N. Study of the temperature dependence of a carbided layer formation on the tungsten surface under plasma irradiation // *Materials Research Express*. – 2022. – Vol. 9(1). – Art. 016403. – <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac4626>
30. Friedrichs, O., Sánchez-López, J.C., López-Cartes, C., Cuevas, F., Latroche, M., Fernández, A., Palacios, J.M. The effect of Al on hydrogen absorption–desorption properties of nanocrystalline Mg // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54(4). – P. 105–110. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.09.027>
31. Han G. [et al.] Magnesium-based energy materials: Progress, challenges, and perspectives // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2023. – Vol. 11. – No. 11. – P. 3896–3925. – <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.08.009>
32. Mukhamedova N. M. [et al.] Evolution of Phase Transformations in the Mg–Ni–Ce System After Mechanical Synthesis and Spark Plasma Sintering // *Materials*. – 2025. – Vol. 18. – No. 9. – Art. 2131. – <https://doi.org/10.3390/ma18092131>
33. Aguey-Zinsou K.F., Ares-Fernandez J.R. Hydrogen in magnesium: new perspectives toward functional stores // *Energy & Environmental Science*. – 2010. – Vol. 3, No. 4. – P. 526–543.
34. Danaie, M.; Tao, S.; Kalisvaart, P.; Mitlin, D. Analysis of deformation twins and the partially dehydrogenated microstructure in nanocrystalline magnesium hydride (MgH₂) powder // *Acta Mater.* – 2010. – Vol. 58. – P. 3162–3172.
35. Skakov, M., Kozhakhmetov, Y., Mukhamedova, N., Miniyafov, A., Sokolov, I., Urkumbay, A., Zhanbolatova, G., Tulenbergenov, T. Effect of a High-Temperature Treatment on Structural-Phase State and Mechanical Properties of IMC of the Ti-25Al-25Nb at.% System // *Materials*. – 2022. – Vol. 15(16). – Art. 5560. – <https://doi.org/10.3390/ma15165560>
36. Liang, G., Huot, J., Boily, S., Van Neste, A., & Schulz, R. Hydrogen storage properties of the mechanically alloyed Mg–Mg₁₇Al₁₂ composite // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2007. – Vol. 32(10–11). – P. 2134–2142. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2007.03.003>
37. Domènech-Ferrer, R., Sridharan, M. G., Garcia, G., Pi, F., & Rodríguez-Viejo, J. Hydrogenation properties of pure magnesium and magnesium–aluminium thin films // *Journal of Power Sources*. – 2007. – Vol. 169(1). – P. 117–122. – <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2007.01.049>
38. Li, B., Peng, X., Yang, Y., Wei, G., Li, Q., Chen, Y., & Pan, F. Enhancement mechanism of low alloying (Mn, Al) and plastic deformation for hydrogen storage kinetics of Mg alloy // *Separation and Purification Technology*. – 2025. – Vol. 353(Part A). – Art. 128350. – <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2024.128350>
39. Kim, M., Gu, Q., Hussain, T., Ali, Y., Abbott, T. B., & Nogita, K. Effect of Na addition on the hydrogen absorption kinetics of as-cast hypoeutectic Mg–La alloys // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46(53). – P. 27096–27106. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.05.180>
40. Li, Q., Pan, F. Kinetics of Hydrogen Absorption and Desorption of Mg-Based Hydrogen Storage Alloys // *Magnesium-based Hydrogen Storage Materials*. Springer, Singapore. – 2025. – https://doi.org/10.1007/978-981-96-5531-1_2

**Mg-Al ЖҮЙЕСІНДЕ Mg₁₇Al₁₂ ФАЗАСЫНЫҢ БАҚЫЛАНАТЫН ҚАЛЫПТАСУЫ АРҚЫЛЫ
СУТЕГІН СІңІРУ КИНЕТИКАСЫН АРТТЫРУ**

А. Ж. Миниязов^{1,3}, Н. М. Мухамедова^{1,3}, Ж. Н. Оспанова^{1,2*}, О. Өкен¹, Г. К. Уазырханова², Т. Ахмеді¹

¹ ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

² «Д. Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

³ «Шәкәрім университет» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: ospanova@nnc.kz

Бұл жұмыста Mg-Al жүйесін зерттеу нәтижелері ұсынылған, оның мақсаты фазалық құрамды және синтез параметрлерін оңтайландыру арқылы сутегін сіңіру кинетикасын арттыру болып табылады. Синтез режимін таңдау үшін Thermo-Calc бағдарламасында үшөлшемді термодинамикалық модельдеу жүргізілді, ол Mg қатты ерітіндісін сақтай отырып, Mg₁₇Al₁₂ интерметалдық фазасының тұрақтылық температура-концентрациялық аймақтарын анықтауға мүмкіндік берді. Алынған нәтижелер негізінде ұнтақтарды механикалық синтездеу және оларды 350 °C температурада ұшқынды плазмалық спекание әдісімен өңдеу жүзеге асырылды. Рентгенофазалық талдау эксперименттік фазалық құрамның есептік болжамдарға сәйкес келетінін растады. Mg₁₇Al₁₂ фазасының оңтайлы мөлшері бар үлгілер (30 масс.%) таза Mg-мен салыстырғанда 300 °C температурада және 20 бар қысымда сутегін сіңіру жылдамдығының екі есе артқанын көрсетті. Алынған нәтижелер қатты күйдегі сутегі сақтау материалдарын жетілдірілген кинетикалық сипаттамалармен әзірлеуде термодинамикалық модельдеу мен жоғары қарқынды синтез технологияларын үйлестірудің тиімділігін дәлелдейді.

Түйін сөздер: магний интерметаллидтері, қатты күйдегі сутегі сақтау, механикалық синтез, ұшқынды плазмалық спекание, фазалық түрленулер, сутегі сорбциясының кинетикасы, термодинамикалық модельдеу.

**ENHANCEMENT OF HYDROGEN ABSORPTION KINETICS IN THE Mg-Al SYSTEM
THROUGH CONTROLLED FORMATION OF THE Mg₁₇Al₁₂ PHASE**

A. Zh. Miniyazov^{1,3}, N. M. Mukhamedova^{1,3}, Zh. N. Ospanova^{1,2*}, O. Oken¹, G. K. Uazyrkhanova², T. Akhmedi¹

¹ Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² NJSC "D. Serikbayev East Kazakhstan technical university", Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

³ NJSC "Shakarim University", Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: ospanova@nnc.kz

This paper presents the results of a study on the Mg-Al system aimed at enhancing hydrogen absorption kinetics through optimization of phase composition and synthesis parameters. To determine the optimal synthesis conditions, three-dimensional thermodynamic modeling was performed using Thermo-Calc, which enabled identification of the temperature–composition stability regions of the Mg₁₇Al₁₂ intermetallic phase while preserving the Mg solid solution. Based on these results, mechanical alloying of powders followed by spark plasma sintering at 350 °C was carried out. X-ray diffraction analysis confirmed that the experimentally obtained phase composition is consistent with the predicted results. Samples containing an optimal fraction of Mg₁₇Al₁₂ (30 wt.%) exhibited a twofold increase in hydrogen absorption rate compared to pure Mg at 300 °C and a pressure of 20 bar. The obtained results demonstrate the effectiveness of combining thermodynamic modeling with high-intensity synthesis techniques for the development of solid-state hydrogen storage materials with improved kinetic performance.

Keywords: magnesium intermetallics, solid-state hydrogen storage, mechanical alloying, spark plasma sintering, phase transformations, hydrogen sorption kinetics, thermodynamic modeling.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-51-60>

УДК 539.374.1:539.379.4:539.382.2:539.211:539.12.04

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

Д. А. Мережко*, А. М. Такиева, М. С. Мережко

РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Алматы, Казахстан

* E-mail для контактов: diana@inp.kz

Исследованы механические свойства сталей AISI 316LN и модификаций 211L–213L в литом и холоднокатаном состояниях, а также после нейтронного облучения до $2 \cdot 10^{19}$ н/см² методами Shear Punch и Small Punch. Показано, что модифицированные стали превосходят 316LN по прочности, наилучшее сочетание свойств имеет сталь 211L. Снижение прочности литых сталей в 2–3 раза связано с крупным зерном и литейными дефектами. Облучение нейтронами вызывает значительное упрочнение литых сталей за счёт радиационных дефектов, тогда как в холоднокатаных структурах наблюдается релаксация напряжений. Микроструктурный анализ выявил различия в механизмах деформации и разрушения между литым и холоднокатаным состояниями.

Ключевые слова: азотистые стали, нейтронное облучение, легирование, Shear punch, механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Надежность и безопасность эксплуатации современных и перспективных ядерных и термоядерных реакторов во многом определяются целостностью конструкционных материалов, которые длительное время находятся под одновременным воздействием высокой температуры, потоков высокоэнергетических частиц, значительных механических напряжений [1]. При этом, определяющим фактором является нейтронное облучение, которое приводит к значительной деградации механических и физических свойств материалов, вследствие образования и накопления в структуре радиационных дефектов, таких как несовершенные и совершенные петли Франка, дислокации и дислокационные сетки, радиационно-индуцированные фазы и вакансионные поры [2, 3]. Так, например, эксплуатационный ресурс внутрикорпусных устройств ядерных реакторов III и III+ поколений, выполненных из аустенитных сталей, типа 12X18H10T, AISI 304 и AISI 316, ограничивается проявлением, с ростом повреждающей дозы нейтронного облучения, следующих радиационно-стимулированных эффектов: распухание, коррозионное растрескивание под напряжением, образование вторичных фаз, увеличение прочности материала и снижение его пластичности [4].

Уменьшение равномерной пластичности аустенитных сталей в процессе нейтронного облучения связано с преждевременной макромасштабной локализацией материала. В необлученных металлах этому процессу препятствуют деформационные механизмы, локализованные на микромасштабном уровне, которые дополнительно упрочняют материал. К ним относятся: образование дислокаций, развитие сложных дислокационных дефектных структур, возникновение крупных дефектов упаковки и двойников, мартенситное фазовое превращение [5]. В облученных металлах, с ростом дозы нейтронного облучения, количество возможных типов структур уменьшается, способность

материала к деформационному упрочнению подавляется, равномерная пластичность снижается, возникает преждевременной локализации деформации в одном из сечений образца, «шейке» [6–9]. Существует предельная доза нейтронного облучения, по мере достижения которой «шейка» в сталях типа AISI 316 образуется сразу после начала пластического течения, минуя стадию равномерной деформации. Эта величина оценивается в 15–40 смещений на атом (сна) [9], что сопоставимо с дозой облучения внутрикорпусных устройств ядерных реакторов (например, фрагментов выгородки реактора ВВЭР-1000) после 30–40 лет эксплуатации [10, 11].

Используемые в современных ядерных и термоядерных реакторах аустенитные стали AISI 304 и 12X18H10T являются метастабильными. В них в процессе пластической деформации может образовываться твердая мартенситная фаза, которая приводит к локальному динамическому увеличению прочности и значительно увеличивает пластичность материала [12–14]. Мартенситное превращение рассматривается как один из наиболее перспективных методов для сохранения высокой пластичности аустенитных сталей после облучения [7, 15], что подтверждается многочисленными случаями, когда пластичность метастабильной сталей AISI 304 и 12X18H10T после высокодозного нейтронного облучения значительно превышала ожидаемую [16–21]. Однако, метастабильный аустенит имеет тенденцию к образованию и других фаз [22]. Так, например, в процессе нейтронного облучения в структуре сталей может образовываться феррит [23, 24]. Новая фаза образуется в основном по границам зерен, не имеет физического предела для насыщения [25] и отличается крайне низкой коррозионной стойкостью по сравнению с родительским аустенитом [26]. Это может приводить к межкристаллитной коррозии и возникновению глубоких коррозионных язв. Кроме того, с учетом ферромагнитных свойств ферритной фазы, ее неконтролируемое накопление в

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

структуре первой стенки, представляется опасным с точки зрения управления магнитным полем термоядерного реактора.

Таким образом, в перспективных ядерных и термоядерных реакторах, предлагается использовать аустенитные стали с повышенным содержанием никеля, марганца, азота, стойкие к мартенситному превращению. Радиационная деградация механических свойств этих сталей в нейтронных полях разных спектров и интенсивностей является предметом исследований. Дополнительным фактором, усложняющим существующие возможности прогнозирования поведения новых материалов, является то, что их планируется использовать в состояниях далеких от оптимальных. Так, в быстрых реакторах в целях борьбы с распуханием аустенитные стали типа AISI 316 используются в состояниях холодной прокатки или механико-термической обработки, в результате которых материал отличается крайне высокой прочностью и сниженной пластичностью [27]. В термоядерных реакторах, наоборот, сложные конструкции первой стенки и дивертора предлагается изготавливать из литых сталей [28, 29]. Материалы в таком состоянии характеризуются высокой пластичностью, низкой прочностью и большим размером зерна. Текущие методы исследований механических свойств облученных материалов – эксперименты на растяжение миниатюрных образцов – не подходят для высокопрочных сталей или материалов с относительно крупным зерном [30]. В таких случаях используются альтернативные методы исследований – Charpy, Shear Punch, Small Punch и др. [31–33].

Цель настоящей работы: сравнительное исследование влияния химического состава, механической и термической обработки, а также нейтронного облучения до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² на механические свойства стабильной к мартенситному превращению аустенитной нержавеющей стали AISI 316LN с помощью применения методов Shear Punch (ShP) и Small Punch (SP).

Настоящая работа выполнена в развитие ранее опубликованного исследования влияния легирующих элементов (азота, марганца, меди и вольфрама) и нейтронного облучения на стойкость стали AISI 316LN к питтинговой коррозии [34] и основана на использовании образцов, облученных в перекрывающемся диапазоне флюенсов ($2 \cdot 10^{18}$ – $2 \cdot 10^{19}$ н/см²).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Аустенитная нержавеющая сталь AISI 316L широко используется в реакторостроении [35]. Исследуемая в настоящей работе сталь была изготовлена путем легирования коммерческой стали AISI 304LN, в виде 4 плавок с разным химическим составом. Сплавы были отлиты на заводе по производству нержавеющей стали Stainless Foundry and Engineering, Inc. (Милуоки, штат Висконсин, США) с использованием индукционной плавки воздухом с аргоновым газом и переданы в лабораторию радиационного

материаловедения для комплексного материаловедческого исследования из Ок-Риджской Национальной лаборатории (ORNL) [28]. Химический состав исследуемых материалов приведен в таблице.

Таблица. Химический состав стали AISI 316LN и ее модификаций 211L, 212L, 213L, вес. %

Материал	Схема легирования	Fe	C	Si	Mo	Cr	Mn	Ni	Cu	N	W
316LN		осн.	0,03	0,5	2,5	17,5	1,8	12,5	0,3	0,07	0
211L	316LN+N+Mn	осн.	0,02	0,44	2,5	17,7	4,1	12,5	0,31	0,34	0
212L	211L + N+Mn+Cu	осн.	0,01	0,44	2,5	17,7	5,1	12,6	2,8	0,36	0
213L	212L + W	осн.	0,01	0,45	2,5	17,7	5,1	12,6	2,8	0,32	1

Механико-термическую обработку сталей AISI 316LN, 211L, 212L и 213L проводили в ORNL. Заготовки сталей и модификаций 211L, 212L и 213L были выплавлены и отлиты в виде брусков материала толщиной 40 мм. Для получения однородной холоднокатаной структуры осуществляли горячую прокатку по схеме: 15 проходов с обжатием по ~ 2 мм за проход, итоговое утонение – с 40 до 10 мм. Перед горячей прокаткой бруски отжигали в среде аргона в течение 1 часа при 1200 °С. После каждого двух проходов материал отжигали в течение 10 минут при той же температуре. Методом холодной прокатки толщина листа была дополнительно уменьшена до 7 мм. Достигнутая при этом степень обжатия составила ~ 30%, размер зерна ~ 40–50 мкм. Далее материал исследовали в лаборатории радиационного материаловедения в Институте ядерной физики.

В настоящей работе исследовали стали как литом, так и холоднокатаном состоянии. Часть холоднокатаных образцов подвергали аустенизирующему отжигу в течение 30 мин при 1050 °С. Облучение нейтронами до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² проводили в центральном канале реактора ВВР-К (Т<80 °С, 6 МВт).

Образцы для ShP и SP испытаний изготавливали из материала в состоянии поставки, а также из облученных пластин. С помощью электроэрозионного станка (ДГТ ЭП-03) вырезали тонкие пластины, из которых с помощью специально разработанного штампа получали образцы дискового типа диаметром 3 мм. Далее обе поверхности образцов были отшлифованы на шлифовальной бумаге зернистостью до P1200 до толщины ~0,3 мм. Образцы были плоскопараллельные.

Испытания по ShP и SP методам проводились универсальной испытательной машине Instron-1195 с помощью разработанных устройств, которые включают пуансон, закаленный стальной шар и верхнюю и нижнюю матрицы, используемые для удержания образца. В ходе эксперимента образец центрировался над отверстием в принимающей нижней матрице и зажимался верхней матрицей, через отверстие в которой свободно проходил пуансон либо пуансон с шаровым индентором. Образец продавливался ин-

дентором/пуансоном с установленной скоростью с одновременной регистрацией экспериментальной кривой зависимости силы (кг) от смещения пуансона (мм). Подробная конфигурация устройств для проведения ShP и SP испытаний показана на рисунке 1. Устройство фиксировали на испытательной машине на растяжение с максимальным усилием датчика нагрузки 10 кН. Используемый датчик нагрузки был откалиброван на диапазон нагрузки 0–2 кН, разрешение смещения ~1 мкм.

Все ShP и SP испытания были проведены при комнатной температуре со скоростью нагружения 0,5 мм/мин. Для обеспечения достоверности результатов каждое механическое испытание (SP, ShP, растяжение) проводилось как минимум на трех идентичных образцах. Статистическая обработка данных выполнялась с расчетом среднего арифметического и стандартного отклонения. На графиках доверительные интервалы указаны в виде планок погрешностей.

В зависимости от различных процессов деформации образца, на SP кривой « P/h^2 , МПа – Z , мм» (рисунок 1 б) можно выделить несколько областей:

Зона I – соответствует упругому изгибу образца, а также вмятине, образующейся на его поверхности при контакте головки пуансона. Нагрузка линейно возрастает с увеличением перемещения. В этой области материал ведет себя как упругое тело, и при снятии нагрузки образец полностью восстановит свою форму нагрузка пропорциональна перемещению.

Зона II – кривая начинает отклоняться от линейности, что указывает на начало пластической (необратимой) деформации материала в зоне сдвига, постепенное распространение пластического изгиба на весь образец.

Зона III – пластический изгиб приводит к мембранному поведению, которое преобладает на

большой части кривой. При приближении к максимальной нагрузке наклон кривой начинает уменьшаться.

Зона IV – развиваются макромеханизмы разрушения (образование шейки и внутренних трещин), происходит падение нагрузки, связанное с началом локализации деформации с последующим разрушением образца (зона III).

В ShP экспериментах также можно выделить несколько характерных участков (рисунок 1 б): зона I – упругий (линейный) участок, зона II – участок пластического упрочнения (нагрузка нелинейно возрастает, что связано с упрочнением материала под действием сдвига), после достижения пикового значения нагрузки P_m происходит падение нагрузки, связанное с началом локализации деформации с последующим разрушением образца (зона III).

Напряжение сдвига в ShP тестах определяли по формуле

$$\tau = \frac{2P}{\pi(d_p + d_m)h},$$

где P – нагрузка; d_p – диаметр пуансона; d_m – диаметр отверстия нижней матрицы; h – толщина образца.

Предел текучести «на сдвиг», τ_y , в ShP экспериментах определяли смещением на 1% от толщины образца линии, параллельной линейному участку кривой, построенной в координатах «напряжение сдвига, τ – нормализованное смещение пуансона, Z/h » [36]. Предельное напряжение сдвига, τ_m , соответствует напряжению сдвига при максимальной нагрузке.

В SP экспериментах условный предел текучести, P_y/h^2 , определяли как точку пересечения двух касательных (рисунок 1 б), определенных в упругой области (зона I) и на участке пластическом режиме (зона II) [37].

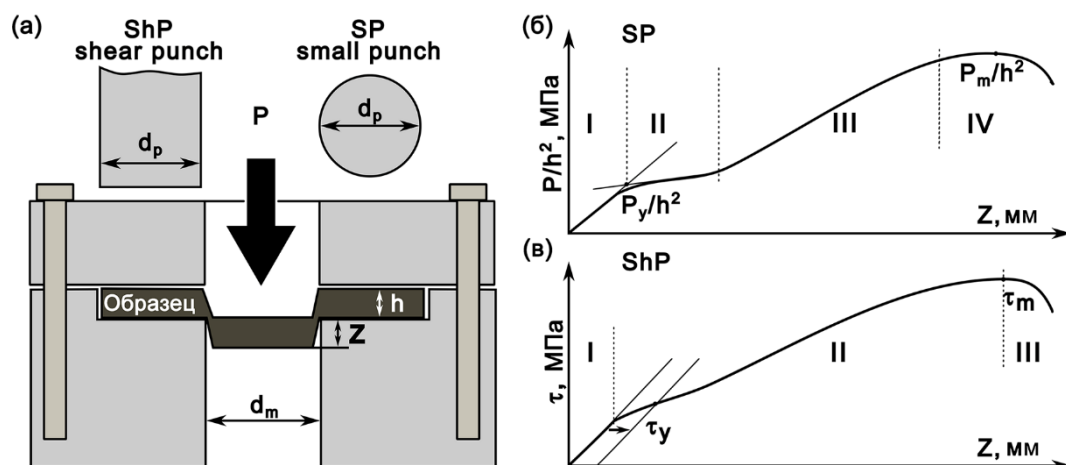


Рисунок 1. (а) Принципиальная схема испытательного устройства для ShP и SP испытания.
Характерные области на кривых, полученных при SP (б) и ShP (в) испытаниях.
Стадии пластической деформации

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Механические испытания

На рисунке 2 показаны типичные кривые экспериментальные кривые «нагрузка, P – перемещение пуансона, Z », полученные в результате ShP и SP испытаний, из которых видно, что в холоднокатаных сталях зона I, соответствующая упругому изгибу образца значительно больше, чем в литых, в которых пластическое течение начинается практически сразу после приложения нагрузки.

На рисунке 3 представлены механические характеристики, рассчитанные из проведенных SP и ShP испытаний исследуемых материалов. Модифицированные стали 211L–213L показали лучшие прочностные свойства, чем родительская сталь 316LN как в литом состоянии, так и после холодной прокатки. При этом комбинация механических и физических [34] свойств у стали 211L оказалась наилучшей. Повышение прочности обусловлено прежде всего легированием азотом, который выступает эффективным упрочнителем, образуя твердый раствор внедрения. Увеличение концентрации азота на 0,1% приводит к росту предела прочности материала на 50 МПа [38]. Однако растворимость азота в железной матрице затруднена, что существенно осложняет азотирование аустенитных сталей. В свою очередь, введение марганца не только упрочняет матрицу за счет искажения кристаллической решетки и создания препятствий движению дислокаций [39], но и повышает растворимость азота, обеспечивая дополнительный вклад в упрочнение сплава. При этом легирование медью (сталь 212L и 213L) в целом ухудшает механические свойства аустенитных сталей, в том числе приводит к снижению предела прочности материала [40].

Характеристики прочности сталей в литом состоянии в 2–3 раза ниже, чем в холоднокатаном состоянии, что вызвано совокупностью структурных и технологических факторов (размер зерна, плотность дислокаций, неметаллические включения и иные

дефекты, возникающие при литье стали, напряженное состояние решетки, анизотропия свойств).

Сходство инженерных кривых, полученных при SP и ShP испытаниях и при обычном одноосном растяжении, свидетельствует о корреляции механических свойств, полученных в ходе этих испытаний.

Сравнение полученных механических характеристик с результатами традиционных испытаний на одноосное растяжение показало (рисунок 3 а, б), что для литых сталей предел текучести при сдвиге τ_u и предельное напряжение сдвига τ_m хорошо коррелируют с результатами одноосного растяжения. В то время как на холоднокатаных сильно упрочнённых материалах с исходно высокой плотностью дислокаций, высоким уровнем остаточных напряжений, выраженной текстурой и низкой пластичностью, сходимость результатов ShP теста и испытаний на одноосное растяжение хуже (рисунок 3 в, г). Корреляция требует введения поправочных коэффициентов на анизотропию и остаточные напряжения материала.

В настоящей работе данные Small Punch испытаний для исследуемых материалов в двух технологических состояниях (литом и холоднокатаном) демонстрируют значительное отклонение от известных эмпирических зависимостей величин P_y/h^2 и P_{max}/h^2 от предела текучести на растяжение σ_0 и предела прочности на растяжение σ_b , описанных в [41, 42]. В частности, для холоднокатаной стали наблюдается повышенный разброс экспериментальных данных (стандартное отклонение $\pm x\%$). По всей вероятности, это обусловлено высокой чувствительностью метода SP к микроструктурной анизотропии и локальным остаточным напряжениям, характерным для сильно деформированных состояний. Кроме того, сложное напряженное состояние в зоне деформации (сочетание изгиба, растяжения и сдвига) накладывает ограничения на применимость стандартных коэффициентов корреляции для материалов с исходно высокой плотностью дефектов.

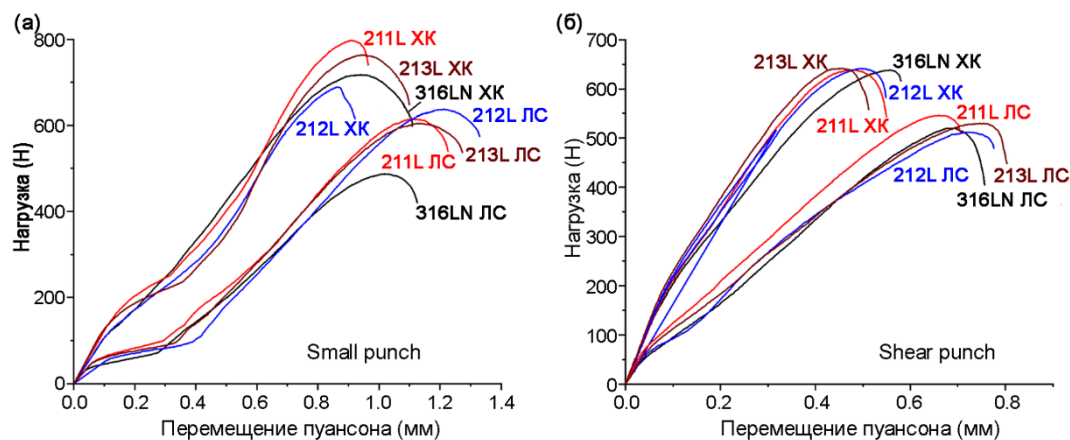


Рисунок 2. Инженерные кривые, полученные в ходе испытаний по методам SP (а) и ShP (б) необлученных сталей 316LN и 211L–213L. Обозначения ХК и ЛС указывают на разное технологическое состояние стали – холоднокатаная и литая сталь, соответственно.

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

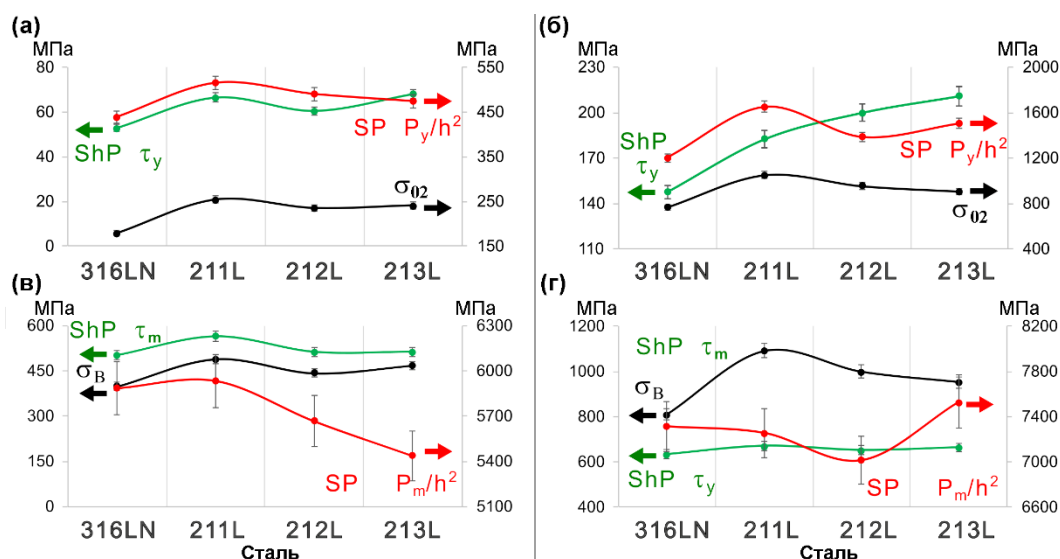


Рисунок 3. Корреляция результатов SP и ShP испытаний с результатами механических испытаний на одноосное растяжение необлученных сталей 316LN и 211L–213L в литом (а, б) и холоднокатаном состояниях (в, г): (а, б) условный предел текучести (P_y/h^2), предел текучести при сдвиге τ_y и предел текучести на растяжение σ_{02} ; (в, г) максимальная нагрузка (P_{max}/h^2), предельное напряжение сдвига τ_m и предел прочности на растяжение σ_B .

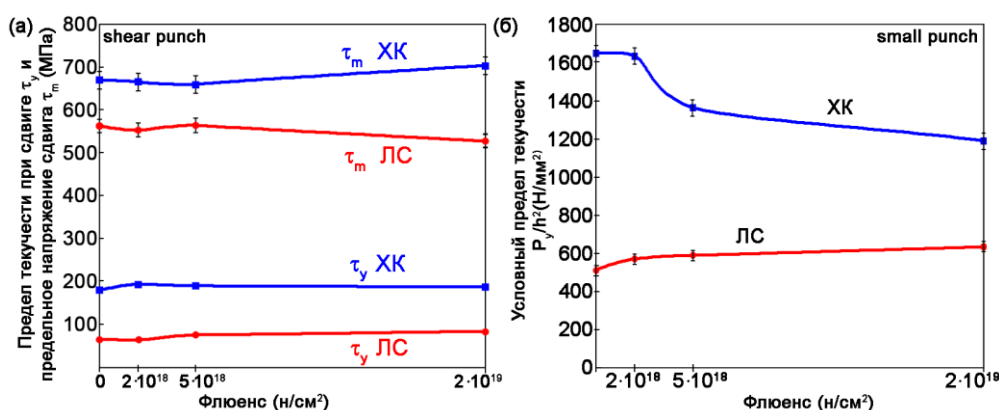


Рисунок 4. Влияние нейтронного облучения стали 211L в литом и холоднокатаном состояниях на: (а) изменение предела текучести при сдвиге τ_y и предельного напряжения сдвига τ_m , определяемое ShP испытанием; (б) условный предел текучести (P_y/h^2) при SP испытании

На рисунке 4 показано, влияние облучения нейтронами до флюенса $2 \cdot 10^{19} \text{ н/см}^2$ стали 211L в литом и холоднокатаном состояниях на механические характеристики, полученные при ShP и SP испытаниях.

Величины предела текучести при сдвиге τ_y и условного предела текучести P_y/h^2 для литой стали вследствие нейтронного облучения монотонно возрастают. Это объясняется особенностями эволюции микроструктуры: в литом состоянии исходная плотность дислокаций низка, что означает малую мощность стоков для точечных дефектов, генерируемых облучением. В отсутствие эффективных стоков вакансии и межузельные атомы интенсивно формируют вторичные радиационные дефекты (дислокационные петли, кластеры). При последующих механических испытаниях (SP, ShP), когда плотность дислокаций увеличивается по сравнению с исходным состоянием на 4–5 порядков [43], эти радиационные

дефекты выступают в роли эффективных барьеров для скольжения дислокаций, что приводит к выраженному радиационному упрочнению.

Напротив, в холоднокатаной стали высокая исходная плотность дислокаций и деформационных дефектов способствует их взаимодействию с радиационными дефектами. Снижение прочности (разупрочнение) при облучении может быть вызвано частичной радиационно-стимулированной релаксацией напряжений и аннигиляцией дефектов в пересыщенной структуре. Это проявляется в снижении величин τ_y и P_y/h^2 облученной холоднокатаной стали. Данное предположение подтверждается результатами SP эксперимента холоднокатаной 211L стали после аустенизирующего отжига при 1050°C в течение 30 минут и последующего нейтронного облучения до флюенса $2 \cdot 10^{19} \text{ н/см}^2$. В результате термической обработки было устранено структурное упрочнение, вызванное холодной

деформацией, и предел текучести при сдвиге τ_y снизился на 60% и составил 114 МПа, а предельное напряжение сдвига τ_m снизилось до 616 МПа.

Структурные изменения

Сравнительный анализ поверхности разрушения облучённых и необлучённых образцов показал их схожую морфологию; существенных различий в характере деформации и разрушения не выявлено. Исследуемые материалы показали вязкий характер разрушения, свидетельствующий о значительной степени пластичности (рисунок 5 а, в). В большинстве экспериментов при разрушении образуется кольцевая трещина в месте контакта пуансона образца и нижней матрицы, что свидетельствует о пластичном разрушении (рисунок 5 б). В устье трещины отмечается значительная деформация образца, которая сопровождается сужением образца в месте разрыва до 0–5 мкм (см. врезку на рисунке 5 в). В этой области отмечаются изолированные группы ямок разрыва. Распространение магистральной трещины в зоне раскрытия происходит путем зарождения, роста и объединения вязких пор. Толщина образца в этой области может достигать 180 мкм, что говорит о сужении образца >50%.

Следует отметить, что в литых сталях вследствие большого размера зерна, маловероятно, что границы зерен, являющиеся концентратором напряжений,

будут совпадать с местом контакта пуансона и образца. В таких случаях материал испытывает большую степень деформации, вследствие чего могут появляться радиальные трещины, распространяющиеся вдоль границ зерен. Так, например, сталь 213L, легированная вольфрамом, в литом состоянии показала смешанный вид излома – на поверхности разрушенных образцов присутствуют как кольцевые, так и радиальные трещины (рисунок 5 в, г).

На рисунке 6 представлена структура поверхности стали 211L после ShP испытания. В крупнозернистой структуре литой стали (рисунок 6 а) отчетливо прослеживаются множественные полосы скольжения, распространяющиеся в трёх различных плоскостях, что указывает на активацию нескольких систем скольжения в пределах одного зерна. Деформационный рельеф поверхности не выражен, что характерно для пластической деформации, реализуемой преимущественно за счёт движения дислокаций без существенной локализации напряжений и разрушения поверхностного слоя. Это свидетельствует о хорошей способности материала переносить деформацию без разрушения. В зоне максимальной деформации, ближе к области контакта пуансона с образцом (рисунок 6 б), отмечаются единичные трещины длиной 20–30 мкм, а также деформационный рельеф, сформировавшийся в результате локального напряжённого состояния.

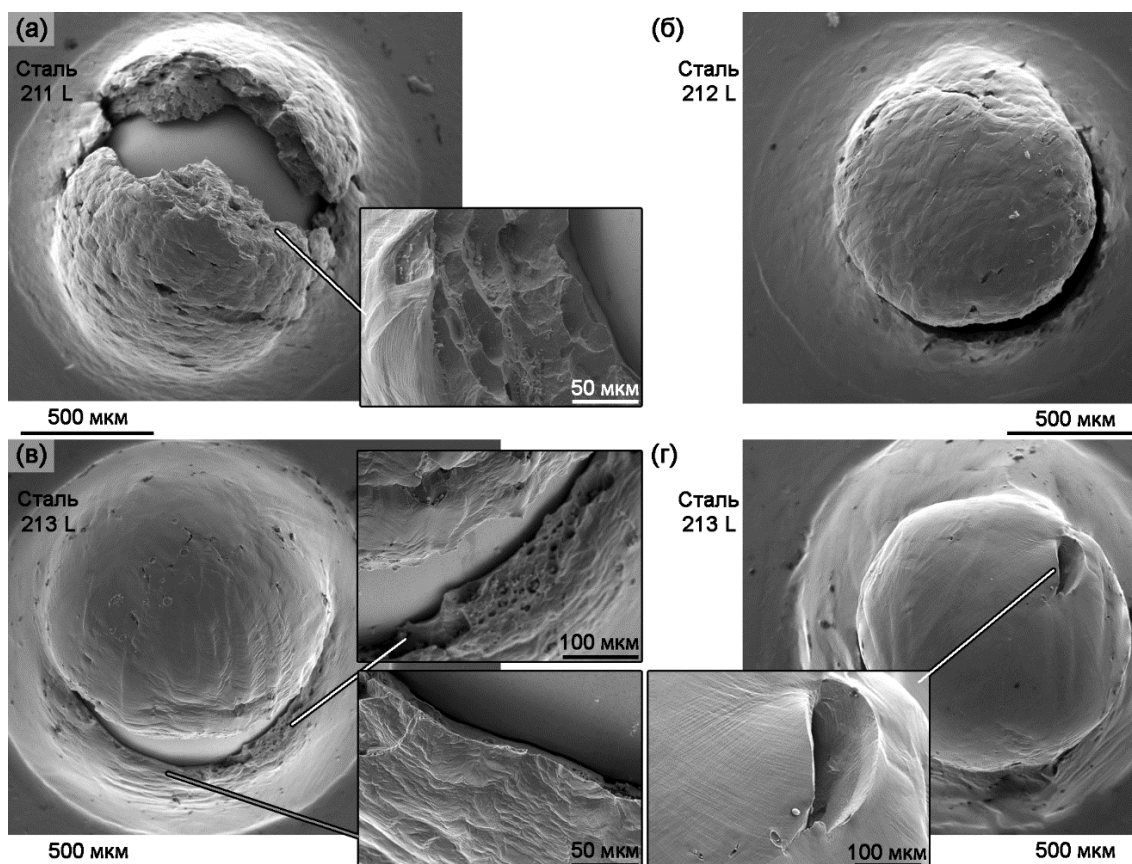


Рисунок 5. Внешний вид образцов, изготовленных из необлученных сталей 211L–213L в состоянии после прокатки (а,б) литья (в,г) после разрушения при SP (а, в) и ShP (б, г) испытаниях

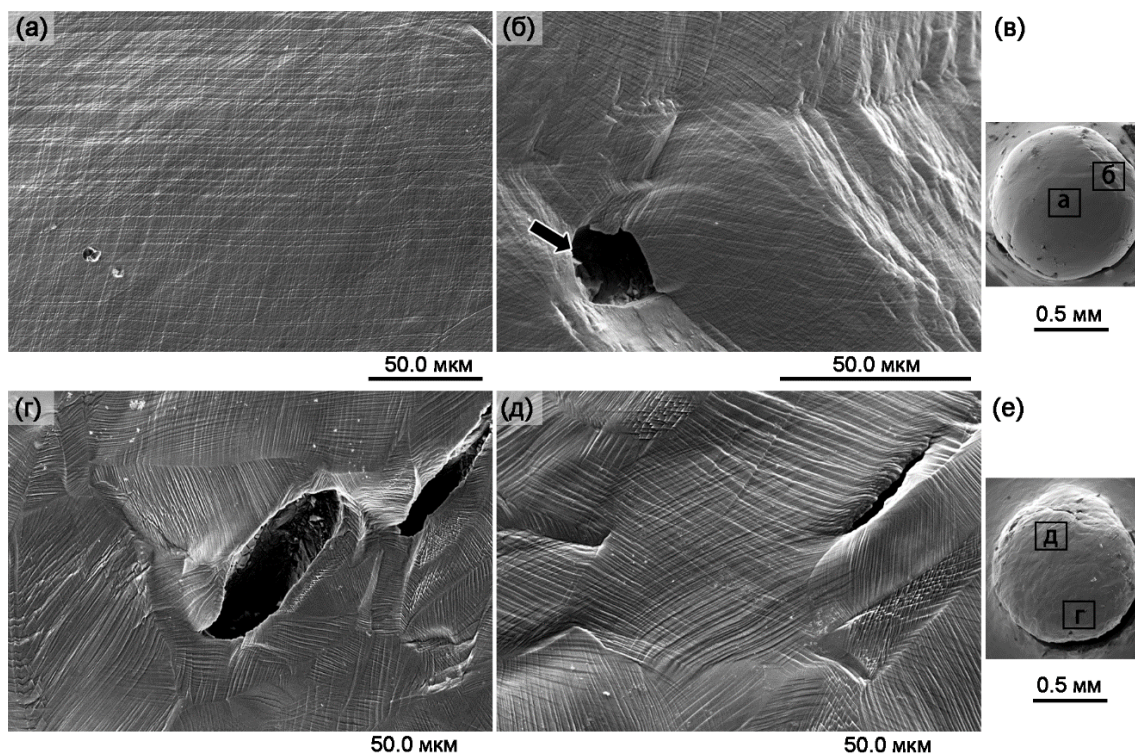


Рисунок 6. Полосы скольжения на поверхности литого (а, б, в) и холоднокатаного (г, д, е) необлученных образцов стали 211L и 212L, соответственно, после ShP испытания. Видна активация нескольких систем скольжения, характерная для зерен с благоприятным фактором Шмида. Места съемки отмечены на миниатюрах (в, е).

Для холоднокатаного материала (рисунок 6 г, д) характерен значительно меньший размер зерна, а также иная морфология деформации. На всей исследуемой поверхности после испытания наблюдается выраженный деформационный рельеф и высокая плотность полос скольжения. Полосы преимущественно локализованы внутри отдельных зёрен, реже пересекают границы. В пределах одного зерна регистрируется от одной до четырёх систем скольжения, что определяется кристаллографической ориентацией каждого зерна и соответствующими значениями факторов Шмида для потенциальных систем скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$. Наблюдаемая локализация полос преимущественно внутри зерен и их прямолинейный характер характерны для деформации аустенитных сталей с умеренной и низкой энергией дефекта упаковки, где поперечное скольжение затруднено, что обусловлено его ориентацией относительно направления деформации. Кроме того, по всей деформированной поверхности образца зафиксированы множественные микротрещины и надрывы по границам зёрен, ориентированным вдоль направления прокатки трещины. Длина трещин свыше 50 мкм, что указывает на более хрупкий характер разрушения и высокую локализацию напряжений в холоднокатаной структуре.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проведено сравнительное исследование влияния химического состава, механической и

термической обработки, а также нейтронного облучения до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² на механические свойства аустенитной нержавеющей стали AISI 316LN с помощью методов Shear Punch и Small Punch. Корреляция данных ShP и SP испытаний с результатами одноосного растяжения оказалась высокой для литых сталей и менее удовлетворительной для холоднокатаных сильно упрочнённых материалов. В результате механических испытаний было установлено, что:

- Модифицированные стали 211L–213L превосходят по прочностным характеристикам сталь 316LN как в литом, так и в холоднокатаном состоянии, при этом оптимальное сочетание прочности и физических свойств демонстрирует сталь 211L, легированная азотом и марганцем.

- Прочность литых сталей в 2–3 раза ниже, чем холоднокатаных, что связано с совокупностью структурных и технологических факторов, включая крупный размер зерна, низкую плотность дислокаций и наличие литейных дефектов.

- Влияние нейтронного облучения также носит различный характер: для литых сталей оно приводит к значительному упрочнению за счёт формирования радиационных дефектов и упрочнения материала, тогда как для холоднокатаных структур возможно снижение прочности вследствие релаксации напряжений и взаимодействия радиационных дефектов с дислокационной субструктурой. Полученные результаты

подчёркивают необходимость комплексного учёта исходного структурного состояния и истории термомеханической обработки при интерпретации малоразмерных испытаний и прогнозировании свойств материалов после облучения.

Проведено исследование структуры деформированных образцов с помощью сканирующей электронной микроскопии. Микроструктурный анализ после испытаний выявил принципиальные различия в механизмах деформации и разрушения литых и холоднокатаных сталей при малоразмерных механических испытаниях. Крупнозернистая структура литых сталей способствует более равномерному развитию пластической деформации и сниженной локализации напряжений, что приводит к преимущественно вязкому разрушению с образованием кольцевых трещин и активацией нескольких систем скольжения в пределах одного зерна; в отдельных случаях формируются радиальные трещины. В противоположность этому, мелкозернистая и сильно упрочнённая структура холоднокатаных сталей характеризуется выраженной локализацией деформации, высокой концентрацией напряжений на границах зёрен и формированием множественных микротрещин, что указывает на более хрупкий характер разрушения. Полученные результаты подчёркивают существенное влияние исходного структурного состояния на поведение материала при SP и ShP испытаниях.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Министерству науки Республики Казахстан за финансовую поддержку данного исследования, оказанную в рамках проекта BR24992891 «Комплексные исследования по ядерной, радиационной физике и технике, физике высоких энергий и космологии для развития конкурентных технологий». Также авторы признательны М.Н. Гусеву (Oak Ridge National Laboratory) за предоставленные для работы материалы.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Was G.S. Fundamentals of Radiation Materials Science. – New York, NY: Springer, 2017. ISBN 978-3-540-49471-3
2. Garner F.A. 3.02 – Radiation-Induced Damage in Austenitic Structural Steels Used in Nuclear Reactors // Comprehensive Nuclear Materials (Second Edition). – Oxford: Elsevier, 2020. – P. 57–168. – <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12067-3>
3. Nordlund, K., Zinkle, S.J., Sand, A.E., Granberg, F., Averbach, R.S., Stoller, R.E., Suzudo, T., Malerba, L., Banhart, F., Weber, W.J., Willaime, F., Dudarev, S.L., Simeone, D. Primary radiation damage: A review of current understanding and models // J. of Nucl. Mater. – 2018. – Vol. 512 – P. 450–479. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.10.027>
4. Zinkle, S.J., Was, G.S. Materials challenges in nuclear energy // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, No. 3. – P. 735–758. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
5. Messerschmidt, U. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation: Springer Series in Materials Science. – Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010. – 503 p. – <https://doi.org/10.1007/978-3-642-03177-9>
6. Byun, T.S., Hashimoto, N., Farrell, K. Deformation mode map of irradiated 316 stainless steel in true stress–dose space // J. of Nucl. Mater. – 2006. – Vol. 351, No. 1–3. – P. 303–315. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.02.033>
7. Meric de Bellefon, G., Van Duysen, J.C. Tailoring plasticity of austenitic stainless steels for nuclear applications: Review of mechanisms controlling plasticity of austenitic steels below 400 °C // J. of Nucl. Mater. – 2016. – Vol. 475. – P. 168–191. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.04.015>
8. Gusev, M.N., Maksimkin, O.P., Garner, F.A. Peculiarities of plastic flow involving “deformation waves” observed during low-temperature tensile tests of highly irradiated 12Cr18Ni10Ti and 08Cr16Ni11Mo3 steels // J. of Nucl. Mater. – 2010. – Vol. 403, No. 1–3. – P. 121–125. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.06.010>
9. Byun, T.S., Farrell, K., Li, M. Deformation in metals after low-temperature irradiation: Part I – Mapping macroscopic deformation modes on true stress–dose plane // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56, No. 5. – P. 1044–1055. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.10.061>
10. Kuleshova, E.A., Fedotova, S.V., Gurovich, B.A., Frolov, A.S., Maltsev, D.A., Stepanov, N.V., Margolin, B.Z., Minkin, A.J., Sorokin, A.A. Microstructure degradation of austenitic stainless steels after 45 years of operation as VVER-440 reactor internals // J. of Nucl. Mater. – 2020. – Vol. 533. – P. 152124. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152124>
11. Kalchenko, A.S., Bryk, V.V., Lazarev, N.P., Voyevodin, V.N., Garner, F.A. Prediction of void swelling in the baffle ring of WVER-1000 reactors for service life of 30–60 years // J. of Nucl. Mater. – 2013. – Vol. 437, No. 1–3. – P. 415–423. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.02.010>
12. Soleimani, M., Kalhor, A., Mirzadeh, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 795 – P. 140023. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
13. Bleck, W., Guo, X., Ma, Y. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels: The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable // steel research int. – 2017. – Vol. 88, No. 10. – P. 1700218. – <https://doi.org/10.1002/srin.201700218>
14. Harjo, S., Tsuchida, N., Abe, J., Gong, W. c by neutron diffraction // Nature Scientific Reports. – 2017. – Vol. 7, No. 1. – P. 15149. – <https://doi.org/10.1038/s41598-017-15252-5>
15. Wharry, J.P., Mao, K.S. The role of irradiation on deformation-induced martensitic phase transformations in face-centered cubic alloys // J. of Nucl. Mater. – 2020. – Vol. 35, No. 13. – P. 1660–1671. – <https://doi.org/https://doi.org/10.1557/jmr.2020.80>
16. Margolin, B., Shvetsova, V., Sorokin, A., Minkin, A., Pirogova, N. Mechanisms of plastic deformation and fracture of austenitic chromium-nickel steel irradiated during 45 years in WVER-440 // J. of Nucl. Mater. – 2021. – Vol. 549. – P. 152911. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.152911>
17. Margolin, B., Sorokin, A., Shvetsova, V., Minkin, A., Potapova, V., Smirnov, V. The radiation swelling effect on fracture properties and fracture mechanisms of irra-

- diated austenitic steels. Part I. Ductility and fracture toughness // *J. of Nucl. Mater.* – 2016. – Vol. 480. – P. 52–68. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.07.051>
18. Sorokin, A.A., Margolin, B.Z., Kursevich, I.P., Minkin, A.J., Neustroev, V.S. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactor // *J. of Nucl. Mater.* – 2014. – Vol. 444, No. 1–3. – P. 373–384. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.10.016>
19. Hure, J., Tanguy, B., Ritter, C.,ourganel, S., Sefta, F. Extensive investigation of the mechanical properties of a Chooz A internal component. – 2018 – P. 13.
20. Gusev, M.N., Maksimkin, O.P., Osipov, I.S., Garner, F.A. Anomalous large deformation of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel irradiated to 55dpa at 310°C in the BN-350 reactor // *J. of Nucl. Mater.* – 2009. – Vols. 386–388. – P. 273–276. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.12.115>
21. Merezko, M.S., Merezko, D.A., Rofman, O.V., Dikov, A.S., Maksimkin, O.P., Short, M.P. Macro-Scale strain localization in highly irradiated stainless steel investigated using digital image correlation // *Acta Materialia.* – 2022. – Vol. 231. – P. 117858. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117858>
22. Garner, F. Irradiation Performance of Cladding and Structural Steels in Liquid Metal Reactors // *Materials Science and Technology.* – Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. – P. 420–534. – <https://doi.org/10.1002/9783527603978.mst0110>
23. Merezko, D.A., Merezko, M.S., Maksimkin, O.P., Gushev, M.N., Garner, F.A. Radiation-induced ferrite formation as a potential issue in PWR austenitic internals following plant life extension // *Proceedings of 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 2019 / MP-0016.* – Boston, MA, 2019. – P. 615–624.
24. Merezko, D.A., Gushev, M.N., Merezko, M.S., Rofman, O.V., Rosseel, T.M., Garner, F.A. Morphology and elemental composition of a new iron-rich ferrite phase in highly irradiated austenitic steel // *Scripta Materialia.* – 2022. – Vol. 215. – P. 114690. – <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114690>
25. Yang, Y., Busby, J.T. Thermodynamic modeling and kinetics simulation of precipitate phases in AISI 316 stainless steels // *J. of Nucl. Mater.* – 2014. – Vol. 448, No. 1. – P. 282–293. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.02.008>
26. Merezko, D., Merezko, M., Rosseel, T., Garner, F., Gushev, M. The Complexity and Challenges of Irradiation-Induced Phase Instability Phenomenon in Nuclear Power Plant Components // *Proceedings of 20th Environmental Degradation Conference 20th Environmental Degradation Conference / MP-0022.* – Snowmass Village, CO: Association for Materials Protection and Performance, 2022. – P. 17322.
27. Чуев, В.В. Поведение конструкционных материалов в спектре нейтронов быстрого реактора большой мощности : автореф. ... док. техн. наук: 05.14.03. – Заречный: Опытное конструкторское бюро машиностроения, 2007. – 44 с. [Chuev, V.V. Povedenie konstruktsonnykh materialov v spektre neytronov bystrogo reaktora bol'shoi moshchnosti : avtoref. ... dok. tekhn. nauk: 05.14.03. – Zarechnyy: Opytnoe konstruktorskoe byuro mashinostroeniya, 2007. – 44 p.] (In Russ.)
28. Kenik, E.A., Busby, J.T., Gushev, M.N., Maziasz, P.J., Hoelzer, D.T., Rowcliffe, A.F., Vitek, J.M. Structure and mechanical properties of improved cast stainless steels for nuclear applications // *J. of Nucl. Mater.* – 2017. – Vol. 483. – P. 35–43. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.10.045>
29. Busby, J.T., Maziasz, P.J., Rowcliffe, A.F., Santella, M., Sokolov, M. Development of high performance cast stainless steels for ITER shield module applications // *J. of Nucl. Mater.* – 2011. – Vol. 417, No. 1–3. – P. 866–869. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.12.152>
30. Gushev, M.N., Busby, J.T., Field, K.G., Sokolov, M.A., Gray, S.E. Role of Scale Factor During Tensile Testing of Small Specimens // *Small Specimen Test Techniques: 6th Volume.* – 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 2014. – P. 1–19. – <https://doi.org/10.1520/STP157620140013>
31. Karthik, V., Kasiviswanathan, K.V., Raj, B. Miniaturized testing of engineering materials: Advanced materials science and technology. – Boca Raton: Taylor & Francis, CRC Press, 2017. – <https://doi.org/10.1201/9781315372051>
32. Kumar K., Pooleery A., Madhusoodanan K., Singh R. N., Chakravarty J. K., Shriwastaw R. S., Dutta B. K. and Sinha R.K. Evaluation of Ultimate Tensile Strength using Miniature Disk Bend Test // *J. of Nucl. Mater.* – 2015. – Vol. 461. – P. 100–111. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.02.029>
33. R.J. Lancaster, S.P. Jeffs, B.J. Haigh, N.C. Barnard Derivation of material properties using small punch and shear punch test methods // *Mater. Des.* – 2022. – Vol. 215. – P. 110473. – <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110473>
34. Мережко Д.А., Такиева А.М., Мережко М.С. Влияние химического состава и термической обработки на стойкость к питтинговой коррозии облученной нейтронами стали AISI 316LN // *Вестник НЯЦ РК.* – 2024. – Вып.3. – С. 35–43. [Merezko D.A., Takiyeva A.M., Merezko M.S. Influence of chemical composition and heat treatment on pitting corrosion resistance of neutron-irradiated AISI 316 LN steel // *NNC RK Bulletin.* – 2024. – Vol. 3. – P. 35–43. (In Russ.)] <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2024-3-35-43>
35. Stainless steels: An introduction and Their Recent Developments. Edited by J.L.L. Lai, K.H. Lo, C.H. Shek. 168 p. eISBN: 978-1-60805-305-6. – <https://doi.org/10.2174/97816080530561120101>
36. Guduru R.K., Darling K.A., Kishore R., Scattergood R.O., Koch C.C., Murty K.L. Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing // *Mater. Sci. Eng. A* – 2005. – Vol. 395 (1–2). – P. 307–314. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.12.048>
37. Hamilton M.L., Toloczko M.B., Lucas G.E. Recent progress in shear punch testing // *Conference Paper. in: H. Ullmaier, P. Jung (Eds.), Forschungszentrum Julich GmbH, 1995, P. 46–51.*
38. Сагарадзе, Уваров, 1989. [Sagaradze, Uvarov, 1989. (In Russ.)]
39. Farahat [et al.], 2011.

40. Huang, Ali [et al.] Effect of Copper Addition on the Formability of 304L Austenitic Stainless Steel. / Journal of Materials Engineering and Performance. – 2025. – Vol. 32, No. 8. – P. 3563–3570. – <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07367-2>
41. Torres J., Gordon A.P. Mechanics of the small punch test: a review and qualification of additive manufacturing materials // J. Mater. Sci. – 2021. – Vol. 56. – P. 10707–10744. – <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05929-8>
42. E. N. Campitelli, P. Spatig, R. Bonade, W. Hoffelner and M. Victoria, “Assessment of the Constitutive Properties from Small Ball Punch Test: Experiment and Modelling // J. of Nucl. Mater. – 2004. – Vol. 335. – P. 366–378. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.07.052>
43. Золоторевский В.С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: «Металлургия», 1974. 304 с. [Zolotorevskiy V.S. Mekhanicheskie ispytaniya i svoystva metallov. – Moscow: Metallurgiya, 1974. 304 p.] (In Russ.)

НЕЙТРОНДЫҚ СӘУЛЕЛЕНДІРУДІҢ ҚҰЙЫЛҒАН ЖӘНЕ СУЫҚТАЙ ПРОКАТТАЛҒАН КҮЙІНДЕГІ 316LN БОЛАТЫНЫҢ МЕХАНИКАЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІНЕ ӘСЕРІ

Д. А. Мережко^{*}, А. М. Такиева, М. С. Мережко

ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядорлық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: diana@inp.kz*

AISI 316LN болаттарының механикалық қасиеттері және олардың 211L–213L модификациялары құйылған және суықтай иленген күйлерінде, сондай-ақ $2 \cdot 10^{19}$ н/см² -ға дейін нейтронды сәулелендіруден кейін Shear Punch және Small Punch әдістерімен зерттелді. Модификацияланған болаттардың беріктігі бойынша 316LN-ден жоғары екендігі, қасиеттердің ең жақсы үйлесімі 211L болатында бар екендігі көрсетілді. Құйылған болаттардың беріктігінің 2–3 есе төмендеуі ірі түйіршіктермен және құйма ақауларымен байланысты. Нейтронды сәулелендіру құйылған болаттардың радиациялық ақаулардың әсерінен айтарлықтай шынығуын тудырады, ал суықтай илемделген құрылымдарда кернеулердің босаңсуы байқалады. Микрoқұрылымдық талдау құйылған және суықтай илемделген күйлер арасындағы деформация мен сыну механизмдеріндегі айырмашылықтарды анықтады.

Түйін сөздер: азотты болаттар, нейтрондық сәулелену, легірлеу, shear punch, механикалық қасиеттері.

EFFECT OF NEUTRON IRRADIATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF 316LN STEEL IN CAST AND COLD ROLLED CONDITIONS

D. A. Merezhko^{*}, A. M. Takiyeva, M. S. Merezhko

RSE “Institute of Nuclear Physics” of the Agency of the RK for Atomic Energy, Almaty, Kazakhstan

** E-mail for contacts: diana@inp.kz*

The mechanical properties of AISI 316LN steel and its 211L–213L modifications were investigated in both cast and cold-rolled conditions, as well as after neutron irradiation up to a fluence of $2 \cdot 10^{19}$ n/cm², using the Shear Punch and Small Punch testing methods. The results showed that the modified steels exhibited higher strength compared to 316LN, with 211L demonstrating the most favorable combination of properties. The 2–3-fold reduction in the strength of cast steels was attributed to coarse grain size and casting defects. Neutron irradiation led to significant hardening of cast steels due to the formation of radiation-induced defects, whereas stress relaxation was observed in cold-rolled structures. Microstructural analysis revealed distinct differences in the deformation and fracture mechanisms between the cast and cold-rolled conditions.

Keywords: nitrogen steels, neutron irradiation, alloying, shear punch test; mechanical properties.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-61-70>

УДК: 502/504:553.94:539.16 (574.41)

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЖЫРА»

С. П. Левченко^{1*}, В. В. Божко¹, В. В. Курчина²

¹ Филиал «Институт радиационной безопасности и экологии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

² ТОО «ВостокУгольПром», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: levchenko_sveta@nnc.kz

В настоящей работе представлены данные радиологического мониторинга (2021–2025 гг.) продукции угольного месторождения «Каражыра», расположенного на территории испытательной площадки «Балапан» бывшего Семипалатинского испытательного полигона. Установлено, что добываемый уголь по радионуклидному составу опасности для населения не представляет и может использоваться в хозяйственной деятельности без ограничений. Зола, образующаяся при сжигании угольной продукции месторождения «Каражыра», относится к I классу радиационной опасности и может использоваться в строящихся и реконструируемых жилых и общественных зданиях без ограничений. Даны рекомендации по продолжению ведения радиоэкологического мониторинга с целью обеспечения безопасности при дальнейшем освоении месторождения.

Ключевые слова: месторождение «Каражыра», угольная продукция, зола, радиоэкологический мониторинг, минимально значимая удельная активность (МЗУА), удельная эффективная активность.

ВВЕДЕНИЕ

Месторождение «Каражыра» – один из основных источников высококачественной угольной продукции Республики Казахстан, расположено на территории испытательной площадки «Балапан» бывшего Семипалатинского испытательного полигона (СИП). Схема расположения угольного месторождения «Каражыра» показана на рисунке 1.

На площадке «Балапан» было проведено 106 подземных ядерных взрывов в «боевых» скважинах [1]. В непосредственной близости (на расстоянии от 0,4 до 5,8 км) от границ земельного отвода месторождения расположены 15 «боевых» скважин [2]. Схема расположения близлежащих к месторождению «Каражыра» «боевых» скважин представлена на рисунке 2.

На территории приустьевых площадок близлежащих скважин установлены точечные очаги загрязнений [3]. В результате ветрового переноса (пыльные бури, степные пожары) радиоактивные продукты с загрязненных территорий могут попасть в атмосферный воздух рабочей зоны месторождения и внести существенный вклад в формирование дозы облучения персонала ингаляционным путем [2].

Кроме того, существует вероятность возможного поступления на территорию месторождения подземных вод, загрязненных продуктами подземных ядерных испытаний. Анализ ранее проведенных исследований показал, что основным источником радиоактивного загрязнения подземных вод на территории площадки «Балапан» является ³H. Содержание ³H в подземных водах, отобранных в районе мест расположения близлежащих к месторождению «Каражыра» «боевых» скважин (рисунок 2), изменяется в широком диапазоне от минимально-детектируемой активности используемого средства измерения (6 Бк/кг) до 1,6·10⁵ Бк/кг [2].

Основные виды деятельности на угольном месторождении «Каражыра» – проведение горных и геологоразведочных работ, добыча угля, реализация полезных ископаемых, проектирование, строительство, реконструкция объектов и другие. Продукция месторождения – уголь, который используется для бытовых нужд и в промышленности [4].

Условия полигона, условия ведения горных работ и близость скважин, в которых проводились подрывы ядерных зарядов, а также «радиофобия», провоцирующая противоречивое отношение населения к разработке месторождения и добычи «потенциально радиоактивного» угля, требуют ежегодного радиоэкологического контроля выпускаемой продукции угольного месторождения «Каражыра».

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Общая методология работ заключалась в следующем:

- радиационное сопровождение работ, включающее радиометрический контроль поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов работников и основной дозиметрический контроль за дозами внешнего гамма-излучения с использованием индивидуальных дозиметров TLD-100.

- полевые исследования, которые заключались в отборе проб (каменного угля, почвы) и радиометрических измерениях (мощность эквивалентной дозы (МЭД), плотность потока поверхностного альфа- и бета-излучения) в точках отбора проб;

- лабораторные исследования с использованием методов альфа-, бета- и гамма-спектрометрии и радиохимического выделения с целью определения содержания естественных и техногенных радионуклидов в отобранных пробах.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЖЫРА»

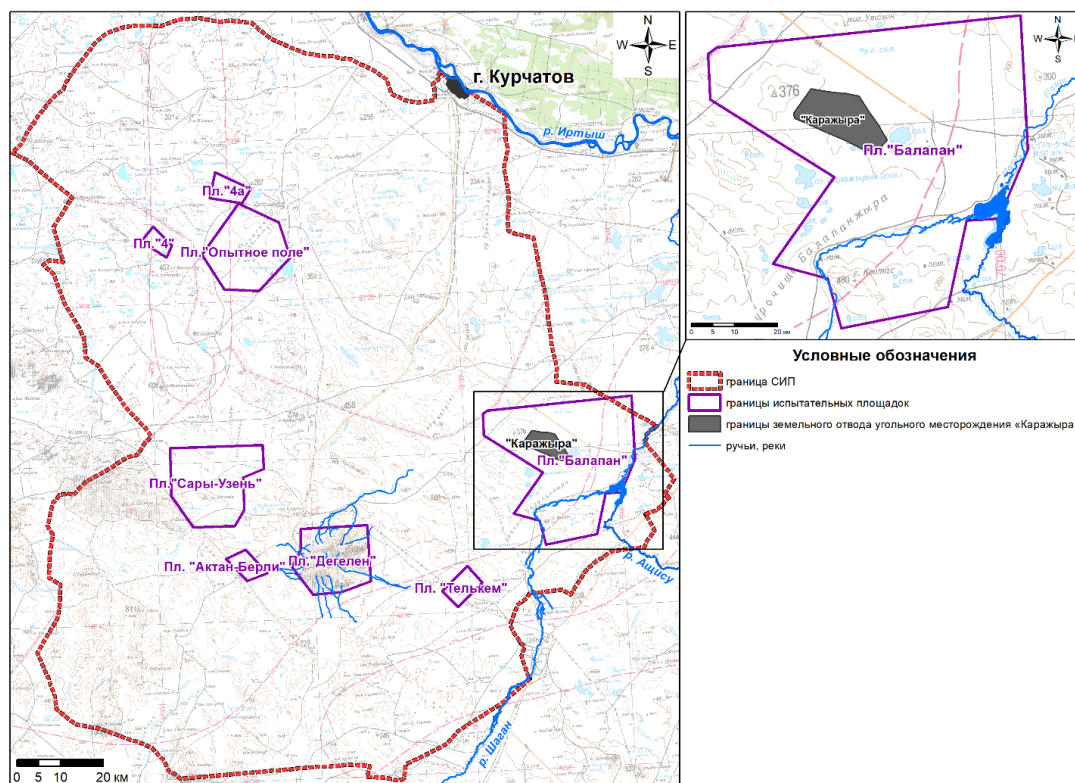


Рисунок 1. Схема расположения угольного месторождения «Карайыра»

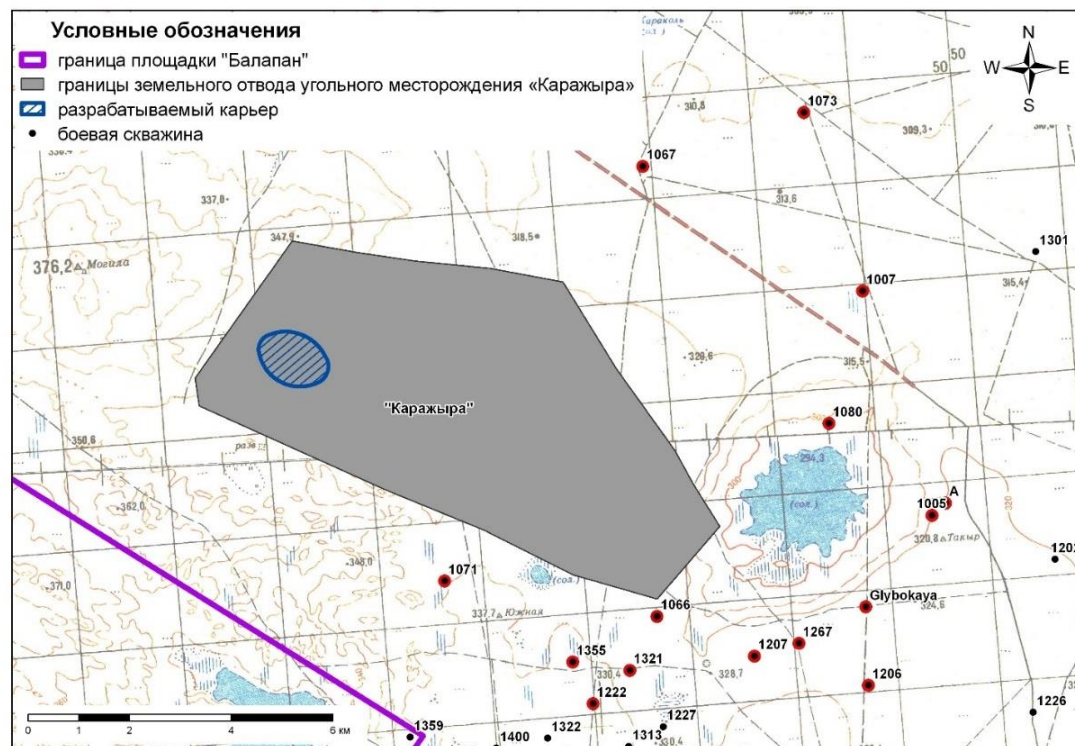


Рисунок 2. Схема расположения близлежащих к месторождению «Карайыра» «боевых» скважин площадки «Балапан»

Радиационное сопровождение работ. Радиометрический контроль поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов работников проводился с помощью дозиметра-радиометра МКС-АТ6130 (НПУП «Атомтех», Беларусь), в соответствии с требованиями методики МУ 2.6.5.032-2017 [5] (рисунок 3).



Рисунок 3. Радиометрическое обследование поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов работников

Радиометрический контроль поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов проходили по два работника ежеквартально в течение 5 лет (2021–2025 гг.). При радиационном контроле измеряли уровень загрязнения на поверхностях, наиболее подверженных контакту с радиоактивными веществами. Основное внимание уделялось лицу, груди, плечам, рукам, карманам, перчаткам, а также носкам и подошве обуви.

Непосредственно перед началом работ проводилось не менее 3-х однократных измерений в месте обследования. При проведении измерений расстояние между чувствительной поверхностью датчика прибора и контролируемой поверхностью не превышало 20 мм в случае определения бета-активного загрязнения. На каждом выбранном участке обследуемой поверхности проводилось не менее 3-х однократных измерений уровней радиоактивных загрязнений

поверхности со статистической точностью на табло прибора до 20%. Если результаты 3-х измерений в одной выборке различались не более чем на 20%, измерение считалось завершённым [5].

Выборочный индивидуальный дозиметрический контроль работников осуществлялся дозиметрами TLD-100 (Thermo Electron Corporation, США), которые фиксируют эффективную дозу от внешнего гамма-излучения. Контроль качества при индивидуальном дозиметрическом контроле осуществлялся через использование поверенных приборов, проведение исследований в аккредитованной лаборатории и регулярную (ежеквартальную) регистрацию доз. Для определения естественного фона участка работ ежеквартально выдавался «фоновый» дозиметр.

«Фоновый» (контрольный) дозиметр предназначен для регистрации эффективной дозы на рабочем месте, в процессе хранения/транспортировки дозиметров и показывает вклад естественного и непроизводственного излучения, который вычитается из показаний индивидуального дозиметра при оценке эффективной дозы персонала.

«Фоновые» дозиметры во время экспонирования рабочих дозиметров необходимо хранить на территории учреждения в помещении, удаленном от любых источников излучения. Вычитание значений доз от природного фона из показаний экспонированных индивидуальных дозиметров не производится. При малых значениях индивидуальных доз вычитание природного фона приводит к ошибкам в сотни процентов, а при дозах свыше 1 мЗв фоновые дозы оказываются меньше, чем погрешность измерений индивидуальной дозы и не оказывают влияния на конечный результат [6].

На индивидуальном дозиметрическом контроле состояло по 5 работников ежеквартально в период с 2021 по 2025 годы. Индивидуальные дозиметры выдавались работникам, которые по своим служебным обязанностям максимальное количество времени находятся на месторождении «Каражыра». Индивидуальные дозиметры располагались на груди (обычно в области сердца), так как это положение обеспечивает максимально точное измерение дозы облучения, получаемой жизненно важными органами, кровеносной системой и всем телом в целом.

Ежеквартально показания с дозиметров считывались на дозиметрической установке Harshaw 6600 (Thermo Electron Corporation, США) в лабораторных условиях, в соответствии с требованиями ГОСТ Р МЭК 1066-93 [7]. Считывание показаний с TLD-100 на установке Harshaw 6600 происходит автоматически методом нагрева детектора. Система считывает дозы фотонного излучения, обеспечивая высокую точность. Лабораторный процесс включает автоматическую подачу кассет, нагрев TLD-карт и регистрацию света, пропорционального полученной дозе. Программное обеспечение преобразует полученный сигнал в числовые значения эквивалентных доз (мЗв)

и записывает их в базу данных. Загрузка, нагрев и считывание показаний дозиметров осуществляется автоматически одновременно двух детекторов карты. После считывания детекторы автоматически проходят процедуру отжига (очистки) для использования в следующем цикле контроля.

Полевые исследования. Установление системы ограничений и вида безопасного использования топлива производится на основании определения класса опасности выпускаемой продукции, согласно Гигиеническим нормативам [8].

С целью определения возможного радиоактивного загрязнения и установления класса опасности твердого топлива и золы произведен отбор 20 проб угля (по одной пробе ежеквартально) из мест складирования, согласно стандартной методике точечным методом (рисунок 4). При этом выбирались места, где уголь не подвергался длительному атмосферному воздействию, поскольку выпадающие осадки и ветер могут стать причиной перераспределения радионуклидов в слое угля. Отбор проб угля проводился в соответствии требованиями стандарта СТ РК ИСО 18283-2008 [9].



Рисунок 4. Отбор проб и измерение радиационных параметров угля

Перед началом отбора проб угля проводилось 5 измерений уровня радиоактивного загрязнения

поверхности отбора со статистической точностью на табло прибора до 20%. По результатам предварительного обследования определялась область с максимальными показаниями прибора, которая далее использовалась как область отбора проб. В выбранной области извлекался 40 см слой угля, так как сырье на поверхности может быть окислено и пересушено. Далее с подготовленной поверхности производился отбор не менее 5 точечных проб угля с помощью совка. Все точечные пробы объединяли и немедленно помещали в общую герметичную тару для предотвращения потери влаги.

С целью подтверждения наличия локальных очагов техногенного загрязнения, на приустьевых территориях близлежащих скважин выполнен отбор проб почвы. Пробы почвы отбирались точечным методом, в соответствии с требованиями ГОСТ 17.4.3.01-2017 [10]. Отбор проб производился в местах, где ранее фиксировались повышенные концентрации радионуклидов ^{241}Am , ^{137}Cs и $^{239+240}\text{Pu}$. Количество точек отбора – 10 с каждой скважины. До начала работ в каждой точке обследования проводились измерения МЭД на высоте 0,03 м и 0,1 м, а также плотности потока бета-частиц на высоте 0,03 м с предварительным отсечением гамма-фона. Перед отбором проб выполнялась предварительная подготовка места (выкапывание приямков штыковой или саперной лопатой, расчистка поверхности от растительности, не нарушая при этом целостности поверхности грунта). Проба отбиралась с площади 100 см² (10×10 см), глубина отбора пробы составляла 5 см. Масса отобранной пробы составляла около 1 кг. После отбора из проб удалялись крупные включения, такие как камни, корни растений и т.д.

Радиометрические измерения МЭД в точках отбора проб выполнялись с помощью дозиметров-радиометров МКС-АТ6130 (НПУП «Атомтех», Беларусь), уровня загрязненности альфа- и бета-активными радионуклидами – МКС-АТ1117М (НПУП «Атомтех», Беларусь).

Отобранные пробы для дальнейших исследований передавались в лаборатории филиала «Институт радиационной безопасности и экологии» РГП НЯЦ РК.

Лабораторные исследования. Лабораторные исследования заключались в определении удельной активности радионуклидов ^{241}Am , ^{137}Cs , ^{40}K , ^{232}Th , ^{226}Ra , ^{90}Sr , $^{239+240}\text{Pu}$ и ^3H в пробах угля.

Определение удельной активности гамма-излучающих радионуклидов ^{241}Am , ^{137}Cs , ^{40}K , ^{232}Th , ^{226}Ra в отобранной пробе осуществлялось инструментальным гамма-спектрометрическим методом. Навеску помещали в предварительно взвешенную измерительную емкость, уплотняли, взвешивали емкость с образцом, вычисляли массу навески, измеряли диаметр емкости и высоту слоя пробы в ней ($\pm 0,5$ мм). Емкость со счетным образцом герметично закрывали, маркером наносили надпись с указанием данных счетного образца (номер пробы, масса,

высота навески и толщина дна измерительной емкости). Измерение подготовленного образца проводилось на гамма-спектрометре ORTEC GEM в соответствии с методикой выполнения измерений МИ 2143–91 РК [11]. Предел обнаружения – 1 Бк/кг, погрешность измерений не превышала 20%.

Измерения содержания ^{90}Sr в угле производились согласно требованиям методики измерения активности радионуклидов с использованием сцинтилляционного бета-спектрометра с программным обеспечением «Прогресс» (НПО «Доза») [12]. Из образца угля, прошедшего гамма-спектрометрический анализ, отбирали навеску массой (15 ± 5) г, взвешивали ее с точностью до 0,1 г. Навеску помещали в предварительно взвешенную кювету (диаметром 70 мм) до бортиков, измеряемый счетный образец закрывали полиэтиленовой пленкой, затем навеску уплотняли специальным прессующим инструментом. Минимально детектируемая активность ^{90}Sr в пробах составляла 100 Бк/кг.

Радиохимический анализ пробы угля на определение содержания изотопов $^{239+240}\text{Pu}$ проводился в соответствии с методикой [13]. Для определения $^{239+240}\text{Pu}$ из пробы отбирали усредненную навеску массой 5–10 г методом квадратирувания, взвешивая с точностью до 0,1 г. Усредненную навеску помещали в фарфоровый тигель, который накрывали крышкой, и ставили в холодную муфельную печь. Далее образец прокалывали в муфельной печи при температуре 550 ± 5 °C в течение 9 ч. После охлаждения муфельной печи тигель вынимали и навеску перемешивали стеклянной палочкой. На первой стадии выделения изотопов Pu в раствор, полученный после предварительной подготовки, добавлялся нитрит натрия для перевода нитратов в нитриты. Затем раствор пропускать через хроматографическую колонку с ионообменной смолой. Радионуклид $^{239+240}\text{Pu}$ извлекался из колонки гидроксиламином солянокислым, переводился в хлорид, и полученная фракция наносилась на металлическую подложку (пластину) путем электролитического осаждения. Определение удельной активности $^{239+240}\text{Pu}$ в пробах проводили на альфа-спектрометре «Alpha Ensemble».

Подготовка пробы угля для определения содержания ^3H в свободной воде выполнялось методом дистилляции, основанном на выделении водной фазы из анализируемого образца. Дистилляция проводилась в перегонном аппарате, состоящем из круглодонной колбы объемом 500 мл, прямого обратного водяного холодильника, приемной колбы и колбонагревателя. Необходимая масса навески пробы составляла от 100 до 300 г в зависимости от влажности. Дистилляция проводилась при температуре 150–160 °C до прекращения выделения влаги. Для определения содержания ^3H из полученного дистиллята отбирали образец (аликвоту) объемом 5 мл и помещали в пластиковую виалу объемом 20 мл, с добавлением сцинтилляционного коктейля в пропорции 1:3 (отношение образец –

сцинтиллятор). Для определения объемной активности ^3H в отобранной пробе использовался жидко-сцинтилляционный спектрометр Quantulus 1220. Область энергии для определения ^3H задавалась в интервале от 0 до 15 кэВ. Время измерения образца составляло порядка 2 часов. Предел обнаружения удельной активности ^3H в свободной воде при использованных методах составлял 4 Бк/л [14].

Определение техногенных радионуклидов ^{241}Am , ^{137}Cs и $^{239+240}\text{Pu}$ в отобранных проб почвы проводились аналогично лабораторным исследованиям проб угля, согласно требованиям методик [11, 13].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

С целью определения возможного радиоактивного загрязнения поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов работников ежеквартально в период с 2021 по 2025 годы проведены измерения радиационных параметров. Результаты радиометрических измерений представлены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты радиометрических измерений поверхностей спецодежды, спецобуви и кожных покровов

Вид измерения	2021 г.	2022 г.	2023 г.	2024 г.	2025 г.
Плотность потока поверхностного бета-излучения, част/(мин·см ²)	<10	<10	<10	<10	<10
Допустимые уровни: неповрежденная кожа, специальное белье, полотенца, внутренняя поверхность лицевых частей средств индивидуальной защиты – 200 част/(мин·см ²); основная спецодежда, внутренняя поверхность дополнительных средств индивидуальной защиты, наружная поверхность спецобуви – 2000 част/(мин·см ²) [8].					

По результатам радиометрических измерений (таблица 1), значения плотности потока бета-излучения, полученные за период проведения обследования с 2021 по 2025 годы, не превысили предела минимальной детектируемой активности используемых средств измерений и составили <10 част/(мин·см²). Полученные значения не превышают допустимые уровни радиоактивного загрязнения кожных покровов, спецодежды, спецобуви и средств индивидуальной защиты персонала, согласно Гигиеническим нормативам [8].

По результатам индивидуального дозиметрического контроля, рассчитана величина ожидаемой годовой дозы, полученной работниками только от источников техногенного происхождения (таблица 2).

Из таблицы 2 видно, что величины ожидаемой годовой дозы (с вычетом значения фонового дозиметра), полученные за период проведения обследования с 2021 по 2025 годы, не превысили установленное значение для категории населения – 1 мЗв [8].

Для подтверждения ранее обнаруженных точечных очагов загрязнения на приустьевых территориях близлежащих скважин в 2023–2025 гг. отобраны пробы поверхностного слоя почвы. Результаты лабораторных исследований радионуклидного состава отобранных проб представлены в таблице 3.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЖЫРА»

Таблица 2. Результаты индивидуального дозиметрического контроля ($n = 100$)

Год исследования	Индивидуальная эффективная доза	Индивидуальная эквивалентная доза в коже
Среднее значение (минимальное – максимальное) за квартал, мЗв		
2021	0,18 (0,11 – 0,24)	0,20 (0,16 – 0,24)
2022	0,14 (0,06 – 0,20)	0,16 (0,09 – 0,24)
2023	0,19 (0,13 – 0,23)	0,19 (0,16 – 0,22)
2024	0,21 (0,16 – 0,28)	0,23 (0,19 – 0,29)
2025	0,18 (0,14 – 0,20)	0,18 (0,14 – 0,24)
Ожидаемая годовая доза (с вычетом показаний фонового дозиметра), мЗв		
2021	0,20	0,26
2022	0,19	0,34
2023	0,23	0,16
2024	0,30	0,26
2025	0,20	0,32

Таблица 3. Результаты лабораторных исследований проб почвы

№ п/п	Скважина	п	Удельная активность радионуклидов, Бк/кг		
			²⁴¹ Am	¹³⁷ Cs	²³⁹⁺²⁴⁰ Pu
1	1005	10	<0,5 – 5,0	1,2 – 19	<0,4 – 32
2	1007	10	<0,7 – 9,0	26 – 1,4·10 ⁴	6,7 – 40
3	1066	10	<0,6 – 3,1	<0,6 – 21	<0,4 – 7,9
4	1067	10	<0,6 – 5,7	3 – 20	<0,6 – 33
5	1071	10	<0,5 – 4,1	6,0 – 7,5·10 ³	<0,4 – 17
6	1073	10	<0,5 – 5,9	1,2 – 29	<0,5 – 48
7	1080	10	<0,5 – 11	10 – 1,4·10 ⁵	14 – 25
8	1206	10	<0,7 – 7,0	1 – 29	9 – 30
9	1207	10	<0,9 – 2,0	1,3 – 620	<0,9 – 13
10	1222	10	<0,7 – 1,7	4,0 – 6,4·10 ³	6,2 – 9,4
11	1267	10	0,6 – 1,2·10 ⁴	2,0 – 6,5·10 ³	5,0 – 2,8·10 ⁴
12	1321	10	<1,7 – 3,1	0,4 – 20	<0,5 – 38
13	1355	10	<0,5 – 5,0	<0,4 – 41	<0,9 – 30
14	Глубокая	10	<0,4 – 5,0	<1,5 – 31	14 – 38
15	А	10	<0,4 – 2,0	<0,4 – 7,0	<0,6 – 6,0
МЗУА, Бк/кг [8]			1·10 ³	1·10 ⁴	1·10 ³

Согласно результатам лабораторных анализов (таблица 3), максимальное значение удельной активности радионуклида ¹³⁷Cs в пробах почвы, отобранной на приустьевых территориях скважин 1007 и 1080 превышает значение МЗУА данного элемента, согласно Гигиеническим нормативам [8]. Также зафиксировано превышение значений МЗУА радионуклидов ²⁴¹Am и ²³⁹⁺²⁴⁰Pu в почве, отобранной на приустьевой территории скважины 1267. Максимальные концентрации радионуклидов ²⁴¹Am, ¹³⁷Cs и ²³⁹⁺²⁴⁰Pu в поверхностном слое почвы, отобранной на приустьевых территориях остальных близлежащих к

месторождению «Каражыра», не превышают значений МЗУА данных радионуклидов, согласно Гигиеническим нормативам [8].

Максимальная удельная активность радионуклидов ²⁴¹Am и ²³⁹⁺²⁴⁰Pu в почве всех обследованных скважин превышает значения уровня глобальных выпадений (²⁴¹Am – 0,2–0,4 Бк/кг, ²³⁹⁺²⁴⁰Pu – 0,34–0,59 Бк/кг), характерных для северного полушария [15]. Максимальная удельная активность ¹³⁷Cs в почве практически всех обследованных скважин превышает значения уровня глобальных выпадений (15,2 Бк/кг), характерных для северного полушария [15]. Исключение составляет скважина А, где максимальная концентрация ¹³⁷Cs в почве находится на уровне 7 Бк/кг.

Таким образом, наличие точечных очагов загрязнения на приустьевых территориях близлежащих скважин допускает вероятность возможного переноса загрязненных радионуклидами грунтов из мест проведения ядерных испытаний на территорию месторождения «Каражыра». Что, в свою очередь, подтверждает необходимость проведения ежегодного радиологического мониторинга исследуемой территории.

С целью определения возможного радиоактивного загрязнения и установления класса опасности выпускаемой продукции месторождения «Каражыра» ежеквартально в период с 2021 по 2025 годы из места складирования производился отбор проб угля.

Результаты полевых радиометрических измерений в точках отбора проб угля представлены в таблице 4.

По результатам радиометрических измерений (таблица 4), значения МЭД, полученные за весь период проведения обследования, находились на уровне фона, присущего данной местности (<0,1–0,2 мкЗв/ч). Значения плотности потоков альфа- и бета-излучения не превысили значений допустимых уровней, которые составляют 5 част/(мин·см²) и 2000 част/(мин·см²), соответственно [8].

Для определения удельной активности радионуклидов в пробах угля выполнены гамма-спектрометрический анализ, радиохимический анализ по определению содержания ²³⁹⁺²⁴⁰Pu, бета-спектрометрические анализы по определению содержания ⁹⁰Sr и ³H. Результаты лабораторных анализов представлены в таблице 5.

По результатам лабораторных исследований (таблица 5), максимальные концентрации радионуклида ⁴⁰K в угле варьируют от 20 до 150 Бк/кг, ²³²Th – от 3 до 11 Бк/кг, ²²⁶Ra – от 5 до 14 Бк/кг, ³H – от 4,5 до 70 Бк/кг. Низкие концентрации радионуклидов ²³⁹⁺²⁴⁰Pu (0,5 Бк/кг) и ³H (70 Бк/кг), зафиксированные в угле в 2023 г. и 2024 г. соответственно, имеют единичный случай и не дают возможности установить динамику радиационной ситуации на территории месторождения «Каражыра». Однако, полученные данные подтверждают необходимость проведения ежегодного мониторинга для принятия дальнейших решений.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЖЫРА»

Таблица 4. Результаты радиометрических измерений в точках отбора проб угля

Вид измерения	2021 г.	2022 г.	2023 г.	2024 г.	2025 г.
	Усредненное значение (минимальное – максимальное)				
МЭД, мкЗв/ч	<0,10	0,11 (<0,10 – 0,12)	0,11 (0,10 – 0,13)	0,12 (0,11 – 0,13)	0,13 (0,12 – 0,13)
Плотность потока поверхностного альфа-излучения, част/(мин·см²)	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1
Плотность потока поверхностного бета-излучения, част/(мин·см²)	<10	<10	<10	<10	<10

Таблица 5. Результаты лабораторных анализов проб угля

№ п/п	Год исследования	п	Максимальная концентрация радионуклидов, Бк/кг							
			⁴⁰ K	²³² Th	²²⁶ Ra	²⁴¹ Am	¹³⁷ Cs	²³⁹⁺²⁴⁰ Pu	⁹⁰ Sr	³ H
1	2021	4	150±15	11±2	14±12	<3,0	<1,0	<0,7	<100	4,5±0,5
2	2022	4	130±15	10±1	9±2	<3,0	<1,0	<0,6	<100	<6,0
3	2023	4	20±6	3,0±0,5	5±1	<3,0	<1,0	0,5±0,3	<100	<6,0
4	2024	4	120±24	6±1	11±2	<2,0	<1,0	<0,3	<100	70±10
5	2025	4	85±20	5±1	5±1	<2,0	<1,0	<0,2	<100	<6,0
МЗУА, Бк/кг [8]			1,0·10 ⁵	1,0·10 ³	1,0·10 ⁴	1,0·10 ³	1,0·10 ⁴	1,0·10 ³	1,0·10 ⁵	1,0·10 ⁹

Содержание радионуклидов ²⁴¹Am, ¹³⁷Cs и ⁹⁰Sr во всех обследованных пробах угля находится ниже предела обнаружения используемого аппаратурно-методического обеспечения. Удельная активность ²³⁹⁺²⁴⁰Pu в угле не превышает значений уровня глобальных выпадений (0,34–0,59 Бк/кг), характерных для северного полушария [15].

Кроме того, максимальные концентрации радионуклидов ⁴⁰K, ²³²Th, ²²⁶Ra, ²⁴¹Am, ¹³⁷Cs, ²³⁹⁺²⁴⁰Pu, ⁹⁰Sr и ³H в угле разреза «Каражыра», полученные за период проведения обследования с 2021 по 2025 годы, не превышают значений МЗУА данных радионуклидов, согласно Гигиеническим нормативам [8].

Установление системы ограничений и вида безопасного использования твердого топлива (угля) производится на основании анализа удельной активности природных радионуклидов. Сумма отношений удельной активности радионуклидов урана (радия) и тория к минимально значимым удельным активностям ($C_{\text{уголь}}^{\text{у}} \text{ (радия)}$), определялась по формуле, приведенной в п. 40 Гигиенических нормативов:

$$C_{\text{уголь}}^{\text{у}} = \frac{A_{U(Ra)}}{1000} + \frac{A_{Th}}{1000},$$

где $A_{U(Ra)}$, A_{Th} – удельная активность U (²²⁶Ra), ²³²Th, находящихся в радиоактивном равновесии с остальными членами уранового и ториевого рядов, соответственно, Бк/кг; 1000 – МЗУА природного урана и тория, Бк/кг [8].

Результаты расчета $C_{\text{уголь}}^{\text{у}}$ представлены на рисунке 5.

Из рисунка 5 видно, что максимальные значения $C_{\text{уголь}}^{\text{у}}$, полученные для добываемого угля за период с 2021 по 2025 годы, значительно ниже (более чем в 40 раз) нормативного уровня (1 Бк/кг), характеризующего I класс радиационной опасности угля, согласно

Гигиеническим нормативам [8]. Следовательно, обследованный уголь может использоваться в качестве энергетического сырья в хозяйственной деятельности без ограничений.

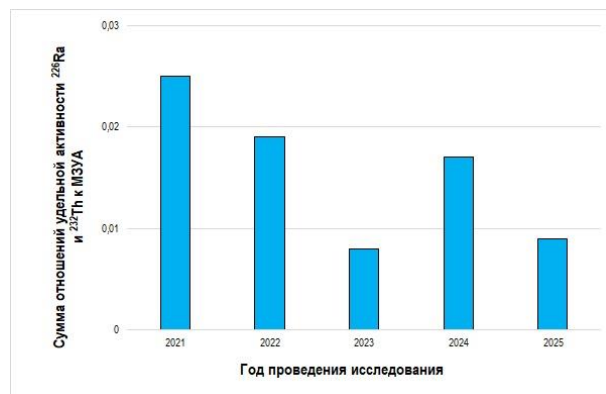


Рисунок 5. Сумма отношений удельной активности радионуклидов урана (радия) и тория к МЗУА в угле, добываемом на месторождении «Каражыра»

Установление класса радиационной опасности золы и вида ее безопасного использования в качестве строительного материала осуществляется по показателю удельной эффективной активности, в соответствии с приложением 7 Гигиенических нормативов [8].

Оценка и прогнозирование удельной эффективной активности золы, образующейся при сжигании топлива, проводится по результатам радиационных испытаний угля и определяется по формуле:

$$A_{\text{эфф. прог.}}^{\text{зола}} = A_{\text{эфф.}}^{\text{уголь}} \times K_k + D_{\text{уголь}}^{\text{уголь}},$$

где $A_{\text{эфф.}}^{\text{уголь}}$ – удельная эффективная активность природных радионуклидов в пробе угля; K_k – коэффициент концентрации радионуклидов в золе, определяется по формуле:

$$K_k = \frac{100\%}{A^d},$$

где A^d – зольность угля, %; $D_{эфф.}^{уголь}$ – абсолютная погрешность определения $A_{эфф.}^{уголь}$.

Результаты расчета $A_{эфф.}^{зола}$ представлены на рисунке 6.



Рисунок 6. Удельная эффективная активность природных радионуклидов золе

Из рисунка 6 видно, что максимальные значения $A_{эфф.}^{зола}$, прогнозируемое для золы за период с 2021 по 2025 годы, значительно ниже допустимого значения (370 Бк/кг), характеризующего I класс радиационной опасности золы, согласно Гигиеническим нормативам [8]. Следовательно, зола, образующаяся при сжигании угля обследуемого месторождения, может использоваться в строящихся и реконструируемых жилых и общественных зданиях без ограничений.

За исследуемый период (2021–2025 гг.) наблюдается динамика снижения $A_{эфф.}^{зола}$, что может быть связано с природными факторами. Предположительно, при добыче угля в карьере могли перейти на другой горизонт или участок, где содержание естественных радионуклидов ^{40}K , ^{232}Th и ^{226}Ra ниже.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Случаев превышения основных дозовых пределов для населения, регламентируемых Гигиеническими нормативами, у работников за период проведения индивидуального дозиметрического контроля не зафиксировано.
2. Значения МЭД в обследованных точках угольного разреза находились на уровне фона для данной местности, значения плотности потоков поверхностного альфа- и бета-излучения не превысили предела минимальной детектируемой активности используемых средств измерений.
3. Добываемый уголь месторождения «Каражыра» относится к I классу радиационной опасности и может использоваться в качестве энергетического

сырья в хозяйственной деятельности без ограничений.

4. Зола, образующаяся при сжигании угольной продукции месторождения «Каражыра», относится к I классу радиационной опасности и может использоваться в строящихся и реконструируемых жилых и общественных зданиях без ограничений.

5. Оценивая современное состояние радиационной обстановки и специфику работы на территории полигона, необходимо продолжить ежегодный индивидуальный дозиметрический контроль персонала и расширить радиоэкологический мониторинг на территории месторождения «Каражыра» с увеличением объема анализируемых проб окружающей среды.

6. Проведение рекомендуемых мероприятий внесет существенный вклад при оценке возможных изменений окружающей среды в результате антропогенной деятельности и позволит снизить уровень радиофобии среди населения, что будет способствовать дальнейшей разработке угольного месторождения «Каражыра» и благоприятному развитию местной экономики с привлечением в регион крупных инвесторов.

Финансирование

Исследования выполнены при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии в рамках научно-технической программы «Развитие атомной энергетики в Республике Казахстан» (ИРН – BR24792713), а также хозяйственных работ с ТОО «ВостокУгольПром» (2021–2025 гг.).

ЛИТЕРАТУРА

1. Семипалатинский испытательный полигон. Создание, деятельность, конверсия /кол. авторов под рук. В.С. Школьника. – А: Казахстан, 2003.
2. Актуальные вопросы радиологии Казахстана [Сборник трудов Национального ядерного центра Республики Казахстан за 2011 г.]. / Под руководством С.Н. Лукашенко. – Павлодар: Дом печати, 2011. Вып.3 – Т.1. – 432 с.
3. Обеспечение безопасности бывшего Семипалатинского испытательного полигона. Республиканская бюджетная программа 011 «Обеспечение радиационной безопасности»: отчет о НИР/ ИРБЭ НЯЦ РК; рук. Лукашенко С.Н. – Курчатов: ИРБЭ НЯЦ РК, 2007. – 66 с.
4. К. С. Исабекова, С. М. Кудеринов, Е. Н. Сембаев, Н. А. Кудеринова. Радиоэкологический мониторинг окружающей среды на территории угольного месторождения «Каражыра». / Интерэкспо Гео-Сибирь - 2 (4), 2018 – С. 224-230.
5. МУ 2.6.5.032-2017 Контроль радиоактивного загрязнения поверхностей: Методические указания – М., Федеральное медико-биологическое агентство, 2017 г. 62 с.
6. МУ 2.6.1.3015-12 Организация и проведение индивидуального дозиметрического контроля. Персонал медицинских организаций. Дата актуализации: 01.01.2021 г.

**ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА НА ПЕРСОНАЛ
И ВЫПУСКАЕМУЮ ПРОДУКЦИЮ УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ «КАРАЗЫРА»**

7. ГОСТ Р МЭК 1066-93 «Системы дозиметрические для индивидуального контроля и мониторинга окружающей среды. Общие технические требования и методы испытания».
8. «Гигиенические нормативы к обеспечению радиационной безопасности». Утверждены приказом Министра здравоохранения РК от 02.08.2022 года № ҚР ДСМ-71.
9. СТ РК ИСО 18283-2008 «Уголь каменный и кокс. Ручной отбор проб».
10. ГОСТ 17.4.3.01-2017 «Охрана природы (ССОП). Почвы. Общие требования к отбору проб».
11. МВИ KZ.07.00.03126-2015. Активность радионуклидов в счетных образцах. Методика измерений на гамма-спектрометрах с использованием программного обеспечения «SpectraLine».
12. МВИ «Методика выполнения измерений «Определение удельной активности искусственных радионуклидов $^{239+240}\text{Pu}$, ^{90}Sr в объектах окружающей среды: почвах, грунтах, донных отложениях и растениях», Алматы, ИЯФ, 2021. – № KZ 06.01.00308-2021.
13. Методика количественного химического анализа НСАМ №499-АЭС/МС «Определение элементного состава горных пород, почв, грунтов и донных отложений атомно-эмиссионным с индуктивно-связанной плазмой и масс-спектральным с индуктивно-связанной плазмой методами».
14. Качество воды. ^3H . Метод определения активности с помощью жидкостно-сцинтилляционного счета. Международный стандарт ISO 9698:2019 (E). – Введ. 2019-05-01.– Швейцария, 2019. – 32 с.
15. Актуальные вопросы радиэкологии Казахстана. Выпуск 5. Оптимизация исследований территорий Семипалатинского испытательного полигона с целью их передачи в хозяйственный оборот / под рук. Лукашенко С.Н. – Павлодар: Дом печати, 2015.- 356 с.
4. K. S. Isabekova, S. M. Kuderinov, E. N. Sembaev, N. A. Kuderinova. Radioekologicheskiy monitoring okruzhayushchey sredy na territorii ugol'nogo mestorozhdeniya "Karazhyra". / Interekspo Geo-Sibir' - 2 (4), 2018 – P. 224–230.
5. MU 2.6.5.032-2017 Kontrol' radioaktivnogo zagryazneniya poverkhnostey: Metodicheskie ukazaniya – Moscow, Federal'noe mediko-biologicheskoe agentstvo, 2017 g. 62 p.
6. MU 2.6.1.3015-12 Organizatsiya i provedenie individual'nogo dozimetricheskogo kontrolya. Personal meditsinskikh organizatsiy. Data aktualizatsii: 01.01.2021 g.
7. GOST R MEK 1066-93 "Sistemy dozimetricheskie dlya individual'nogo kontrolya i monitoringa okruzhayushchey sredy. Obshchie tekhnicheskie trebovaniya i metody ispytaniya".
8. "Gigienicheskie normativy k obespecheniyu radiatsionnoy bezopasnosti". Utverzhdeny prikazom Ministra zdoravookhraneniya RK ot 02.08.2022 goda No. QR DSM-71.
9. ST RK ISO 18283-2008 "Ugol' kamennyy i koks. Ruchnoy otbor prob".
10. GOST 17.4.3.01-2017 "Okhrana prirody (SSOP). Pochvy. Obshchie trebovaniya k otboru prob".
11. MVI KZ.07.00.03126-2015. Aktivnost' radionuklidov v schetnykh obraztsakh. Metodika izmereniy na gamma-spektrometrakh s ispol'zovaniem programmnoy obespecheniya «SpectraLine».
12. MVI «Metodika vypolneniya izmereniy «Opreделение udel'noy aktivnosti iskusstvennykh radionuklidov $^{239+240}\text{Pu}$, ^{90}Sr v ob"ektakh okruzhayushchey sredy: pochvakh, gruntakh, donnykh otlozheniyakh i rasteniyakh», Алматы, ИЯФ, 2021. – No. KZ 06.01.00308-2021.
13. Metodika kolichestvennogo khimicheskogo analiza NSAM No. 499-AES/MS «Opreделение elementnogo sostava gornyykh porod, pochv, gruntov i donnykh otlozheniy atomno-emissionnym s induktivno-svyazannoy plazmoy i mass-spektral'nym s induktivno-svyazannoy plazmoy metodami.
14. Kachestvo vody. ^3H . Metod opredeleniya aktivnosti s pomoshch'yu zhidkostno-stsintillyatsionnogo scheta. Mezhdunarodnyy standart ISO 9698:2019 (E). – Vved. 2019-05-01.– Shveytsariya, 2019. – 32 p.
15. Aktual'nye voprosy radioekologii Kazakhstana. Vypusk 5. Optimizatsiya issledovaniy territoriy Semipalatinskogo ispyatel'nogo poligona s tsel'yu ikh peredachi v khozyaystvennyy oborot / pod ruk. Lukashenko S.N. – Pavlodar: Dom pechati, 2015. – 356 p.

REFERENCES

СЕМЕЙ СЫНАҚ ПОЛИГОНЫНЫҢ «ҚАРАЖЫРА» КӨМІР КЕН ОРНЫНЫҢ ПЕРСОНАЛЫНА
ЖӘНЕ ОНЫҢ ШЫҒАРЫЛАТЫН ӨНІМІНЕ ӘСЕРІН БАҒАЛАУ

С. П. Левченко^{1*}, В. В. Божко¹, В. В. Курчина²

¹ ҚР ҰАӨ РМК «Радиациялық қауіпсіздік және экология институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

² «ВостокУгольПром» ЖШС, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: levchenko_sveta@nnc.kz

Бұл жұмыста бұрынғы Семей сынақ полигонының «Балапан» сынақ алаңының аумағында орналасқан «Қаражыра» көмір кен орнының өнімінің радиологиялық мониторингінің (2021–2025 жж.) деректері ұсынылған. Радионуклидтік құрамы бойынша өндірілетін көмір халық үшін қауіп төндірмейтіні және шаруашылық қызметте шектеусіз пайдалануға болатыны анықталды. «Қаражыра» кен орнының көмір өнімін жағу кезінде пайда болатын күл радиациялық қауіптіліктің I класына жатады және салынып жатқан және қалпына келтірілетін тұрғын және қоғамдық ғимараттарда шектеусіз пайдалануға болады. Кен орнын одан әрі игеру кезінде қауіпсіздікті қамтамасыз ету мақсатында радиоэкологиялық мониторинг жүргізуді жалғастыру бойынша ұсыныстар берілді.

Түйін сөздер: «Қаражыра» кен орны, көмір өнімі, күл, радиоэкологиялық мониторинг, минималды маңызды үлестік белсенділігі (ММУБ), үлестік тиімді белсенділік.

ASSESSMENT OF THE IMPACT BY THE SEMIPALATINSK TEST SITE ON THE PERSONNEL
AND THE OUTPUT PRODUCTS OF THE COAL DEPOSIT “KARAZHYRA”

S. P. Levchenko^{1*}, V. V. Bozhko¹, V. V. Kurchiga²

¹ Branch “Institute of Radiation Safety and Ecology” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² “VostokUgolProm” LLP, Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: levchenko_sveta@nnc.kz

This paper presents data on the radiological monitoring (2021–2025) of the produce of the coal deposit “Karazhyra” located within the Balapan test location at the former Semipalatinsk Test Site. Coal mine was found to pose not hazard to the public by its radionuclide composition and can be used in the economic activities with no limitations. Ash produced by combusting coal products of the “Karazhyra” deposit is classed as radiation hazard I and is usable in residential and public buildings under construction and reconstruction with no limitations. Recommendations were given to continue the radioecological monitoring with a view to assure safety for further deposit development.

Keywords: “Karazhyra” deposit, coal produce, ash, radioecological monitoring, minimum significant activity concentration (MSAC), effective activity concentration.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-71-79>

УДК 004.45:004.77:528.94:502/504 (574.41)

РАЗРАБОТКА WEB-ПРИЛОЖЕНИЯ ПО УСТОЙЧИВОМУ УПРАВЛЕНИЮ ЗЕМЕЛЬНЫМИ РЕСУРСАМИ И ВОДНЫМИ ОБЪЕКТАМИ ТЕРРИТОРИИ БЫВШЕГО СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА, РАСПОЛОЖЕННЫМИ НА УЧАСТКАХ, ПЛАНИРУЕМЫХ К ПЕРЕДАЧЕ В НАРОДНО-ХОЗЯЙСТВЕННЫЙ ОБОРОТ

И. А. Бачурина*, В. Н. Монаенко, Н. В. Ларионова, А. В. Топорова

Филиал «Институт радиационной безопасности и экологии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

* E-mail для контактов: bachurina@nnc.kz

В статье представлены результаты разработки веб-приложения для устойчивого управления земельными ресурсами и водными объектами на территории бывшего Семипалатинского испытательного полигона (СИП), расположенными на участках, планируемых к передаче в народно-хозяйственный оборот. В работе описан процесс формирования базы пространственных данных с использованием PostGIS, реализация серверной логики на Django и визуализация геообъектов с помощью Leaflet.js. Разработанное приложение обеспечивает отображение, фильтрацию и редактирование радиационно-экологических данных, включая точки почвенных и водных проб, геологические структуры, элементы инфраструктуры и т.д. Приведены этапы создания REST API (Representational State Transfer Application Programming Interface), механизм импорта данных в формате CSV (Comma-Separated Values), а также средства интерактивного управления слоями карты. Инструмент ориентирован на поддержку принятия решений в сфере радиационной безопасности и экологического планирования.

Ключевые слова: веб-приложение, база пространственных данных, геоинформационные системы (ГИС), Семипалатинский испытательный полигон, устойчивое управление, пространственный анализ.

ВВЕДЕНИЕ

На протяжении четырёх десятилетий (1949–1989 гг.) на территории СИП проводились атмосферные, наземные и подземные ядерные взрывы, в результате чего сформировалась одна из наиболее сложных радиоэкологических обстановок в мире. Последствия испытаний – радиоактивное загрязнение почвы, воды, флоры и фауны – продолжают оказывать влияние на окружающую среду и воспринимаются как фактор повышенного риска при принятии решений о хозяйственном использовании земель в пределах полигона.

В период с 2008 по 2021 год Национальным ядерным центром Республики Казахстан (НЯЦ РК) было организовано масштабное экологическое обследование территории СИП. Этот проект стал крупнейшим подобным исследованием в истории Казахстана как по охвату территории, так и по объёму собранных данных. Выполнены десятки тысяч пробоотборов почвы (в том числе по глубине), воздуха, воды и растительности. Проведены спектрометрические и дозиметрические измерения, проведено картографирование и лабораторная верификация результатов. Итоги работ получили высокую оценку со стороны международного сообщества, в частности Международного агентства по атомной энергии (МАГАТЭ), подтвердив значимость подхода и достоверность полученной информации [1].

На основании полученных данных были выделены участки с превышением предельно допустимых уровней загрязнения, для которых рекомендован особый режим использования, а также значительные

площади условно чистых территорий, потенциально пригодных для вовлечения в народно-хозяйственный оборот. Закон Республики Казахстан «О Семипалатинской зоне ядерной безопасности» (№ 16-VIII ЗРК от 5 июля 2023 г.) закрепил правовые основания для разграничения таких территорий и установления режима их безопасного использования.

Становится очевидным, что дальнейшее развитие региона требует не только правовых и организационных решений, но и технологической поддержки в виде цифровых платформ, способных интегрировать, систематизировать и наглядно представлять пространственные данные. Использование ГИС и веб-приложений в этом контексте открывает новые возможности для учёта пространственной неоднородности загрязнений, анализа динамики и принятия обоснованных решений.

Настоящее исследование направлено на создание такого инструмента – веб-приложения, объединяющего пространственные данные о земельных ресурсах, водных объектах и радиоэкологической обстановке на территории бывшего СИП. Цель разработки заключается в формировании единой платформы для визуализации, фильтрации, редактирования и анализа пространственных данных, способной обеспечить доступ как научному сообществу и экологическим организациям, так и представителям государственных органов и местного самоуправления. Архитектура приложения базируется на открытом и масштабируемом технологическом стеке: хранилище данных реализовано на базе PostGIS, серверная логика – на фреймворке Django, а интер-

активная карта построена с использованием библиотеки Leaflet.js. Такое сочетание позволяет обеспечить гибкость в работе с данными, быструю адаптацию интерфейса под потребности пользователя, а также открытость и независимость от дорогостоящих коммерческих решений.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Настоящее исследование опирается на комплексный подход, сочетающий использование геоинформационных технологий и инструментов веб-разработки для создания приложения, предназначенного для визуализации, анализа и управления пространственными данными радиоэкологического характера.

На начальном этапе рассматривалась реализация системы на базе ArcGIS Enterprise, с учётом имеющегося проекта в ArcGIS Pro и существующей базы данных (БД) «Радиоэкологическое состояние Семипалатинского испытательного ядерного полигона», построенной на клиент-серверной архитектуре. БД реализована в СУБД Microsoft SQL Server с интерфейсом доступа и формирования выборок, созданным в среде Microsoft Visual Studio [1]. Однако в процессе разработки были выявлены ключевые ограничения платформы: высокая стоимость владения, зависимость от корпоративной ИТ-инфраструктуры, ограниченные возможности гибкой настройки, риск технологического устаревания отдельных компонентов.

С учётом необходимости обеспечения открытости, независимости от лицензий и масштабируемости

решения, было принято решение о переходе на стек с открытым исходным кодом:

- PostGIS – расширение к PostgreSQL для пространственного хранения и анализа данных;
- Django – фреймворк Python для серверной логики и организации API;
- Leaflet.js – JavaScript-библиотека для визуализации данных на интерактивной карте в браузере.

При этом ArcGIS Pro сохранил ключевую роль в подготовке данных – редактировании геометрии, атрибутов и экспорте слоёв в форматы GeoJSON и shapefile.

Для развертывания серверной части использован арендованный виртуальный сервер по модели IaaS. На нём установлены следующие компоненты программной платформы (таблица 1):

Исходные данные получены из БД «Радиоэкологическое состояние Семипалатинского испытательного ядерного полигона». В ArcGIS Pro подготовлен проект, включающий тематические слои:

- радионуклиды (почва 0–5 см, вода, растительность);
- химические элементы (почва 0–5 см, вода, растительность);
- границы территорий (испытательных площадок, полигона);
- водные объекты (реки, озера, скважины);
- объекты хозяйственной деятельности;
- почвенные характеристики;
- геологические структуры (разломы, структурные зоны, полезные ископаемые).

Таблица 1. Основное программное обеспечение, установленное на VPS-сервере

№	Программный компонент	Версия	Назначение
1	Python	3.10.16	Базовый язык разработки для серверной логики приложения
2	Django	5.2	Веб-фреймворк для разработки серверной части приложения и работы с пространственной БД [2]
3	Django REST Framework	3.16.0	Фреймворк для построения REST-API (сериализация, пагинация, фильтрация, аутентификация)
4	PostgreSQL	совместима с PostGIS 3.5.2	Реляционная СУБД для хранения структурированных пространственных и атрибутивных данных
5	PostGIS	3.5.2	Расширение PostgreSQL для хранения, индексации и пространственного анализа геоданных [3]
6	GDAL	3.10.2	Системная ГИС-библиотека: чтение/запись форматов, проекции, подготовка данных
7	PROJ	9.6.0	Системная ГИС-библиотека картографических проекций и трансформаций координат
8	GEOS	3.13.1	Системная ГИС-библиотека: пересечения, буферы, упрощение, валидность
9	Shapely	2.1.0	Библиотека python: геометрические операции (на базе GEOS)
10	Fiona	1.10.1	Библиотека python: чтение/запись векторных форматов (Shapefile/GeoPackage и др.)
11	Pyproj	3.7.1	Библиотека python: обёртка над PROJ для CRS-трансформаций
12	Pandas	2.3.1	Библиотека python: работа с табличными данными и справочниками
13	Psycopg2-binary	2.9.10	Библиотека python: драйвер PostgreSQL для приложения (подключение, транзакции)
14	Openpyxl	3.1.5	Библиотека python: импорт/экспорт Excel (шаблоны загрузки)
15	Leaflet.js	1.9.4	Клиентская библиотека веб-карт (слои, легенды, управление подложками) [4]
16	leaflet.markercluster	1.5.3	Клиентская библиотека для кластеризации точечных объектов на карте
17	pgAdmin 4	9.0	ПО для администрирования PostgreSQL/PostGIS; выгрузки (SQL/CSV), ER-диаграммы
18	ArcGIS Pro	3.1.0	ПО для подготовки геоданных (редактирование, экспорт в GeoJSON/Shapefile)

Подготовленные в ArcGIS Pro данные были экспортированы в форматы GeoJSON и Shapefile с приведением координат к системе EPSG:4326 (WGS 84), обеспечивающей корректную визуализацию объектов на карте. Перед загрузкой выполнена проверка геометрической корректности: устранены ошибки в мультиполигонах, удалены дубликаты, проведена валидация атрибутивных таблиц. После этого данные были загружены в базу PostGIS с использованием инструмента LayerMapping в Django, что позволило автоматически сопоставить поля и преобразовать геометрию в необходимый формат. Для каждого слоя была создана отдельная модель с соответствующим типом геометрии (точка, линия, полигон), а также сериализатор, преобразующий данные в формат GeoJSON для передачи на клиентскую сторону. API, построенный по архитектуре REST, включал маршруты для получения и фильтрации пространственной информации, а при наличии административных прав – для редактирования и создания новых объектов.

Клиентская часть приложения разработана на базе библиотеки Leaflet.js. Для повышения производительности и удобства взаимодействия с большим объемом данных реализована кластеризация точек. Пространственные объекты отображались с индивидуальной стилизацией, соответствующей их типу и значению, включая цветовую градацию по уровню радиационного загрязнения. Панель управления слоями обеспечивала гибкую настройку отображения информации. При наведении на объекты отображалась атрибутивная информация: номер пробы, дата отбора пробы, глубина, значения активности радионуклидов и другие параметры.

Архитектура приложения клиент-серверная: сервер отвечает за хранение и обработку данных, а клиентская часть в браузере взаимодействует с ним через API-запросы. Такой подход обеспечивает масштабируемость, разделение логики, безопасность и контроль доступа к функциям редактирования.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Разработано полноценное веб-приложение для устойчивого управления участками территории Семипалатинского испытательного полигона, планируемыми к передаче в народно-хозяйственное использование.

Инициализация карты производится с загрузкой базового тайлового слоя (по умолчанию – Carto Light) и указанием стартовых координат (центр карты) и уровня масштабирования. Пользователь может переключаться между фоновыми картами: стандартной векторной OpenStreetMap или спутниковой от компании Esri. Интерфейс основной страницы веб-приложения представлен следующим образом. В верхней панели отображается название организации и веб-приложения; справа – переключатель языка (RU/KZ/EN) и ссылки «Войти / Регистрация». После входа отображается имя пользователя и кнопка выхода. Центральную часть занимает интерактивная карта Leaflet с масштабированием, панелью расстояний/масштабом и переключателем подложек. Справа расположена фиксированная боковая панель (sidebar) с двумя вкладками: «Фильтры» и «Слой». Во вкладке «Слой» (рисунок 1) группами представлены чекбоксы:

- базовая карта: Carto Light, OpenStreetMap, Спутник Esri;
- пространственные границы: границы СЗЯБ, границы СИП, испытательные площадки;
- геология и почвы: почвенная карта, геологические разломы, структурные зоны, полезные ископаемые, кормовые угодья;
- объекты на территории: скважины, зимовки, хозяйственная деятельность;
- радионуклиды (почва 0–5 см, вода, растительность);
- химические элементы (почва 0–5 см, вода, растительность).

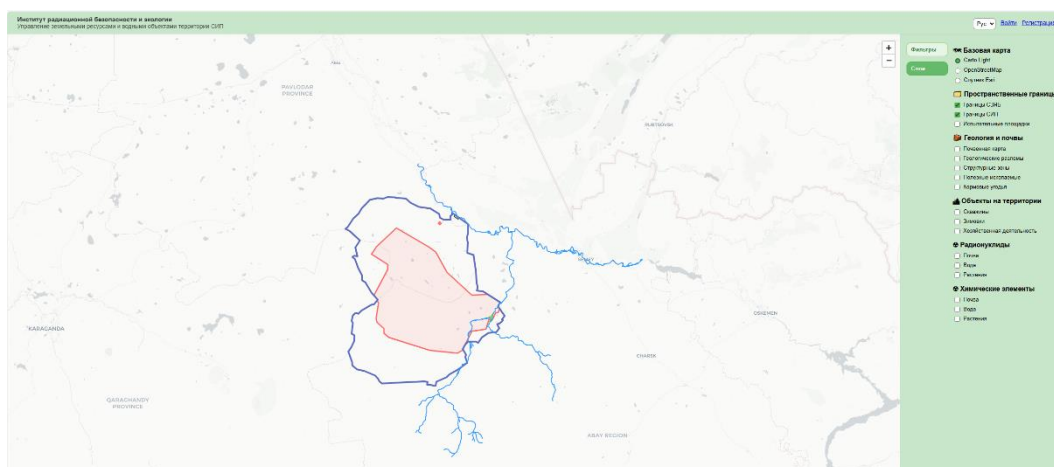


Рисунок 1. Веб-приложение, панель «Слой»

Отбор данных во вкладке «Фильтры» (рисунок 2) реализован сочетанием серверной и клиентской фильтрации: через REST-API запрашиваются только записи, соответствующие параметрам, заданным пользователем. Поддерживаются фильтры по территории (вся карта либо выбранный геоботанический контур с вычислением пересечения), матрице данных (почва, вода, растения), показателю (радионуклид или химический элемент); для воды дополнительно задаётся тип (поверхностная, подземная, скважина/колодец). В фильтрах доступны следующие геоботанические категории:

- сенокосопригодные луговые травостои – участки, пригодные для сенокосения;
- пастбища – естественные пастбищные угодья;
- косимые пастбища – пастбища, допускающие заготовку сена;
- заросли кустарников – участки с доминированием кустарниковой растительности;
- выходы коренных пород – обнажения коренных горных пород;

- временная пастбищная неудобь – временно непригодные для выпаса территории;
- урбанизированные территории – населённые пункты, инфраструктура, застройка;
- технические сооружения – линейные и точечные техногенные объекты.

В приложении реализована фильтрация данных по почве по радионуклидам (^{40}K , ^{232}Th , ^{226}Ra , ^{238}U , ^{137}Cs , ^{241}Am) и территориальному признаку (рисунок 3). Цветовая градация основана на пороговых значениях: ниже среднего уровня (зелёный), на уровне средних значений (жёлтый) и выше среднего (оранжевый) (таблица 2). Пороговые значения для естественных радионуклидов определялись с использованием ориентировочных средних значений их удельной активности, характерных для почв Республики Казахстан [5]. Для техногенных радионуклидов в качестве пороговых значений использованы средние уровни удельной активности, полученные по результатам проведённых исследований на территории СИП [6].

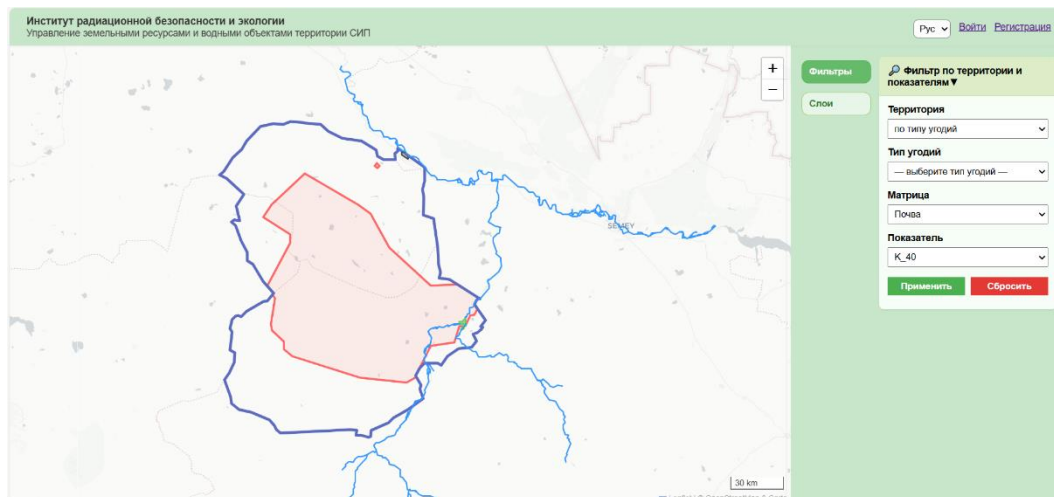


Рисунок 2. Веб-приложение, панель «Фильтры»

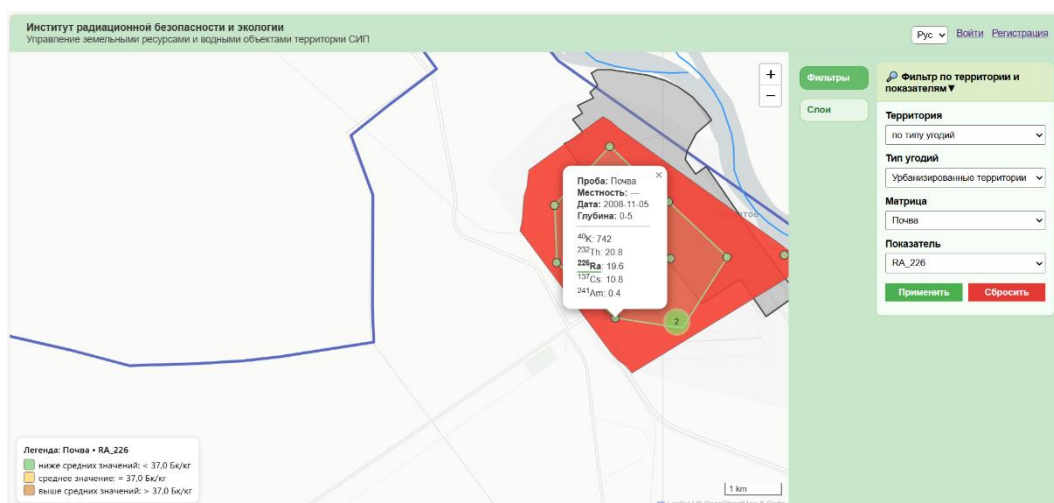


Рисунок 3. Результат фильтрации данных слоя «Почва»: показатель ^{226}Ra , урбанизированные территории

Таблица 2. Пороговые значения для визуальной градации загрязнения почвы

Радионуклид	Ниже среднего, Бк/кг	Средние значения, Бк/кг	Выше среднего, Бк/кг
⁴⁰ K	<300	300	>300
²³² Th	<60	60	>60
²²⁶ Ra	<37	37	>37
²³⁸ U	<37	37	>37
¹³⁷ Cs	<18	18	>18
²⁴¹ Am	<0,9	0,9	>0,9

Данные по воде могут быть отфильтрованы по радионуклидам (³H, ²⁴¹Am, ¹³⁷Cs, ⁹⁰Sr, ²³⁹⁺²⁴⁰Pu), по типу воды (подземная, поверхностная, скважины/колодцы) и территориальному признаку. Для оценки радиоэкологического состояния водных объектов использовались нормативные уровни вмешательства (таблица 3) [7]. На их основе были заданы пороговые значения для цветовой градации маркеров: зелёный цвет – значение ниже уровня вмешательства, желтый цвет – соответствует уровню вмешательства, оранжевый цвет – значение выше уровня вмешательства (рисунок 4).

Таблица 3. Пороговые значения для визуальной градации загрязнения воды

Радионуклид	Ниже уровня вмешательства, Бк/кг	Уровень вмешательства, Бк/кг	Выше уровня вмешательства, Бк/кг
³ H	<7600	7600	>7600
²⁴¹ Am	<0,69	0,69	>0,69
¹³⁷ Cs	<11	11	>11
⁹⁰ Sr	<4,9	4,9	>4,9
²³⁹⁺²⁴⁰ Pu	<0,55	0,55	>0,55

Доступна фильтрация данных по растительности по радионуклидам (²⁴¹Am, ¹³⁷Cs, ⁹⁰Sr, ²³⁹⁺²⁴⁰Pu) и по территориальному признаку (рисунок 5). Для визуализации принята трёхуровневая цветовая градация маркеров в соответствии с предельно-допустимыми уровнями (ПДУ) для продукции растительного происхождения: зелёный – ниже ПДУ, желтый – соответствует ПДУ, оранжевый – выше ПДУ (таблица 4). Пороговые значения заданы в соответствии с методическими указаниями Минсельхоза РК [8].

Таблица 4. Пороговые значения для визуальной градации загрязнения растительности

Радионуклид	Ниже предельно-допустимого уровня, Бк/кг	Предельно-допустимый уровень, Бк/кг	Выше предельно-допустимого уровня, Бк/кг
¹³⁷ Cs	<74	74	>74
⁹⁰ Sr	<111	111	>111
²⁴¹ Am	<7,4	7,4	>7,4
²³⁹⁺²⁴⁰ Pu	<7,4	7,4	>7,4

Данные по химическим элементам исследуемых объектов окружающей среды могут быть отфильтрованы по территории (вся карта или выбранный геоботанический контур) и по показателю из перечня: алюминий (Al), барий (Ba), бериллий (Be), кадмий (Cd), кобальт (Co), хром (Cr), цезий (Cs), медь (Cu), железо (Fe), магний (Mg), марганец (Mn), молибден (Mo), никель (Ni), свинец (Pb), стронций (Sr), уран (U), ванадий (V), цинк (Zn) (рисунок 6).

Для визуализации содержания химических элементов используется четырёхклассная цветовая градация, основанная на сравнении фактических концентраций с фоновыми значениями (таблица 5). В качестве фоновых ориентиров приняты средние содержания элементов в почвах [9], а также данные, полученные в рамках выполненных исследований.

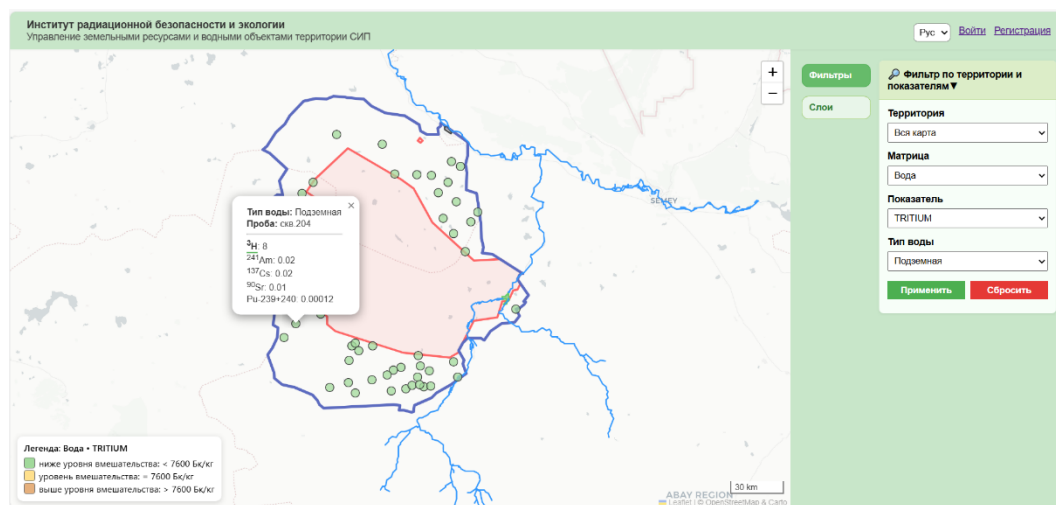


Рисунок 4. Результат фильтрации данных слоя «Вода»: показатель ³H, тип воды «подземная», вся территория

РАЗРАБОТКА WEB-ПРИЛОЖЕНИЯ ПО УСТОЙЧИВОМУ УПРАВЛЕНИЮ ЗЕМЕЛЬНЫМИ РЕСУРСАМИ И ВОДНЫМИ ОБЪЕКТАМИ ТЕРРИТОРИИ БЫВШЕГО СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА...

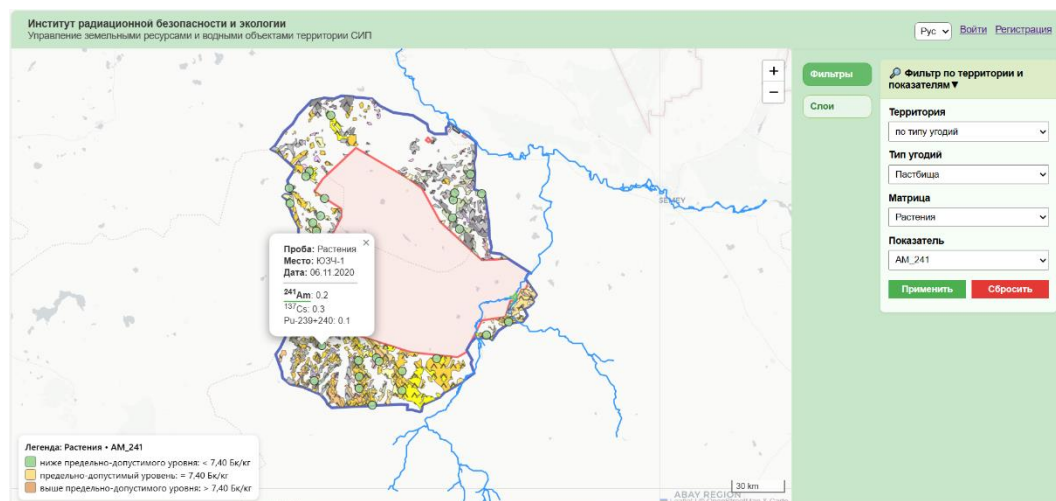


Рисунок 5. Результат фильтрации данных слоя «Растения»: показатель ^{241}Am , «пастбища»

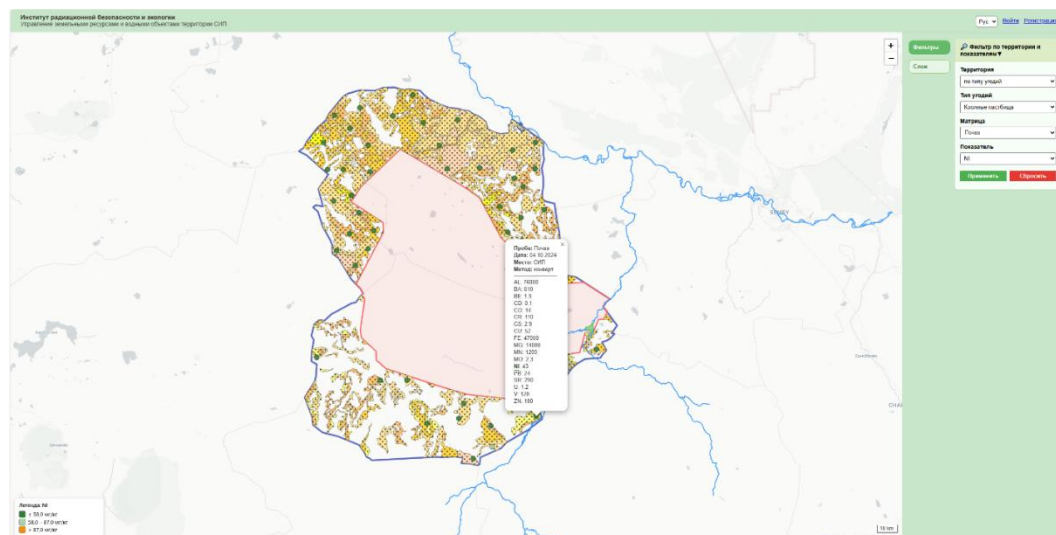


Рисунок 6. Результат фильтрации данных по химическим элементам: показатель Ni, «косимые пастбища»

Таблица 5. Интервальные пороги концентраций химических элементов в объектах окружающей среды

Химический элемент	Порог 1, мг/кг	Порог 2, мг/кг	Порог 3, мг/кг	Порог 4, мг/кг
Al	80 500	100 000	–	–
Ba	650	770	–	–
Be	3,8	–	–	–
Cd	0,13	0,50	0,65	0,70
Co	18	27	–	–
Cr	83	166	380	–
Cs	3,7	4,4	–	–
Cu	47	94	235	390
Fe	46 500	92 000	–	–
Mg	18 700	19 000	–	–
Mn	1 000	2 000	2 600	–
Mo	1,1	5,5	10,5	–
Ni	58	87	–	–
Pb	16	32	35	–
Sr	340	680	1 000	–
U	2,5	4,1	–	–
V	90	180	210	–
Zn	83	150	–	–

Градация пороговых значений выполнена на основе кратности превышения фонового уровня, принятого равным среднему содержанию элемента. В качестве ориентиров использованы кратности 2, 5 и 10, однако конкретные пороговые значения уточнялись с учётом фактического распределения концентраций элементов в выборке. Так, например, для меди (Cu) базовый уровень составляет 47 мг/кг, при этом пороговые значения установлены на уровнях 94 мг/кг ($\approx 2\times$), 235 мг/кг ($\approx 5\times$) и 390 мг/кг, что соответствует верхнему диапазону наблюдаемых концентраций.

При применении фильтра визуальная градация маркеров для проб принята в строгом соответствии с действующими нормативными документами и согласована с предметной логикой: для почв используются средние значения удельной активности радионуклидов; для воды – уровни вмешательства; для растений – предельно-допустимые уровни; для химических элементов – интервальные пороги концентраций.

Для отображения проб почв и проб воды в панели «Слои» реализована кластеризация точечных объектов (рисунок 7). Точечные объекты объединяются в сегменты с помощью клиентской библиотеки Leaflet.markercluster: на общих масштабах пользователь видит кластер с числом точек, а при приближении они автоматически распадаются до отдельных маркеров, что сохраняет отзывчивость интерфейса и исключает «слипание». Кластеризация точек включена для слоёв «Радионуклиды → Почва» и «Радионуклиды → Вода» из-за объёма данных: на карте отображается 9 941 проба почвы и 191 проба воды. Объединение близких маркеров в кластеры снижает нагрузку на браузер,

предотвращает наложение значков и обеспечивает плавную навигацию.

На рисунке 8 отображен слой «Кормовые угодья». Он особенно важен для пространственной оценки территорий, планируемых к передаче в народно-хозяйственный оборот. Слой позволяет визуальное сопоставлять геоботанические характеристики участков, определяя потенциальную хозяйственную пригодность земель. Благодаря интеграции с атрибутивной информацией о типе угодий и доминирующей растительности пользователи могут быстро оценить, насколько участок соответствует производственным критериям, необходимым для землепользования.

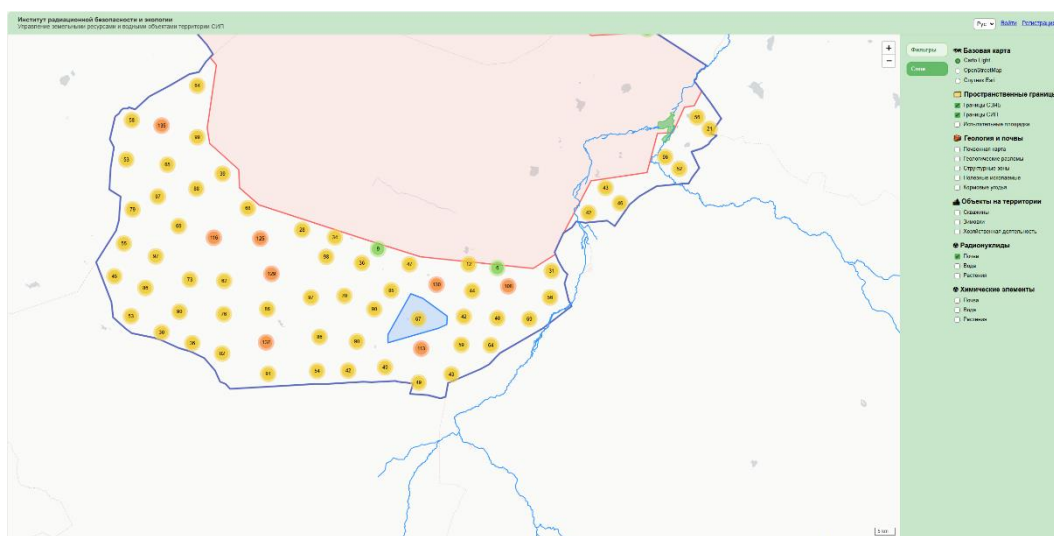


Рисунок 7. Кластеризация точечных объектов: «Радионуклиды → Почва»

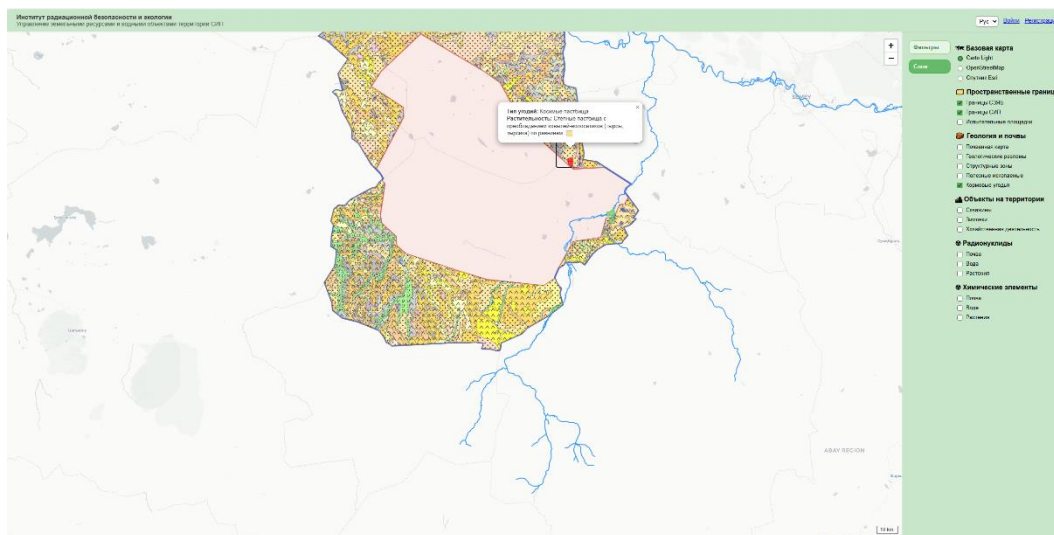


Рисунок 8. Отображение слоя «Кормовые угодья»

Для точечных геослоёв (радионуклиды и химические элементы) реализован полный набор операций CRUD, доступный только пользователям с правами администратора:

- добавление новых точек через Leaflet.Draw:

пользователь ставит маркер, заполняет форму, и точка отображается на карте;

- редактирование – открытие всплывающей формы по клику и изменение значений;
- удаление – с последующим удалением из базы

и карты без перезагрузки страницы в браузере.

– массовый импорт точек из файла CSV реализован с помощью JavaScript и fetch-запросов без перезагрузки страницы. Пользователь загружает файл, содержащий координаты и атрибутивные данные, после чего каждая строка автоматически парсится и отправляется на сервер. При успешной обработке точки моментально отображаются на карте, а система выводит сообщение с результатами импорта (количество добавленных и отклонённых записей). Такой механизм позволяет оперативно вносить большие объёмы данных с минимальными действиями со стороны пользователя.

На основе реализованных функций веб-приложения участок можно оценивать комплексно. Сначала пользователь выбирает территорию – геоботанический контур (тип угодий), затем включает необходимые базовые слои и фильтры, задаёт матрицу и показатели. После этого проводится проверка значений по цветовой шкале легенды: при отсутствии превышений участок считается условно пригодным к передаче в народно-хозяйственный оборот; при выявлении превышений результаты анализа служат основанием для рекомендаций – введение ограниченного режима использования, проведение дополнительных исследований или уточнение границ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения работы было разработано веб-приложение по устойчивому управлению земельными ресурсами и водными объектами территории бывшего Семипалатинского испытательного полигона, расположенными на участках, планируемых к передаче в народно-хозяйственный оборот. Реализованная система обеспечивает объединение геоинформационных технологий с данными полевых исследований и предлагает качественный инструмент для оценки радиационного состояния земель и водных объектов.

Приложение построено на открытом технологическом стеке (Django, PostGIS, Leaflet.js), что делает его доступным для модификации и масштабирования. Благодаря реализации клиентской фильтрации, кластеризации, динамической загрузки данных и функции редактирования объектов, обеспечена высокая производительность и удобство пользовательского взаимодействия. Поддерживается отображение сложных тематических слоёв, автоматическая стилизация объектов по уровням загрязнения, а также отображение атрибутивной информации.

Разработанное приложение демонстрирует потенциал для дальнейшего расширения: подключение новых источников данных, расширение функционала. Предлагаемое решение может служить основой для принятия обоснованных управленческих решений, планирования рекультивационных мероприятий и сопровождения научных исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии (BR24792713) и Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (BR21882086).

ЛИТЕРАТУРА

1. Разработка устойчивого управления земельными ресурсами и водными объектами на территории бывшего Семипалатинского испытательного полигона: отчет о НИР (промежуточ.) / филиал Институт радиационной безопасности и экологии РГП НЯЦ РК; рук. Ларионова Н.В.; исполн. Кривицкий П.Е., Айдарханова А.К. [и др.]. – Курчатов, 2023. – 80. – Библиогр.: с. 59–67. – № 0123RK01163. – Инв. №0223RK00758.
2. Django Software Foundation. Django documentation [Электронный ресурс]. – URL: <https://docs.djangoproject.com/> (дата обращения: 10.04.2025).
3. PostGIS Project Steering Committee. PostGIS: Spatial and Geographic Objects for PostgreSQL [Электронный ресурс]. – URL: <https://postgis.net/documentation/> (дата обращения: 15.04.2025).
4. Leaflet. Leaflet: an open-source JavaScript library for mobile-friendly interactive maps [Электронный ресурс]. – URL: <https://leafletjs.com/> (дата обращения: 12.04.2025).
5. Учебно-методическое руководство по радиоэкологии и обращению с радиоактивными отходами для условий Казахстана / ред. Т. Е. Каткова. – Алматы: ОАО «Волковгеология», 2002. – 304 с.
6. Каширский, В. В. О некоторых характерных параметрах радионуклидного загрязнения бывшего Семипалатинского полигона / В. В. Каширский, Е. В. Романенко, И. О. Зверева, С. Н. Лукашенко // Ядерная и радиационная безопасность. – 2019. – № 3 (93). – С. 14–25.
7. Приказ Министра здравоохранения Республики Казахстан «Об утверждении гигиенических нормативов к обеспечению радиационной безопасности» от 2 августа 2022 года № ҚР ДСМ-71. – URL: <https://adilet.zan.kz/rus/docs/V2200029012>.
8. Временные допустимые уровни содержания радионуклидов в объектах контроля Минсельхоза Республики Казахстан, не вошедших в перечень Минздрава Республики: метод. указания. – 22.02.1994.
9. Виноградов А.П. Среднее содержание химических элементов в земной коре // Геохимия. – 1962. – № 7. – С. 555–571.

REFERENCES

1. Razrabotka ustoychivogo upravleniya zemel'nyimi resursami i vodnymi ob"ektami na territorii byvshego Semipalatinskogo ispytatel'nogo poligona: otchet o NIR (promezhutoch.) / filial Institut radiatsionnoy bezopasnosti i ekologii RGP NYaTs RK; ruk. Larionova N.V.; ispoln. Krivitskiy P.E., Aydarkhanova A.K. [i dr.]. – Kurchatov, 2023. – 80. – Bibliogr.: P. 59–67. – No. 0123RK01163. – Inv. No. 0223RK00758.
2. Django Software Foundation. Django documentation [Elektronnyy resurs]. – URL: <https://docs.djangoproject.com/> (data obrashcheniya: 10.04.2025).
3. PostGIS Project Steering Committee. PostGIS: Spatial and Geographic Objects for PostgreSQL [Elektronnyy resurs].

- URL: <https://postgis.net/documentation/> (data obrashcheniya: 15.04.2025).
4. Leaflet. Leaflet: an open-source JavaScript library for mobile-friendly interactive maps [Elektronnyy resurs]. – URL: <https://leafletjs.com/> (data obrashcheniya: 12.04.2025).
5. Uchebno-metodicheskoe rukovodstvo po radioekologii i obrashcheniyu s radioaktivnymi otkhodami dlya usloviy Kazakhstana / red. T. E. Katkova. – Almaty: OAO “Volkovgeologiya”, 2002. – 304 p.
6. Kashirskiy, V. V. O nekotorykh kharakternykh parametrokh radionuklidnogo zagryazneniya byvshego Semipalatinskogo poligona / V. V. Kashirskiy, E. V. Romanenko, I. O. Zvereva, S. N. Lukashenko // Yadernaya i radiatsionnaya bezopasnost'. – 2019. – No. 3 (93). – P. 14–25.
7. Prikaz Ministra zdravookhraneniya Respubliki Kazakhstan «Ob utverzhdenii gigienicheskikh normativov k obespecheniyu radiatsionnoy bezopasnosti» ot 2 avgusta 2022 goda No. KR DSM-71. – URL: <https://adilet.zan.kz/rus/docs/V2200029012>
8. Vremennye dopustimye urovni sodержaniya radionuklidov v ob"ektakh kontrolya Minsel'khoza Respubliki Kazakhstan, ne voshedshikh v perechen' Minzdrava Respubliki: metod. ukazaniya. – 22.02.1994.
9. Vinogradov A.P. Srednee sodержanie khimicheskikh elementov v zemnoy kore // Geokhimiya. – 1962. – No. 7. – P. 555–571.

ХАЛЫҚ-ШАРУАШЫЛЫҚ АЙНАЛЫМҒА БЕРУ ЖОСПАРЛАНЫП ОТЫРҒАН УЧАСКЕЛЕРДЕ ОРНАЛАСҚАН БҰРЫНҒЫ СЕМЕЙ СЫНАҚ ПОЛИГОНЫ АУМАҒЫНЫҢ ЖЕР РЕСУРСТАРЫ МЕН СУ ОБЪЕКТІЛЕРІН ТҰРАҚТЫ БАСҚАРУ ЖӨНІНДЕГІ WEB-ҚОСЫМШАНЫ ӘЗІРЛЕУ

И. А. Бачурина*, В. Н. Монаенко, Н. В. Ларионова, А. В. Топорова

ҚР ҰЯО РМК «Радиациялық қауіпсіздік және экология институты» филиалы, Курчатова, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: bachurina@nnc.kz*

Мақалада халық-шаруашылық айналымға беру жоспарланған учаскелерде орналасқан бұрынғы Семей сынақ полигонының (ССП) аумағындағы жер ресурстары мен су объектілерін тұрақты басқаруға арналған web-қосымшаны әзірлеу нәтижелері келтірілген. Жұмыста PostGIS көмегімен кеңістіктік мәліметтер базасын құру процесі, Django-да серверлік логиканы іске асыру және Leaflet.js. көмегімен геообъектілерді визуализациялау сипатталған. Әзірленген қосымша топырақ және су сынақтарының нүктелерін, геологиялық құрылымдарды, инфрақұрылым элементтерін және т. б. қоса алғанда, радиациялық-экологиялық деректерді көрсетуді, сұзуді және редакциялауды қамтамасыз етеді. REST API (Representational State Transfer Application Programming Interface) құру кезеңдері, CSV (Comma-Separated Values) форматындағы деректерді импорттау механизмі, сондай-ақ қабаттарды интерактивті басқару құралдары бар карталар келтірілген. Құрал радиациялық қауіпсіздік және экологиялық жоспарлау саласындағы шешімдерді қолдауға бағытталған.

Түйін сөздер: *web-қосымша, кеңістіктік деректер базасы, геоақпараттық жүйелер (ГАЖ), Семей сынақ полигоны, тұрақты басқару, кеңістіктік талдау.*

DEVELOPMENT OF A WEB APPLICATION FOR SUSTAINABLE MANAGEMENT OF LAND AND WATER RESOURCES IN THE TERRITORY OF THE FORMER SEMIPALATINSK TEST SITE LOCATED IN AREAS PLANNED FOR ECONOMIC USE

I. A. Bachurina*, V. N. Monaenko, N. V. Larionova, A. V. Toporova

Branch “Institute of Radiation Safety and Ecology” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

** E-mail for contacts: bachurina@nnc.kz*

The article presents the results of developing a web application for sustainable management of land and water resources in the territory of the former Semipalatinsk Test Site (STS), located in areas planned for economic use. The study describes the process of creating a spatial database using PostGIS, implementing server-side logic in Django, and visualizing geospatial objects with Leaflet.js. The developed application provides tools for displaying, filtering, and editing radiation and environmental data, including soil and water sampling points, geological structures, and infrastructure elements. The paper outlines the stages of developing a REST API (Representational State Transfer Application Programming Interface), mechanisms for importing data in CSV (Comma-Separated Values) format, and tools for interactive layer management on the map. The system is designed to support decision-making in the field of radiation safety and environmental planning.

Keywords: *web application, spatial database, geographic information systems (GIS), Semipalatinsk Test Site, sustainable management, spatial analysis.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-80-88>

УДК 546.3

RARE EARTH NANOMATERIALS: PREPARATION METHODS AND ENERGY STORAGE APPLICATIONS

Moldir Auvelkhankyzy*, Yang Liu, B. T. Lesbayev, Madina Auyelkhankyzy

Al-Farabi Kazakh National university, Almaty, Kazakhstan

** E-mail for contacts: auyelkhankyzy@gmail.com*

Rare earth materials exhibit unique hydrogen storage properties compared to other materials due to their distinct electron shell structure. Among them, rare earth nanomaterials possess higher specific surface areas, and a greater number of reactive active sites compared to traditional rare earth materials, leading to more stable and superior adsorption processes. Regarding the preparation methods and morphology control of rare earth nanomaterials, this article introduces preparation techniques such as solid-phase, liquid-phase, and vapor-phase methods. It discusses the influencing factors and control strategies of different methods on nanomaterial morphology, analyzes the advantages and disadvantages of each method and the research progress in different countries and regions. Simultaneously, it summarizes the applications of rare earth nanomaterials in solid-state hydrogen storage, electrochemical hydrogen storage, liquid hydrogen storage, catalytic combustion, and other areas. This study examines the relationship between preparation routes, morphological control and hydrogen storage performance, with particular emphasis on rare-earth-based nanomaterials. It highlights the challenges and prospects for their practical application in energy storage. The mechanisms of rare earth hydrogen storage and achieved research results are summarized. Prospects for the development of the rare earth nanomaterials field are also presented.

Keywords: *rare earth materials; nanomaterials; preparation methods; hydrogen storage; metal hydride.*

1 INTRODUCTION

Rare earth elements refer to the lanthanide series (atomic numbers 57–71) along with scandium (Sc) and yttrium (Y). Compared to other elements, they possess unique physicochemical properties stemming from their incompletely filled and shielded 4f electron orbitals and the lanthanide contraction characteristic. In modern industry, rare earth elements are widely applied in energy storage fields, such as rare earth electrode materials, petrochemicals, fuel cells, and hydrogen storage. Particularly in addressing the depletion of traditional energy sources, research, development, and application of rare earth materials have been intensified both domestically and internationally, providing greater potential for developing higher-performance rare earth energy storage materials [1].

At present, countries worldwide have proposed “carbon reduction” targets, which is expected to drive explosive growth in the production and storage of clean energy. Although the pathways for clean energy generation have become increasingly diverse, significant bottlenecks in energy storage technologies still limit the amount of clean energy that can be practically utilized, making it far lower than the peak production capacity. As hydrogen energy and electrical energy are regarded as the major energy carriers for future societal development, improving their storage efficiency and safety has become an urgent scientific and technological challenge. Kazakhstan, as one of the countries with the richest rare-earth resources, is well positioned to address energy storage bottlenecks by exploiting the unique physicochemical properties of rare-earth elements, thereby contributing to the achievement of governmental carbon-

reduction goals. Compared with conventional materials, rare-earth-based materials at the nanoscale not only integrate the intrinsic advantages of nanostructures but also significantly enhance the utilization efficiency of rare-earth atoms. In particular, in hydrogen storage systems, rare-earth elements exhibit strong affinity toward hydrogen owing to their relatively large atomic radii and stable 4f electronic configurations, enabling the formation of stable yet reversible metal–hydrogen bonds. Meanwhile, their predominantly +3 oxidation state, together with locally reversible valence transitions, facilitates the modulation of electronic structures and lattice parameters, thereby lowering the energy barriers for hydrogen adsorption and desorption. Furthermore, the incorporation of rare-earth elements can stabilize the crystal phases of hydrogen storage materials, suppress volume expansion and pulverization during cycling, and markedly improve hydrogen sorption kinetics and cycling durability. As a result, rare-earth-based materials demonstrate more pronounced comprehensive performance advantages than transition-metal-based counterparts in complex metal hydrides, hydrogen storage alloys, and solid-state hydrogen storage systems. Although numerous review articles have summarized the synthesis methods and applications of nanomaterials, most focus on general nanomaterial systems, lacking specific critical discussions on rare-earth-based nanomaterials. Particularly concerning the comparative advantages and disadvantages of different preparation routes for rare-earth systems and the structure-property relationships in hydrogen storage applications, relevant comparisons are often insufficient. Therefore, there is an urgent need for a systematic review that organically

integrates the synthesis methods, morphology control, and hydrogen storage mechanisms of rare-earth nanomaterials. This article systematically introduces nanomaterial preparation methods, primarily the “Bottom-up” approach, and summarizes the advantages and disadvantages of each method as well as the main factors influencing rare-earth nanomaterial morphology. It reviews research progress and mechanisms of rare earth nanomaterials in catalytic applications within environmental and new energy fields and provides an outlook on the development trends of these materials.

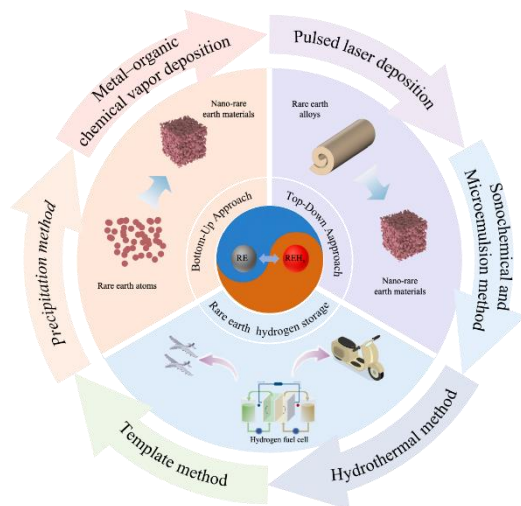


Figure 1. Preparation and application in energy storage of nano-rare earth materials

2 PREPARATION OF RARE EARTH NANOMATERIALS BY USING “BOTTOM-UP” APPROACH

2.1 Vapor-phase methods and morphology control for rare earth nanomaterials

Vapor-phase methods are divided into two categories: physical vapor deposition (PVD) and chemical vapor deposition (CVD). PVD includes pulsed laser deposition (PLD), atomic layer deposition, molecular beam epitaxy, etc., while CVD includes Metal-Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD), laser-induced CVD, flame combustion CVD, plasma-assisted CVD, etc. Among these, PLD and MOCVD are widely used for preparing rare earth nanomaterials [2].

2.1.1 PVD: PLD method

PLD method uses a high-power laser to ablate a target material, generating a high-temperature, high-pressure plasma plume. This plasma deposits onto a substrate to form a nanofilm. The structure and morphology of nanomaterials produced by this method are precisely controllable. The main disadvantages are high energy consumption and the tendency for target material to sputter onto the film, forming non-nano particles.

Deposition temperature primarily affects the migration rate of particles on the substrate. Excessively high temperatures cause rapid reactions between the substrate and particles, leading to excessive loss of rare earth elements and increased defects. Conversely,

temperatures that are too low result in incomplete diffusion before crystallization, yielding products with poor crystallinity. Muhammad, et al. [3], studying copper oxide film deposition, found that films deposited at room temperature were amorphous. Scanning electron microscopy (SEM)/Atomic force microscopy (AFM) analysis revealed that films deposited on substrates below 300 °C consisted of large clusters or particles, while uniform films formed at substrate temperatures between 400~500 °C. Four-point probe measurements also showed the highest film conductivity at 500 °C. Further increases in substrate temperature reduced both transmittance and conductivity.

Laser pulse energy density and ambient pressure are also major factors influencing film morphology and structure. Low energy density results in insufficient particle diffusion energy, promoting agglomeration and rough surfaces. Conversely, excessively high energy density causes collisions with newly formed crystals, leading to poor crystal structure and elemental loss. Hiroaki, et al. [4], investigating hydroxyapatite films, found that higher energy density reduced surface roughness. However, excessively high energy density combined with low ambient pressure decreased the phosphorus content in the film. At lower energy densities, ablation caused atomic collisions and scattering with ambient gas molecules due to the lower speed of the ablated material and higher ambient pressure.

2.1.2 CVD: MOCVD method

MOCVD is a chemical vapor deposition technique in which volatile metal–organic precursors are transported by a carrier gas and thermally decomposed on a heated substrate to form thin films or nanostructures. MOCVD offers controllable parameters, high deposition efficiency, and can perform the required reactions under low vacuum. It has a broad application range compared to other methods and is now widely used for various nanofilm preparations. During nanofilm structure formation, it is primarily influenced by substrate type, deposition temperature, and growth pressure. Roberta G. Toro, et al. [5] used $\text{Ce}(\text{hfa})_3$ and diglyme as precursors in MOCVD to prepare CeO_2 nanofilms. Experiments showed that on a low-mismatch $\text{Al}_2\text{O}_3(1-102)$ substrate, low-temperature deposition (450 °C) formed highly ordered(100)-oriented columnar crystalline films with high density, a steep optical absorption edge (bandgap ~3.05 eV) and excellent visible-light transparency. On a high-mismatch $\text{TiO}_2(001)$ substrate, low temperature (600 °C) produced(100)-oriented films but with a disordered transition layer at the interface, reducing refractive index and order. High temperature (900 °C) induced a $\alpha(111)$ orientation transition, refined grains to 20 nm accompanied by oxygen defects, causing absorption tailing and bandgap blurring, significantly degrading optical performance.

2.2 Liquid-phase methods

Liquid-phase methods involve dissolving metal salts to form a solution, followed by precipitation through the

addition of precipitating agents, evaporation, sublimation, hydrolysis, etc. Common liquid-phase methods for synthesizing rare earth nanomaterials include precipitation, templating, hydrothermal synthesis, sonochemistry and microemulsion methods.

2.2.1 Precipitation method

The precipitation method typically uses rare earth salt solutions, where precipitating agents induce the formation of hydroxides or carbonates. Subsequent drying and decomposition yield nanomaterials. During this process, the structural properties of the product are mainly influenced by pH, temperature, and the precipitating agent. Wu, et al. [6] studied the effect of pH on synthesizing ytterbium monosilicate (Yb_2SiO_5) nanopowders via precipitation. Research showed that the polymerization degree and thermal stability of Yb-O-Si colloidal particles were affected by the system pH value. Within the pH range of 7–12, as pH increased, the pore size of the -[Yb-O-Si]- network structure gradually enlarged, and branched networks decreased. OH^- concentration determined the size and agglomeration of the synthesized $\text{X}_2\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ crystals. Zhang, et al. [7] synthesized a series of La and Y-doped cerium-zirconium mixed oxides (CZLYs) via co-precipitation. They found temperature to be a crucial factor affecting the structural properties of CZLYs. Within a certain temperature range, higher temperatures yielded better CZLYs performance, with the optimal redox performance and thermal stability achieved at 60 °C. Above 60 °C, agglomeration occurred. Common precipitating agents are NaOH, $\text{NH}_3\cdot\text{H}_2\text{O}$, NH_4HCO_3 , $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$, etc. Overall, the precipitation method is simple and suitable for large-scale synthesis of rare earth nanoparticles; however, precise control over particle size and morphology remains challenging due to rapid nucleation and particle agglomeration during the reaction process.

2.2.2 Template method

The template method involves adsorbing nanomaterials onto a template surface or within its pores through physical confinement or chemical action. After removing the template, nanomaterials with specific morphologies are obtained. There are three main types: hard template, soft template, and sacrificial template methods. The hard template method is typically used to prepare nanotubes. Saito, et al. [8] successfully prepared Eu^{3+} -doped La_2O_3 nanosheets via a graphene oxide (GO) template method. The material exhibited a single-crystal structure and red-light emission properties. GO was prepared using Hummers' method, subjected to secondary exfoliation in 2-methoxyethanol, then reacted with lanthanum/europium isopropoxide precursors for 2 days. After purification and calcination, the final product was obtained. Transmission electron microscope (TEM) characterization showed the nanosheets were hundreds of nanometers wide with a single-crystal flake structure. This study provides a new pathway for the template method in preparing rare earth nano-oxides. In general,

the template method enables the fabrication of rare earth nanomaterials with well-defined and controllable morphologies; nevertheless, the complexity of template removal and the potential introduction of impurities limit its practical scalability.

2.2.3 Hydrothermal method

The hydrothermal method promotes crystal growth within a sealed container by utilizing the unique properties of water under high temperature and pressure. The structural properties of hydrothermally grown products are typically controlled by factors such as reaction temperature, reaction time, system pH, and salt solution ratio. Santos, et al. [9] studied the growth process of CeO_2 nanotubes, finding that CeO_2 nanocrystals first aggregated into microspheres. Ostwald ripening then promoted nanotube growth along the sphere surface. Increasing NaOH concentration, temperature, and reaction time during the process led to increased diameter and oxygen vacancy concentration of the final CeO_2 nanotubes. Different calcination temperatures also resulted in different nanotubes during calcination. Compared with conventional precipitation methods, hydrothermal synthesis provides better crystallinity and morphology control for rare earth nanomaterials, although it usually requires longer reaction times, higher energy consumption, and specialized reaction vessels.

2.2.4 Sonochemical method

This method utilizes the cavitation effect generated by ultrasound to produce instantaneous high temperature and pressure, followed by rapid cooling in a localized area, thereby accelerating the reaction rate and forming corresponding nanocrystals. Using this method not only generates nanomaterials greenly and efficiently but also reduces agglomeration compared to other methods. The structural properties of the product are mainly controlled by ultrasonic power, precursor concentration, surfactant, and pH. Salavati-Niasari, et al. [10], while preparing nano La_2O_3 from $\text{La}_2(\text{CHCOO})_2$ and NaOH, studied the effects of ultrasonic time, precursor concentration, and other factors on product morphology and particle size. Experiments indicated that precursor concentration is the main parameter affecting nanoparticle size. Low concentrations of lanthanum acetate led to excessively low concentrations of lanthanum hydroxide, which is detrimental to forming well-structured nano lanthanum oxide. Ultrasonic power is primarily used for fragmentation; as lanthanum acetate concentration increases, more ultrasonic energy is required to ensure lower particle adhesion. Overall, the sonochemical method offers a rapid and relatively green route for synthesizing rare earth nanomaterials with reduced agglomeration; however, the scalability of this technique is limited by energy efficiency and reactor design constraints.

2.2.5 Microemulsion method

The main operating principle of the microemulsion method is that two immiscible liquids form a physically and chemically stable dispersion system under the action

of a surfactant. The core structure of this method is a nanoscale “water pool” or “oil pool” surrounded by a monolayer of surfactant molecules. It is generally divided into oil-in-water, water-in-oil, and bicontinuous types. Oil-in-water: The oil core is wrapped by surfactant and dispersed in water, mainly suitable for preparing water-soluble nanoparticles. Water-in-oil: The water core wrapped by surfactant is stably dispersed in a continuous oil phase, generally used to prepare hydrophobic nanoparticles or to prevent particle agglomeration. Compared to other methods, the microemulsion method offers high tunability of nanomaterial size, mild reaction conditions, wide applicability, and effectively prevents nanoparticle agglomeration. Therefore, this method has unique advantages in preparing high-quality nanoparticles. However, the large amount of organic solvent and surfactant residue makes post-processing difficult. During the reaction, the particle size is controlled by adjusting the emulsion ratio, reactant ratio, and the type or amount of surfactant. The microemulsion method allows precise control over the particle size and dispersion of rare earth nanomaterials under mild reaction conditions, but the extensive use of surfactants and organic solvents complicates post-treatment and increases production costs.

3 APPLICATION RESEARCH OF RARE EARTH NANOMATERIALS IN HYDROGEN STORAGE

Different kind of materials including carbon materials, biomass-derived carbon materials [11, 12], metal-organic frameworks (MOFs) [13], zeolite [14] and rare earth nanomaterials [15, 16] are investigated to use in the hydrogen storage. Using rare earth nanomaterials in the hydrogen storage field mainly includes several application forms: rare earth nanomaterials themselves exhibiting energy storage performance or acting as promoters to enhance the activity of traditional hydrogen storage materials and reduce activation energy. When rare earth nanomaterials are doped into other materials or doped with other materials (such as other alloys, carbon nanomaterials), they can improve the dispersion of traditional hydrogen storage materials, reduce activation energy, and increase the hydrogen storage capacity of the nanomaterials. Compared to rare earth nanomaterials functioning solely on their own, this doped nanomaterial approach offers greater advantages for hydrogen storage. Optimizing the design of new rare earth nanomaterials and controlling their morphology structure are key means to enhance their performance.

3.1 Direct hydrogen storage by rare earth nanomaterials

Rare earth nanomaterials store hydrogen by leveraging their own properties or by forming alloys with other metals to undergo reversible chemical reactions with hydrogen, forming corresponding hydrides. Basic reaction: $M \text{ (rare earth or rare earth alloy)} + (X/2)H_2 \rightleftharpoons MH_X + \text{Heat}$.

Nanoscale rare earth materials not only possess the properties of rare earth materials but also have a huge specific surface area, providing a large number of hydrogen adsorption sites while lowering the adsorption activation energy. Generally, factors affecting rare earth nanomaterials as hydrogen storage materials are mainly the material size, the type of rare earth in the alloy, and the type of other doped metals. For example, Wei Liu and Kondo-Francois Aguey-Zinsou [16] synthesized $LaNi_5$ nanoparticles of two different sizes, 170 nm and 250 nm. Both nanomaterials were morphologically stable during hydrogen cycling, but the 170 nm $LaNi_5$ exhibited stronger hydrogen kinetics than the 250 nm $LaNi_5$. The smaller $LaNi_5$ underwent complete desorption in a very short time.

Additionally, when rare earth nanomaterials act as electrodes, hydrogen is absorbed and released through electrochemical reaction cycles. The main reaction mechanism is $M \text{ (rare earth nanomaterial)} + x H_2O + x e^- = MH_x + x OH^-$. In this reaction, hydrogen atoms diffuse directly into the lattice of the rare earth nanomaterial, forming the corresponding hydride, thereby storing hydrogen. Fu, et al. [17] studied the effect of carbon nanotubes (CNTs) on the electrochemical hydrogen storage performance of $LaNi_5$ alloy by doping $LaNi_5$ with CNTs. Experiments doping different amounts of CNTs found that the electrode doped with 10% CNTs exhibited the best electrochemical activity among the four electrode materials. Comparing discharge curves of electrode materials with different doping ratios, within the experimental range, when doping $LaNi_5$ with 10% CNTs, under charging current density of 200 mA/g, discharging current density of 100 mA/g, and discharge voltage limit of 0 V, the capacity reached 407 mA·h/g, higher and more stable than the other three materials. The experiments also found that the $LaNi_5$ electrode doped with 10% CNTs achieved better and higher charge-discharge efficiency.

Improving the hydrogen storage performance of rare earth materials by doping with carbon nanotubes, carbon dots, or other metals is one approach. Another method is to dope rare earth materials into other materials to improve hydrogen adsorption. Xiao, et al. [18] successfully lowered the dehydrogenation temperature of MgH_2 to 201 °C by adding 7 wt% of $Ce_{0.6}Zr_{0.4}O_2$ nanocrystals to MgH_2 . They achieved fast low-temperature hydrogen absorption (50 °C) and high-temperature hydrogen release (270 °C), along with excellent cycling stability (98.9% capacity retention after 20 cycles). This superior performance originates from the in-situ formation of $CeH_{2.73}/CeO_{2-x}$ and ZrO_2 multiphase nano-active substances during cycling, which effectively reduce the hydrogen dissociation energy barrier and promote hydrogen diffusion. Compared with conventional Mg-based and transition-metal-based hydrogen storage materials, rare earth nanomaterials exhibit lower hydrogen absorption/desorption temperatures and faster kinetics, especially after nanoscaling.

3.2 Indirect hydrogen storage via rare earth nanomaterials

Rare earth nanomaterials or alloys act as catalysts, additives, or carriers. By adding them to other hydrogen storage materials, they promote chemical reactions, enabling hydrogen adsorption and desorption. Typically, hydrogen is stored in formic acid, methanol, or liquid organic carriers. Adding rare earth nanomaterials as catalysts to the system improves the activation energy for hydrogen adsorption or desorption. Yu, et al. [19] used Pd-modified LaNi_5 nanoparticles to enhance the reversible hydrogen storage capacity of N-ethylcarbazole (NEC). The authors electrodeposited Pd onto the surface of LaNi_5 nanoparticles, catalytically improving NEC's reversible hydrogen storage capacity. At 453 K and 7 MPa H_2 , NEC absorbed 5.5 wt% H_2 in 0.7 hours. Simultaneously, at 453 K and 0.1 MPa H_2 , it released 5.5 wt% H_2 in 2.2 hours. Under the same conditions, Pd/ LaNi_5 significantly enhanced the reversible hydrogen storage capacity of NEC compared to Pd/ Al_2O_3 . The main reason for this performance improvement is the abundant lattice hydrogen bonding sites provided by the rare earth material LaNi_5 , which play a positive role in the catalytic process. Additionally, LaNi_5 also possesses rapid bulk hydrogen diffusion kinetics.

Table 1 summarizes several application examples of rare earth nanomaterials in the hydrogen storage field.

Currently, the rare earth elements used for hydrogen storage materials are mainly metal alloys or dopants of La, Y, Ce, etc. The main preparation methods are hydrothermal synthesis, vapor deposition, and chemical precipitation. The morphology of the obtained rare earth materials is predominantly nanoparticles. As the main active component, rare earth elements exhibit good hydrogen storage performance after nanoscaling. Compared to traditional Mg-based/Al-based alloys and transition metal-based materials (such as TiFe, V-based alloys), rare earth elements can increase hydrogen storage capacity while effectively lowering hydrogen absorption/desorption temperatures, enabling effective hydrogen uptake and release under room temperature water cooling or air-cooling conditions. The performance of some rare earth-based hydrogen storage materials has already surpassed that of commercial Mg-based/Al-based hydrogen storage materials; when used as catalysts for hydrogen absorption/release from organic carriers, rare earths also show significant improvements over traditional materials, indicating huge application potential. Rare earth nanomaterials used as catalysts or additives show superior hydrogen activation ability compared with traditional oxide or noble metal catalysts, mainly due to their abundant lattice hydrogen sites and fast hydrogen diffusion.

Table 1. Application examples of rare earth materials in hydrogen storage

Application area	Material type	Synthesis method	Rare earth morphology	Rare earth role type	Application effect	Ref.
Solid-state storage	LaNi_5	Chemical Precipitation	Nanoparticles	As primary hydrogen storage material.	Stable reversible hydrogen absorption/desorption reaction at room temperature below 1.0 MPa.	[16]
Electrochemical storage	CNTs- LaNi_5	Chemical Vapor Deposition	Nanotubes	Doping CNTs into LaNi_5 improves dispersion.	At 10% CNT doping, capacity was 407 mA·h/g under charge/discharge current densities.	[17]
Solid-state storage	$\text{Ce}_{0.6}\text{Zr}_{0.4}\text{O}_2$ MgH ₂	Hydrothermal / Ball Milling	Nanoparticles	Doping to improve MgH ₂ hydrogen storage performance.	Fast H_2 absorption below 50 °C. Absorbed 6.02 wt% H_2 within 180 s at 150 °C, 50 bar. Reduced dehydrogenation activation energy and improved cycle stability.	[18]
Liquid storage	Pd/ LaNi_5	Thermochemical Reduction	Nanoparticles	The unique properties of Pd/ LaNi_5 break the limitation of active hydrogen bonding sites caused by competitive adsorption of hydrogen and N-ethylcarbazole.	1 wt% Pd/ LaNi_5 absorbed 5.5 wt% H_2 in N-ethylcarbazole within 0.7 h under specific conditions. Released fully within 2.2 h.	[19]
Solid-state storage	$\text{V}_{47}\text{Fe}_{11}\text{Ti}_{30}\text{Cr}_{10}\text{RE}_2$ (RE = La, Ce, Y, Sc)	Arc Discharge	Nanopolyhedrons	As primary hydrogen storage material.	Room temp. absorption saturation time < 100 s. Max capacity 3.41 wt% when RE = Y.	[20]
Liquid storage	La-Ni/ Al_2O_3	Co-precipitation	Ultrafine Nanoparticles	As main active site of catalyst.	Promotes Ni^0 - $\text{Ni}\delta^+$ synergy, enhances catalysis, improves adsorption capacity for intermediates, reduces activation energy	[21]
Liquid storage	Ni-La(OH) ₃ /D-MIL-125	Hydrothermal	Nanoparticles	As main catalytic component of catalyst.	Adding La element enriches Ni nanoparticles with electrons, enhancing catalytic performance & increasing hydrogen production yield.	[22]

4 APPLICATION OF RARE EARTH NANOMATERIALS IN BATTERIES AND ELECTROCHEMICAL ENERGY STORAGE

In energy storage technologies, batteries, as a typical form of electrochemical energy storage, enable the direct storage and release of electrical energy and are characterized by high energy conversion efficiency, rapid response, and a high level of technological maturity. Consequently, battery energy storage is more suitable for short-term regulation, instantaneous power support, and distributed energy systems. Compared with chemical energy storage technologies represented by hydrogen storage, batteries still exhibit inherent limitations in terms of energy density and long-term storage capability due to constraints associated with electrode materials, battery separators, and related technologies. Nevertheless, within an integrated energy storage framework, batteries can serve as an effective complement and form a synergistic relationship with hydrogen storage technologies.

At present, battery technologies are developing rapidly, accompanied by continuous and accelerated iteration of the materials composing batteries. Traditional metal-based materials often suffer from limitations such as low specific surface area, poor electrical conductivity, and insufficient electrochemical activity. In contrast, rare-earth-doped nanomaterials can introduce localized electronic states, thereby enhancing electrical conductivity and chemical activity, while simultaneously improving the resistance of alloys to pulverization and oxidation. In several studies, the appropriate incorporation of rare-earth elements or rare-earth oxides has been demonstrated to significantly modify electrochemical properties, including capacitance and cycling stability, in batteries and supercapacitors. For instance, Meng Qin, et al. [23] doped Ce and La into $\text{Li}_4\text{Ti}_5\text{O}_{12}$ nanosheets, and the resulting materials exhibited excellent electrochemical performance in half-cell configurations, including high specific capacity, good cycling stability, and superior rate capability. The Wei Liu group [24] integrated rare-earth elements into MoS_2 anode materials via a hydrothermal method, producing a $\text{Ce}_2\text{Mo}_3\text{O}_{12}/\text{MoS}_2/\text{C}$ composite anode. When employed as a lithium-ion battery anode, this material demonstrated outstanding electrochemical stability, retaining a high discharge capacity after 200 cycles. Haodong Wang, et al. [25] investigated the effects of layered rare-earth hydroxides and their two-dimensional composite structures with carbon materials on the electrochemical performance of lithium-sulfur (Li-S) batteries. Experimental results showed that these layered rare-earth-based materials and their carbon composites, owing to their polar surfaces and abundant active sites, effectively suppress the polysulfide shuttle effect and accelerate sulfur redox kinetics, thereby significantly enhancing the rate performance and cycling stability of Li-S batteries.

For supercapacitors, the relatively large ionic radius and high charge storage capacity of rare-earth elements are also beneficial for improving electrode performance. The underlying mechanisms mainly include expansion of the crystal lattice, stabilization of electrode structures, formation of defect sites, and increases in specific surface area. However, due to the relatively high cost of rare-earth materials, their large-scale application in electrode materials remains impractical. Therefore, future research should focus on precisely elucidating the mechanisms of rare-earth ions or compounds and optimizing their utilization through trace-level doping or additive strategies. Such approaches aim to enhance energy density and power density while reducing device costs, thereby further promoting the effective development and utilization of rare-earth elements.

5 CONCLUSION

Kazakhstan possesses abundant rare earth resources; however, they are currently exported mainly in the form of raw materials or semi-finished products. The development of high value-added rare earth functional materials is therefore of great importance for improving resource utilization efficiency and establishing a complete industrial chain. Recent advances in rare earth nanomaterials for energy storage provide critical support for the transformation of rare earth resources into high-end energy materials and their eventual industrialization. On this basis, this work systematically summarizes recent progress in the synthesis methods, morphological control strategies, and energy storage applications of rare earth nanomaterials. The results indicate that synthesis routes play a decisive role in regulating the morphology, crystallinity, and defect structures of these materials, thereby critically determining their hydrogen storage and electrochemical energy storage performance. Vapor-phase methods are well suited for the fabrication of rare earth nanofilms with highly controllable and precise structures, whereas solution-phase methods offer greater advantages in composition tuning and scalable synthesis of rare earth nanoparticles. In energy storage applications, rare earth nanomaterials exhibit lower hydrogen absorption/desorption temperatures, faster kinetic behavior, and superior electrochemical stability compared with conventional transition-metal- and magnesium-based materials. Moreover, in battery systems, they can effectively enhance electrical conductivity and cycling performance. Future research should focus on elucidating structure-property relationships, developing low-cost and controllable synthesis strategies, and ensuring long-term structural stability, thereby promoting the engineering application of rare earth nanomaterials in hydrogen storage and electrochemical energy storage, and supporting the industrialization of rare earth-based energy materials in Kazakhstan.

Funding

The authors would like to acknowledge the Science Committee of the Ministry of Science and Higher Education of the Republic of Kazakhstan for the financial support for this work through Project № AP23485972 “Composite materials for hydrogen storage at room temperature based on intermetallides and porous carbon”.

Acknowledgments

The authors would like to acknowledge the Science Committee of the Ministry of Science and Higher Education of the Republic of Kazakhstan for the financial support for this work through Project № AP23485972 “Composite materials for hydrogen storage at room temperature based on intermetallides and porous carbon”.

REFERENCES

- Packirisamy V., Arularasu M.V., Anbu P., Ariyamthu R. Advanced energy storage with lanthanum-based materials // Results in Surfaces and Interfaces, 19 (2025) 100544. – <https://doi.org/10.1016/j.rsurfi.2025.100544>
- Xi C., Bowan T., Ruipeng Z., Kai Y., Zhenzhe L., Tian X., Yao Z., Tong Z., Yudong X. Efficient preparation of the inclined $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ films with excellent light-induced transverse thermoelectric performance based on MOCVD process // Vacuum 208 (2023) 111695. – <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.111695>
- Muhammad K.S., Shazia B., Qazi S.A., Nazish Y., Sohail A., Mahreen A., Khaliq M., Ayesha K. Effect of substrate temperature on the growth of copper oxide thin films deposited by pulsed laser deposition technique // Surface Review and Letters 25(04) (2018) 1850053. – <https://doi.org/10.1142/S0218625X18500531>
- Hiroaki N., Tsukasa H., Akiko M., Yuichiro T., Satoshi K., Yoshiya H. Effect of laser fluence and ambient gas pressure on surface morphology and chemical composition of hydroxyapatite thin films deposited using pulsed laser deposition // Applied Surface Science 427 (2018) 458-463. – <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.08.129>
- Roberta G.T., Graziella M., Ignazio L. F., Raffaella L.N., Maria L. Giovanni B. Relationship between the Nanostructures and the Optical Properties of CeO_2 Thin Films // The Journal of Physical Chemistry B 108(42) (2004) 16357-16364. – <https://doi.org/10.1021/jp048083j>
- Nannan W., Yalei W., Huaifei L., Xiang X. The influence of pH value on the synthesis of ytterbium silicate nanoparticles by cocurrent coprecipitation method // Journal of Non-Crystalline Solids 614 (2023) 122407. – <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2023.122407>
- Lian-jie Z., Mei-sheng C., Hao W., Yong-ke H., Shi-lei C., Zhi-zhe Z., Zhi-qi L., Yong-qi Z. Effects of coprecipitation temperature on structure and properties of La and Y doped cerium zirconium mixed oxides // Transactions of Nonferrous Metals Society of China 32(2) (2022) 618-628. – [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(22\)65820-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)65820-5)
- Ryota S., Yusuke A., Dai M., Sakae T., Wataru S. Synthesis of Luminescent $\text{La}_2\text{O}_3:\text{Eu}^{3+}$ Nanosheet By Graphite Oxide Nanosheet Templating // ECS Meeting Abstracts (2016) 3114. 10.1149/MA2016-02/42/3114
- Dos Santos A.P.B., Dantas T.C.M., Costa J.A.P., Souza L.D., Soares J.M., Caldeira V.P.S., Araújo A.S., Santos A.G.D. Formation of CeO_2 nanotubes through different conditions of hydrothermal synthesis // Surfaces and Interfaces 21 (2020) 100746. – <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2020.100746>
- Masoud S.N., Ghader H., Fatemeh D. Synthesis of lanthanum hydroxide and lanthanum oxide nanoparticles by sonochemical method // Journal of Alloys and Compounds 509(10) (2011) 4098-4103. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.07.083>
- Lesbayev B.T., Rakhymzhan N., Ustayeva G., Maral Ye., Atamanov M.K., Auyelkhanqyzy M., Zhamash A. Preparation of nanoporous carbon from rice husk with improved textural characteristics for hydrogen sorption // J. Compos. Sci., 8(2) (2024) 74 <https://doi.org/10.3390/jcs8020074>
- Li X., Tian H., Yan S., Shi H., Wu J., Sun Y., Xing Y., Bai H., Zhang H. Micropores enriched ultra-high specific surface area activated carbon derived from waste peanut shells boosting performance of hydrogen storage // International journal of hydrogen energy 50 (2024) 324e336. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.07.094>
- Sutton A.L., Mardel J.I., Hill M.R. Metal-Organic Frameworks (MOFs) as hydrogen storage materials at near-ambient temperature // ChemEurJ. 30 (44) (2024) e202400717 <https://doi.org/10.1002/chem.202400717>
- Manda T., Barasa G.O., Louis H., Irfan A., Agumba J.O., Lugasi S.O., Pembere A.M.S. A data-guided approach for the evaluation of zeolites for hydrogen storage with the aid of molecular simulations // J. Mol Model 30, (2024) 43 <https://doi.org/10.1007/s00894-024-05837-z>
- Chandra S., Sharma P., Muthukumar P., Tatiparti S.S.V. Experimental hydrogen sorption study on a LaNi_5 -based 5 kg reactor with novel conical fins and water tubes and its numerical scale-up through a modular approach // International Journal of Hydrogen Energy 48 (96), (2023) 37872-37885. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.08.098>
- Wei L., Kondo-Francois A.Z. Low temperature synthesis of LaNi_5 nanoparticles for hydrogen storage // International Journal of Hydrogen Energy 41(3) (2016) 1679-1687. – <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.10.128>
- Xiaojuan F., Haiyan Z., Yiming C., Shunhua L., Shuangping Y., Chun Z., Minghua L., Yanjuan Z., Jin C. The effect of carbon nanotubes on the electrochemical hydrogen storage performance of LaNi_5 rare earth alloy // Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures 25(4) (2005) 414-420. – <https://doi.org/10.1016/j.physe.2004.07.003>
- Houqun X., Fangren Q., Xiaoxuan Z., Huazhou H., Ruizhu T., Chengsi H., Wenhao Z., Xincong H., Zonghua P., Chuanming M., Ruixiang W., Luocai Y., Qingjun C. Effect of $\text{Ce}_{0.6}\text{Zr}_{0.4}\text{O}_2$ nanocrystals on boosting hydrogen storage performance of MgH_2 // Chemical Engineering Journal 494(15) (2024) 153203. – <https://doi.org/10.1016/j.cej.2024.153203>
- Hongen Y., Yong W., Shunpeng C., Zewei X., Yiman W., Nuo C., Xue Y., Wei L., Lei X., Xingguo L., Jie Z. Pd-modified LaNi_5 nanoparticles for efficient hydrogen storage in a carbazole type liquid organic hydrogen carrier // Applied Catalysis B: Environment and Energy 317(15)

- (2022) 121720. – <https://doi.org/10.1016/j.apcatb.2022.121720>
20. Long L., Yiming L., Zeming Y., Suxia L., Ajit S., Fei Y., Baoquan L., Lirong L., Yongzhi L. Nanoscale microstructures and novel hydrogen storage performance of as cast $V_{47}Fe_{11}Ti_{30}Cr_{10}RE_2$ ($RE = La, Ce, Y, Sc$) medium entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds* 913 (2022) 165273. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165273>
 21. Ting Z., Li L., Yifang Z., Min G., Yuan D., Dong X., Peng H., Hansong C., Ming Y. La promoted $Ni^0-Ni^{\delta+}$ synergistic interaction for rapid and deep hydrogenation of liquid organic hydrogen carriers // *Chemical Engineering Journal* 493 (2024) 152354. – <https://doi.org/10.1016/j.ccej.2024.152354>
 22. Jianjun L., Qilu Y., Xiaolei Z., Haochong W., Zhang-Hui L. Defects engineering of metal-organic framework immobilized $Ni-La(OH)_3$ nanoparticles for enhanced hydrogen production // *Applied Catalysis B: Environment and Energy* 320 (2023) 121989. – <https://doi.org/10.1016/j.apcatb.2022.121989>
 23. Meng Q., Yueming L., Xiao-Jun L. Preparation of Ce- and La-Doped $Li_4Ti_5O_{12}$ Nanosheets and Their Electrochemical Performance in Li Half Cell and $Li_4Ti_5O_{12}/LiFePO_4$ Full Cell Batteries // *Nanomaterials* 7(6) (2017) 150. – <https://doi.org/10.3390/nano7060150>
 24. Wei L., Jingbo Z., Dongsheng F., Yaozong L., Linping F., Longhua Z., Ming L. Hydrothermal Synthesis and Electrochemical Performance of the $Ce_2Mo_3O_{12}/MoS_2/C$ Composite as Anode Material for Lithium-Ion Batteries // *ACS Omega* 10(18) (2025) 18539–18551. – <https://doi.org/10.1021/acsomega.4c11155>
 25. Haodong W., Xiaoxu L., Chi C., Pei S., Houzhao W., Hao W., Xingguang C., Dan S. Novel 2D bifunctional layered rare-earth hydroxides@GO catalyst as a functional interlayer for improved liquid-solid conversion of polysulfides in lithium-sulfur batteries // *Chinese Chemical Letters* 35(5) (2024) 108473. – <https://doi.org/10.1016/j.cclet.2023.108473>

СИРЕК ЖЕР ЭЛЕМЕНТТЕРІНІҢ НАНОМАТЕРИАЛДАРЫ: ДАЙЫНДАУ ӘДІСТЕРІ ЖӘНЕ ЭНЕРГИЯНЫ САҚТАУДА ҚОЛДАНУ

Мөлдір Әуелханқызы*, Ян Лю, Б. Т. Лесбаев, Мадина Әуелханқызы

Әл-Фараби атындағы Қазақ ұлттық университеті, Алматы, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: auyelkhankyzy@gmail.com

Сирек жер элементтерінің материалдары электронды қабықша құрылымының ерекшелігіне байланысты басқа материалдармен салыстырғанда ерекше сутегін сақтау қасиеттерін көрсетеді. Олардың ішінде сирек жер элементтерінің наноматериалдары дәстүрлі сирек жер элементтерінің материалдарымен салыстырғанда жоғары меншікті бет аудандарға және реактивті белсенді орындар санына ие, бұл тұрақтырақ және жоғары адсорбциялық процестерге әкеледі. Сирек жер элементтерінің наноматериалдарын дайындау әдістері мен морфологиялық бақылауына қатысты бұл мақалада қатты фазалы, сұйық фазалы және бу фазалы әдістер сияқты дайындау әдістері енгізіледі. Бұл жерде, наноматериалдар морфологиясына әртүрлі әдістердің әсер етуші факторлары мен бақылау стратегиялары талқыланады, әр әдістің артықшылықтары мен кемшіліктері және әртүрлі елдер мен аймақтардағы зерттеу ілгерілеушілігі талданады. Сонымен қатар, сирек жер элементтерінің наноматериалдарын қатты күйдегі сутегі сақтауда, электрохимиялық сутегі сақтауда, сұйық сутегі сақтауда, каталитикалық жануда және басқа да салаларда қолдану қорытындыланады. Бұл зерттеуде дайындау жолдары, морфологиялық бақылау және сутегі сақтау өнімділігі арасындағы байланыс, әсіресе сирек жер элементтерінің наноматериалдарға баса назар аударылады. Онда энергия сақтауда оларды практикалық қолданудың қиындықтары мен перспективалары атап өтіледі. Сирек жер элементтерінің материалдарында сутегін сақтау механизмдері және қол жеткізілген ғылыми-зерттеу нәтижелері келтірілген. Сонымен қатар, сирек жер элементтерінің наноматериалдары саласын дамытудың перспективалары ұсынылған.

Түйін сөздер: сирек жер элементтерінің наноматериалдары; наноматериалдар; дайындау әдістері; сутегін сақтау; металл гидридi.

**НАНОМАТЕРИАЛЫ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ
И ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ЭНЕРГИИ**

Молдір Әуелханқызы^{*}, Ян Лю, Б. Т. Лесбаев, Мадина Әуелханқызы

Казахский национальный университет им. аль-Фараби, Алматы, Казахстан

^{} E-mail для контактов: auyelhankyzy@gmail.com*

Редкоземельные материалы обладают уникальными свойствами хранения водорода по сравнению с другими материалами благодаря своей особой структуре электронных оболочек. Среди них редкоземельные наноматериалы имеют большую удельную площадь поверхности и большее количество активных реакционноспособных центров по сравнению с традиционными редкоземельными материалами, что приводит к более стабильным и эффективным процессам адсорбции. Что касается методов получения и контроля морфологии редкоземельных наноматериалов, в данной статье рассматриваются такие методы получения, как твердофазный, жидкофазный и парофазный. Обсуждаются факторы, влияющие на морфологию наноматериалов, и стратегии контроля различных методов, анализируются преимущества и недостатки каждого метода, а также прогресс исследований в разных странах и регионах. Одновременно обобщаются области применения редкоземельных наноматериалов в твердотельном хранении водорода, электрохимическом хранении водорода, жидкостном хранении водорода, каталитическом горении и других областях. В данном исследовании рассматривается взаимосвязь между методами получения, контролем морфологии и характеристиками хранения водорода, с особым акцентом на наноматериалы на основе редкоземельных элементов. Подчеркиваются проблемы и перспективы их практического применения в системах хранения энергии. В статье обобщены механизмы хранения водорода с использованием редкоземельных элементов и достигнутые результаты исследований. Также представлены перспективы развития области наноматериалов на основе редкоземельных элементов.

Ключевые слова: *наноматериалы редкоземельных элементов; наноматериалы; методы получения; хранение водорода; металлгидрид.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-89-100>

УДК 53.043, МРНТИ 29.19.04

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ КЕРАМИК

А. Л. Козловский^{1,2*}, Р. А. Мухаметжарова²

¹ Астанинский филиал РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Астана, Казахстан

² НАО «Евразийский национальный университет им. Л. Н. Гумилева», Астана, Казахстан

* E-mail для контактов: kozlovskiy.a@inp.kz

В работе представлены результаты оценки влияния ионной модификации приповерхностных слоев композитных керамик на основе титанатов на изменение устойчивости к внешним механическим воздействиям. В качестве основного метода модификации композитных керамик был выбран метод облучения ионами O^+ с энергией порядка 28 МэВ, флюенсы облучения были выбраны в диапазоне от 10^{11} до 10^{14} ион/см². Согласно полученным данным, изменение соотношения компонент при смешивании приводит к формированию двухфазных керамик, в составе которых основной фазой является ZnTiO_3 , а также присутствуют примеси в виде ZnO и TiO_2 в зависимости от весовых вкладов исходных компонент. Определено, что изменение фазового состава, связанное с увеличением фазы ZnTiO_3 в составе приводит к увеличению твердости и устойчивости к растрескиванию, что обусловлено совокупностью изменений фазового состава и размерных эффектов. В ходе экспериментов, связанных с ионной модификацией исследуемых $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик установлено, что при флюенсах облучения 10^{11} – $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² наблюдается формирование эффекта упрочнения приповерхностного слоя, обусловленного воздействием ионов на кристаллическую структуру, и связанных с ними эффектами дислокационного упрочнения. При флюенсах выше $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² наблюдается снижение степени упрочнения керамик, связанное с увеличением плотности структурных дефектов, их агломерации и последующей дестабилизации приповерхностного слоя, снижающего сопротивляемость к внешним воздействиям, в том числе и механическому давлению, приводящему к трещинообразованию.

Ключевые слова: титанаты, ионная модификация, упрочнение, радиационно-индуцированная модификация, сопротивляемость к термошоковому воздействию.

ВВЕДЕНИЕ

Современное развитие мировой энергетической системы включает в себя расширение спектра возможностей использования альтернативных источников энергии, увеличение доли которых в энергетическом секторе обусловлено несколькими факторами, ключевыми из которых являются необходимость снижения доли использования ископаемых энергоресурсов, снижение вредных выбросов, увеличение энергоэффективности и снижения себестоимости производства энергии [1, 2]. В условиях перехода к альтернативным источникам энергии, большое внимание уделяется технологическим решениям, направленным на обеспечение высокой эффективности преобразования энергии при минимальном воздействии на окружающую среду, а также снижению количества вредных выбросов при выработке энергии. Одним из перспективных направлений развития подобных технологических решений является использование твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ) для получения энергии, путем преобразования химической энергии топлива в электрическую без промежуточных этапов сжигания топлива [3, 4]. Подобные технологические решения позволяют увеличить коэффициент полезного действия до 60–70%, снизить уровень вредных выбросов, а также расширить возможность использования различных видов топлива от природного газа и водорода до биогаза и синтетических углеводородов.

При этом развитие технологических решений, связанных с ТОТЭ элементами, позволяет уйти от технологии централизованной генерации энергии за счет возможности создания замкнутых станций в удаленных районах и минимизации логистических и эксплуатационных затрат на транспортировку энергии из общей энергосистемы. Также интеграция ТОТЭ элементов в систему возобновляемых источников энергии, включающих солнечные и ветровые электростанции, позволяет решить ряд проблем, связанных с необходимостью компенсации нестабильности выработки энергии за счет гибкости и возможности совмещения с технологиями накопления энергии [5, 6]. Следует отметить, что развитие технологических решений в области создания ТОТЭ элементов является неотъемлемой частью общей стратегии развития мировой энергосистемы за счет увеличения возможностей перехода к низкоуглеродной энергетике, снижения себестоимости производства энергии, повышения устойчивости энергетического сектора в краткосрочной и долгосрочной перспективе. Однако развитие технологии создания ТОТЭ элементов требует большого внимания не только со стороны технологического и энергетического секторов, связанных с возможностью интеграции ТОТЭ элементов в общую энергосистему, но и исследовательского сектора, направленного на поиск технологических решений, связанных с повышением стабильности работоспособности ТОТЭ

элементов в экстремальных условиях, характерных для их эксплуатационных режимов [7–10].

Одним из способов увеличения устойчивости к внешним воздействиям и процессам высокотемпературной деградации катодных и анодных материалов твердооксидных топливных элементов является создание упрочняющего приповерхностного слоя, выступающего в роли жертвенного слоя, способного сдерживать процессы окисления при длительном воздействии высоких температур. Основная функция жертвенного слоя заключается в локализации с последующим замедлении и сдерживании процессов окисления, связанных с миграцией кислорода вглубь образцов и его агломерации, способной привести к дестабилизации и структурному разрушению приповерхностного слоя при длительном воздействии высоких температур [11–13]. При этом для создания подобного жертвенного слоя используются различные методы модификации, включая такие методы как термохимическая обработка, осаждение тонкопленочных покрытий, ионно-плазменные технологии модификации поверхности, метод ионной модификации [14–16]. В основе всех методов лежит гипотеза о создании дефектного или структурно-измененного слоя, создающего барьерные преграды диффузии кислорода или водорода вглубь образца, тем самым замедляя процессы окисления в малом приповерхностном слое толщиной порядка 5–15 мкм [17, 18]. В результате формирования подобного приповерхностного слоя увеличивается сопротивляемость катодных материалов к процессам окисления, а также растрескиванию и потере прочности при длительной эксплуатации в экстремальных условиях, включая высокотемпературное воздействие или термошоковые удары, возникающие в результате резкого перепада температур.

Основной целью данного исследования является определение роли структурных изменений, вызванных облучением ионами O^+ на упрочнение приповерхностных слоев композитных керамик на основе титаната цинка, а также повышение внешним воздействием, приводящим к трещинообразованию. В основе рабочей гипотезы, связанной с использованием возможностей методов ионной имплантации для повышения сопротивляемости к внешним воздействиям приповерхностных слоев керамик, лежит предположение о том, что при накоплении структурно-измененных областей, а также создаваемых ими дислокационных дефектов, в приповерхностных слоях можно создать барьерный слой, препятствующий распространению микротрещин при внешних воздействиях. Использование метода ионной имплантации в данном случае позволяет создать на малой глубине приповерхностного слоя толщиной порядка 10 мкм высокую плотность дислокаций и точечных дефектов, концентрация которых напрямую зависит от флюенса облучения [19, 20]. Увеличение плотности дислокаций в приповерхностном слое позволяет увеличить сопротивляемость к деформационным

воздействиям, вызванным внешними факторами или нагрузками, однако данный эффект имеет явно выраженную зависимость от концентрации или плотности дислокаций, а также радиационно-индуцированных процессов, протекающих при взаимодействии налетающих ионов с кристаллической структурой мишени и эффектов имплантации, когда часть ионов способна внедряться в структуру мишени заполняя межузельное пространство или вакансии. В данном исследовании рассмотрен эффект упрочнения в зависимости от флюенса облучения для трех типов керамик на основе титаната цинка, полученных методом механохимического твердофазного синтеза. Также при рассмотрении эффектов упрочнения учитывался фактор фазового состава композитных керамик, обусловленный наличием примесных включений с различной концентрацией, возникающих при термическом спекании образцов керамик.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве исходных порошков для синтеза керамик были выбраны оксид цинка (ZnO) и диоксид титана (TiO_2). Химическая чистота исходных порошков составляла 99,95%. Порошки были приобретены у компании Sigma Aldrich (Sigma, США). Синтез керамик на основе титанатов осуществлялся путем механохимического перемалывания оксидов цинка и титана в различных весовых соотношениях с последующим термическим отжигом. Варьирование соотношения компонент в составе керамик составляло от 0,25 до 0,75 м с шагом 0,25 м, крайние случаи однокомпонентных порошков не рассматривались по причине невозможности создания керамик титаната из одного типа порошков. Механохимическое перемалывание осуществлялось в планетарной мельнице PULVERISETTE 6 (Fritsch, Берлин, Германия). Перемалывание было проведено при скорости 400 об/мин, время помола составляло 1 час. Выбор условий синтеза обусловлен необходимостью интенсивного смешивания оксидов с последующим их дроблением и созданием большого количества деформационных искажений, высокая концентрация которых приводит к дестабилизации оксидов, что ускоряет процесс синтеза при спекании. Механическое воздействие при смешивании двух оксидов приводит к их дестабилизации за счет интенсивного воздействия на кристаллические и химические связи, в результате чего происходит равновероятное перемешивание двух оксидов друг с другом, что при дополнительном термическом воздействии приводит к инициализации процессов фазовых трансформаций в структуре. О наличии структурных искажений в кристаллической решетке порошков после интенсивного механического воздействия свидетельствуют результаты рентгеновской дифракции, согласно которым асимметричная форма дифракционных рефлексов свидетельствует о сильной деформации кристаллической структуры, а также ее разупорядочении. После механохимического перемалывания образцы порошков подвергались термическому спеканию.

ческому отжигу в муфельной печи Nabertherm LE 4/11/R6 (Nabertherm, Лилиенталь, Германия). Температура отжига составляла 1000 °С, скорость нагрева составляла 20 °С/мин. По достижении заданной температуры и стабилизации температуры в камере печи, образцы отжигались в течение 5 часов, после чего нагрев печи отключался и образцы остывали внутри камеры до комнатной температуры за 15–20 часов. Отжиг образцов проводился на воздухе, без использования инертной атмосферы.

После термического спекания образцы запрессовывались в таблетки диаметром 10 мм и толщиной 1 мм с целью проведения дальнейших испытаний с образцами, связанных с ионной имплантацией и оценкой прочностных характеристик приповерхностных слоев. Запрессовка образцов осуществлялась в специальной пресс-форме. Давление при прессовании составляло 250 МПа, выдержка при нагрузке составляла порядка 30 минут. По истечении времени сдвливания, образцы подвергались термическому отжигу при температуре 600 °С в течение 1 часа для релаксации структурных напряжений, вызванных прессованием.

Определение морфологических особенностей, а также их изменений, связанных с вариативностью изменения соотношения компонент в составе керамик было выполнено с применением метода растровой электронной микроскопии. Измерения проводились с помощью микроскопа Phenom™ ProX (Thermo Fisher Scientific, Эйндховен, Нидерланды).

Анализ фазового состава исследуемых образцов керамик в зависимости от соотношения компонент в составе был проведен с использованием метода рентгеновской дифракции. Для съемки рентгеновских дифрактограмм применялся метод Брэгга-Брентано. Угловой диапазон съемки дифрактограмм (2 θ) составлял от 15° до 90°, шаг съемки 0,05°, время набора дифрактограммы составляло 1 секунда в точке. Генерация рентгеновского излучения осуществлялась с помощью рентгеновской трубки с Cu-K α излучением с длиной волны 1,54 Å. Съемка рентгеновских дифрактограмм проводилась на порошковом дифрактометре D8 Advance ECO (Bruker, Germany). Оценка и анализ полученных дифрактограмм осуществлялась с использованием сертифицированного программного кода Diffraction EVA v.4.2. Для определения фазового состава использовался метод сопоставления полученных рентгеновских дифрактограмм с результатами карточных значений, взятых из базы данных PDF-2 (2006). Определение фазового состава осуществлялось путем сравнения и совпадения положения основных дифракционных максимумов с карточными значениями положений при точности не менее 85–90%. При этом в случае определения структурных параметров оценка производилась с учетом вызванных механическим воздействием, а также процессами фазовых трансформаций, деформационных искажений кристаллической структуры, наличие которых приводит к смещению положений максимумов

и их отклонения от эталонных значений. Определение весовых вкладов осуществлялось путем оценки площадей дифракционных рефлексов для каждой фазы с последующим уточнением их веса в общую дифрактограмму с учетом корундовых чисел.

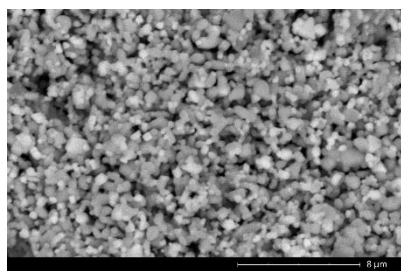
Ионная модификация проводилась путем облучения ионами O⁺ с энергией 28 МэВ. Флюенсы облучения составляли от 10¹¹ до 10¹⁴ ион/см². Облучение образцов проводилось на ускорителе ДЦ-60. Выбор ионов и флюенсов облучения обусловлен возможностями моделирования процессов структурных изменений приповерхностных слоев, а также перераспределению электронной плотности в приповерхностном слое, вызванным облучением. Вариация флюенса облучения была выбрана с учетом возможностей моделирования процессов образования структурно-измененных областей, диаметр которых, согласно оценочным расчетам составляет не более 2 нм, как в случае изолированности друг от друга (при малых флюенсах облучения), так и их перекрытия, когда вероятность попадания одного иона в одну и ту же область существенно больше единицы. Согласно расчетным данным глубины пробега ионов O⁺ в приповерхностном слое ZnTiO₃ керамик, максимум глубины составляет порядка 13,3–13,5 мкм. Выбор данного типа ионов обусловлен возможностью инициализации процессов ионной имплантации и структурных изменений на заданной глубине приповерхностного слоя керамик, что в свою очередь позволяет целенаправленно модифицировать приповерхностные слои и увеличивать устойчивость к внешним воздействиям.

Определение твердости исследуемых образцов в зависимости от фазового состава, а также флюенса облучения было осуществлено с применением метода индентирования. Измерения проводились на микротвердометре Durolin M1 (Metkon, Бурса, Турция). В качестве индентера выступала алмазная пирамидка Виккерса. Нагрузка на индентор составляла порядка 100 Н. Подбор нагрузки осуществлялся с целью проведения измерений на глубине, не превышающей глубину пробега ионов в керамиках, что позволило оценить изменения твердости именно в модифицированном приповерхностном слое.

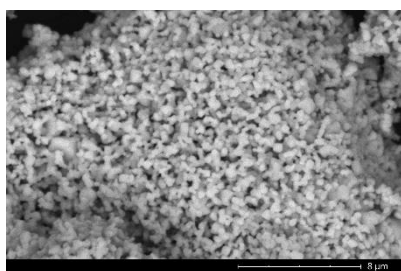
РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Характеризация исходных образцов, используемых в исследовании

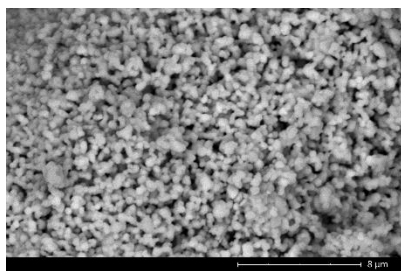
На рисунке 1 приведены результаты морфологических особенностей синтезированных $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик в зависимости от вариации соотношения компонент в составе керамик. Данные получены с использованием метода растровой электронной микроскопии высокого разрешения. Все снимки были получены при одинаковых режимах и увеличениях, что позволило оценить вариативность морфологии керамик, обусловленной изменением фазового состава при изменении соотношения компонент в составе.



а)



б)



в)

Рисунок 1. Результаты морфологических особенностей исследуемых $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик: а) 0,75 ZnO – 0,25 TiO_2 ; б) 0,50 ZnO – 0,50 TiO_2 ; в) 0,25 ZnO – 0,75 TiO_2

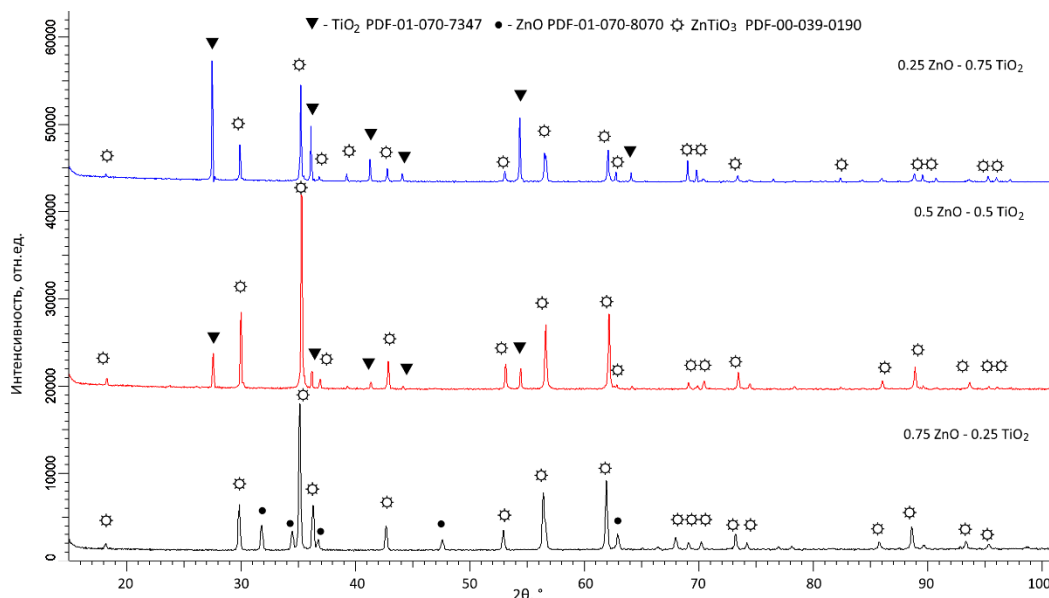
В случае образцов $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик при изготовлении которых использовалось 0,75 М ZnO, наблюдаемые различия в морфологии зерен, связаны с формированием двух типов частиц: более крупных (темнополюсная градация), обладающих вытянутой или сферической формой и мелкодисперсной (светлополюсная градация) фракции сферической форм. Формирование подобных частиц свидетельствует о наличии двух фаз в образцах, при этом их равновероятное распределение в составе свидетельствует о получении структур по типу смеси двух фаз, в которой агломерация мелкодисперсной фракции происходит вокруг более крупной, тем самым заполняя межзеренное пространство, а сам подобный механизм обусловлен процессами фазообразования, при котором происходит вытеснение избытка в виде примесных фаз на поверхность более крупных зерен. При равном соотношении компонент в составе при смешивании морфология зерен представлена равновероятным распределением мелкодисперсной фракции в составе, с небольшим включением крупных зерен,

наличие которых как в случае концентрации 0,75 М связано с образованием примесных включений в виде второй фазы в составе керамик. При этом мелкодисперсные частицы агломерируют вокруг более крупных частиц, заполняя между ними пространство и создавая достаточно большое количество межзеренных границ, наличие которых может способствовать увеличению сопротивляемости к внешним механическим воздействиям.

Увеличение весового вклада TiO_2 в составе $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик приводит к доминированию мелкодисперсной фракции, которая агломерирует в более крупные дендритоподобные частицы, имеющие разветвленную форму, содержащую в себе достаточно большое количество границ зерен. При этом изменение соотношения компонент с доминированием в составе диоксида титана приводит, согласно данным растровой электронной микроскопии к формированию пористой структуры в отличие от состава $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик с равным соотношением компонент. Подобные изменения в данном случае обусловлены доминированием мелкодисперсной фракции, агломерирующей в дендритоподобные агломераты, образующие достаточно большое количество пустот между собой. Такие морфологические особенности способны привести к повышению дефектности структуры за счёт образования пористых областей, связанных с агломерацией мелкодисперсных частиц. В результате подобных формирований в структуре керамик возникают локальные концентрации напряжений, что в свою очередь может ослабить влияние межфазных связей и привести к снижению прочностных характеристик.

На рисунке 2а приведены результаты рентгеновской дифракции исследуемых композитных керамик, полученных в результате механохимического перемалывания оксидов цинка и титана в различных стехиометрических соотношениях и подвергнутых термическому спеканию при температуре 1000 °С в течение пяти часов. Общий вид полученных дифрактограмм после термического отжига свидетельствует о достаточно высокой степени структурного упорядочения всех исследуемых образцов, о чем свидетельствует малое фоновое излучение и малые колебания интенсивности фона. При этом высокая интенсивность дифракционных рефлексов каждой установленной фазы, а также их форма свидетельствуют о малом количестве деформационных напряжений в структуре каждой фазы. На рисунках 2б-г приведены результаты оценки изменений фазового состава исследуемых керамик в зависимости от вариации соотношения компонент в составе. Данные получены путем оценки весовых вкладов каждой фазы, определенных по площадям всех дифракционных рефлексов для каждой установленной фазы.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ КЕРАМИК



a)

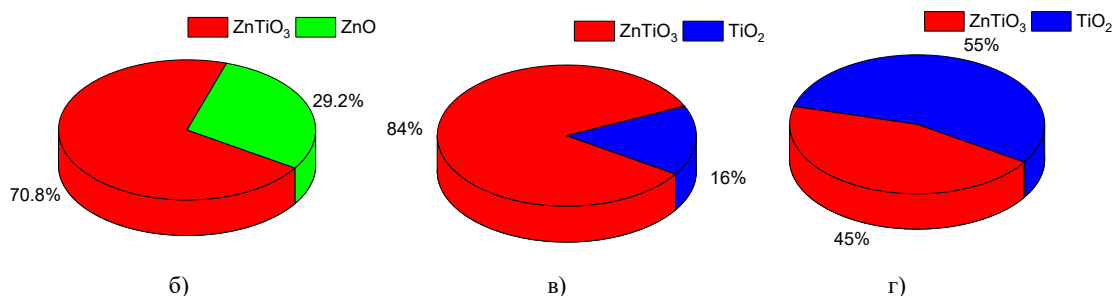


Рисунок 2. Результаты рентгеновской дифракции композитных керамик, полученных методом механохимического смешивания оксидов цинка и титана с различным соотношением компонент в составе (а); результаты оценки фазового состава синтезированных керамик при вариации соотношения компонент в составе: 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ (б); 0,5 ZnO – 0,5 TiO₂ (в); 0,25 ZnO – 0,75 TiO₂ (г)

Согласно представленным данным при смешивании оксидов цинка и титана в соотношении 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ доминирующую роль в составе играет кубическая фаза ZnTiO₃ с перовскитоподобной структурой. При этом на дифрактограмме также фиксируется наличие дифракционных рефлексов, характерных для включений в виде ZnO с гексагональным типом кристаллической решетки. Концентрация (весовой вклад) данных включений в составе керамик составляет не более 30 вес.%, а их наличие обусловлено избытком оксида цинка в составе керамик, что в свою очередь при фазообразовании фазы ZnTiO₃ приводит к вытеснению включений в виде ZnO. Полученные результаты рентгенофазового анализа показали хорошую сходимость результатов соотношения двух фаз в составе с результатами морфологических особенностей, согласно которым было установлено наличие смеси двух фаз с разной геометрией и формой частиц. При этом уширенная форма дифракционных рефлексов для гексагональной фазы ZnO имеет хорошее согласие с результатами морфологических осо-

бенностей, отражающих наличие мелкодисперсной фракции в составе.

При равном соотношении компонент в составе (0,5 М – 0,5 М), согласно данным рентгенофазового анализа в составе керамик доминирует кубическая фаза ZnTiO₃, весовой вклад которой составляет порядка 84 вес.%, при этом дифракционных рефлексов для примесной фазы ZnO в составе керамик не наблюдается. Однако детальный анализ дифрактограммы позволил установить наличие дифракционных рефлексов, характерных для фазы рутила (TiO₂) с тетрагональным типом кристаллической решетки, весовой вклад которой составляет не менее 16 вес.% (см. данные рисунка 2в). При этом следует отметить, что сформированная кубическая фаза ZnTiO₃ обладает более высокой степенью структурного упорядочения, что отчетливо проявляется как в форме дифракционных рефлексов, так и их интенсивности в сравнении с другими образцами, полученными в ходе данных экспериментов, связанных с вариацией соотношения компонент в составе.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ КЕРАМИК

Таблица 1. Данные структурных параметров

Фаза	Состав керамик		
	0,75 ZnO – 0,25 TiO ₂	0,50 ZnO – 0,50 TiO ₂	0,25 ZnO – 0,75 TiO ₂
ZnTiO ₃ (PDF-00-039-0190), кубическая	a=8,4624±0,0014 Å, V=606,01±0,25 Å ³	a=8,4228±0,0016 Å, V=597,55±0,15 Å ³	a=8,4424±0,0013 Å, V=601,73±0,15 Å ³
ZnO (PDF-01-070-8070), гексагональная	a=3,2444±0,0013 Å, c=5,1999±0,0016 Å, V=47,40±0,23 Å ³	–	–
TiO ₂ (PDF-01-070-7347), тетрагональная	–	a=4,5542±0,0012 Å, c=2,9546±0,0017 Å, V=61,28±0,16 Å ³	a=4,5875±0,0016 Å, c=2,9547±0,0012 Å, V=62,18±0,13 Å ³

Таблица 2. Данные твердости и величины критического коэффициента интенсивности напряжений исследуемых керамик

Прочностные параметры	Состав керамик		
	0,75 ZnO – 0,25 TiO ₂	0,50 ZnO – 0,50 TiO ₂	0,25 ZnO – 0,75 TiO ₂
Твердость, ГПа	3,54±0,13	4,72±0,15	4,43±0,11
Величина K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	33,02±0,22	43,98±0,26	41,25±0,23

В случае увеличения содержания компонент TiO₂ при смешивании керамик фазовый состав полученных образцов, характеризуется практически равным соотношением фаз рутила TiO₂ и кубической ZnTiO₃ (см. данные на рисунке 2г). Подобный эффект связан с доминированием в составе диоксида титана, который в результате термического воздействия претерпевает фазовые трансформации из анатаза в рутил, с последующим выделением его в составе в виде мелкодисперсной фракции, агломерирующей в дендритные структуры. При этом анализ формы и интенсивности дифракционных рефлексов исследуемых фаз в составе керамик свидетельствует о деформационном искажении кристаллической структуры, вызванной воздействием одной фазы на другую, а также эффектами замещения, возникающими в процессе фазообразования при термическом спекании.

В таблице 1 представлены результаты оценки изменений параметров кристаллической решетки для каждой установленной фазы в образцах. Данные были получены путем проведения сравнительного анализа положений максимумов и их сопоставления с результатами карточных значений. Оценка осуществлялась в программном коде DiffraEVA v.4.2. Уточнение параметров осуществлялось с учетом наличия деформационных искажений формы рефлексов, связанных как со стехиометрическими особенностями получаемых керамик, так и наличием примесных фаз в составе, способных оказать деформационное искажение на кристаллическую структуру. Уточнение параметров осуществлялось с использованием карточных значений параметров кристаллической решетки для каждой фазы: PDF-00-039-0190 ZnTiO₃ a=8,4080 Å; PDF-01-070-8070 ZnO a=3,2489 Å, c=5,2049 Å; PDF-01-070-7347 TiO₂ a=4,5930 Å, c=2,9610 Å.

Согласно представленным данным параметров кристаллической решетки, вытеснение ZnO фазы из

состава керамик при уменьшении в составе исходной смеси оксида цинка, наблюдается уменьшение параметров кристаллической решетки и ее объема, из чего следует сделать вывод о структурном упорядочении, связанном с вариацией фазового состава керамик, а также упорядочением доминирующей фазы в составе. При этом отклонение параметров от эталонных значений, связано с наличием деформационных искажений, вызванных наличием примесной фазы TiO₂, увеличение доли которой, согласно полученным данным приводит к росту параметров как основной фазы ZnTiO₃, так и примесной фазы TiO₂.

В таблице 2 приведены результаты оценки твердости исследуемых образцов керамик в исходном состоянии до облучения. В данном случае изменение твердости обусловлено вариацией фазового состава керамик, а также размерными факторами, связанными с изменением размеров зерен при вариации соотношения компонент в составе. Величина критического коэффициента интенсивности напряжений (K_{Ic}) была рассчитана на основе данных полученных изменений твердости исследуемых образцов, а также оценке формы отпечатка индентора и его диагоналей. Значения отражают изменение устойчивости керамик к процессам внешних механических воздействий, обусловленной изменением фазового состава керамик. Согласно полученным данным, формирование двухфазных керамик в составе которых присутствует фаза ZnO, приводит к тому, что для данного состава керамик наблюдается минимальное значение твердости 3,54 ГПа, при $K_{Ic} = 33,02 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Максимальное значение твердости и величины K_{Ic} наблюдается для образцов с доминированием в составе фазы ZnTiO₃, для которых твердость составляет порядка 4,7 ГПа, а величина $K_{Ic} - 43,9 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. При этом увеличение твердости по сравнению с образцами, обладающими минимальными значениями твердости составляет порядка 33%, что свидетель-

ствует о достаточно высокой степени упрочнения, обусловленной изменением фазового состава и вытеснением менее прочной фазы ZnO.

Формирование керамик с равновероятным соотношением фаз $\text{ZnTiO}_3/\text{TiO}_2$ приводит к снижению твердости относительно максимального эффекта упрочнения, однако значение твердости выше на 25% чем значение твердости для образцов содержащих в составе включения в виде фазы ZnO. Анализ полученных значений твердости и величины K_{1c} для исследуемых керамик, показывает прямую взаимосвязь между изменениями фазового состава керамик, связанных с вариацией соотношения компонент в составе и упрочнением, приводящим к увеличению сопротивляемости к внешним механическим воздействиям. Также следует отметить, что изменение прочностных параметров также обусловлено вариацией размерных факторов, изменение которых заключается в формировании мелкодисперсной фракции при доминировании в составе фазы ZnTiO_3 .

Резюмируя полученные данные изменений прочностных параметров исследуемых образцов керамик можно сделать вывод о том, что увеличение весового вклада кубической фазы ZnTiO_3 в составе керамик приводит к упрочнению и повышению сопротивляемости к внешним воздействиям, в то время как формирование агломератов в виде дендритоподобных структур, связанных с доминированием фазы рутила в составе приводит к снижению прочностных параметров, обусловленных изменением как фазового состава, так и размерными факторами, приводящими к образованию пористой структуры при дендритоподобной агломерации мелкодисперсной фракции. Дендритоподобная агломерация мелкодисперсной фракции приводит к возникновению дефектных областей и стрессовых концентраций, что ослабляет структуру и снижает её устойчивость к механическим нагрузкам. Из выше проанализированного можно сделать вывод о том, что оптимизация фазового состава керамик, направленная на повышение доли кубической фазы ZnTiO_3 при минимизации образования рутила и его агломератов, является ключевым условием улучшения механических характеристик.

Оценка влияния ионной модификации на изменение прочностных свойств керамик

Определение влияния ионной модификации на увеличение сопротивляемости к внешним механическим воздействиям за счет структурных изменений и дислокационного упрочнения было осуществлено путем сравнительного анализа изменений значений твердости и коэффициента K_{1c} исследуемых образцов до и после облучения. В основе выбранного метода упрочнения лежит гипотеза о том, что при облучении тяжелыми ионами, создаваемая в результате взаимодействия ионов с кристаллической структурой генерация точечных и вакансионных дефектов приводит к их миграции, и как следствие, формированию и последующему накоплению дислокаций. В

свою очередь увеличение плотности дислокаций приводит к их взаимному взаимодействию и торможению распространения микротрещин при внешних воздействиях, что усиливает сопротивление пластической деформации. Данный механизм упрочнения аналогичен традиционному дислокационному упрочнению в металлах, но в керамиках он проявляется совместно с другими факторами, связанными в первую очередь с размерными факторами, а также структурными особенностями, обусловленными фазовым составом керамик.

На рисунке 3 приведены результаты оценки изменения значений твердости и коэффициента K_{1c} исследуемых $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик в зависимости от флюенса облучения ионами O^+ .

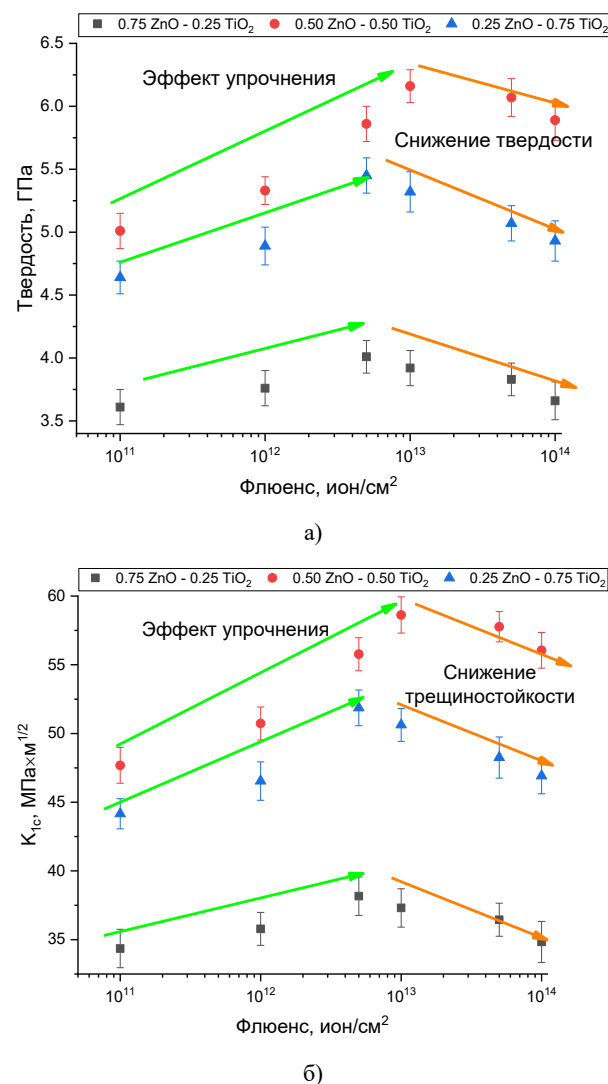


Рисунок 3. Результаты оценки влияния ионной модификации на изменения прочностных параметров: твердости (а) и коэффициента K_{1c} (б) в зависимости от флюенса облучения

Общий вид представленных зависимостей изменений прочностных параметров (твердости и коэффициента K_{1c}) свидетельствуют о двух типах измене-

ний, вызванных облучением ионами O^+ , которые имеют прямую зависимость от флюенса облучения. При флюенсах облучения 10^{11} – $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² для всех трех типов керамик наблюдается увеличение значений твердости и коэффициента K_{1c} , причем тренды изменений прочностных параметров имеют явно выраженные различия в зависимости от соотношения фаз в составе и наличие примесных включений. Наиболее значимые изменения наблюдаются для образцов $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик с доминирующей в составе фазой ZnTiO_3 и малым содержанием TiO_2 . При этом следует отметить, что для данного фазового состава эффект упрочнения в отличие от других составов керамик наблюдается и при флюенсе 10^{13} ион/см², в то время как при данном флюенсе для двух других керамик наблюдается начало снижения прочностных параметров. При флюенсах облучения выше $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² наблюдается снижение значений твердости и величины коэффициента K_{1c} относительно максимального достигаемого значения при облучении, при этом наблюдаемый тренд снижения также имеет прямую зависимость от флюенса облучения, однако в случае максимального флюенса облучения 10^{14} ион/см² значения твердости и коэффициента K_{1c} выше исходных значений, что также свидетельствует об упрочнении керамик относительно исходного состояния.

Подобные тренды изменений прочностных параметров в данном случае обусловлены следующими факторами, описываемыми механизмами взаимодействия ионов с кристаллической структурой.

Во-первых, взаимодействие высокоэнергетических ионов с кристаллической решёткой приводит к образованию точечных дефектов, таких как вакансии и межузельные атомы, а также их кластеров при больших флюенсах облучения. Накопление подобных дефектов в приповерхностном слое может служить эффективными центрами торможения движения дислокаций, что реализует механизм дислокационного упрочнения, повышающего сопротивляемость к внешним механическим воздействиям, в том числе к образованию микротрещин при индентировании.

Во-вторых, изменение флюенса облучения может сопровождаться изменением структурных особенностей керамик и локальной перестройкой кристаллической структуры за счет образования локальных структурно-деформированных включений, образующихся вдоль траектории движения ионов в приповерхностном слое. Накопление данных областей и увеличение их плотности за счет увеличения флюенса облучения приводит к росту структурных изменений, способных привести к стабилизации метастабильных фаз или включений, обладающих более высокими механическими характеристиками, либо к перераспределению атомов в решётке, вызывающему появление упругих напряжений на межзеренных границах. Такие структурные изменения дополнительно способствуют повышению коэффициента

трещиностойкости и сдерживанию механизмов деградации при внешних воздействиях. Однако, в случае большой плотности подобных структурно-измененных областей в поврежденном слое, может возникнуть обратный эффект, связанный с дестабилизацией кристаллической структуры за счет роста плотности дефектов, их кластеризации, а также образованию метастабильных включений с высокой плотностью дефектов, что приводит к разупрочнению и снижению устойчивости к внешним воздействиям. При этом следует отметить, что эффект разупрочнения в данном случае имеет достаточно сильную зависимость от типа ионного облучения и энергии налетающих ионов, что может сказаться на скорости разупрочнения при наблюдаемом эффекте перекрытия дефектных структурно-измененных областей в модифицируемом слое.

В-третьих, воздействие тяжёлых ионов способно инициировать уплотнение микроструктуры за счёт схлопывания мелких пор и дефектных областей. Это ведёт к снижению пористости и повышению плотности материала, что напрямую отражается на росте прочностных характеристик.

Также в результате облучения возможно формирование наноразмерных дефектных кластеров и радиационно-индуцированных наноструктур, которые действуют как эффективные центры поглощения и сдерживания дислокаций, препятствуя не только движению дислокаций, но и росту микротрещин, тем самым увеличивая сопротивление хрупкому разрушению и повышая сопротивляемость приповерхностного слоя. Таким образом, совокупность указанных факторов, в том числе образование радиационных дефектов, дислокационное упрочнение, структурные перестройки и уплотнение микроструктуры вполне объясняет повышение твёрдости и коэффициента трещиностойкости исследуемых керамических образцов после облучения тяжёлыми ионами.

На рисунке 4 приведены результаты оценки эффективности упрочнения керамик в зависимости от флюенса облучения. Данные были рассчитаны с использованием стандартной методики сравнительного анализа изменений значений твердости и коэффициента K_{1c} облученных образцов с результатами, полученными для исходных (необлученных) образцов. Величины, характеризующие эффект упрочнения, приведены в процентном соотношении, отражающем степень упрочнения относительно исходных значений.

Согласно полученным данным, в случае $0,75 \text{ ZnO} - 0,25 \text{ TiO}_2$ керамик максимально достигаемый эффект упрочнения составляет порядка 12–13% в сравнении с исходными значениями прочностных параметров, при этом тренд снижения твердости и величины коэффициента K_{1c} при флюенсах выше $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² свидетельствует о негативном влиянии эффекта перекрытия структурно-деформированных областей и увеличении их плотности на снижение прочностных свойств керамик.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ КЕРАМИК

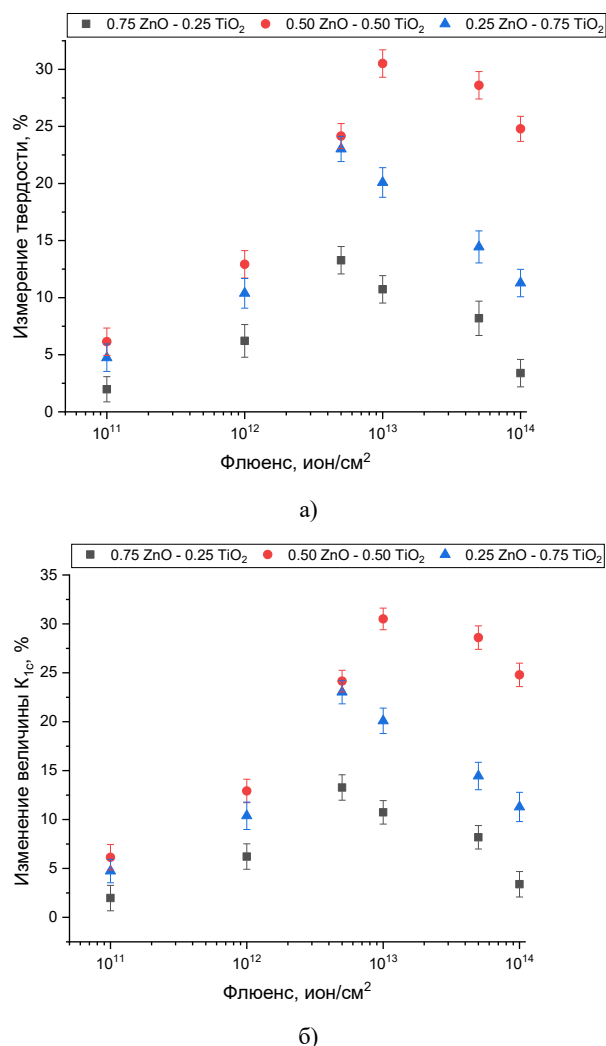


Рисунок 4. Результаты оценки изменения прочностных параметров, отражающих эффекты упрочнения керамик в результате ионной модификации: твердости (а) и коэффициента K_{1c} (б) в процентном соотношении относительно исходного значения

Для 0,50 ZnO – 0,50 TiO₂ керамик максимально достигаемое значение повышение твердости и величины коэффициента K_{1c} составляет порядка 30–32%, что более чем в 3 раза превышает достигнутое значение упрочнения для 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ керамик. При этом максимальное упрочнение наблюдается при более высоком флюенсе (10^{13} ион/см²), а дальнейший тренд снижения твердости и величины коэффициента K_{1c} при увеличении флюенса составляет не более 5% от максимально достигнутого значения упрочнения. В данном случае увеличение эффективности упрочнения связано с фазовым составом керамик, обусловленным доминированием ZnTiO₃ фазы, а также отсутствием в составе включений в виде ZnO, наличие которых для 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ керамик приводит не только к более низкому эффекту упрочнения, но и интенсивному снижению эффекта при больших флюенсах облучения (выше 10^{13} ион/см²).

Для образцов 0,25 ZnO – 0,75 TiO₂ керамик равновесное распределение двух фаз в составе ZnTiO₃ и TiO₂ приводит к более выраженному упрочнению в сравнении с образцами 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ керамик, однако максимальное значение упрочнения составляет 23% при флюенсе облучения $5 \cdot 10^{12}$ ион/см². При увеличении флюенса облучения наблюдается снижение эффекта упрочнения, а при максимальном флюенсе облучения (10^{14} ион/см²) величина упрочнения составляет порядка 11–12%, что в два раза меньше максимально достигнутого значения при флюенсе $5 \cdot 10^{12}$ ион/см². Однако более чем в четыре раза выше наблюдаемого эффекта упрочнения при максимальном флюенсе облучения, установленного для образцов 0,75 ZnO – 0,25 TiO₂ керамик. Подобные различия в трендах изменения упрочнения в зависимости от флюенса облучения напрямую свидетельствует о влиянии фазового состава керамик, а также роли примесных фаз в увеличении сопротивляемости к внешним воздействиям. Наличие в составе керамик включений ZnO фазы приводит к наименьшему эффекту упрочнению, за счет слабой стабильности данной фазы к процессам ионного воздействия, что приводит к дестабилизации кристаллической структуры, которое наиболее проявлено при высоких флюенсах облучения, когда плотность структурно-деформированных областей достаточно высока, а также наблюдается эффект перекрытия данных областей. В случае, когда в составе керамик доминирует ZnTiO₃ фаза, эффект упрочнения, достигаемый за счет ионной модификации – максимальный, что связано в первую очередь с высокой структурной стабильностью данной фазы к процессам дефектообразования при ионном облучении, а также сдерживанию эффектов трещинообразования за счет структурных особенностей и более плотной упаковке кристаллической структуры. Увеличение доли TiO₂ фазы в составе керамик приводит к менее выраженному эффекту упрочнения, однако в сравнении когда в составе керамик присутствуют включения в виде ZnO фазы, эффект упрочнения за счет ионной модификации более высок, что свидетельствует о том, что TiO₂ фаза обладает большей стабильностью, чем ZnO. Полученные результаты позволяют засвидетельствовать факт перспективности использования ионного облучения для повышения сопротивляемости к внешним механическим воздействиям за счет структурных особенностей и эффекта дислокационного упрочнения, вызванного взаимодействием ионов с кристаллической структурой. В данном случае снижение прочностных характеристик исследуемых керамик при достижении высоких флюенсов облучения, обусловлено накопительным эффектом, приводящим к наложению структурно-измененных областей, увеличение концентрации которых приводит к дестабилизации приповерхностного слоя и последующего его охрупчивания. Аналогичные эффекты наблюдаются и для других типов керамик, из

чего следует сделать вывод о том, что деградация прочностных характеристик имеет прямую зависимость от флюенса облучения и плотности концентрации дефектов в поврежденном слое.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе представлены результаты оценки возможностей ионной модификации керамик на основе титаната цинка, полученных методом механохимического твердофазного синтеза, а также установление роли вариации флюенса облучения на эффекты упрочнения и повышения сопротивляемости к внешним воздействиям, включая термошоковые воздействия и высокотемпературную деградацию.

Установлено, что вариация соотношения компонент ZnO и TiO_2 в составе керамик при термическом отжиге приводит к формированию двухфазных керамик с доминированием в составе кубической фазы ZnTiO_3 , а также примесными фазами в виде рутила (TiO_2) и гексагональной фазы оксида цинка.

Анализ изменения прочностных параметров исследуемых керамик в исходном состоянии показал, что доминирование в составе ZnTiO_3 фазы приводит к увеличению твердости более чем на 30% по сравнению с образцами в составе которых присутствуют включения в виде ZnO фазы. Определено, что оптимальным флюенсом облучения для направленной модификации $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамик является флюенс $5 \cdot 10^{12}$ ион/см², при котором достигается максимальное значение упрочнения, связанное с изменением структурных особенностей и эффекта дислокационного упрочнения за счет накопления плотности структурно-измененных областей в модифицированном слое. При этом наличие в составе керамик включений ZnO фазы приводит к наименьшей эффективности упрочнения, связанной с нестабильностью данной фазы к ионному облучению, что приводит к дестабилизации кристаллической структуры и снижению эффективности упрочнения, в особенности при высоких флюенсах облучения (выше 10^{13} ион/см²). Наблюдаемый эффект упрочнения обусловлен совокупностью факторов, связанных со структурными изменениями, вызванными ионной имплантацией, а также деформационными искажениями, плотность которых увеличивается по мере изменений флюенса облучения. При этом априорные эксперименты по облучению образцов более тяжелыми ионами не позволили достичь наблюдаемого эффекта, который возникает в случае облучения ионами O^+ .

Финансирование и благодарность

Данное исследование выполнено в рамках реализации целей и задач программно – целевого финансирования при поддержке Комитета науки МНВО РК BR28713281.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Min J. [et al.] The effect of carbon dioxide emissions on the building energy efficiency // *Fuel*. – 2022. – Vol. 326. – P. 124842.
2. Holechek J. L. [et al.] A global assessment: can renewable energy replace fossil fuels by 2050? // *Sustainability*. – 2022. – Vol. 14, No. 8. – P. 4792.
3. Singhal S. C. Solid oxide fuel cells for power generation // *Wiley Interdisciplinary Reviews: Energy and Environment*. – 2014. – Vol. 3, No. 2. – P. 179–194.
4. Talukdar A. [et al.] A review on solid oxide fuel cell technology: An efficient energy conversion system // *International Journal of Energy Research*. – 2024. – Vol. 2024, No. 1. – P. 6443247.
5. Spreafico C. Additive manufacturing of solid oxide fuel cells. A comprehensive review of patent literature // *Journal of Power Sources*. – 2025. – Vol. 625. – P. 235702.
6. Rehman J. [et al.] A review of proton-conducting electrolytes for efficient low-temperature solid oxide fuel cells: Progress, challenges, and perspectives // *Energy & Fuels*. – 2024. – Vol. 38, No. 23. – P. 22637–22665.
7. Brahma A., Skabelund B. B., Milcarek R. J. Performance of a solid oxide fuel cell fueled by the exhaust gases of a diesel engine operating fuel-rich // *Sustainable Energy Technologies and Assessments*. – 2024. – Vol. 71. – P. 103991.
8. Lyu Z. [et al.] Co-Generation of Electricity and Chemicals From Methane Using Direct Internal Reforming Solid Oxide Fuel Cells // *Advanced Energy Materials*. – 2025. – Vol. 15, No. 10. – P. 2403869.
9. Nikiforakis I., Mamalis S., Assanis D. Understanding solid oxide fuel cell hybridization: a critical review // *Applied Energy*. – 2025. – Vol. 377. – P. 124277.
10. Yang Y. [et al.] Recent development in reversible solid oxide fuel cells: Theory, integration and prospective // *ChemElectroChem*. – 2024. – Vol. 11, No. 6. – P. e202300593.
11. Huang H. [et al.] Review and outlook on the utilization of low-concentration coalbed methane for power generation by solid oxide fuel cells // *Energy & Fuels*. – 2024. – Vol. 38, No. 3. – P. 1618–1632.
12. Li J. [et al.] Advancements in solid oxide fuel cell technology: bridging performance gaps for enhanced environmental sustainability // *Advanced Energy and Sustainability Research*. – 2024. – Vol. 5, No. 11. – P. 2400132.
13. Zhang Z. [et al.] Review of the application of metal-supported solid oxide fuel cell in the transportation field // *Automotive Innovation*. – 2025. – P. 1-29.
14. Sun L. [et al.] Recent progress of interface modification of layered oxide cathode material for sodium-ion batteries // *Electron*. – 2024. – Vol. 2, No. 2. – P. e31.
15. Chaudhary N., Sharma A. Materials modifications by radiation technology // *Handbook on Radiation Environment, Volume 1: Sources, Applications and Policies*. – Singapore: Springer Nature Singapore, 2024. – P. 265–294.
16. Gautam S., Ghanty T. K. Radiation processing as a sustainable and green technology to ensure food security, safety and promote international trade // *Atomic Energy in India: Achievements since Independence*, Homi Bhabha National Institute, Mumbai. – 2022. – P. 211–217.

17. Bueno P. R. [et al.] Role of oxygen at the grain boundary of metal oxide varistors: A potential barrier formation mechanism // *Applied Physics Letters*. – 2001. – Vol. 79, No. 1. – P. 48–50.
18. Tuller H. L., Bishop S. R. Point defects in oxides: tailoring materials through defect engineering // *Annual Review of Materials Research*. – 2011. – Vol. 41, No. 1. – P. 369–398.
19. Li N., Nastasi M., Misra A. Defect structures and hardening mechanisms in high dose helium ion implanted Cu and Cu/Nb multilayer thin films // *International Journal of Plasticity*. – 2012. – Vol. 32. – P. 1–16.
20. Hofmann F. [et al.] 3D lattice distortions and defect structures in ion-implanted nano-crystals // *Scientific reports*. – 2017. – Vol. 7, No. 1. – P. 45993.

**ИОНДЫҚ МОДИФИКАЦИЯНЫҢ $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ КЕРАМИКАСЫНЫҢ
БЕРІКТІК ҚАСИЕТТЕРІН АРТТЫРУҒА ӘСЕРІН ЗЕРТТЕУ**

А. Л. Козловский^{1,2*}, Р. А. Мұхаметжарова²

¹ *ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядорлық физика институты» РМК
Астана филиалы, Астана, Қазақстан*

² *«Л. Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті» КеАҚ, Астана, Қазақстан*

* Байланыс үшін E-mail: kozlovskiy.a@inp.kz

Жұмыста титанаттар негізіндегі композиттік керамикалардың беткі қабаттарының иондық модификациясының сыртқы механикалық әсерлерге төзімділігінің өзгеруіне ықпалының бағалануының нәтижелері келтірілген. Композиттік керамикаларды модификациялаудың негізгі әдісі ретінде энергиясы шамамен 28 МэВ болатын O^+ иондарымен сәулелендіру әдісі таңдалды, сәулелену флюенстері 10^{11} – 10^{14} ион/см² аралығында алынды. Алынған мәліметтерге сәйкес, компоненттердің арақатынасының өзгеруі екі фазалы керамикалардың түзілуіне алып келеді, олардың негізгі фазасы ZnTiO_3 болып табылады, сонымен қатар бастапқы компоненттердің салмақтық үлестеріне байланысты ZnO мен TiO_2 қоспалары да байқалды. Фазалық құрамның өзгеруі ZnTiO_3 фазасының үлесінің артуымен байланысты екені және оның қаттылық пен жарылуға төзімділіктің өсуіне алып келетіні анықталды, бұл фазалық құрамның өзгеруі мен өлшемдік әсерлердің жиынтығымен түсіндіріледі. $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ керамикаларын иондық модификациялауға қатысты тәжірибелер барысында сәулеленудің 10^{11} – $5 \cdot 10^{12}$ ион/см² флюенстерінде иондардың кристалдық құрылымға әсерінен және онымен байланысты дислокациялық беріктендіру әсерлерінен туындайтын беткі қабаттың беріктену құбылысы байқалды. $5 \cdot 10^{12}$ ион/см²-ден жоғары флюенстерде керамикалардың беріктену дәрежесінің төмендеуі байқалды, ол құрылымдық ақаулардың тығыздығының артуымен, олардың агломерациясымен және кейіннен беткі қабаттың тұрақсыздануымен байланысты, бұл өз кезегінде сыртқы әсерлерге, соның ішінде жарықшақтануға алып келетін механикалық қысымға төзімділікті төмендетеді.

Түйін сөздер: *титанаттар, иондық модификация, беріктендіру, радиация-индукцияланған модификация, термошоктық әсерге төзімділік.*

STUDY OF THE INFLUENCE OF IONIC MODIFICATION ON ENHANCEMENT
OF THE STRENGTH PROPERTIES OF $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ CERAMICS

A. L. Kozlovskiy^{1,2*}, R. A. Mukhametzharova²

¹ Astana branch RSE “Institute of Nuclear Physics” of the Agency of the RK for Atomic Energy, Astana, Kazakhstan

² NJSC “L.N. Gumilyov Eurasian National University”, Astana, Kazakhstan

* E-mail for contacts: kozlovskiy.a@inp.kz

The paper presents the assessment results of the influence of ionic modification of the near-surface layers of composite ceramics based on titanates on changes in resistance to external mechanical influences. The method of irradiation with O^+ ions with an energy of about 28 MeV was chosen as the main method for modification of composite ceramics; irradiation fluences were selected in the range from 10^{11} to 10^{14} ion/cm². According to the data obtained, a change in the ratio of components during mixing leads to the formation of two-phase ceramics, in which the main phase is ZnTiO_3 , and impurities in the form of ZnO and TiO_2 are also present, depending on the weight contributions of the initial components. It was determined that the phase composition alteration associated with an increase in the ZnTiO_3 phase in the composition results in hardness and cracking resistance growth, which is due to a combination of changes in phase composition and size effects. During experiments related to the ion modification of the studied $x\text{ZnO} - (1-x)\text{TiO}_2$ ceramics, it was established that at irradiation fluences of 10^{11} – $5 \cdot 10^{12}$ ion/cm², the formation of a strengthening effect of the near-surface layer, caused by the effect of ions on the crystal structure, and the associated effects of dislocation strengthening, is observed. At fluences above $5 \cdot 10^{12}$ ion/cm², a decrease in the degree of strengthening of ceramics, associated with an increase in the density of structural defects, their agglomeration and subsequent destabilization of the near-surface layer, which reduces resistance to external influences, including mechanical pressure, leading to crack formation, is observed.

Keywords: titanates, ion modification, strengthening, radiation-induced modification, resistance to thermal shock.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-101-105>

УДК 355/359

АНАЛИЗ МЕЖДУНАРОДНЫХ И НАЦИОНАЛЬНЫХ НОРМАТИВНО-ПРАВОВЫХ АКТОВ В СФЕРЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ

Е. А. Усанов^{1*}, М. А. Шапашев²

¹ *Национальная гвардия Республики Казахстан, Астана, Казахстан*

² *Академия Национальной гвардии Республики Казахстан, Петропавловск, Казахстан*

* E-mail для контактов: erikua1977@mail.ru

В статье представлен сравнительно-правовой анализ международных и национальных нормативно-правовых актов, регулирующих физическую защиту атомных электростанций (АЭС). Исследуются положения Конвенции о физической защите ядерного материала и ядерных установок (CPPNM) и Поправки 2005 года, а также рекомендации МАГАТЭ серии Nuclear Security Series (NSS). Проведено сопоставление международных требований с действующим законодательством Республики Казахстан с учётом начала практической реализации проекта первой АЭС в августе 2025 года. Особое внимание уделено анализу проектной угрозы (Design Basis Threat), уровней физической защиты и интеграции кибербезопасности. Выявлены ключевые пробелы национального регулирования и предложена поэтапная модель гармонизации нормативной базы Казахстана с международными стандартами МАГАТЭ.

Ключевые слова: физическая защита, ядерная безопасность, АЭС, МАГАТЭ, CPPNM, проектная угроза, Казахстан.

ВВЕДЕНИЕ

Физическая защита атомных электростанций является одним из ключевых элементов системы ядерной и радиационной безопасности, направленным на предотвращение диверсий, несанкционированного доступа и актов ядерного терроризма. В отличие от вопросов ядерной безопасности (safety), физическая защита ориентирована на противодействие преднамеренным угрозам и напрямую зависит от качества нормативно-правового регулирования.

Актуальность исследования существенно возросла в связи с переходом Республики Казахстан от этапа стратегического планирования к этапу практической реализации ядерной энергетической программы. Строительство первой АЭС в районе посёлка Улькен начато в августе 2025 года с участием международных технологических партнёров [1]. В этих условиях вопросы физической защиты приобретают не декларативный, а прикладной характер, поскольку закладываются уже на стадии проектирования и строительства станции. Президент Республики Казахстан К.-Ж. К. Токаев в декабре 2025 года подчеркнул, что атомная энергетика является стратегическим фактором экономического развития страны и требует обеспечения максимально высокого уровня безопасности [2].

Председатель Агентства Республики Казахстан по атомной энергии А. М. Саткалиев также отмечал необходимость ускоренного развития атомной отрасли при одновременном усилении механизмов защиты ядерных объектов [3]. Международные обязательства Казахстана в сфере физической защиты определяются участием в Конвенции о физической защите ядерного материала (CPPNM, 1979 г.) и Поправке 2005 года, вступившей в силу в 2016 году, а также следованием рекомендациям МАГАТЭ серии Nuclear Security

Series [4]. Вместе с тем национальное законодательство формировалось в период отсутствия действующих АЭС, что объективно обуславливает необходимость его пересмотра и детализации.

Цель исследования – выявить степень соответствия национальной нормативно-правовой базы Республики Казахстан международным стандартам физической защиты АЭС и определить направления её модернизации в условиях реализации ядерной энергетической программы.

Научная новизна заключается в анализе влияния уровня нормативной детализации требований физической защиты (в частности проектной угрозы и межведомственного взаимодействия) на реальную устойчивость АЭС к современным физическим и киберфизическим угрозам в контексте строительства первой атомной станции в Казахстане.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе использован комплекс методов, обеспечивающих системный анализ нормативного регулирования физической защиты АЭС:

1. **Нормативно-правовой анализ** – для изучения содержания и структуры международных (CPPNM, Поправка 2005 г., NSS МАГАТЭ) и национальных правовых актов Республики Казахстан.

2. **Сравнительно-правовой анализ** – для сопоставления ключевых элементов физической защиты в различных юрисдикциях (США -10 CFR 73; ЕС – директивы Euratom; Республика Казахстан).

3. **Системный подход** – для оценки взаимосвязи нормативных требований, институциональной структуры и практики право применения.

4. **Контент-анализ официальных источников** – заявлений государственных органов, материалов

МАГАТЭ и данных о реализации проекта АЭС в Казахстане.

Сравнение проводилось по следующим критериям: формализация проектной угрозы (Design Basis Threat); уровни и глубина требований физической защиты; межведомственное взаимодействие; интеграция кибербезопасности в систему физической защиты.

Использование данных методов позволило получить комплексное представление о состоянии правового регулирования физической защиты АЭС, выявить проблемные аспекты и сформулировать обоснованные выводы и рекомендации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. Проектная угроза (DBT) как ключевой элемент физической защиты

Международная практика показывает, что эффективность физической защиты АЭС напрямую зависит от формализованной модели проектной угрозы [5]. В США требования к DBT закреплены в 10 CFR 73 и регулярно пересматриваются регулятором с учётом изменений спектра угроз. В Европейском союзе аналогичные подходы реализуются через директивы Euratom и национальные регламенты государств-членов [6].

В Республике Казахстан понятие проектной угрозы присутствует фрагментарно и не имеет нормативно закреплённой методики формирования и пересмотра. Это создаёт риск различного толкования требований при проектировании и эксплуатации систем охраны АЭС.

2. Киберфизические угрозы

Современные рекомендации МАГАТЭ подчёркивают необходимость интеграции физической и кибербезопасности [7]. Для Казахстана этот аспект имеет особое значение, поскольку проектируемая АЭС будет использовать цифровые системы управления и контроля, потенциально уязвимые для комбинированных атак.

Совершенствование системы физической защиты атомных установок в Республике Казахстан должно основываться на принципах поэтапности, согласованности с международными стандартами и постепенной интеграции современных технических и организационных решений.

Авторы в исследовании предлагают четырехэтапную модель развития, рассчитанная на период до

пяти лет и учитывающая как национальные нормативные требования, так и рекомендации МАГАТЭ (в частности INFCIRC/225/Rev.5 и документы серии NSS).

План поэтапная модель модернизации системы физической защиты:

Этап 1 – Нормативная детализация (0–6 месяцев)

На первом этапе совершенствование должно быть направлено на формирование комплексной нормативной базы, обеспечивающей единообразие требований ко всем элементам системы физической защиты. Казахстан уже располагает основой в виде Закона «Об использовании атомной энергии» и «Правил физической защиты ядерных материалов и ядерных установок», однако их положения требуют дальнейшей детализации в соответствии с современными международными стандартами.

Задачи:

- разработка регламентов на основе INFCIRC/225/Rev.5.
- создание стандартов по обучению и проверке персонала.

Реализация этапа создаст нормативную основу, обеспечивающую прозрачность, однозначность и воспроизводимость требований.

Этап 2 – Организационная интеграция (6–18 месяцев)

После создания нормативной базы необходимо обеспечить эффективное взаимодействие всех государственных структур, вовлечённых в обеспечение физической безопасности атомных объектов. Казахстан обладает уникальной особенностью - участие в обеспечении безопасности одновременно Комитета атомного надзора и контроля Агентства РК по атомной энергии, МВД РК и КНБ РК, что требует формального закрепления процедур взаимодействия.

Задачи:

- утверждение протоколов взаимодействия с МВД и КНБ.
- проведение совместных учений по моделированию угроз.

Результатом станет повышение уровня слаженности и готовности национальных сил реагирования, а также формирование культуры межведомственного взаимодействия.

Таблица. Сопоставление международных и национальных требований

Элемент физической защиты	Международные стандарты МАГАТЭ	Текущее состояние в Республике Казахстан	Выявленный пробел
Проектная угроза (DBT)	формализована (NSS-13), обязательный пересмотр	не регламентирована, отсутствует единый нормативный документ	отсутствие единой методики, формирования и актуализации DBT
Уровни физической защиты	многоуровневая (defence-in-depth) модель	общие требования без детализации уровней	недостаточная детализация
Подготовка персонала	система сертификации (NSS-42-G)	обязанность оператора без единой системы аттестации	нет национальной аттестации (системы сертификации)
Киберфизическая защита	интегрированный подход (NSS-40-T)	фрагментарные нормы (требования) в разных НПА	уязвимость цифровых систем
Межведомственное взаимодействие	чёткие определенные протоколы и роли	регламентировано частично	риски при реагировании

Этап 3 – киберфизическая защита (18–36 месяцев)

Современные тенденции в сфере ядерной безопасности показывают, что угрозы всё чаще приобретают «гибридный» характер, сочетая физические воздействия и кибернарушения. Учитывая планы Казахстана по строительству АЭС, вопрос интегрированной защиты становится ключевым.

Задачи:

- *введение требований к защите систем доступа и видеонаблюдения.*
- *регулярные аудиты по кибербезопасности.*

Этап направлен на формирование современной интегрированной системы безопасности, способной адекватно реагировать на комбинированные формы нападений.

Этап 4 – Международное сотрудничество (36–60 месяцев)

На заключительном этапе ключевым направлением развития является интеграция Казахстана в международную систему обмена опытом и независимой оценки в области ядерной безопасности.

Задачи:

- *участие Казахстана в peer-review миссиях МАГАТЭ.*
- *внедрение механизмов обмена опытом с Россией, Китаем, Францией и Кореей.*

Реализация данной четырёхэтапной программы позволит обеспечить формирование современной, риск-ориентированной и интегрированной системы физической защиты, соответствующей лучшим мировым практикам и требованиям МАГАТЭ. Такая система будет способна защищать атомные объекты Казахстана от широкого спектра угроз – от внешних физических нападений до киберфизических атак и обеспечит высокий уровень безопасности в условиях развития ядерной энергетики страны.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведённый анализ международных и национальных нормативно-правовых актов в сфере физической защиты атомных электростанций показал, что Казахстан обладает базовой, но требующей дальнейшего развития правовой и организационной системой обеспечения физической ядерной безопасности. Национальное законодательство в целом соответствует ключевым положениям Конвенции о физической защите ядерного материала и рекомендациям МАГАТЭ, однако отдельные аспекты — в частности стандартизация проектной угрозы, регламентация межведомственного взаимодействия, интеграция кибербезопасности и развитие механизмов внешней оценки – нуждаются в усилении и детализации. В условиях начала строительства первой АЭС данные пробелы приобретают практическую значимость и требуют системного устранения.

Сравнительный анализ продемонстрировал наличие разрывов между международными стандартами (INFCIRC/225/Rev.5, документы NSS) и существую-

щими правилами физической защиты Казахстана, что объясняется как устаревшими элементами нормативов, так и стремительным изменением спектра современных угроз. Особую актуальность приобретают вопросы киберфизической безопасности и интеграции инженерно-технических и цифровых средств защиты.

Предложенный четырёхэтапный план модель модернизации системы физической защиты – от нормативной детализации до расширения международного сотрудничества – позволяет сформировать целостную и последовательную стратегию развития, ориентированную на лучшие мировые практики. Реализация этих этапов обеспечит укрепление национальной системы защиты, снизит уязвимости и повысит устойчивость будущих АЭС к широкому спектру угроз, включая гибридные физико-кибер воздействия.

Таким образом, можно заключить, что создание современной, риск-ориентированной и интегрированной системы физической защиты является ключевым условием безопасного развития ядерной энергетики Казахстана. Последовательная гармонизация законодательства с рекомендациями МАГАТЭ, институционализация DBT, укрепление межведомственного взаимодействия и участие в международных механизмах внешней оценки станут фундаментом для устойчивого и безопасного функционирования отрасли в долгосрочной перспективе.

ЛИТЕРАТУРА

1. В Улкене началось строительство первой казахстанской АЭС // Forbes Kazakhstan. 2025. 8 августа. URL: <https://forbes.kz/articles/v-ulkene-nachalos-stroitelstvo-pervoy-kazahstanskoy-aes-6847e7> (дата обращения: 13.01.2026).
2. Президент заявил о ключевой роли атомной энергетики в «зелёной» повестке // Zakon.kz. 20.12.2025. URL: <https://www.zakon.kz/sobytiia/6501795-prezident-zayavil-o-klyuchevoy-rol-i-atomnoy-energetiki-v-zelenoy-povestke.html> (дата обращения: 20.12.2026 г.).
3. Саткалиев А. М. Выступление Председателя Агентства Республики Казахстан по атомной энергии на 69-й Генеральной конференции МАГАТЭ в Вене / Almasadam Satkaliyev's statement at the 69th IAEA General Conference. IAEA, (дата обращения: 15 сентября 2025 г.).
4. IAEA. Convention on the Physical Protection of Nuclear Material and its Amendment. International Atomic Energy Agency. Adopted 8 July 2005 (Amendment); entered into force 8 May 2016. Статус Стороны: Республика Казахстан ratified/accession to Amendment. Режим доступа: <https://ola.iaea.org/Applications/FactSheets/Country/Detail?code=KZ>. (дата обращения: 8.05.2016 г.).
5. IAEA. Оценка угроз физической ядерной безопасности на национальном уровне, проектные угрозы и профили характерных угроз National Nuclear Security Threat Assessment, Design Basis Threats and Representative Threat Statements. IAEA Nuclear Security Series No. 10-G (Rev. 1). Vienna: IAEA, 2024. 47 с. URL: <https://www.iaea.org/ru/publications/15665/ocenka-ugroz-fizicheskoy-yadernoy-bezopasnostina-nacionalnom-urovne-proektnye-ugrozy-i-profil-harakternyh-ugroz>.
6. Euratom. Decision 2007/513/Euratom of the Council of 10 July 2007 approving the accession of the European

- Atomic Energy Community to the amended Convention on the Physical Protection of Nuclear Material and Nuclear Facilities. Official Journal of the European Union (OJ L 190), 21.07.2007, P. 12–14. Режим доступа: <https://eur-lex.europa.eu/eli/dec/2007/513/oj>.
7. IAEA. Computer Security Techniques for Nuclear Facilities. IAEA Nuclear Security Series No. 17-T (Rev. 1). Vienna: IAEA, 2021. Руководство по интеграции компьютерной безопасности в системы физической защиты на ядерных объектах // IAEA. URL: https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1921_web.pdf.
 8. IAEA. Convention on the Physical Protection of Nuclear Material (INFCIRC/274/Rev.1), Vienna, 2011. <https://www.iaea.org/sites/default/files/infirc274r1.pdf> (дата обращения: 18.10.2025 г).
 9. IAEA. Amendment to the CPPNM, 2005. <https://www.iaea.org/publications/documents/conventions/convention-physical-protection-nuclear-material-and-its-amendment> (дата обращения: 24.10.2025).
 10. IAEA. Nuclear Security Recommendations on Physical Protection of Nuclear Material and Nuclear Facilities (INFCIRC/225/Rev.5, NSS-13), Vienna: IAEA, 2011. <https://www.iaea.org/publications/8629/nuclear-security-recommendations-on-physical-protection-of-nuclear-material-and-nuclear-facilities-infirc225revision-5> (дата обращения: 01.11.2025).
 11. IAEA. IPPAS Missions: Guidelines and Reports, 2015–2023. <https://www.iaea.org/publications/10772/international-physical-protection-advisory-service-ippas-guidelines> (дата обращения: 11.11.2025 г).
 12. IAEA. Nuclear Security Series: NSS-10, NSS-20, NSS-27, NSS-30-G, Vienna. <https://www.iaea.org/resources/nuclear-security-series> (дата обращения: 17.11.2025 г).
 13. Закон Республики Казахстан «Об использовании атомной энергии» № 442-V, 2016.
 14. Мягков Г. П., Большаков Л. А. Международное ядерное право. М.: НИЯУ МИФИ, 2018.
 15. IAEA Nuclear Security Series No.13, No.27-G, No.40-T, No.42-G.
 16. Правила физической защиты ядерных материалов и ядерных установок. – Минэнерго РК. – №40. – 2016.
 17. Саткалиев А. Строительство АЭС в Казахстане // Tengrinews.kz.-2025. Режим доступа: https://tengrinews.kz/kazakhstan_news/stroitelstvo-aes-561104/ (дата обращения: 24.11.2025 г).
 4. IAEA. Convention on the Physical Protection of Nuclear Material and its Amendment. International Atomic Energy Agency. Adopted 8 July 2005 (Amendment); entered into force 8 May 2016. Status of the Party: Republic of Kazakhstan ratified/accession to Amendment. Access mode: <https://ola.iaea.org/Applications/FactSheets/Country/Detail?code=KZ>. (access date: 8.05.2016).
 5. IAEA. Assessment of physical nuclear security threats at the national level, project threats and profiles of characteristic threats National Nuclear Security Threat Assessment, Design Basis Threats and Representative Threat Statements. IAEA Nuclear Security Series No. 10-G (Rev. 1). Vienna: IAEA, 2024. 47 p. URL: <https://www.iaea.org/ru/publications/15665/ocenka-ugroz-fizicheskoy-yadernoy-bezopasnostina-nacionalnom-urovne-proektnye-ugrozy-i-profil-ih-charakternyh-ugroz>.
 6. Euratom. Decision 2007/513/Euratom of the Council of 10 July 2007 Approving the accession of the European Atomic Energy Community to the amended Convention on the Physical Protection of Nuclear Material and Nuclear Facilities. Official Journal of the European Union (OJ L 190), 21.07.2007, P. 12–14. Access mode: <https://eur-lex.europa.eu/eli/dec/2007/513/oj>.
 7. IAEA. Computer Security Techniques for Nuclear Facilities. IAEA Nuclear Security Series No. 17-T (Rev. 1). Vienna: IAEA, 2021. Guide to the integration of computer security into physical protection systems at nuclear facilities // IAEA. URL: https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1921_web.pdf (access date: 18.10.2025).
 8. IAEA. Convention on the Physical Protection of Nuclear Material (INFCIRC/274/Rev.1), Vienna, 2011. <https://www.iaea.org/sites/default/files/infirc274r1.pdf> (access date: 18.10.2025).
 9. IAEA. Amendment to the CPPNM, 2005. <https://www.iaea.org/publications/documents/conventions/convention-physical-protection-nuclear-material-and-its-amendment> (access date: 24.10.2025).
 10. IAEA. Nuclear Security Recommendations on Physical Protection of Nuclear Material and Nuclear Facilities (INFCIRC/225/Rev.5, NSS-13), Vienna: IAEA, 2011. <https://www.iaea.org/publications/8629/nuclear-security-recommendations-on-physical-protection-of-nuclear-material-and-nuclear-facilities-infirc225revision-5> (access date: 01.11.2025).
 11. IAEA. IPPAS Missions: Guidelines and Reports, 2015–2023. URL: <https://www.iaea.org/publications/10772/international-physical-protection-advisory-service-ippas-guidelines> (access date: 11.11.2025).
 12. IAEA. Nuclear Security Series: NSS-10, NSS-20, NSS-27, NSS-30-G, Vienna. <https://www.iaea.org/resources/nuclear-security-series> (access date: 17.11.2025).
 13. Zakon Respubliki Kazakhstan “Ob ispol'zovanii atomnoj ehnergii” No. 442-V, 2016.
 14. Myagkov G. P., Bol'shakov L. A. Mezhdunarodnoe yadernoe pravo. — Moscow: NIYAU MIFI, 2018.
 15. IAEA Nuclear Security Series No. 13, No. 27-G, No. 40-T, No. 42-G.
 16. Pravila fizicheskoy zashchity yadernykh materialov i yadernykh ustanovok, Minehnergo RK. No. 40, 2016.
 17. Satkaliev A. Stroitel'stvo AEHS v Kazakhstane // Tengrinews.kz.-2025. Rezhim dostupa: https://tengrinews.kz/kazakhstan_news/stroitelstvo-aes-561104/ (access date: 24.11.2025).

REFERENCES

**АЭС-ТІ ФИЗИКАЛЫҚ ҚОРҒАУ САЛАСЫНДАҒЫ ХАЛЫҚАРАЛЫҚ
ЖӘНЕ ҰЛТТЫҚ НОРМАТИВТІК-ҚҰҚЫҚТЫҚ АКТІЛЕРДІ ТАЛДАУ**

Е. А. Усанов^{1*}, М. А. Шапашев²

¹ *Қазақстан Республикасының Ұлттық ұланы, Астана, Қазақстан*

² *Қазақстан Республикасының Ұлттық ұлан Академиясы, Петропавл, Қазақстан*

** Байланыс үшін E-mail: erikua1977@mail.ru*

Бұл мақалада атом электр станцияларын (АЭС) физикалық қорғауды реттейтін халықаралық және ұлттық ережелердің салыстырмалы құқықтық талдауы ұсынылған. Онда Ядролық материалдар мен ядролық қондырғыларды физикалық қорғау туралы конвенцияның (CPPNM) және оның 2005 жылғы түзетуінің ережелері, сондай-ақ МАГАТЭ-нің ядролық қауіпсіздік сериясының (NSS) ұсыныстары қарастырылған. Халықаралық талаптар 2025 жылдың тамыз айында алғашқы АЭС жобасын практикалық түрде іске асырудың басталуын ескере отырып, Қазақстан Республикасының қолданыстағы заңнамасымен салыстырылады. Жобалау негізіндегі қауіпті (Resistance Basis Threat) талдауға ерекше назар аударылады. Мақалада физикалық қорғау деңгейлерін белгілеудің және киберқауіпсіздікті біріктірудің маңыздылығы зерттеледі. Ұлттық реттеудегі негізгі олқылықтар анықталған және Қазақстанның нормативтік базасын МАГАТЭ-нің халықаралық стандарттарымен үйлестірудің кезең-кезеңімен моделі ұсынылған.

Түйін сөздер: *физикалық қорғау, ядролық қауіпсіздік, АЭХА, CPPNM, жобалауға негізделген қауіп, Қазақстан.*

**ANALYSIS OF INTERNATIONAL AND NATIONAL REGULATORY AND LEGAL ACTS
IN THE FIELD OF PHYSICAL PROTECTION OF NUCLEAR POWER PLANTS**

Ye. A. Usanov^{1*}, M. A. Shapashev²

¹ *National Guard of the Republic of Kazakhstan, Astana, Kazakhstan*

² *Academy of the National Guard of the Republic of Kazakhstan, Petropavlovsk, Kazakhstan*

** E-mail for contacts: erikua1977@mail.ru*

The article presents a comparative legal analysis of international and national regulatory legal acts regulating the physical protection of nuclear power plants (NPPs). The provisions of the Convention on the Physical Protection of Nuclear Material and Nuclear Installations (CPPNM) and the 2005 Amendment, as well as the IAEA recommendations of the Nuclear Security Series (NSS) are being studied. International requirements were compared with the current legislation of the Republic of Kazakhstan, taking into account the beginning of the practical implementation of the first nuclear power plant project in August 2025. Particular attention is paid to the analysis of the project threat (Resistance Basis Threat). levels of physical protection and integration of cybersecurity. Key gaps in national regulation have been identified and a step-by-step model for harmonizing the regulatory framework is proposed Kazakhstan with IAEA international standards.

Keywords: *physical protection, nuclear safety, IAEA, CPPNM, project threat, Kazakhstan.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-106-116>

УДК 621:311.25

РОЛЬ И ПОТЕНЦИАЛ ММР В РАЗВИТИИ ЭНЕРГОСИСТЕМЫ ЗАПАДНОГО КАЗАХСТАНА

Т. М. Жантикин^{1*}, А. О. Сиябеков², А. Т. Торгаев², Н. А. Карджаубаев³, М. К. Мукушева⁴, М. Б. Солдатов⁵

¹ Агентство Республики Казахстан по атомной энергии, Астана, Казахстан

² ТОО «Казахстанские атомные станции», Астана, Казахстан

³ НАО «Евразийский Национальный университет им. Л. Н. Гумилева», Астана, Казахстан

⁴ РГП «Национальный ядерный центр Республики Казахстан», Курчатов, Казахстан

⁵ АО «Научно-исследовательский и проектно-изыскательский институт Энергия», Алматы, Казахстан

* E-mail для контактов: t.zhantikin@atom.gov.kz

Развитие атомной энергетики является стратегической задачей в обеспечении энергетической безопасности и поддержании устойчивого развития экономики Казахстана. Эта цель была четко обозначена в послании Президента Казахстана от 8 сентября 2025 года «Казахстан в эпоху искусственного интеллекта: актуальные задачи и их решения через цифровую трансформацию».

С учетом наличия ресурсной базы, производств ядерного топливного цикла и поставленных целей достижения углеродной нейтральности, в Казахстане начата реализация программы развития атомной энергетики.

Энергосистема Казахстана состоит из трех зон – Северной, Южной и Западной. При этом Западная зона работает изолированно от Единой энергосистемы (ЕЭС) Казахстана. Анализ энергетического баланса Западной зоны показывает целесообразность применения энергоблоков мощностью до 300 МВт, что обеспечит бесперебойность электроснабжения региона и устойчивость работы энергосистемы.

В статье рассматривается обоснованность и эффективность реализации в Казахстане проектов строительства и эксплуатации атомных электростанций (АЭС) на базе малых модульных реакторов (ММР) на примере Западной зоны энергосистемы страны.

В работе выполнен анализ состояния электроснабжения Западной зоны, разработаны балансы мощности и электроэнергии, варианты схемы выдачи мощности, выполнены электрические расчеты, разработаны принципы исполнения релейной защиты и противоаварийной автоматики, организации средств диспетчерского и технологического управления, определены объемы электросетевого строительства и ориентировочные объемы капиталовложения.

Ключевые слова: атомная электростанция, малые модульные реакторы, схема выдачи мощности, трансформатор, высоковольтная сеть.

ВВЕДЕНИЕ

Согласно определению Международного агентства по атомной энергии (МАГАТЭ), к малым модульным реакторам относятся реакторы мощностью до 300 МВт, состоящие из модулей, которые перед доставкой и монтажом на площадке изготавливаются на заводе.

Философия проектирования АЭС на базе ММР базируется на трех основных индикаторах – безопасность, экономичность и короткий срок строительства. Данная философия позволит таким энергоисточникам не только конкурировать на равных с другими традиционными источниками энергии, но и может создать эффективный симбиоз с возобновляемыми источниками энергии (ВИЭ), что приблизит мир к концепции «чистой энергетики».

Модульность реакторной установки дает ряд преимуществ:

- во-первых, заводское изготовление оборудования, узлов и компонентов повышает их качество, сокращает сроки строительства и обслуживания, а также обеспечивает высокий уровень безопасности процесса

- во-вторых, функциональные и системные испытания на заводе значительно сокращают время строительства станции, особенно при степени модульности выше 60%.

Кроме того, поэтапное наращивание числа модулей при строительстве станции благоприятно влияет на экономику атомной энергетики, позволяя использовать доход от запуска первых реакторов для сокращения первоначальных инвестиций и потребности в кредитах.

АЭС на базе ММР также предоставляют возможность более гибкого управления мощностью станции и возможность размещения нескольких независимых модулей на одной площадке, что позволяет оптимизировать капитальные и общие операционные расходы. Также при этом снижаются удельные затраты на вывод из эксплуатации, обеспечивая дополнительную экономию.

Еще одним преимуществом ММР является возможность обеспечения надежного электроснабжения в изолированной энергосистеме. В условиях Казахстана, где национальная электрическая сеть весьма протяженная, АЭС на базе ММР видятся эффективными элементами системы с распределенной генерацией.

В настоящее время на различных стадиях разработки в мире находится порядка 80 проектов и концепций ММР. Два проекта построены и подключены к сети, это российская плавучая атомная теплоэлектростанция (ПАТЭС) с двумя ММР КЛТ-40С и китайская АЭС «Шидаовань» (HTR-PM мощностью 210 МВт). На стадии строительства находится несколько ММР – в Аргентине (CAREM-25 мощностью 25 МВт), в Китае (ACP100 мощностью 100 МВт), а также в Российской Федерации (BREST-OD-300) мощностью 100 МВт. Реализуется проект АЭС в Канаде на базе ММР BWRX-300.

Концепцией перехода Республики Казахстан к зелёной экономике предусмотрено увеличение доли низкоуглеродных источников энергии до 50% к 2050 году [1]. Достичь целей устойчивого развития и перехода к безуглеродной «зеленой» экономике возможно только с помощью надёжной базовой энергетики страны. Энергетическая безопасность страны может быть достигнута только бесперебойными источниками энергии, которые обеспечивают энергию 24/7.

Казахстан рассматривает технологию ММР и их применение в производстве электроэнергии как перспективное направление последующего развития атомной энергетики в стране. ММР могут быть размещены в разных регионах Казахстана как объекты системы распределённой генерации в зависимости от потребности в энергии и доступности необходимых ресурсов.

Также ММР являются альтернативой выбывающим источникам угольной генерации и могут быть использованы также и в централизованном теплоснабжении районного масштаба, что особенно актуально в регионах с суровыми климатическими условиями.

В Казахстане атомные реакторы малой мощности могут бесперебойно снабжать экологически чистой электроэнергией нефтяные и газовые платформы на Каспийском море и труднодоступные населённые пункты, где по техническим или экономическим соображениям невозможно наладить производство электроэнергии другими способами.

1. МЕТОДЫ

1.1 Исследования возможности размещения ММР в Казахстане

Как отмечалось выше, энергокомплекс на базе ММР может быть размещён в разных регионах Казахстана в зависимости от потребности в энергии, доступности необходимых ресурсов (например, воды для охлаждения), инфраструктуры и т.д.

В рамках данного исследования рассматриваются 2 проекта ММР – BWRX-300 и NuScale. К сожалению, в настоящее время они не имеют референтных блоков, ближайший ввод в эксплуатацию ожидается ближе к 2030 году. Однако имеющиеся предварительные технические данные и оценки экономических показателей проектов позволяют рассмотреть обоснованность и возможность реализации проекта

АЭС на базе ММР в Республике Казахстан. При этом, с учетом развития в Казахстане проектов ВИЭ, рассматривался вариант электростанции гибридной генерации – была выполнена «Разработка предварительного технико-экономического обоснования (пред-ТЭО) проекта «Безуглеродный энергокомплекс» (Энергокомплекс) с установленной мощностью до 800 МВт в Атырауской области».

Главной целью пред-ТЭО является подготовка основополагающей информации для принятия решения о целесообразности реализации проекта, направленного на создание устойчивой и надёжной электроэнергетической инфраструктуры, обеспечивающей снижение негативного воздействия на окружающую среду и устойчивое электроснабжение региона.

1.2 Возможность строительства ММР в Западной зоне энергосистемы Казахстана

Атырауская область, наряду с Западно-Казахстанской и Мангистауской областями, входит в Западную зону энергосистемы Казахстана. В данном проекте рассматривались две альтернативные площадки в Атырауской области:

- площадка № 1 под строительство подстанции (ПС) Энергокомплекса – Жылыойский район Атырауской области, примерно в 45 км южнее промышленной площадки ТОО «Тенгизшевройл». Географические координаты площадки № 1: широта – 45°47'41.21"с.ш., долгота – 53°09'53.04"в.д. Площадка соседствует с Бейнеуским районом Мангистауской области.

- площадка № 2 под строительство ПС Энергокомплекса – Исатайский район Атырауской области, в 16 км от железнодорожной станции Исатай и в 9 км от села Зинеден. Географические координаты площадки № 2: широта – 46°45'10.94"с.ш., долгота – 50°14'58.61"в.д. Площадка находится у залива Забурное Каспийского моря.

Анализ баланса мощности и обзор существующей электрической сети Западной зоны и перспективы развития сети

С целью анализа общих тенденций развития Западной зоны ЕЭС Казахстана в плане изменения потребности в мощности, развития генерирующих источников, а также складывающихся избытков (дефицитов) рассмотрены перспективные балансы мощности.

В качестве базового варианта баланса принят баланс по Западной зоне на период до 2035 года [2], из которого следует, что к 2030 году в Западной зоне прогнозируется дефицит электроэнергии в размере 864 МВт. Соответственно, в целях снижения дефицита актуальным является реализация проекта Энергокомплекса с установленной мощностью до 800 МВт в Атырауской области.

В составе Энергокомплекса предусматривается сооружение АЭС на базе ММР общей мощностью 600 МВт со вводом в эксплуатацию в 2035 году.

Прогнозируемые избытки мощности предполагается выдавать по существующим и предусматриваемым к вводу в соответствии с «Перспективной схемой размещения электрических мощностей электрическим сетям» [3].

С целью выбора оптимального решения в качестве исходных данных для расчетов взяты сведения по двум технологиям ММР:

1) BWRX-300 с электрической мощностью блока 300 МВт;

2) NuScale с электрической мощностью модуля 77 МВт.

При этом по технологии BWRX предусматриваются к установке два блока с суммарной мощностью 600 МВт, по технологии NuScale – восемь блоков с суммарной мощностью 616 МВт.

В настоящее время Западная зона связана с электрическими сетями Средней Волги (РФ) по межсистемным высоковольтным линиям (ВЛ) 220 кВ (габ. 500 кВ) БАЭС – Степная, ВЛ 220 кВ Южная – Степная, ВЛ 220 кВ Кинельская – Уральская, с пропускной способностью до 280 МВт в нормальном и до 400 МВт в аварийных режимах, и не имеет прямых электрических связей с ЕЭС Казахстана.

1.3 Варианты схемы выдачи мощности Энергокомплекса

Варианты схемы выдачи мощности Энергокомплекса разработаны на основании анализа существующего состояния и перспективы развития Западной зоны Казахстана, ситуационного плана размещения и величины прогнозируемых нагрузок.

С целью упрощения изложения и, соответственно, восприятия информации, исходя из значительного объема имеющихся условий – две технологии ММР, две площадки размещения, особые требования к электроснабжению собственных нужд (СН) АЭС – рассматриваемые варианты схемы выдачи мощности разделены на группы, разработанные в очередности, приведенной ниже:

1) Схема коммутации блоков:

– варианты коммутации блоков для технологии ММР BWRX-300 2х300 МВт;

– варианты коммутации блоков для технологии ММР NuScale 2(4х77) МВт.

2) Варианты схемы выдачи мощности для двух площадок размещения Энергокомплекса:

– варианты для площадки 1;

– варианты для площадки 2;

– сопоставление экономичных вариантов выдачи мощности по двум площадкам.

Исходя из установленной мощности Энергокомплекса и принимая во внимание требования, предъявляемые к электроснабжению СН АЭС, варианты коммутации блоков рассматривались с применением:

– с применением двух распределительных устройств (РУ) повышенного напряжения 500 и 220 кВ с установкой автотрансформатора (АТ) с возможностью их использования для связи двух РУ повышен-

ных напряжений как в виде отдельных трансформаторов, так и по схеме блока генератор-трансформатор;

– с применением одного РУ повышенного напряжения 220 кВ.

Выполнение открытого распределительного устройства (ОРУ) 500 кВ предусматривается по схеме 500–16 (трансформатор-шины с полуторным присоединением линий), ОРУ 220 кВ по схеме 220–13 (две рабочие и обходная системы шин).

На АЭС моноблоки, как правило, должны присоединяться через отдельные трансформаторы и выключатели на стороне повышенного напряжения, при этом, допускается выдача спаренными блоками через двухобмоточные трансформаторы.

Во всех вариантах предусматривается установка генераторных выключателей, что придает схеме максимальную оперативную гибкость, а также повышает надежность схемы, так как при этом значительно сокращается число операций выключателями повышенного напряжения.

Для питания электродвигателей собственных нужд мощностью 200 кВт и более, а также трансформаторов собственных нужд применяется, как правило, напряжение 6 кВ.

Рабочее питание потребителей собственных нужд 6 кВ осуществляется от трансформаторов собственных нужд, подключаемых к ответвлению от блоков генератор-трансформатор.

При наличии выключателя между генератором и трансформатором ответвление присоединяется между выключателем и трансформатором.

Резервный трансформатор собственных нужд 6 кВ присоединяется к сборным шинам РУ низшего из повышенных напряжений при условии, что эти шины могут получать питание от внешней сети при остановке генераторов станции, в том числе и через трехобмоточные трансформаторы (автотрансформаторы).

Разные резервные трансформаторы собственных нужд электростанций, как правило, должны присоединяться к разным источникам питания (РУ разных напряжений, разным секциям сборных шин РУ одного напряжения, третичным обмоткам автотрансформаторов связи и т.д.).

Принимается следующее число резервных трансформаторов собственных нужд 6 кВ:

– один резервный трансформатор, присоединенный к источнику питания, при одном блоке генератор-трансформатор;

– два резервных трансформатора, присоединенных к источнику питания, и один резервный трансформатор генераторного напряжения, не присоединенный к источнику, но установленный на фундаменте и готовый к перекатке, при числе блоков генератор-трансформатор от двух до четырех;

– третий резервный трансформатор, присоединенный к источнику питания, устанавливается с пятым блоком;

– четвертый резервный трансформатор устанавли-

ливается при числе блоков шесть и более (до восьми).

Варианты схемы коммутации блоков Энергокомплекса для двух технологий приведены ниже.

1.3.1 Варианты коммутации блоков для технологии ММР BWRX-300

По **варианту 1** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой двух групп АТ 500/220/20 кВ мощностью $2 \times (3 \times 167)$;
- коммутация генераторов мощностью 2×300 МВт: одного – через трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, второго – через трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 220 кВ через один выключатель;
- коммутация резервных трансформаторов СН – к третичным обмоткам АТ 500/220/20 кВ.

По **варианту 2** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой одной группы АТ 500/220/20 кВ с резервной фазой мощностью $(3 \times 167) + 1 \times 167$ с присоединением генераторов аналогично варианту 1;
- коммутация резервных трансформаторов СН – одного к третичной обмотке АТ 500/220/20 кВ, второго – к шинам 220 кВ;

по варианту 3 предусматривается:

По **варианту 3** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс на напряжении 220 кВ;
- коммутация генераторов через трансформаторы 220/20 кВ мощностью 2×400 МВА;
- коммутация резервных трансформаторов СН – к шинам 220 кВ.

1.3.2 Варианты коммутации блоков для технологии ММР NuScale

По **варианту 1** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой двух групп АТ 500/220 кВ мощностью $2 \times (3 \times 167)$ (аналогично варианту 1 технологии ММР 2×300 МВт);
- коммутация генераторов спаренными блоками (2×77 МВт): четырех – через двухобмоточные трансформаторы 500/13,8 кВ мощностью 2×250 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, двух – через трансформатор 220/13,8 кВ мощностью 200 МВА к шинам ОРУ 220 кВ, двух генераторов – к третичным обмоткам АТ 500/220/13,8 кВ;
- коммутация резервных трансформаторов СН – к шинам 220 кВ.

По **варианту 2** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой одной группы АТ 500/220 кВ с резервной фазой мощностью $(3 \times 167) + 1 \times 167$ (аналогично варианту 2 технологии ММР 2×300 МВт);
- коммутация генераторов спаренными блоками (2×77 МВт): четырех – через двухобмоточные трансформаторы 500/13,8 кВ мощностью 2×250 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, двух – через трансформатор 220/13,8 кВ мощностью 200 МВА, одного – через трансформатор 220/13,8 кВ

мощностью 125 МВА к шинам ОРУ 220 кВ, одного – к третичной обмотке АТ 500/220/13,8 кВ;

- коммутация резервных трансформаторов СН – аналогично варианту 1.

По **варианту 3** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс на напряжении 220 кВ (аналогично варианту 3 технологии ММР 2×300 МВт);
- коммутация генераторов спаренными блоками (2×77 МВт) через двухобмоточные трансформаторы 200/13,8 кВ мощностью 4×200 МВА к шинам ОРУ 220 кВ;
- коммутация резервных трансформаторов СН – аналогично вариантам 1 и 2.

Результаты технико-экономического сравнения вариантов по двум технологиям приведены ниже в таблице 1.

По результатам выполненных расчетов как по капиталовложениям, так и по затратам, **варианты технологии ММР 2×300 МВт** определились как более экономичные в сравнении с аналогичными вариантами компоновки ОРУ повышенного напряжения ПС Энергокомплекс для технологии ММР 8×77 МВт.

Однако, необходимо отметить, что Энергокомплекс для технологии ММР 8×77 МВт более выгоден с точки зрения обеспечения стабильности сети в целом, но по экономике значительно проигрывает.

Следовательно, варианты технологии ММР 2×300 МВт принимаются к дальнейшему рассмотрению для двух альтернативных площадок.

1.4 Варианты схемы выдачи мощности для двух площадок размещения Энергокомплекса

Варианты схемы выдачи мощности разработаны для двух площадок размещения Энергокомплекса с учетом:

- требований, предъявляемых к схемам присоединения АЭС к энергосистеме: «Схема присоединения к энергосистеме должна обеспечивать в нормальных исходных режимах на всех стадиях сооружения АЭС выдачу полной введенной мощности и сохранение устойчивости ее работы в энергосистеме без воздействия системной противоаварийной автоматики при отключении любой отходящей линии электропередачи или трансформатора связи»;
- при условии применения технологии ММР мощностью 2×300 МВт.

1.4.1 Варианты схемы выдачи мощности Энергокомплекса для площадки № 1 в Жылы-ойском районе

По **варианту 1** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой двух групп АТ 500/220/20 кВ мощностью $2 \times (3 \times 167)$;
- коммутация генераторов мощностью 2×300 МВт: одного – через трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, второго – через трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 220 кВ через один выключатель;

Таблица 1. Результаты технико-экономического сравнения вариантов, млн тенге

Наименование	Ед.ст.	ММР 2Х300						ММР 8Х77					
		Вариант 1		Вариант 2		Вариант 3		Вариант 1		Вариант 2		Вариант 3	
		кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть
Капиталовложения (К)													
Подстанции (ПС)													
ПС 500 кВ Энергокомплекс													
АТ 500/220 кВ мощностью 1×167 МВА, шт.	1881	6	11288	4	7525			6	11288	4	7525		
Трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1847	1	1847	1	1847								
Трансформатор 500/НН кВ мощностью 250 МВА, шт.	1162							2	2324	2	2324		
Трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1500	1	1500	1	1500	2	3000						
Трансформатор 220/НН кВ мощностью 200 МВА, шт.	899							1	899	1	899	4	3594
Трансформатор 220/НН кВ мощностью 125 МВА, шт.	590									1	590		
Трансформатор СН 220/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	275			1	275	2	550						
Трансформатор СН 220/6 кВ мощностью 25 МВА, шт.	240							4	960	4	960	4	960
Трансформатор СН 20/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	170	4	680	3	510	2	340						
Трансформатор СН 13,8/6 кВ мощностью 10 МВА, шт.	80							8	640	8	640	8	640
Ячейка с элегазовым выключателем 500 кВ, шт.	500	3	1501	5	2502			5	2502	6	3003		
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	4	1039	4	1039	7	1819	9	2338	8	2079	11	2858
Ячейка с вакуумным выключателем 20 кВ, шт.	45	4	180	3	135	2	90						
Ячейка с вакуумным выключателем 13,8 кВ, шт.	25							9	225	9	225	9	225
Итого по ПС			18036		15334		5799		21176		18244		8277
То же, с учетом затрат, сопутствующих строительству			24529		20854		7886		28799		24812		11257
Издержки (И)													
по ПС			2060		1752		662		2419		2084		946
ежегодные издержки			2060		1752		662		2419		2084		946
Приведенные затраты (З)													
И			2060		1752		662		2419		2084		946
К × 0,12			2943		2503		946		3456		2977		1351
З = И + К × 0,12			5004		4254		1609		5875		5062		2296
то же, в % по отношению к аналогичной схеме компоновки ОРУ 550, 220 кВ			100%		100%		100%		117%		119%		143%

– коммутация резервных трансформаторов СН – к третичным обмоткам АТ 500/220/20 кВ;

– сооружение ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом 3хАС-300 протяженностью около 270 км с расширением ОРУ 500 кВ ПС Карабатан на две линейные ячейки;

– сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом 2хАС-300 протяженностью около 270 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Карабатан на одну линейную ячейку;

– сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Тенгиз с проводом 2хАС-300 протяженностью около 70 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Тенгиз на одну линейную ячейку.

– По предварительно выполненным электрическим расчетам, с целью обеспечения нормируемых уровней напряжения, выявилась необходимость установки шунтирующего реактора 500 кВ мощностью 3×60 МВА с выключателем со стороны Энергокомплекса.

По варианту 2 предусматривается:

– сооружение ПС Энергокомплекс с коммутацией генераторов и резервных трансформаторов СН

аналогично варианту 1;

– сооружение ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан, одноцепной ВЛ:

– 220 Энергокомплекс – Тенгиз, установка шунтирующего реактора 500 кВ с выключателем со стороны Энергокомплекса, с расширением ПС Карабатан аналогично варианту 1;

– сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Кульсары с проводом 2хАС-300 протяженностью около 175 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Кульсары на одну линейную ячейку.

По варианту 3 предусматривается:

– сооружение ПС Энергокомплекс с коммутацией генераторов и резервных трансформаторов СН аналогично вариантам 1, 2;

– сооружение ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан, одноцепной ВЛ:

– 220 Энергокомплекс – Тенгиз, установка шунтирующего реактора 500 кВ с выключателем со стороны Энергокомплекса, с расширением ПС Карабатан аналогично вариантам 1, 2;

– сооружение второй одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Тенгиз с проводом 2хАС-300

протяженностью около 70 км каждая с расширением ОРУ 220 кВ ПС Тенгиз на две линейные ячейки.

По **варианту 4** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс на напряжении 220 кВ;
- коммутация генераторов через трансформаторы 220/20 кВ мощностью 2×400 МВА;
- коммутация резервных трансформаторов СН к шинам 220 кВ;
- сооружение двух одноцепных ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Тенгиз с проводом $2 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 70 км каждая с расширением ОРУ 220 кВ ПС Тенгиз на две линейные ячейки;
- сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Кульсары с проводом $2 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 175 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Кульсары на одну линейную ячейку;
- расширение ПС Карабатан с установкой двух дополнительных однофазных АТ 500/220 кВ мощностью 2×267 МВА для организации второй группы и расширением ОРУ 220 кВ на одну ячейку.

Результаты технико-экономического сравнения вариантов приведены ниже в таблице 2.

По результатам выполненных расчетов по **площадке 1 вариант 4** определился, как вариант с минимальными капиталовложениями и приведенными затратами.

1.4.2 Варианты схемы выдачи мощности для площадки № 2 в Исатайском районе

Варианты схемы выдачи мощности Энергокомплекса для площадки № 2 в Исатайском районе приведены ниже.

По **варианту 1** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой двух групп АТ 500/220/20 кВ мощностью $2 \times (3 \times 167)$;
- коммутация генераторов мощностью 2×300 МВт: одного – через трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, второго – через трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 220 кВ через один выключатель;
- коммутация резервных трансформаторов СН – к третичным обмоткам АТ 500/220/20 кВ.
- сооружение ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $3 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 200 км с расширением ОРУ 500 кВ ПС Карабатан на две линейные ячейки;
- сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $2 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 200 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Карабатан на одну линейную ячейку;
- сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Индер с проводом $2 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 250 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Индер на одну линейную ячейку.
- по предварительно выполненным электрическим расчетам, с целью обеспечения нормируемых

уровней напряжения, выявилась необходимость установки шунтирующего реактора 500 кВ мощностью 3×60 МВА с выключателем со стороны Энергокомплекса.

По **варианту 2** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с коммутацией генераторов и резервных трансформаторов СН, аналогично варианту 1;
- сооружение ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан, установка шунтирующего реактора 500 кВ с выключателем со стороны Энергокомплекса, с расширением ПС Карабатан аналогично варианту 1;
- сооружение двух одноцепных ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $2 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 200 км каждая с расширением ОРУ 220 кВ ПС Карабатан на две линейные ячейки.

По **варианту 3** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс с установкой одной группы АТ 500/220/20 кВ с резервной фазой мощностью $(3 \times 167) + 1 \times 167$;
- коммутация генераторов мощностью 2×300 МВт: одного – через трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 500 кВ с полуторным присоединением, второго – через трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА к шинам ОРУ 220 кВ через один выключатель;
- коммутация резервных трансформаторов СН – одного к третичной обмотке АТ 500/220/20 кВ, второго – к шинам 220 кВ;
- сооружение двух ВЛ 500 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $3 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 200 км каждая с расширением ОРУ 500 кВ ПС Карабатан на четыре линейные ячейки;
- сооружение одноцепной ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $\text{АС-300} \times 2$ протяженностью около 200 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Карабатан на одну линейную ячейку;
- по предварительно выполненным электрическим расчетам, с целью обеспечения нормируемых уровней напряжения, выявилась необходимость установки двух шунтирующих реакторов 500 кВ мощностью $2 \times (3 \times 60)$ МВА с выключателями со стороны Энергокомплекса.

По **варианту 4** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс на напряжении 220 кВ;
- коммутация генераторов через трансформаторы 220/20 кВ мощностью 2×400 МВА;
- коммутация резервных трансформаторов СН к шинам 220 кВ;
- сооружение двух одноцепных ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Карабатан с проводом $3 \times \text{АС-300}$ протяженностью около 200 км каждая с расширением ОРУ 220 кВ ПС Карабатан на две линейные ячейки;

РОЛЬ И ПОТЕНЦИАЛ ММР В РАЗВИТИИ ЭНЕРГОСИСТЕМЫ ЗАПАДНОГО КАЗАХСТАНА

Таблица 2. Результаты технико-экономического сравнения вариантов, млн тенге

Наименование	Ед. ст.	Площадка 1							
		Вариант 1		Вариант 2		Вариант 3		Вариант 4	
		кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть
Капиталовложения (К)									
Линии электропередачи (ЛЭП)									
Одноцепная ВЛ 500 кВ, 3×АС-300, км.	350	270	94500	270	94500	270	94500		
Одноцепная ВЛ 220 кВ, 2×АС-300, км.	197	340	67105	245	48355	140	27632	315	62171
Итого по ЛЭП			161605		142855		122132		62171
Подстанции (ПС)									
ПС 500 кВ Энергокомплекс									
АТ 500/220 кВ мощностью 1×167 МВА, шт.	1881	6	11288	6	11288	6	11288		
Трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1847	1	1847	1	1847	1	1847		
Трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1500							1	1500
Трансформатор СН 220/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	275							2	550
Трансформатор СН 20/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	170	2	340	2	340	2	340		
ШР 500 кВ мощностью 3×60 МВА, шт.	3100	1	3100	1	3100	1	3100		
Ячейка с элегазовым выключателем 500 кВ, шт.	500	5	2502	5	2502	5	2502		
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	4	1039	4	1039	4	1039	6	1559
Ячейка с вакуумным выключателем 20 кВ, шт.	45	2	90	2	90	2	90		
Итого по ПС			20207		20207		20207		3609
То же, с учетом затрат, сопутствующих строительству			27481		27481		27481		4908
ПС 500/220 кВ Карабатан									
АТ 500/220 кВ мощностью 1×267 МВА, шт.	2460							2	4920
Ячейка с элегазовым выключателем 500 кВ, шт.	500	2	1001	2	1001	2	1001		
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260					1	260
Итого по ПС			1261		1001		1001		5180
То же, с учетом реконструкции			1639		1301		1301		6734
ПС 220/110 кВ Тенгиз									
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260	1	260	2	520	2	520
Итого по ПС			260		260		520		520
То же, с учетом реконструкции			273		273		546		546
ПС 220/110 кВ Кульсары									
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260			1	260			1	260
Итого по ПС					260				260
То же, с учетом реконструкции					273				273
Итого по ПС			29393		29328		29328		12461
Всего К по ЛЭП, ПС			190998		172183		151459		74632
Издержки (И)									
по ЛЭП			4525		4000		3420		1741
по ПС			2469		2464		2464		1047
Затраты не возмещение потерь			1798		1686		1574		1247
Ежегодные издержки			8792		8150		7457		4035
Приведенные затраты (З)									
И			8792		8150		7457		4035
К × 0,12			22920		20973		18486		8956
З = И + К × 0,12			31712		29122		25943		12990
то же, %			244%		224%		200%		100%

– сооружение одноцепной ВЛ 220 Энергокомплекс – Индер с проводом 2×АС-300 протяженностью около 250 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Индер на одну линейную ячейку;

– расширение ПС Карабатан с установкой двух дополнительных однофазных АТ 500/220 кВ мощностью 2×267 МВА для организации второй группы и расширением ОРУ 220 кВ на одну ячейку;

– по предварительно выполненным электрическим расчетам, с целью обеспечения нормируемых уровней напряжения, выявилась необходимость установки одного шунтирующего реактора 220 кВ мощностью 100 МВА с выключателем.

Результаты технико-экономического сравнения вариантов приведены ниже в таблице 3.

РОЛЬ И ПОТЕНЦИАЛ ММР В РАЗВИТИИ ЭНЕРГОСИСТЕМЫ ЗАПАДНОГО КАЗАХСТАНА

Таблица 3. Результаты технико-экономического сравнения вариантов, млн тенге

Наименование	Ед.ст.	Площадка 2							
		Вариант 1		Вариант 2		Вариант 3		Вариант 4	
		кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть	кол-во	ст-ть
Капиталовложения (К)									
Линии электропередачи (ЛЭП)									
Одноцепная ВЛ 500 кВ, 3×АС-300, км.	350	200	70000	200	70000	400	140000		
Одноцепная ВЛ 220 кВ, 2×АС-300, км.	197	450	88816	400	78947	200	39474	650	128289
Итого по ЛЭП			158816		148947		179474		128289
Подстанции (ПС)									
ПС 500 кВ Энергокомплекс									
АТ 500/220 кВ мощностью 1×167 МВА, шт.	1881	6	11288	6	11288	4	7525		
Трансформатор 500/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1847	1	1847	1	1847	1	1847		
Трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1500							1	1500
Трансформатор СН 220/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	275					1	275	2	550
Трансформатор СН 20/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	170	2	340	2	340	1	170		
ШР 500 кВ мощностью 3×60 МВА, шт.	3100	1	3100	1	3100	2	6200		
ШР 220 кВ мощностью 100 МВА, шт.	1900							1	1900
Ячейка с элегазовым выключателем 500 кВ, шт.	500	5	2502	5	2502	7	3503		
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	4	1039	4	1039	3	779	7	1819
Ячейка с вакуумным выключателем 20 кВ, шт.	45	2	90	2	90	1	45		
Итого по ПС			20207		20207		20345		5769
То же, с учетом затрат, сопутствующих строительству			27481		27481		27670		7846
ПС 500/220 кВ Карабатан									
АТ 500/220 кВ мощностью 1×267 МВА, шт.	2460							2	4920
Ячейка с элегазовым выключателем 500 кВ, шт.	500	2	1001	2	1001	4	2002		
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260	2	520	1	260	2	520
Итого по ПС			1261		1521		2262		5440
То же, с учетом реконструкции			1639		1977		2940		7072
ПС 220/110 кВ Индер									
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260					1	260
Итого по ПС			260						260
То же, с учетом реконструкции			273						273
Итого по ПС			29393		29458		30610		15190
Всего К по ЛЭП, ПС			188209		178405		210083		143479
Издержки (И)									
по ЛЭП			4447		4171		5025		3592
по ПС			2469		2474		2571		1276
Затраты не возмещение потерь			1683		1897		1316		4163
Ежегодные издержки			8599		8542		8912		9031
Приведенные затраты (З)									
И			8599		8542		8912		9031
К × 0,12			22585		21409		25210		17218
З = И + К × 0,12			31184		29951		34122		26249
то же, %			119%		114%		130%		100%

По результатам выполненных расчетов по **площадке 2 вариант 4** определен как вариант с минимальными капиталовложениями и приведенными затратами.

1.4.3 Сопоставление вариантов схемы выдачи мощности по двум площадкам размещения Энергокомплекса

Далее в таблице 4 приведено сравнение наиболее экономичных вариантов схемы выдачи мощности по

двум площадкам размещения Энергокомплекса (**вариант 4 площадка 1 и вариант 4 площадка 2**).

Сравнение результатов расчетов по площадкам и реакторным технологиям показывает преимущество площадки 1 по 4 варианту реализации по капиталовложениям и приведенным затратам.

РОЛЬ И ПОТЕНЦИАЛ ММР В РАЗВИТИИ ЭНЕРГОСИСТЕМЫ ЗАПАДНОГО КАЗАХСТАНА

Таблица 4. Результаты технико-экономического сравнения вариантов, млн тенге

Наименование	Ед. ст.	Площадка 1		Площадка 2	
		Вариант 4		Вариант 4	
		КОЛ-ВО	СТ-ТЬ	КОЛ-ВО	СТ-ТЬ
Капиталовложения (К)					
Линии электропередачи (ЛЭП)					
Одноцепная ВЛ 220 кВ, 2×АС-300, км.	197	315	62171	650	128289
Итого по ЛЭП			62171		128289
Подстанции (ПС)					
ПС 500 кВ Энергокомплекс					
Трансформатор 220/20 кВ мощностью 400 МВА, шт.	1500	1	1500	1	1500
Трансформатор СН 220/6 кВ мощностью 40 МВА, шт.	275	2	550	2	550
ШР 220 кВ мощностью 100 МВА, шт.	1900			1	1900
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	6	1559	7	1819
Итого по ПС			3609		5769
То же, с учетом затрат, сопутствующих строительству			4908		7846
ПС 500/220 кВ Карабатан					
АТ 500/220 кВ мощностью 1×267 МВА, шт.	2460	2	4920	2	4920
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260	2	520
Итого по ПС			5180		5440
То же, с учетом реконструкции			6734		7072
ПС 220/110 кВ Тенгиз					
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	2	520		
Итого по ПС			520		
То же, с учетом реконструкции			546		
ПС 220/110 кВ Индер					
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260			1	260
Итого по ПС					260
То же, с учетом реконструкции					273
ПС 220/110 кВ Кульсары					
Ячейка с элегазовым выключателем 220 кВ, шт.	260	1	260		
Итого по ПС			260		
То же, с учетом реконструкции			273		
Итого по ПС			12461		15190
Всего К по ЛЭП, ПС			74632		143479
Издержки (И)					
по ЛЭП			1741		3592
по ПС			1047		1276
Затраты не возмещение потерь			1247		4513
Ежегодные издержки			4035		9381
Приведенные затраты (З)					
И			4035		9381
К × 0,12			8956		17218
З = И + К × 0,12			12990		26599
то же, %			100%		205%

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1 Реактор

По результатам технико-экономических расчетов варианты технологии BWRX-300 (2×300 МВт) определились как более экономичные в сравнении с ана-

логичными вариантами компоновки ОРУ повышенного напряжения ПС Энергокомплекс для NuScale технологии ММР 8×77 МВт – как по капиталовложениям, так и по приведенным затратам и могут быть приняты к дальнейшему рассмотрению.

BWRX-300 – это малый модульный реактор (ММР) электрической мощностью 300 МВт и тепловой 870 МВт с естественной циркуляцией теплоносителя, водяным охлаждением и пассивными системами защиты. BWRX-300 является эволюционным продолжением американских реакторов ESBWR-1520, лицензированных Комиссией США по ядерному регулированию (NRC). Он предназначен для гибкой выработки чистой энергии, которая может конкурировать по стоимости с установками на природном газе.

Разработкой данного реактора в США занималась компания «GE-Hitachi Nuclear Energy» (GEN), а в Японии – «Hitachi GE Nuclear Energy» (HGNE).

BWRX-300 позиционируется как десятое поколение кипящих реакторов (BWR) и обладает простой и инновационной конструкцией.

2.2 Площадка

Сравнение результатов расчетов по площадкам и реакторным технологиям показывает **преимущество площадки 1 по 4 варианту** реализации по капиталовложениям и приведенным затратам.

По **варианту 4 площадки 1** предусматривается:

- сооружение ПС Энергокомплекс на напряжении 220 кВ;
- коммутации генераторов через трансформаторы 220/20 кВ мощностью 2×400 МВА;
- коммутация резервных трансформаторов СН к шинам 220 кВ;
- сооружение двух одноцепных ВЛ 220 кВ Энергокомплекс – Тенгиз с проводом 2×АС-300 протяженностью около 70 км каждая с расширением ОРУ 220 кВ ПС Тенгиз на две линейные ячейки;
- сооружение одноцепной ВЛ 220 Энергокомплекс – Кульсары с проводом 2×АС-300

протяженностью около 175 км с расширением ОРУ 220 кВ ПС Кульсары на одну линейную ячейку;

- расширение ПС Карабатан с установкой двух дополнительных однофазных АТ 500/220 кВ мощностью 2×267 МВА для организации второй группы и расширением ОРУ 220 кВ на одну ячейку.

Данная работа выполнена в рамках проекта МНТЦ К-2779 “Development of a Prefeasibility Study for a Conceptual Project of a Carbon-Free Power Complex Consisting of Renewable Energy Technologies Combined with Small Modular Reactors”.

ЛИТЕРАТУРА

1. Указ Президента Республики Казахстан «О концепции по переходу Республики Казахстан к “зеленой экономике”» от 30 мая 2013 года № 577.
2. Приказ Министерства энергетики Республики Казахстан № 44 от 30 января 2023 года «Об утверждении Энергетического баланса Республики Казахстан до 2035 года».
3. Приказ Министра энергетики Республики Казахстан от 30 июня 2023 года № 247 «Об утверждении Перспективной схемы размещения электрических мощностей до 2035 года» (с изменениями от 28.08.2024 г.)

REFERENCES

1. Ukaz Prezidenta Respubliki Kazakhstan “O kontseptsii po perekhodu Respubliki Kazakhstan k “zelenoy ekonomike” ot 30 maya 2013 goda No. 577.
2. Prikaz Ministerstva energetiki Respubliki Kazakhstan No. 44 ot 30 yanvarya 2023 goda “Ob utverzhdenii Energeticheskogo balansa Respubliki Kazakhstan do 2035 goda.”
3. Prikaz Ministra energetiki Respubliki Kazakhstan ot 30 iyunya 2023 goda No. 247 “Ob utverzhdenii Perspektivnoy skhemy razmeshcheniya elektricheskikh moshchnostey do 2035 goda” (s izmeneniyami ot 28.08.2024 g.)

БАТЫС ҚАЗАҚСТАННЫҢ ЭНЕРГЕТИКА ЖҮЙЕСІН ДАМУДАҒЫ ШАҒЫН МОДУЛЬДІ РЕАКТОРЛАРДЫҢ РӨЛІ МЕН ӘЛЕУЕТІ

Т. М. Жанткин^{1*}, А. О. Сиябеков², А. Т. Торгаев², Н. А. Карджаубаев³, М. К. Мукушева⁴, М. Б. Солдатова⁵

¹ *Қазақстан Республикасының Атом энергиясы жөніндегі агенттігі, Астана, Қазақстан*

² *«Қазақстандық атом станциялары» ЖШС, Астана, Қазақстан*

³ *«Л. Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті» КеАҚ, Астана, Қазақстан*

⁴ *«Қазақстан Республикасының Ұлттық ядролық орталығы» РМК, Курчатов, Қазақстан*

⁵ *«Энергия ғылыми-зерттеу және жобалау-іздістіру институты» АҚ, Алматы, Қазақстан*

* Байланыс үшін E-mail: t.zhantikin@atom.gov.kz

Атом энергетикасын дамыту – Қазақстанның энергетикалық қауіпсіздігін қамтамасыз ету және экономиканың орнықты дамуын қолдау бағытындағы стратегиялық міндеттердің бірі. Бұл мақсат Қазақстан Президентінің 2025 жылғы 8 қыркүйектегі «Жасанды интеллект дәуіріндегі Қазақстан: өзекті мәселелер және оны түбегейлі цифрлық өзгерістер арқылы шешу» атты Жолдауында айқын көрсетілген.

Ресурстық базаның, ядролық отын циклі өндірісінің бар екенін және алға қойылған көміртегі бейтараптылығына қол жеткізу мақсатын ескере отырып, Қазақстанда атом энергетикасын дамыту бағдарламасын іске асыру басталды.

Қазақстанның энергетика жүйесі үш аймақтан тұрады – Солтүстік, Оңтүстік және Батыс. Оның ішінде Батыс аймағы Қазақстанның Біртұтас энергетика жүйесінен (БЭЖ) оқшау түрде жұмыс істейді. Батыс аймағының

энергетикалық балансына жүргізілген талдау бұл өңірде қуаты 300 МВт-қа дейінгі энергоблоктарды қолданудың тиімді екенін көрсетеді. Бұл электрмен жабдықтаудың үздіксіздігін және энергия жүйесінің орнықты жұмысын қамтамасыз етеді.

Мақалада Батыс аймағының энергетика жүйесін мысалға ала отырып, Қазақстанда шағын модульді реакторлар (ШМР) негізінде атом электр станцияларын (АЭС) салу және пайдалану жобаларын іске асырудың негізділігі мен тиімділігі қарастырылады.

Бұл жұмыста Батыс аймағының электрмен жабдықталу жағдайына талдау жасалып, қуат және электр энергиясының баланстары, қуатты беру схемаларының нұсқалары әзірленді, электрлік есептеулер жүргізілді, релелік қорғау мен аварияға қарсы автоматика қағидаттары әзірленді, диспетчерлік және технологиялық басқаруды ұйымдастыру мәселелері қарастырылды, электр желілерін салу көлемі мен күрделі қаржы жұмсалымының шамамен алынған көлемі айқындалды.

Түйін сөздер: атом электр станциясы, шағын модульді реакторлар, қуат беру схемасы, трансформатор, жоғары вольтты желі.

THE ROLE AND POTENTIAL OF SMALL MODULAR REACTORS IN THE DEVELOPMENT OF THE WESTERN KAZAKHSTAN ENERGY SYSTEM

T. M. Zhantikin^{1*}, A. O. Siyabekov², A. T. Torgaev², N. A. Kardzhaubaev³, M. K. Mukusheva⁴, M. B. Soldatova⁵

¹ Agency of the Republic of Kazakhstan for Atomic Energy, Astana, Kazakhstan

² "Kazakhstan Nuclear Power Plants" LLP, Astana, Kazakhstan

³ NJSC "L.N. Gumilyov Eurasian National University", Astana, Kazakhstan

⁴ RSE "National Nuclear Center of the Republic of the Kazakhstan", Kurchatov, Kazakhstan

⁵ «Энергия ғылыми-зерттеу және жобалау-іздеміру институты» АҚ, Almaty, Kazakhstan

* E-mail for contacts: t.zhantikin@atom.gov.kz

The development of nuclear energy is a strategic objective for ensuring energy security and supporting sustainable economic development in Kazakhstan. This goal was clearly outlined in the address of the President of Kazakhstan dated September 8, 2025, "Kazakhstan in the Era of Artificial Intelligence: Current Challenges and Their Solutions through Digital Transformation."

Given the availability of a resource base, nuclear fuel cycle production facilities, and the stated goal of achieving carbon neutrality, Kazakhstan has begun implementing a nuclear energy development program.

Kazakhstan's energy system consists of three zones – Northern, Southern, and Western. The Western zone operates separately from the Unified Energy System (UES) of Kazakhstan. An analysis of the energy balance of the Western zone demonstrates the feasibility of using power units with a capacity of up to 300 MW, which will ensure uninterrupted power supply to the region and the stability of the energy system.

This article examines the feasibility and effectiveness of implementing nuclear power plant (NPP) construction and operation projects in Kazakhstan using small modular reactors (SMRs) as an example in the Western Zone of the country's power grid.

The paper analyzes the state of the Western Zone's power supply, develops power and electricity balances, power distribution scheme options, performs electrical calculations, develops principles for relay protection and emergency automation, and organizes dispatch and process control systems. The scope of grid construction and estimated capital investment are determined.

Keywords: nuclear power plant, small modular reactors, power distribution scheme, transformer, high-voltage grid.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-117-123>

УДК 519.245

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М

Р. Р. Сабитова*, И. В. Прозорова, Ю. А. Попов

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

* E-mail для контактов: sabitovar@nnc.kz

В проекте исследовательского реактора ИВГ.1М предусмотрена возможность длительного облучения образцов небольшого размера (60/160 мм) в верхней части водоохлаждаемых технологических каналов. Размещение образцов в этих местах обеспечивает низкое тепловыделение и оказывает малое влияние на реактивность. Однако за время эксплуатации реактора данный функционал не был реализован. С учетом проведенной конверсии реактора на низкообогащенное урановое топливо и увеличения запаса реактивности использование дополнительных мест облучения представляет интерес для расширения возможностей реактора. Для обоснования такой возможности необходимо провести характеризацию нейтронно-физических параметров с использованием моделирования. Существующая модель реактора ограничена активной зоной и не включает конструктивные элементы, расположенные выше неё. Данная работа посвящена расширению расчетной модели реактора ИВГ.1М и оценке нейтронно-физических характеристик в дополнительных местах облучения.

Ключевые слова: реактор ИВГ.1М, нейтронно-физическое моделирование, MCNP, характеристика, плотность потока нейтронов.

ВВЕДЕНИЕ

Конверсия исследовательского реактора ИВГ.1М на низкообогащенное урановое (НОУ) топливо способствовала увеличению запаса реактивности, длительности эксплуатации реактора и расширению экспериментальных возможностей, например, позволила устанавливать в реактор экспериментальные устройства с большим поглощением нейтронов [1, 2]. Дополнительной возможностью увеличить функционал реактора является длительное облучение образцов небольшого размера (60/160 мм) в верхней части водоохлаждаемых технологических каналов (ВОТК), в месте расположения графитовых вкладышей. Размещение образцов в таких местах обеспечивает небольшое тепловыделение в них и не оказывает влияние на реактивность. Данное решение предусмотрено проектом реактора ИВГ.1М и до настоящего времени не использовалось.

Для обоснования использования дополнительных мест облучения необходимо провести расчетные исследования нейтронно-физических характеристик верхней части ВОТК. Существующая MCNP-модель реактора ограничена активной зоной и не включает в свою геометрию крышку, экраны и верхнюю часть ВОТК. Данная работа направлена на создание дополнительной расчетной модели реактора, путем расширения геометрии в исходной модели, что позволит провести характеризацию дополнительных мест облучения, в частности, рассчитать нейтронный спектр и скорость реакций на активационных индикаторах.

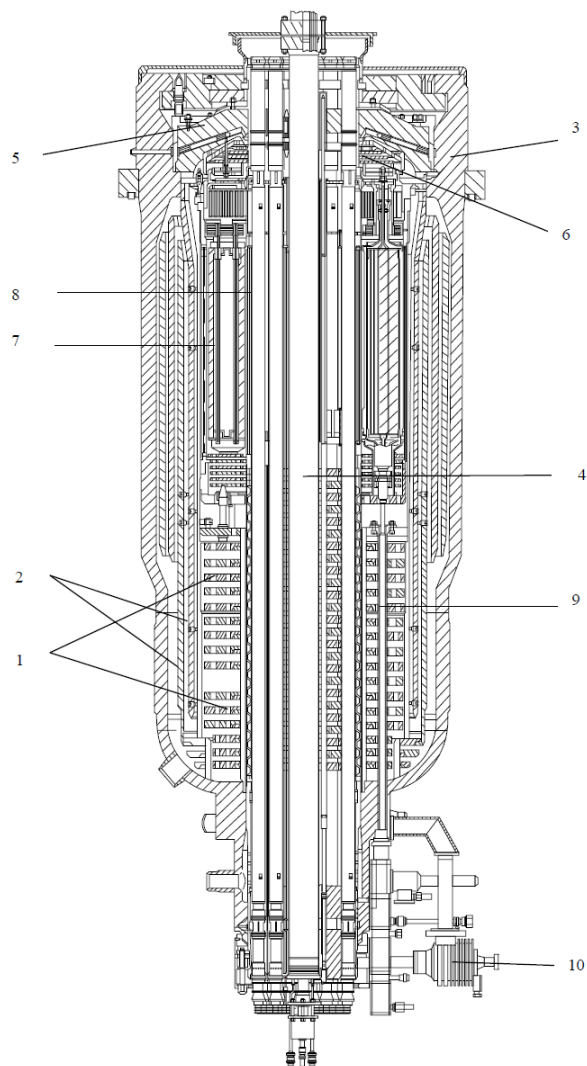
МЕТОДЫ

Реактор ИВГ.1М является исследовательским реактором канального типа на тепловых нейтронах с легководными замедлителем и теплоносителем, бериллиевым отражателем нейтронов. Активная зона реактора состоит из 30 ВОТК с 1 ТВС в каждой. ВОТК загружены в ячейки, расположенные по трем концентрическим окружностям [3]. Схематические изображения реактора и ВОТК приведены на рисунках 1–3.

Крышка реактора представляет собой сварную конструкцию из двух плит из стали 08Х18Н10Т. В центральной части крышки имеются 30 вертикальных отверстий для прохода ВОТК, одно отверстие петлевого канала и 42 отверстия, для прохода охлаждающей крышку воды. Под крышкой расположены экраны, предназначенные для уменьшения потока излучений, действующих на крышку [4]. Корпус ВОТК-НОУ выполнен из сплава Э110; верхняя часть ВОТК, компенсационная пружина – из стали 08Х18Н10Т [5].

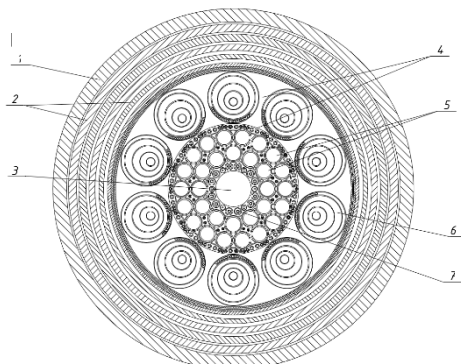
Для дополнительного места облучения малогабаритных образцов предлагается использовать полость в головке ВОТК-НОУ, в которой размещены графитовые блоки (вкладыши). Существующая расчетная MCNP-модель реактора [6, 7] ограничивается активной зоной и не включает в себя конструктивные элементы ВОТК, расположенные выше ТВС. Для расширения геометрии модели была изучена доступная конструкторская документация по реактору ИВГ.1М [8–10].

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК
В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М**



- 1 – нижние тепловые экраны; 2 – боковые тепловые экраны; 3 – корпус; 4 – центральный канал;
5 – крышка; 6 – верхние тепловые экраны; 7 – регулирующий барабан; 8 – ВОТК;
9 – вал исполнительного механизма; 10 – шаговый двигатель исполнительного механизма

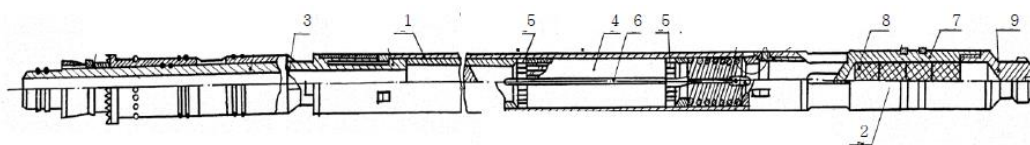
Рисунок 1. Продольный разрез реактора ИВГ.1М



- 1 – корпус; 2 – боковые экраны; 3 – петлевой канал; 4 – отражатель; 5 – ВОТК;
6 – регулирующие барабаны; 7 – стержни компенсации реактивности

Рисунок 2. Поперечный разрез реактора ИВГ.1М

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М



1 – корпус (Э110); 2 – головка (12Х18Н10Т); 3 – хвостовик; 4 – ТВС; 5 – торцевая решетка (12Х18Н10Т);
6 – стержень (Э110); 7 – пенал (12Х18Н10Т); 8 – блок (графит 30ПГ); 9 – наконечник (12Х18Н10Т)

Рисунок 3. Конструкция ВОТК

Детальное описание элементов моделей значительно увеличивает расчетное время, что особенно критично в полномасштабных моделях реактора – время единичного расчета может занимать от нескольких дней до нескольких недель. Следовательно, при моделировании геометрии реактора следует оценивать целесообразность подробного описания деталей, которые оказывают незначительное влияние на нейтронный транспорт.

При построении крышки; верхних, горизонтальных и вертикальных экранов были сделаны следующие допущения и изменения (рисунок 4):

- упрощена геометрия наконечника головки ВОТК (1);
- над ТВС отсутствует пружина из стали;
- упрощена крышка реактора (2), отсутствуют закругления;
- гомогенизированы вертикальные (3), горизонтальные экраны (отсутствуют на рисунке, расположены ниже вертикальных экранов), другие конструктивные элементы (4);
- верхние экраны (5) построены с возможной ошибкой их расположения $\pm 2,5$ мм;
- материальный состав ячейки сталь + вода заменен на воду (6): при добавлении стальных элементов необходимость в гомогенизации железоводной защиты отсутствует.

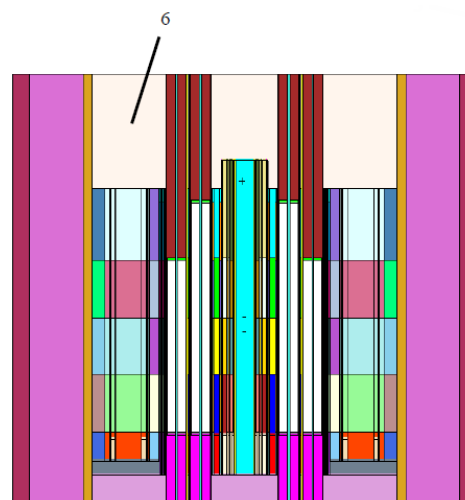
Состав гомогенизированных ячеек приведен в таблице 1. Плотность материала в таких ячейках рассчитывалась по следующей формуле:

$$\rho = \frac{\sum m_i}{\sum V_i} = \frac{\sum \rho_i V_i}{\sum V_i}, \quad (1)$$

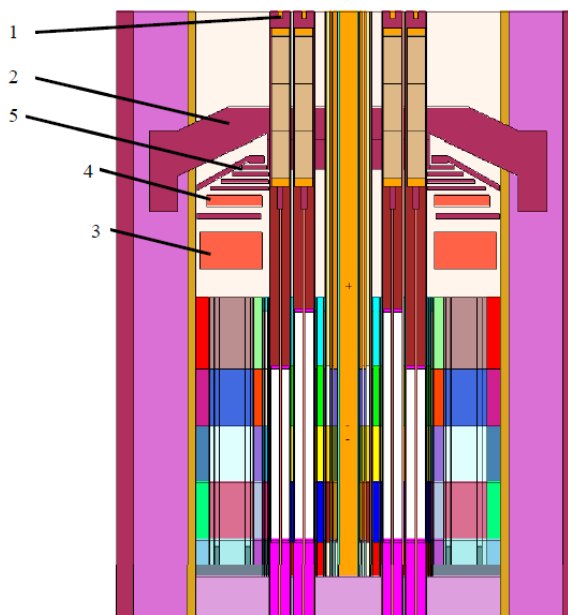
где m_i – масса i -го материала в составе гомогенизированной ячейки, г; V_i – объем i -го материала в составе гомогенизированной ячейки; см^3 ; ρ_i – плотность i -го материала, г/см^3 .

Поскольку в модель были внесены значительные изменения, потребовалась ее верификация. Верификация проводилась по сравнению рассчитанных значений эффективного коэффициента размножения и скорости реакций на золотом активационном индикаторе в центре активной зоны для моделей до и после внесения изменений. Предполагалось, что добавление в модель элементов конструкции верхней части реактора не окажет существенного влияния на нейтронный баланс в центральной области активной зоны.

Моделирование выполнено с параметрами: 500 неактивных циклов, 2500 активных циклов, 2000000 нейтронов на цикл, mode N, P. Обычно, рекомендуется задавать не менее 10^6 историй, чтобы точность результатов моделирования поддерживалась ниже 0,2% при доверительной вероятности 95%.



а) до внесения изменений



б) после внесения изменений

Рисунок 4. Геометрия реактора ИВГ.1М, продольное осевое сечение

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М

Таблица 1. Массовое отношение элементов в гомогенизированных ячейках, состоящих из стали и воды

Элемент / номер в библиотеке MCNP	Горизонтальные экраны (1 шт.)	Вертикальные экраны	Ячейка (4) под верхними экранами на рис. 4
	сталь/вода =55/45 об. %	сталь/вода =50/50 об. %	сталь/вода =58/42 об. %
	$\rho = 3,46 \text{ г/см}^3$, $V = 2295 \text{ см}^3$	$\rho = 4,51 \text{ г/см}^3$, $V = 73786 \text{ см}^3$	$\rho = 5,00 \text{ г/см}^3$, $V = 19767 \text{ см}^3$
C / 6000.70с	0,00648	0,00713	0,00713
Cr / 24000.50с	0,1458	0,16042	0,16042
Ni / 28000.50с	0,081	0,08912	0,08912
Ti / 22000.66с	0,00567	0,00624	0,00624
Si / 14000.60с	0,00648	0,00713	0,00713
Mn / 25055.70с	0,01215	0,01337	0,01337
P / 15031.70с	0,00028	0,00031	0,00031
Cu / 29000.50с	0,00243	0,00267	0,00267
Fe / 26000.55с	0,54971	0,60482	0,60482
H / 1001	0,0228	0,01305	0,01305
O / 8016	0,1672	0,09573	0,09573

Расчет скоростей реакций был выполнен функцией MCNP – Tally F4:N с использованием FM card, тип реакции – 102 (n,γ).

Скорость реакции R_i для $^{197}\text{Au}(n, \gamma)$ определялась как

$$R_i(E) = \int \sigma(E) \cdot f(E) dE, \quad (2)$$

где $\sigma(E)$ – микросечение реакции, см^2 ; $f(E)$ – поток нейтронов в образце, $\text{н/см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$.

Результаты расчета коэффициента размножения и скорости реакции $^{97}\text{Au}(n, \gamma)$ для тепловых нейтронов в центре активной зоны реактора представлены в таблице 2.

Таблица 2. Результаты расчета

Параметр	Для исходной модели	Для расширенной модели
Коэффициент размножения нейтронов k_{eff}	$1,00401 \pm 0,00095$	$1,00386 \pm 0,00091$
Скорость реакции R , $\text{с}^{-1}/\text{ядро}$	$(1,98 \pm 0,05) \cdot 10^{-9}$	$(1,94 \pm 0,05) \cdot 10^{-9}$

Результаты показывают соответствие рассчитываемых параметров для обеих моделей. Влияние на поглощение нейтронного потока добавлением элементов из стали в верхней части модели оказалось не существенным.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Размещение образцов в верхней части ВОТК будет определяться характеристиками нейтронного потока в области расположения трех графитовых вкладышей размером $\varnothing 64/160$ мм. Для этого было рассмотрено три варианта расположения образцов:

- 1) в месте расположения верхнего вкладыша,
- 2) в месте расположения среднего вкладыша,
- 3) в месте расположения нижнего вкладыша.

С помощью расширенной модели были рассчитаны плотность потока и нейтронный спектр в графитовых вкладышах для ВОТК трех рядов. Результаты расчета интегральной плотности потока приведены в

таблице 3 для работы реактора на номинальном уровне мощности 1 МВт. Согласно полученным результатам, с учетом максимальной величины плотности потока в качестве мест дополнительного облучения в дальнейшем исследовании рассматривались нижние вкладыши, в частности – вкладыши первого ряда.

Таблица 3. Результаты расчета плотности потока нейтронов в графитовых вкладышах, мощность реактора 1 МВт

Ряд ВОТК	Плотность потока нейтронов, нейтрон·см ⁻² ·с ⁻¹		
	1 ряд	2 ряд	3 ряд
Верхний вкладыш	$6,19 \cdot 10^7$	$4,50 \cdot 10^7$	$6,91 \cdot 10^6$
Средний вкладыш	$1,73 \cdot 10^8$	$1,53 \cdot 10^8$	$6,93 \cdot 10^7$
Нижний вкладыш	$5,53 \cdot 10^8$	$4,77 \cdot 10^8$	$2,38 \cdot 10^8$

На рисунке 5 представлен спектр плотности потока нейтронов для нижних графитовых вкладышей каждого ряда ВОТК. Можно отметить видимую утечку быстрых нейтронов с энергией 6–8 МэВ в третьем ряду ВОТК.

Далее нейтронная плотность потока была рассчитана в случае замещения одного из графитовых вкладышей для размещения облучаемых образцов в первом ряду ВОТК при работе реактора на мощности 1 МВт. Из таблицы 4 видно, что при облучении тепловыми и промежуточными нейтронами в нижнем пустом вкладыше плотность потока нейтронов составляет приблизительно $2 \cdot 10^8$ нейтрон·см⁻²·с⁻¹ каждая. В сравнении с характеристиками центрального петлевого канала реактора ($\Phi_r = 2,1 \cdot 10^{13}$ нейтрон·см⁻²·с⁻¹; $\Phi_6 = 8 \cdot 10^9$ нейтрон·см⁻²·с⁻¹) [11], максимальная величина плотности потока быстрых нейтронов ($E > 0,1$ МэВ) для дополнительных мест облучения на порядок ниже, чем в центральном канале.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ В ВЕРХНЕЙ ЧАСТИ ВОТК В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ИВГ.1М

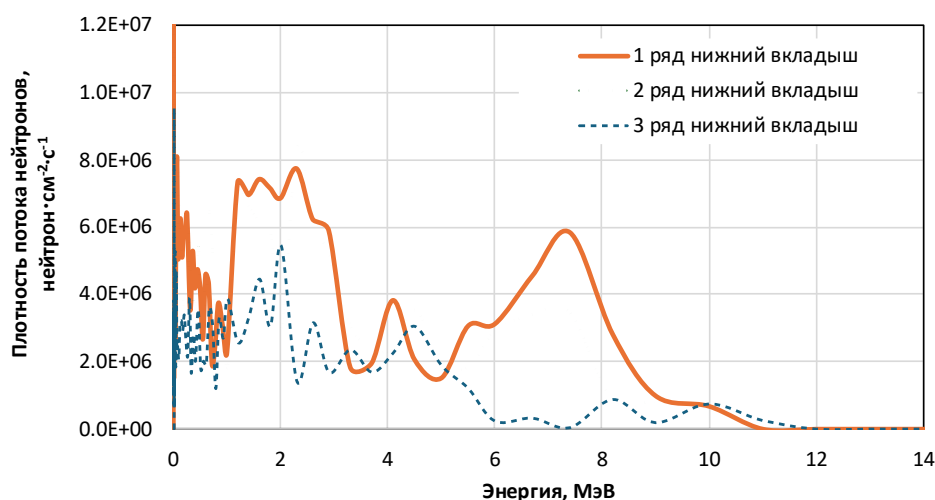


Рисунок 5. Спектр плотности потока нейтронов в нижних графитовых вкладышах каждого ряда ВОТК

Таблица 4. Результаты расчета плотности потока нейтронов для трех энергетических групп в месте дополнительного облучения (первый ряд ВОТК)

Энергетический диапазон	Плотность потока нейтронов, нейтрон·см ⁻² ·с ⁻¹			Суммарная плотность потока
	E < 0,625 эВ	0,625 эВ < E < 0,1 МэВ	E > 0,1 МэВ	
Верхний пустой вкладыш	4,31·10 ⁷	1,61·10 ⁷	1,04·10 ⁷	6,96·10 ⁷
Средний пустой вкладыш	4,80·10 ⁷	6,98·10 ⁷	5,00·10 ⁷	1,68·10 ⁸
Нижний пустой вкладыш	2,00·10 ⁸	1,59·10 ⁸	1,94·10 ⁸	5,53·10 ⁸
Нижний графитовый вкладыш	2,07·10 ⁸	1,76·10 ⁸	1,69·10 ⁸	5,53·10 ⁸

При максимальной плотности потока быстрых нейтронов порядка $2 \cdot 10^8$ н/см²·с для набора флюенса быстрых нейтронов $\sim 10^{16}$ нейтрон/см² требуется 10^4 – 10^5 часов непрерывной работы реактора. С учётом того, что повреждающая доза в материалах определяется преимущественно флюенсом быстрых нейтронов, использование верхней части ВОТК ограничено для экспериментов, ориентированных на набор фпа. Вместе с тем, полученные нейтронно-физические характеристики допускают проведение активационных и радиационных исследований, не требующих высоких значений повреждающей дозы.

Согласно формулам (3–4), помимо плотности нейтронного потока, активность гамма-излучения облучаемого образца так же зависит от массы, сечения активации и периода полураспада радионуклидов образца. При нерегулярном облучении и длительном нахождении образцов в реакторе, короткоживущие радионуклиды успеют практически полностью распасться в период между пусками. В условиях прерывистого облучения накопление активности возможно преимущественно для долгоживущих радионуклидов с высокой активацией, например Co-60, Sc-46, Fe-55.

Активность образца после единичного облучения:

$$A = N_0 \bar{\sigma} \phi (1 - e^{-\lambda t_{irr}}), \quad (3)$$

где N_0 – число ядер мишени в образце, $N_0 = \frac{m}{M} \cdot N_A$

N_A (m – масса, M – молярная масса); σ – среднее макроскопическое сечение захвата, см²; ϕ – плотность потока нейтронов, нейтрон·см⁻²·с⁻¹); $\lambda = \ln 2 / T_{1/2}$ – постоянная распада продукта активации; t_{irr} – время облучения.

Активность образца после n -го цикла облучения:

$$A_1 = A_{sat} (1 - e^{-\lambda t_{irr}^1})$$

$$A_n = A_{sat} (1 - e^{-\lambda t_{irr}^n}) + A_{n-1} e^{-\lambda t_{cool}^{n-1}} \quad (4)$$

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе на основе исходной модели реактора ИВГ.1М создана дополнительная MCNP-модель, учитывающая часть реактора, находящуюся выше активной зоны: крышка реактора; верхние, горизонтальные и вертикальные экраны, верхняя часть ВОТК. Верификация модифицированной по критическому состоянию и скорости реакции на золотом индикаторе показала, что добавление верхней части конструкции реактора в модель не оказало влияния на нейтронный баланс в центральной области активной зоны.

С помощью полученной модели проведено расчетное исследование нейтронно-физических характеристик мест дополнительного облучения в

реакторе ИВГ.1М с НОУ-топливом. В нижних вкладышах графита – в предполагаемом дополнительном месте облучения образцов, для всех энергетических групп плотность потока нейтронов составила приблизительно $2 \cdot 10^8$ нейтрон $\cdot$ см $^{-2}$ ·с $^{-1}$. Вследствие низкой величины плотности потока нейтронов проведение облучательных экспериментов в предложенном месте оказывается затруднительным, за исключением долгоживущих радионуклидов с высоким сечением активации.

Разработанная модель может быть использована для радиационной оценки конструкции крышки реактора в последующих исследованиях.

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии в рамках научно-технической программы «Развитие атомной энергетики в Республике Казахстан» (ИРН – BR24792713).

ЛИТЕРАТУРА

1. Zhanbolatov O. M. [et al.] Development of scenarios for controlling the fuel campaign of the IVG. 1M reactor with LEU-fuel // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2022. – Vol. 2155. – No. 1. – P. 012017.
2. Sabitova R. [et al.] Results of Experiments under the Physical Start-Up Program of the IVG. 1M Reactor // Energies. – 2023. – Vol. 16. – No. 17. – P. 6263.
3. Описание реактора ИВГ.1М: отчет (Deliverable 2.1 under Contract 0J-30461-0001A) / ДГП ИАЭ РГП НИЯЦ РК; рук. А.Д. Вурим, А.Н. Колбаенков, В.С. Гныря. – Курчатов, 2010. – 42 с.
4. Реактор ИВГ.1М.00.000ТО: техническое описание № П 37897 / НИКИЭТ. – Москва, 1989.
5. Водородохлаждаемый технологический с низкообогащенным топливом (ВОТК-НОУ): пояснительная записка к техническому проекту. ВШКЛ.5064 13.002ПЗ / АО НИИ НПО «Луч»; разраб. А.В. Базюк. – 2021. Подольск.
6. «Компьютерная модель реактора ИВГ.1М для стационарных нейтронно-физических расчетов»: Свидетельство о государственной регистрации прав на объект авторского права. – № 2757 Иркимбеков Р. А., Жагипарова Л.К., Вурим А.Д., Котов В.М., Прокурова И.В.; заявл. 03.08.17; опубл. 24.08.18, ИС 4006. – 1 с.
7. Иркимбеков, Р. А. и др. Нейтронно-физическая модель реактора ИВГ.1М: разработка и верификация по критическому состоянию / Жагипарова Л. К., Котов В. М., Вурим А. Д., Гныря В. С. // Атомная энергия. — 2019. – Т. 127. – №. 2. – С. 63–69.
8. Корпус в сборе ИВГ.1: паспорт 1013.00.000П / ПО «Ижорский завод». – Инв. № 3299. – 1971.
9. Экран верхний ИВГ.1 19.070 ПЧ, инв. № 11.129-4644., 56 л.
10. ВШКЛ.506 143 002 ТП. Канал водоохлаждаемый технологический с низкообогащенным топливом (ВОТК-НОУ).
11. Ponkratov Yu., Gordienko Yu., Baklanov V., Tulubayev Ye., Koyanbayev Ye., Bochkov V., Saparbek E. Investigation of tritium and helium generation and release from tin-lithium alloy under neutron irradiation // Journal of Nuclear Materials. – 2025. Art. 615155995. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2025.155995>

REFERENCES

1. Zhanbolatov O. M. [et al.] Development of scenarios for controlling the fuel campaign of the IVG. 1M reactor with LEU-fuel // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2022. – Vol. 2155. – No. 1. – P. 012017.
2. Sabitova R. [et al.] Results of Experiments under the Physical Start-Up Program of the IVG. 1M Reactor // Energies. – 2023. – Vol. 16. – No. 17. – P. 6263.
3. Opisanie reaktora IVG.1M: otchet (Deliverable 2.1 under Contract 0J-30461-0001A) / DGP IAE RGP NYaTs RK; ruk. A.D. Vurim, A.N. Kolbaenkov, V.S. Gnyrya. – Kurchatov, 2010. – 42 p.
4. Reaktor IVG.1M.00.000TO: tekhnicheskoe opisanie No. P 37897 / NIKIET. – Moscow, 1989.
5. Vodookhlazhdaemyy tekhnologicheskii s nizkoobogashchennym toplivom (VOTK-NOU): poynasnitel'naya zapiska k tekhnicheskomu proektu. VShKL.5064 13.002PZ / AO NII NPO «Luch»; razrab. A.V. Bazyuk. – 2021. Podol'sk.
6. «Komp'yuternaya model' reaktora IVG.1M dlya statsionarnykh neytronno-fizicheskikh raschetov»: Svidetel'stvo o gosudarstvennoy registratsii prav na ob'ekt avtorskogo prava. – No. 2757 Irkimbekov R. A., Zhagiparova L.K., Vurim A.D. Kotov V.M., Prozorova I.V.; zayavl. 03.08.17; opubl. 24.08.18, IS 4006. – 1 p.
7. Irkimbekov, R. A. i dr. Neytronno-fizicheskaya model' reaktora IVG.1M: razrabotka i verifikatsiya po kriticheskomu sostoyaniyu / Zhagiparova L. K., Kotov V. M., Vurim A. D., Gnyrya V. S. // Atomnaya energiya. — 2019. – Vol. 127. – No. 2. – P. 63–69.
8. Korpus v sbore IVG.1: pasport 1013.00.000P / PO «Izhorskiy zavod». –Inv. No. 3299. – 1971.
9. Ekran verkhniy IVG.1 19.070 PCh, inv. No. 11.129-4644., 56 p.
10. VShKL.506 143 002 TP. Kanal vodookhlazhdaemyy tekhnologicheskii s nizkoobogashchennym toplivom (VOTK-NOU).
11. Ponkratov Yu., Gordienko Yu., Baklanov V., Tulubayev Ye., Koyanbayev Ye., Bochkov V., Saparbek E. Investigation of tritium and helium generation and release from tin-lithium alloy under neutron irradiation // Journal of Nuclear Materials. – 2025. Art. 615155995. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2025.155995>

ИВГ.1М ЗЕРТТЕУ РЕАКТОРЫНДАҒЫ ССТК-НІҢ ЖОҒАРҒЫ БӨЛІГІНДЕ
ҮЛГІЛЕРДІҢ СӘУЛЕЛЕНУ МҮМКІНДІГІН ЗЕРТТЕУ

Р. Р. Сабитова*, И. В. Прозорова, Ю. А. Попов

ҚР ҰАО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: sabitovar@nnc.kz*

ИВГ.1М зерттеу реакторының жобасында сумен салқындатылатын технологиялық каналдардың жоғарғы бөлігінде шағын көлемдегі (60/160 мм) үлгілерді ұзақ уақыт сәулелендіру мүмкіндігі көзделген. Бұл жерлерде үлгілерді орналастыру төмен жылу бөлуді қамтамасыз етеді және реактивтілікке әсер етпейді. Алайда реакторды пайдалану уақытында бұл функционал іске асырылмаған. Реактордың төмен байытылған уран отынына конверсиялау және реактивтілік қорының ұлғаюын ескере отырып, қосымша сәулелену орындарын пайдалану реактордың мүмкіндіктерін кеңейту үшін қызығушылық тудырады. Мұндай мүмкіндікті негіздеу үшін үлгілеуді пайдалана отырып, нейтрондық-физикалық параметрлерді сипаттауды жүргізу қажет. Реактордың қолданыстағы моделі белсенді аймақпен шектеледі және одан жоғары орналасқан конструкциялық элементтерді қамтымайды. Бұл жұмыс ИВГ.1М реакторының есептік моделін кеңейтуге және қосымша сәулелену орындарында нейтрондық-физикалық сипаттамаларды бағалауға арналған.

Түйін сөздер: *ИВГ.1М реакторы, нейтрондық-физикалық моделдеу, MCNP, сипаттау, нейтрондар ағынының тығыздығы.*

INVESTIGATION OF THE POSSIBILITY OF IRRADIATING SAMPLES IN THE UPPER PART
OF THE TECHNOLOGICAL CHANNELS OF THE IVG.1M RESEARCH REACTOR

R. R. Sabitova*, I. V. Prozorova, Yu. A. Popov

Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

** E-mail for contacts: sabitovar@nnc.kz*

The design of the IVG.1M research reactor provides the possibility for long-term irradiation of small samples (60/160 mm) in the upper part of the water-cooled technological channels. The placement of samples in these positions ensures low heat generation and does not affect significantly the reactor's reactivity. However, this capability has not been utilized. The conversion of the reactor to low-enriched uranium fuel resulted in an increased reactivity margin, making the use of additional irradiation positions of interest for expanding the reactor's experimental capabilities. To justify this possibility, neutron-physical characterization of these positions must be performed using computational modeling. The existing reactor model is limited to the core and does not include structural components located above it. This work is devoted to extending the computational model of the IVG.1M reactor and evaluating the neutron-physical characteristics of the additional irradiation positions.

Keywords: *IVG.1M reactor, neutronic simulation, MCNP, characterization, neutron flux density.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-124-132>

УДК 621.793.16

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАФИТОПОДОБНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРОВОЛНОВОЙ ПЛАЗМЫ

Т. Р. Туленбергенов¹, А. А. Агатанова^{2,3*}, И. А. Соколов², Ғ. Қ. Жанболатова², Р. Е. Жақия^{2,3}, Д. С. Кульбедин^{2,3}

¹ РГП «Национальный ядерный центр Республики Казахстан», Курчатов, Казахстан

² Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

³ НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: agatanova@nnc.kz

В работе рассмотрен процесс формирования углеродных покрытий, с характеристиками близкими к алмазоподобным, методом плазмохимического осаждения из газовой фазы на установке ПМ-6, разработанной в лаборатории водородных и плазменных технологий в филиале ИАЭ НЯЦ РК. Впервые на установке ПМ-6 реализована возможность получения углеродных покрытий. Исследовано влияние таких технологических параметров, как мощность СВЧ-разряда, состав газовой смеси и температура кремниевой подложки на морфологию, фазовый состав и физико-механические свойства получаемых покрытий. Морфология и элементный состав покрытий изучались с применением сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионного анализа (ЭДС), фазовый состав определялся методом рентгенофазового анализа (РФА), а твердость методом Виккерса.

Установлено, что повышение мощности плазменного разряда до 1,1 кВт и увеличение температуры кремниевой подложки способствуют росту доли углерода в покрытии (до $86 \pm 5,6$ ат.%) и улучшению его равномерности осаждения. Рентгенофазовый анализ показал формирование тонких углеродных слоев с преимущественно графитоподобной структурой. После получения покрытий твердость поверхности достигла 1137 HV, что в два раза превышает показатель твердости исходной кремниевой подложки (416 HV). Результаты подтверждают возможность управляемого синтеза графитоподобных углеродных покрытий посредством оптимизации параметров плазмохимического осаждения.

Ключевые слова: графитоподобные углеродные покрытия, микроволновая плазма, РФА, СЭМ, твердость.

ВВЕДЕНИЕ

Современное развитие технологий предъявляет повышенные требования к материалам, особенно в части их функциональных и защитных характеристик. В связи с этим активно развиваются и внедряются тонкопленочные покрытия различного назначения – декоративные, износостойкие, антикоррозионные и оптические. Подобные покрытия находят широкое применение в таких областях, как микроэлектроника, машиностроение, медицина и другие высокотехнологичные сферы [1–3].

Следует отметить, что физико-механические свойства покрытий в значительной степени зависят от метода осаждения (PVD, CVD), условий и режимов их осаждения. Одно и то же покрытие может демонстрировать широкий диапазон характеристик, определяемых структурой и фазовым состоянием материала. Тонкие пленки, сформированные из различных аллотропных модификаций углерода, включая аморфный углерод и графит, проявляют физико-механические свойства, близкие к свойствам алмаза [2, 4]. Благодаря этому такие покрытия успешно наносятся на режущий инструмент фрезы, сверла, метчики и другие виды оснастки, существенно повышая их износостойкость, термостойкость и долговечность [5–8]. Таким образом, исследование условий формирования тонкопленочных углеродных покрытий и их физико-механических свойств представляет

собой актуальное направление современных научных исследований [9–13].

При плазмохимическом осаждении из газовой фазы (PECVD) для формирования углеродных покрытий в качестве газов-прекурсоров используются различные углеводородные соединения, такие как метан (CH_4), ацетилен (C_2H_2), бензол (C_6H_6), этилен (C_2H_4) и бутан (C_4H_{10}). В качестве плазмообразующей среды, как правило, применяются водород и/или аргон.

Температурный режим оказывает существенное влияние на микроструктуру формирующейся пленки, включая морфологию зерен, их ориентацию, шероховатость поверхности и кристаллическую структуру. Эти параметры критически важны для обеспечения высоких эксплуатационных характеристик покрытий, в частности износо- и термостойкости. Процесс осаждения алмазной фазы, как правило, протекает при температурах до 1500 °С, при которых формируются углеродные прекурсоры с преобладанием sp^3 -связей, являющиеся центрами кристаллизации алмазной структуры на поверхности подложки [10, 14–17].

Увеличение мощности СВЧ-разряда способствует росту плотности плазмы и энергий активных частиц (ионов, радикалов), участвующих в осаждении покрытия, что приводит к повышению скорости его роста. Однако чрезмерное повышение мощности может вызвать перегрев подложки, увеличение доли sp^2 -связей и, как следствие, ухудшение механических характеристик покрытия [15].

Таким образом, оптимизация выбора газов-прекурсоров, состава газовой смеси, температурного режима и параметров плазменной обработки позволяет управляемо синтезировать высококачественные углеродные покрытия с заданной микроструктурой, контролируемым sp^2/sp^3 -связей и соответствующими механическими свойствами. В связи с этим, целью данной работы является исследование процесса формирования углеродных покрытий на установке ПМ-6 и выявление закономерностей влияния параметров плазмохимического осаждения на их структуру и свойства. В данном исследовании рассматриваются результаты процесса плазмохимического осаждения углеродных покрытий на установке ПМ-6, направленные на исследование влияния мощности СВЧ-разряда и состава газовой смеси на физико-механические характеристики покрытия.

1 МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Экспериментальная установка

В настоящем исследовании рассмотрен метод формирования графитоподобных углеродных покрытий на установке ПМ-6 [1]. Установка ПМ-6 включает реакционную камеру диаметром 27 мм, СВЧ-генератор с частотой 2450 МГц и максимальной мощностью до 6 кВт, а также волновод WR340 с поперечным сечением 138×95 мм. На рисунке 1 представлена схема установки ПМ-6 для формирования покрытий. Плазменным источником является СВЧ генератор – магнетрон. Плазма формируется в реакционной камере, в которую подаются рабочие газы (метан, аргон и водород).

На установке ПМ-6 расход метана и водорода задавались с помощью игольчатого натекателя «Edwards LV10K». Корректировка отраженной мощности сводилась к минимуму с помощью перемеще-

ния дросселей тройного тюнера так, чтобы один из трех оставался в положении «0». Температура подложек в реакционной камере измерялась с помощью термопары ХА, подключенной к информационно-измерительной системе. В качестве подложкодержателя использовался металлический держатель в форме цилиндра высотой 1 см, диаметром 23,5 мм. Для минимизации сопротивления газовым потокам подложкодержатель имеет структуру в виде сот. В качестве подложки использовался кремний толщиной 0,35 мм, с ориентацией (100) и удельным сопротивлением $>1 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Выбор кремния обусловлен его высокой химической чистотой, однородностью поверхности и совместимостью с углеродом в условиях плазмохимического осаждения.

В рамках данной работы было проведено несколько серии экспериментов по напылению DLC на кремниевые подложки. Основной целью экспериментов являлось изучить процесс формирования графитоподобных углеродных покрытий плазмохимическим методом путем исследования влияния параметров процесса (мощность, температура и расход газов) на качество и свойства наносимого покрытия. В таблице 1 представлены условия проведения экспериментов по формированию DLC.

Широкие диапазоны расходов газов применялись для обеспечения стабильности процесса, поскольку при различных потоках изменяются условия теплового и массообмена в реакционной камере. Отклонения температуры в различных режимах связаны с физико-химической природой протекающих реакций экзотермические и эндотермические процессы, неравномерный тепловой обмен с подложкой и газовым потоком приводят к локальным колебаниям температуры.

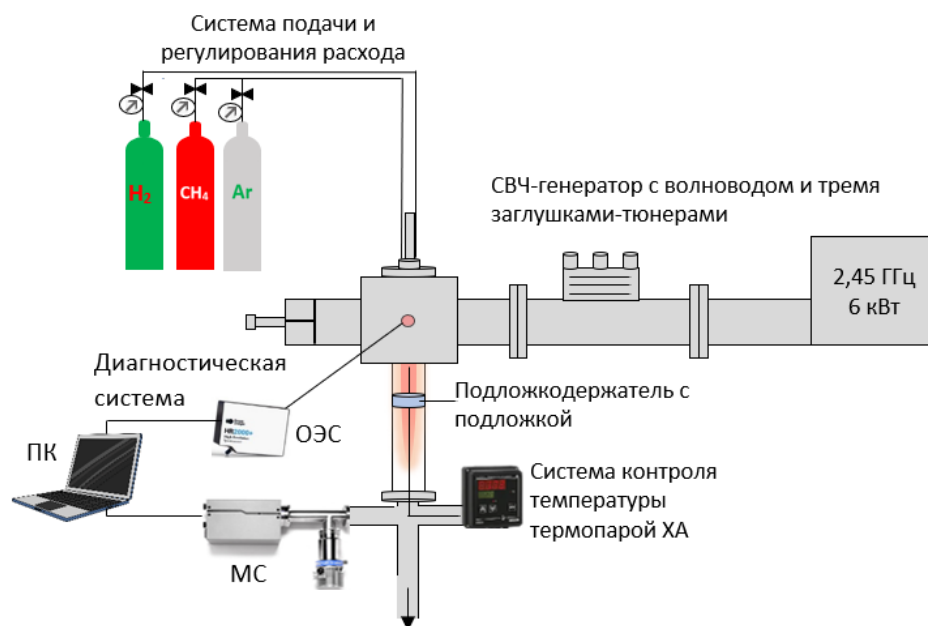


Рисунок 1. Схема установки ПМ-6

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАФИТОПОДОБНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРОВОЛНОВОЙ ПЛАЗМЫ

Таблица 1. Условия проведения экспериментов на ПМ-6

№	Название образца	Мощность микроволновой плазмы W, кВт	Отраженная мощность $W_{отр}$, кВт	Состав газовой смеси	Расход аргона Q(Ar), л/ч	Расход метана Q(CH ₄), л/ч	Температура подложки T, °C
1	Si-C-1	0,6	0	H ₂ +CH ₄ +Ar	368±68	24±1	500±40
2	Si-C-2	0,6	0	CH ₄ +Ar	1154±34	9±1	620±24
3	Si-C-3	1,1	0	CH ₄ +Ar	1163±28	9±1	850±36

Таким образом, использование широких диапазонов температур и расходов необходимо для поддержания устойчивых и воспроизводимых условий эксперимента. В процессе экспериментов использовались два варианта газовых смесей для создания плазмы при осаждении. Добавление водорода является распространенной практикой в литературе для улучшения химического состава и свойств аморфных полупроводниковых покрытий [3, 4]. В ряде исследований [18, 19] показано, что формирование покрытия возможно и без водорода, используя только метан и аргон, что упрощает процесс и снижает требования к газовой смеси.

1.2 Методы анализа покрытия

После проведения экспериментов на установке ПМ-6 образцы были направлены на характеризацию и анализ полученных покрытий.

Исследования морфологии поверхности и элементного состава покрытий проводились с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TM4000plus с приставкой для энергодисперсионного анализа Bruker.

Для оценки твердости и структуры применялись методы индентирования и рентгенофазового анализа. Твердость образцов измерялась по методу Виккерса [20], путем вдавливания алмазной пирамиды, которая имеет угол при вершине в 136°, на твердомере Qness M60.

Съемка дифрактограмм образцов производилась на дифрактометре D6 Phaser (Bruker) с использованием излучения Cu-Kα в диапазоне 20–100°2θ с шагом 0,013° (время на шаг при съемках составляло 0,5 с). Значения тока и напряжения во время съемки составляли 30 мА, 40 кВ. Обработка дифрактограмм образцов осуществлялась с использованием программного обеспечения DIFRACC.EVA. Идентификация фазового состава проводилась на основе базы данных PDF-4 Axiom 2025. Процедура обработки дифрактограмм включала последовательные этапы: определение и удаление линий, соответствующих излучению Ka₂, определение фона, поиск дифракционных пиков, сопоставление полученных данных с базой фазовых эталонов и автоматическую идентификацию по результатам ранжирования совпадений. Поиск подходящих фаз выполнялся на основании анализа угловых положений и интенсивностей дифракционных пиков, а также сравнения межплоскостных расстояний с эталонными значениями. Высота пиков и их ширина на половине максимума определялись методом автоматизированного профилевого анализа,

реализованного во встроенном функционале программы DIFRACC.EVA.

2 РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

При проведении эксперимента № 1 с добавлением водорода к метану в соотношении 2: 1 степень напыления оказалась низкой. Низкая степень напыления в эксперименте № 1 при мощности 0,6 кВт и температуре 500 °C обусловлена конкуренцией между процессами осаждения углеродной фазы и ее травления атомарным водородом. В данных условиях возможны взаимодействия активных радикалов водорода с формируемыми углеродными связями, переводя их обратно в газовую фазу, что препятствовало росту сплошного слоя. Переход к безводородной смеси позволил исключить эффект травления, обеспечив более высокую концентрацию углеродных радикалов в плазме и стабильный рост покрытия. В дальнейших экспериментах было решено отказаться от использования водорода, ограничившись лишь смесью CH₄+Ar, что позволило добиться более стабильной плазмы, равномерного и стабильного осаждения покрытий.

На рисунке 2 представлены фотографии кремниевых подложек с покрытием, нанесенным при различных параметрах. При визуальном осмотре отмечается влияние параметров процесса на его структуру и равномерность распределения.

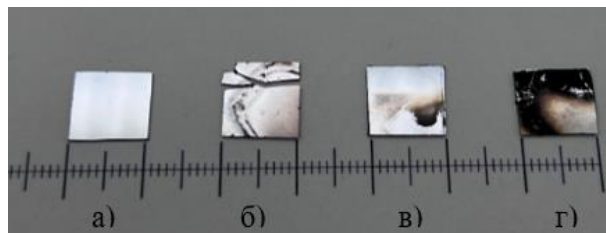


Рисунок 2. Внешний вид исследуемых образцов:
а) кремниевая подложка в исходном состоянии;
б) Si-C-1; в) Si-C-2; г) Si-C-3

На рисунке 2а представлена кремниевая подложка без покрытия. Поверхность подложки гладкая, без видимых изменений, что служит эталоном для сравнения. На образцах Si-C-1 (рисунок 2б) и Si-C-2 (рисунок 2в) наблюдается локальное осаждение покрытия. Присутствуют зоны без напыления, что свидетельствует о неравномерном плазменном потоке. Частичное разрушение образца Si-C-1 произошло при снятии его с углеродного скотча после СЭМ исследования.

По сравнению с образцами Si-C-1 и Si-C-2, на поверхности образца Si-C-3 (рисунок 2г) сформировалось покрытие, охватывающее значительную часть подложки. Эти результаты свидетельствуют о частичном приближении параметров процесса к оптимальным режимам осаждения. Тем не менее, покрытие распределено по поверхности подложки неравномерно.

2.1 Анализ морфологии покрытия

По результатам СЭМ-исследований и визуального осмотра установлено, что на поверхности первого образца Si-C-1 покрытие сформировалось лишь локально (рисунок 3).

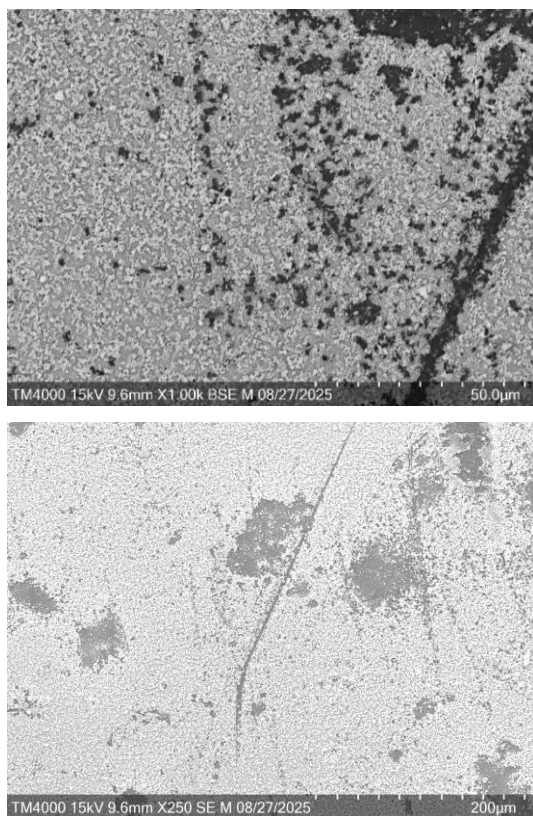


Рисунок 3. СЭМ изображения образца Si-C-1

В режиме обратно рассеянных электронов (BSE) наблюдается эффект термического обжига, сопровождающийся выраженной неоднородностью структуры поверхности. В режиме вторичных электронов (SE) зафиксирована игольчатая морфология, характерная для зон, подвергшихся термическому воздействию; структура расположена в хаотично-ориентированном порядке. Игольчатая морфология может быть связана с локальным перегревом отдельных участков подложки, вызывающим локальный термический обжиг.

Результаты СЭМ анализа второго образца Si-C-2 на рисунке 4 также подтвердили локальное осаждение покрытия. Несмотря на наличие участков с углеродным покрытием, на некоторых изображениях СЭМ наблюдаются области, где покрытия отсутствуют (рисунок 4). В режиме BSE зафиксирована неод-

нородная контрастность, свидетельствующая о вариациях в составе и плотности нанесенного материала. Можно предположить, что низкая температура при мощности 0,6 кВт привела к формированию участков с минимальной или отсутствующей толщиной углеродного слоя.

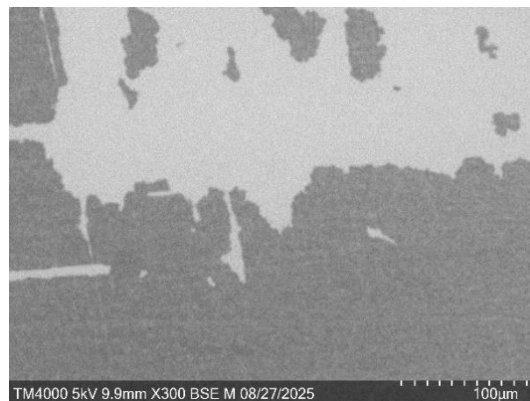


Рисунок 4. СЭМ изображение образца Si-C-2

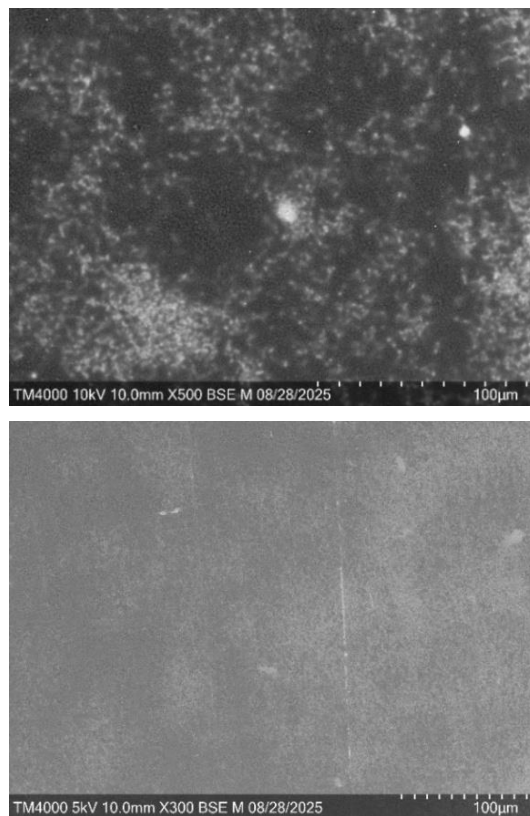


Рисунок 5. СЭМ изображения образца Si-C-3

По результатам СЭМ-анализа установлено, что покрытие на третьем образце Si-C-3 остается неоднородным, однако распределение материала более равномерное по сравнению с первыми двумя образцами. В режиме BSE наблюдаются менее выраженные признаки термического обжига и структурных дефектов, что указывает на повышение качества осаждения покрытия (рисунок 5). На поверхности идентифициро-

ваны области с меньшей степенью игольчатости структуры [21–22], что значительно отличается от выраженной игольчатой морфологии, наблюдаемой на образце Si-C-1 (рисунок 3).

Переход от выраженной игольчатой морфологии образца Si-C-1 к более равномерному и плотному слою образца Si-C-3 напрямую связан с изменением параметров микроволновой плазмы. Увеличение мощности СВЧ-разряда до 1,1 кВт способствует значительному росту плотности плазмы и энергии активных частиц (ионов и радикалов). Поскольку повышенная энергия частиц при 1,1 кВт обеспечивает более интенсивную диссоциацию метана, усиление ионной бомбардировки поверхности, что подавляет рост нестабильных «игольчатых» структур, вызванных локальными перегревами при меньшей мощности (0,6 кВт), формирование более стабильной графитоподобной структуры за счет повышения диффузионной подвижности атомов на поверхности при температуре 850 °С.

Более равномерное распределение покрытия связано с увеличением мощности плазменного разряда до 1,1 кВт. Предположительно, это способствовало формированию более стабильной аморфно-графитоподобной структуры и уменьшению игольчатости.

Анализ изображений, полученных с использованием сканирующего электронного микроскопа, выявил выраженную зависимость морфологии напыленных покрытий от температуры осаждения. С повышением температуры в процессе формирования покрытия наблюдается заметное увеличение площади его распределения по поверхности подложки.

Результаты ЭДС подтвердили углеродную природу сформированных покрытий (таблица 2). Для обеспечения достоверности результатов элементного состава измерения проводились в трех различных областях каждого образца, после чего рассчитывалось среднее арифметическое значение и стандартное отклонение.

Результаты ЭДС-анализа показывают, что с изменением технологических параметров осаждения наблюдается увеличение доли углерода в покрытиях с $56,67 \pm 5,15$ ат.% до $87,66 \pm 5,6$ ат.%. Этот рост свидетельствует о повышении эффективности осаждения углеродной фазы и формировании более равномерного и стабильного покрытия. Наблюдаемая тенденция согласуется с морфологическими изменениями, установленными по данным СЭМ.

Микроструктура поперечного сечения образца Si-C-3 представлена на рисунке 6. Наблюдается четкое разделение между образовавшимся покрытием и подложкой. Углеродное покрытие характеризуется наличием пор средних размеров. Средняя толщина образованной углеродной фазы достигает ($\sim 4,8 \pm 0,3$ мкм).

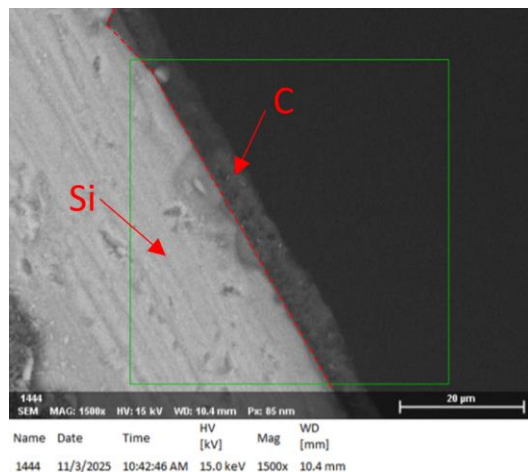


Рисунок 6. СЭМ изображение поперечного сечения образца Si-C-3

Полученные значения элементного состава и толщины покрытия (таблица 2, рисунок 6) указывают, что оптимальные условия осаждения достигаются при более высокой мощности плазменного разряда в диапазоне 1,1 кВт, что способствует увеличению доли углерода в покрытии. Рост углеродной фазы с одновременным снижением доли кислорода и кремния указывает на уменьшение степени окисления поверхности и формирование более чистого углеродного слоя.

2.2 Рентгенофазовый анализ

Дифрактограммы исследуемых образцов представлены на рисунке 7. При одинаковых условиях проведения дифракционного анализа визуально различимые особенности дифрактограмм свидетельствуют о вариациях в фазовом составе и кристаллической структуре покрытий. Для идентификации фаз использовались эталонные карточки дифрактометрических данных: углерод C (PDF 04-020-4354), кремний Si (PDF 04-007-2062) и диоксид кремния SiO₂ (PDF 04-007-2627).

Таблица 2. Элементный анализ образцов

Название образца	Si		C		O	
	mass. %	at. %	mass. %	at. %	mass. %	at. %
Si-C-1	62,14±6,21	41,49±6,63	36,30±5,3	56,67±5,15	1,56±1,62	1,83±2,02
Si-C-2	62,07±4,8	41,32±4,11	37,00±5,71	57,59±5,56	0,94±1,57	1,10±1,69
Si-C-3	22,06±4,23	10,84±3,91	76,30±4,6	87,66±5,6	0,92±1,45	0,80±1,58

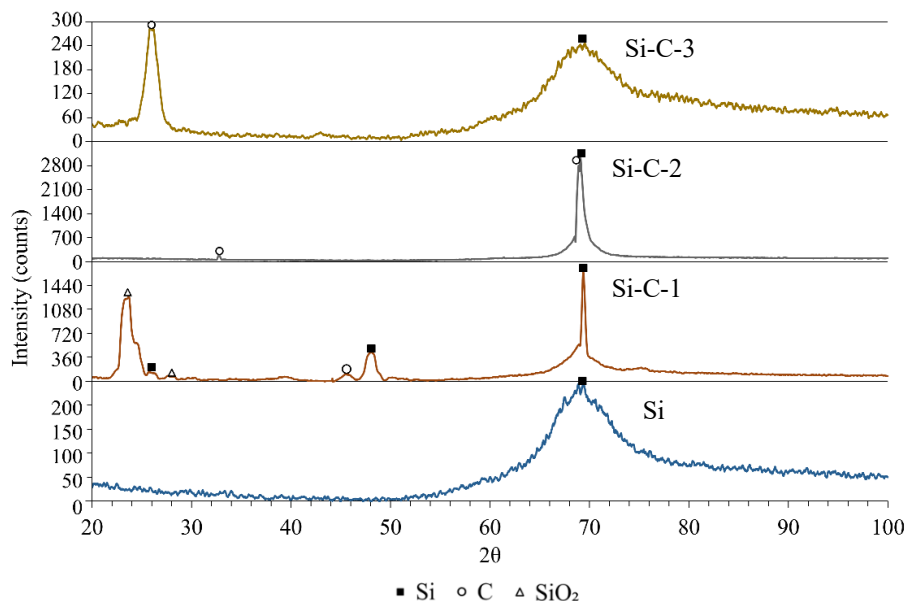


Рисунок 7. Дифрактограмма образцов кремния с углеродным покрытием

Анализ рентгеновских дифрактограмм показал, что основной фазой исследованных образцов является кремний (Si), наличие которого подтверждается интенсивным пиком при $2\theta \approx 69^\circ$. Также на поверхности всех образцов выявлены фазы углерода (C).

Для исходного образца, кремниевой подложки (Si), наблюдается единственный выраженный пик в области $2\theta \approx 69^\circ$, без признаков дополнительных фаз. Структура чистого кремния однородна, без признаков диффузного рассеяния, что указывает на отсутствие аморфных или оксидных компонентов. Это согласуется с тем, что исходная подложка представляла собой монокристаллический кремний.

В образце Si-C-1 фазовый состав представлен пиками, соответствующими кремнию ($2\theta \approx 26^\circ, 48^\circ, 69^\circ$) и диоксиду кремния (широкие пики при $2\theta \approx 23^\circ$ и 28°). Кроме того, при $2\theta \approx 45^\circ$ фиксируется слабый пик, характерный для углерода. Также отмечается повышение интенсивности дополнительных пиков, соответствующих SiO_2 , что указывает на частичное поверхностное окисление кремния в процессе осаждения или при последующем контакте с воздухом.

В образце Si-C-2 отмечается значительное увеличение интенсивности пика кремния при $2\theta \approx 69^\circ$, что может свидетельствовать о более высокой степени кристалличности материала. Также регистрируются пики углерода при $2\theta \approx 32^\circ$ и $2\theta \approx 68^\circ$.

В образце Si-C-3 обнаружены фазы кристаллического кремния ($2\theta \approx 69^\circ$) и углерода ($2\theta \approx 26^\circ$). По интенсивности кремниевого пика можно заключить, что образец сохранил исходную монокристаллическую структуру. Наличие углеродных пиков подтверждает формирование тонкого поверхностного углеродного покрытия.

Согласно эталонной карточке PDF 04-020-4354, зарегистрированные пики углерода соответствуют

синтетическому гексагональному графиту (Graphite-2H, syn), который формируется при высокотемпературных или плазменных процессах.

После нанесения углеродного покрытия наблюдается снижение интенсивности основных дифракционных пиков кремния, что, вероятно, связано с частичным экранированием рентгеновского излучения углеродным слоем и уменьшением глубины его проникновения в подложку. При этом положение дифракционных максимумов остается неизменным, что свидетельствует о сохранении параметра решетки и отсутствии структурных искажений в объеме кремния. На фоне основной картины появляется слабый максимум в области $2\theta \approx 25-27^\circ$, характерный для аморфного углерода, что подтверждает образование тонкого неупорядоченного углеродного слоя.

Основным показателем качественного нанесения покрытия является снижение дифракционных максимумов кремния. Поскольку образование аморфного углеродного покрытия не образует ярко выраженных дифракционных максимумов, что в свою очередь способствует уменьшению интенсивности пиков кремниевой подложки.

Исходная кремниевая подложка сохраняет монокристаллическую структуру, тогда как после осаждения покрытия на ее поверхности формируются углеродсодержащие слои с различной степенью упорядоченности. Широкий пик кремния в дифрактограмме объясняется тем, что подложка имеет одну кристаллографическую ориентацию (100) и рост структуры ориентируется преимущественно вдоль этого направления, что влияет на форму пика. Во всех образцах (Si-C-1, Si-C-2, Si-C-3) выявлены фазы Si, SiO_2 и C, при этом углерод представлен синтетическим гексагональным графитом (Graphite-2H, syn), формирующимся в условиях плазменного осаждения.

2.3 Анализ твердости

Для каждого образца твердость определялась в шести различных точках (рисунок 8), среднее значение рассчитывалось автоматически с помощью программного обеспечения прибора. Для кремниевой подложки, образцов с островковой структурой и малой толщиной (Si-C-1, Si-C-2) использовалась минимальная нагрузка 0,025 кгс для исключения прокола покрытия. В образце Si-C-3 были увеличены нагрузка и время выдержки до 0,2 кгс и 10 с для повышения точности измерений на графитоподобном слое. Различие в параметрах индентирования обусловлено морфологическими особенностями полученных покрытий.

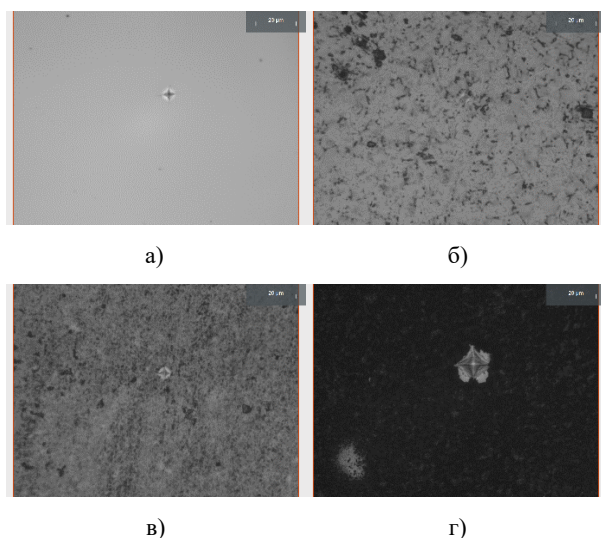


Рисунок 8. Фотографии отпечатков индентора при измерении твердости: а) подложка Si; б) образец Si-C-1; в) образец Si-C-2; г) образец Si-C-3

При низких температурах осаждения наблюдаются островковые образования, между которыми сохраняются открытые участки подложки. С увеличением температуры покрытия приобретают более сплошной характер, а границы между отдельными частицами становятся менее выраженными. Результаты измерения твердости показаны в таблице 3.

Таблица 3. Результаты измерения твердости образцов

Название образца	Прилагаемая нагрузка, кгс	Время выдержки, с	Средняя твердость HV (кгс/мм ²)
Si подложка	0,025	7	416,5±3,6
Si-C-1			1055,7±0,1
Si-C-2			958,4±0,1
Si-C-3	0,2	10	1137,0±0,1

Результаты измерений твердости подтвердили полученные данные по микроструктуре и морфологии. Твердость исходной неосажденной кремниевой подложки составила 416 HV. После нанесения покрытий наблюдается значительное повышение твердости, особенно у образца, осажденного при более высоких температурах (Si-C-3). Максимальное зна-

чение твердости было зафиксировано у третьего образца, для которого твердость достигла 1137 HV. Это может быть связано с более плотной структурой покрытия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе представлены первые результаты по формированию углеродных покрытий на экспериментальной установке ПМ-6. Установлено, что варьирование мощности СВЧ-разряда и температуры подложки позволяет изменять содержание углерода в слое от 56,67±5,15 ат.% до 87,66±5,6 ат.%. Однако на данном этапе исследований выявлена значительная неоднородность осаждаемого материала и преобладание графитоподобной фазы, что подтверждается данными СЭМ и РФА. Полученные значения твердости (до 1137 HV) демонстрируют потенциал метода, однако для достижения высокого качества и равномерности пленок требуется дальнейшая оптимизация технологических параметров PACVD-процесса.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Агентства Республики Казахстан по атомной энергии (научно-техническая программа BR23891779 «Научно-техническое обеспечение экспериментальных исследований на казахстанском материаловедческом токамаке KTM»).

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

- Lugo, D.C., Silva, P.C., Ramirez, M.A., Pillaca, E.J.D.M., Rodrigues, C.L., Fukumasu, N.K., Corat, E.J., Tabacniks, M.H., Trava-Airoldi, V.J. «Characterization and tribologic study in high vacuum of hydrogenated DLC films deposited using pulsed DC PECVD system for space applications». Surface and Coatings Technology, 332 (2017): 135–141.
- Liao, T.T., Zhang, T.F., Li, S.S., Deng, Q.Y., Wu, B.J., Zhang, Y.Z., Zhou, Y.J., Guo, Y.B., Leng, Y.X., Huang, N. Biological responses of diamond-like carbon (DLC) films with different structures in biomedical application //Materials Science and Engineering: C. – 2016. – Vol. 69. – P. 751–759.
- McMaster, S.J., Kosarieh, S., Liskiewicz, T.W., Neville, A., Beake, B.D. Utilising H/E to predict fretting wear performance of DLC coating systems //Tribology International. – 2023. – Vol. 185. – Art. 108524.
- Vahidi, A., Ferreira, F., Oliveira, J. Comparative study of dry high-temperature tribological performance of hydrogen-free and hydrogenated DLC films deposited by HiPIMS in DOMS mode // Tribology International. – 2024. – Vol. 195. – Art. 109639.
- Lugscheider, E., Bobzin, K., Bärwulf, S., Hornig, T. Oxidation characteristics and surface energy of chromium-based hard coatings for use in semisolid forming tools //Surface and Coatings Technology. – 2000. – Vol. 133–134. – P. 540–547.
- PalDey, S., Deevi, S. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N //Materials Science and Engineering A. – 2003. – P. 58–79.
- Chen, Z., Peng, G., Chen, P., Xia, Y., Li, G. Investigation of the tribological behavior of chromium aluminum silicon

- nitride coatings via both scratch sliding test and FEM simulation //AIP Advances. – 2019. – Vol. 9(2).
8. Khamseh, S., Nose, M., Kawabata, T., Saiki, A., Matsuda, K., Terayama, K., Ikeno, S. Effect of Deposition Conditions on the Structure and Properties of CrAlN Films Prepared by Pulsed DC Reactive Sputtering in FTS Mode at High Al Content //Materials Transactions. –2008. – Vol. 49(9). – P. 2082–2090.
 9. Balmer, R.S., Brandon, J.R., Clewes, S.L., Dhillon, H.K., Dodson, J.M., Friel, I., Inglis, P.N., Madgwick, T.D., Markham, M.L., Mollart, T.P., Perkins, N., Scarsbrook, G.A., Twitchen, D.J., Whitehead, A.J., Wilman, J.J., Woollard, S.M. Chemical vapour deposition synthetic diamond: materials, technology and applications //Journal of Physics: Condensed Matter. – 2009. – Vol. 21(36). – Art. 364221.
 10. Rani, R., Panda, K., Kumar, N., Sankaran, K.J., Ganesan, K., Lin, I.-N. Tribological properties of ultrananocrystalline diamond films in inert and reactive tribo-atmospheres: XPS depth-resolved chemical analysis //Journal of Physical Chemistry C. – 2018. – Vol. 122. – P. 8602–8613.
 11. Auciello, O. Novel biocompatible ultrananocrystalline diamond coating technology for a new generation of medical implants, devices, and scaffolds for developmental biology //Biomaterials, Medical Applications. – 2017. – Vol. 1. – P. 1–11.
 12. Tamor, M.A., Vassell, W.C. Raman “fingerprinting” of amorphous carbon films //Journal of Applied Physics. – 1994. – Vol. 76(6). – P. 3823–3830.
 13. Wagner, J., Wild, C., Pohl, F., Koidl, P. Optical studies of hydrogenated amorphous carbon plasma deposition //Applied Physics Letters. – 1986. – Vol. 48(2). – P. 106–108.
 14. Schwander, M., Partes, K. A review of diamond synthesis by CVD processes //Diamond and Related Materials. – 2011. – Vol. 20. – P. 1287–1301.
 15. Butler, J.E., Sumant, A.V. The CVD of nanodiamond materials //Chemical Vapor Deposition. – 2008. – Vol. 14. – P. 145–160.
 16. Konicek, A.R., et al. Influence of surface passivation on the friction and wear behavior of ultrananocrystalline diamond and tetrahedral amorphous carbon thin films //Physical Review B. – 2012. – Vol. 85.
 17. Choi, J., Nakao, S., Kim, J., Ikeyama, M., Kato, T. Corrosion protection of DLC coatings on magnesium alloy //Diamond and Related Materials. – 2007. – Vol. 16(4). – P. 1361–1364.
 18. Cho, K.-J., Ryu, J.-T., Baek, Y.-G., Ikuno, T., Honda, S., Katayama, M., Hirao, T., Oura, K. Fabrication and Characteristics of Amorphous Carbon Films Grown in Pure Methane Plasma by using RF PECVD //Japanese Journal of Applied Physics. – 2003. – Vol. 42. – P. 1744–1748.
 19. Priyanto, B., Saleh, M., Tunmee, S., Euaruksakul, C., Cahyono, Y., Triwikantoro, T., Darminto, D. Fabrication of amorphous carbon thin film from CH₄ using PECVD //Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 966. – P. 95–99.
 20. ISO 6507-1:2005. Metallic materials – Vickers hardness test – Part 1: Test method //International Organization for Standardization (ISO). –2005.
 21. Hassan, M., Qayyum, A., Ahmad, S., Mahmood, S., Shafiq, M., Zakaullah, M., Lee, P., Rawat, R.S. DLC coating on stainless steel by pulsed methane discharge in repetitive plasma focus //Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 303. – P. 187–195.
 22. Miakonkikh, A., Kuzmenko, V. Formation of Black Silicon in a Process of Plasma Etching with Passivation in a SF₆/O₂ Gas Mixture //Nanomaterials. – 2024. – Vol. 14. Art. 945.

**МИКРОТОЛҚЫНДЫ ПЛАЗМАНЫ ҚОЛДАНА ОТЫРЫП, ГАЗ ФАЗАСЫНАН КӨМІРТЕК
ЖАБЫНДАРДЫ ҚАЛЫПТАСТЫРУ**

Т. Р. Түленберген¹, А. А. Агатанова^{2,3*}, И. А. Соколов², Г. Қ. Жанболатова², Р. Е. Жақия^{2,3}, Д. С. Кульбедин^{2,3}

¹ *«Қазақстан Республикасының Ұлттық ядролық орталығы» РМК, Курчатов, Қазақстан*

² *ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан*

³ *«Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан*

* Байланыс үшін E-mail: agatanova@nnc.kz

Зерттеуде ҚР ҰЯО АЭИ филиалының Сутегі және плазмалық технологиялар зертханасында әзірленген ПМ-6 қондырғысында плазмохимиялық газфазалық тұндыру (PECVD) әдісімен көміртекті жабындардың түзілу процесі қарастырылды. ПМ-6 қондырғысында алғаш рет көміртекті жабындарды алу мүмкіндігі іске асырылды. СВЧ-разряд қуаты, газ қоспасының құрамы және кремний астар температурасы сияқты технологиялық параметрлердің алынатын жабындардың морфологиясына, фазалық құрамына және физика-механикалық қасиеттеріне әсері зерттелді. Жабындардың морфологиясы мен элементтік құрамы сканерлеуші электрондық микроскопия (SEM) және энергия-дисперсиялық талдау (EDS) әдістерімен зерделенді; фазалық құрам рентгенфазалық талдау (XRD) арқылы анықталды, ал қаттылық Виккерс әдісімен өлшенді.

Плазмалық разряд қуатын 1,1 кВт-қа дейін арттыру және кремний астарының температурасын жоғарылату жабындағы көміртек үлесінің ($87,66 \pm 5,6$ ат. % дейін) өсуіне және тұндырылудың біркелкілігін жақсартуға ықпал ететіні анықталды. Рентгенфазалық талдау басым түрде графитке ұқсас құрылымы бар жұқа көміртек қабаттарының түзілуін көрсетті. Жабын алынғаннан кейін бет қаттылығы 1137 HV мәніне жетіп, бастапқы кремний астарының қаттылығынан (416 HV) екі есе жоғары болды. Алынған нәтижелер плазмохимиялық тұндыру параметрлерін оңтайландыру арқылы көміртекті жабындарды басқарылатын түрде синтездеу мүмкіндігін растайды.

Түйін сөздер: көміртекті жабын, микротолқынды плазма, РФТ, СЭМ, Виккерс қаттылығы.

FORMATION OF CARBON COATINGS FROM THE GAS PHASE USING MICROWAVE PLASMA

T. R. Tulenbergenov¹, A. A. Agatanova^{2,3*}, I. A. Sokolov², G. K. Zhanbolatova², R. E. Zhakiya^{2,3}, D. S. Kul'bedin^{2,3}

¹ *RSE "National Nuclear Center of the Republic of the Kazakhstan", Kurchatov, Kazakhstan*

² *Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan*

³ *NP JSC "Shakarim University", Semey, Kazakhstan*

* E-mail for contacts: agatanova@nnc.kz

The study examines the formation of carbon coatings produced by plasma-enhanced chemical vapor deposition (PECVD) in the PM-6 system developed at the Laboratory of Hydrogen and Plasma Technologies of the Branch of the Institute of Atomic Energy of the National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan. For the first time, the PM-6 setup has been used to obtain carbon-based coatings. The influence of key technological parameters such as microwave discharge power, gas mixture composition, and silicon substrate temperature on the morphology, phase composition, and physico-mechanical properties of the resulting coatings was investigated. The morphology and elemental composition of the coatings were analyzed using scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive spectroscopy (EDS), while the phase composition was determined by X-ray diffraction (XRD) and hardness was measured using the Vickers method. It was established that increasing the plasma discharge power to 1.1 kW and raising the silicon substrate temperature enhance the carbon content in the coating (up to $87,66 \pm 5,6$ at. %) and improve deposition uniformity. X-ray diffraction analysis revealed the formation of thin carbon layers with a predominantly graphitic structure. Following deposition, the surface hardness reached 1137 HV, which is twice that of the initial silicon substrate (416 HV). These results demonstrate the feasibility of controlled synthesis of carbon coatings through optimization of PECVD process parameters.

Keywords: carbon coating, microwave plasma, XRD, SEM, Vickers hardness.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-133-140>

УДК 691.32: 004.94

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛАБОРАТОРНЫХ ОБРАЗЦОВ ЦЕМЕНТНЫХ МАТРИЦ

Сураев А. С.¹, Мухамедов Н. Е.¹, Гончаров С. В.¹, Акболатов Е. Ж.^{1,2}, Должиков С. А.^{1,3*}, Витюк Г. А.¹

¹ Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

² НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева», Усть-Каменогорск, Казахстан

³ НАО «Шакарим университет», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: dolzhikov@nnc.kz

Подготовка лабораторных образцов цементных матриц, необходимых для иммобилизации твердых радиоактивных отходов, трудоемкий процесс. Стандартный лабораторный образец должен быть выполнен в виде куба со стороной 100 мм, с ровными поверхностями и соответствовать требованиям ГОСТ Р 71913-2024. Соответственно, для заливки растворов на основе цемента, необходимы специальные формы. В данной работе показаны возможности аддитивных технологий, в частности, метода послойного формообразования (3D печать пластиком) для создания таких форм. Выполнена разработка и оптимизация конструкции формы в программе трехмерного моделирования, а также изготовлены прототипы цельной и разъемной формы, с помощью которых получены тестовые образцы цементных матриц. Прототипы «напечатаны» на современном 3D принтере фирмы Bambu Lab с применением наиболее распространенного и широко используемого пластика – полилактида (PLA). По результатам исследования апробирована конструкция многоразовой разъемной формы, использование которой позволяет получить образец цементной матрицы требуемого размера и формы.

Ключевые слова: аддитивные технологии, 3D печать, твердые радиоактивные отходы, разъемная многоразовая форма, цементная матрица.

ВВЕДЕНИЕ

Надежная иммобилизация твердых радиоактивных отходов (ТРО) с целью их длительного безопасного хранения и захоронения – актуальная проблема современности. Основными требованиями, предъявляемыми к матрицам, являются высокая механическая прочность, радиационная и химическая стойкость, а также минимальная проницаемость для радионуклидов. Цементные и бетонные композиции широко применяются для этих целей благодаря доступности, технологичности и способности включать широкий спектр отходов. Однако получение воспроизводимых лабораторных образцов с заданной геометрией и структурой остается сложной задачей, особенно при исследовании влияния формы, размеров и неоднородностей на долговременную устойчивость матриц.

В этом контексте аддитивные технологии представляют собой перспективный инструмент для апробации новых методик в области иммобилизации ТРО. Использование 3D-печати для изготовления форм позволяет оперативно создавать образцы сложной и контролируемой геометрии, обеспечивать высокую повторяемость экспериментов и снижать трудоемкость подготовки испытаний. Применение таких подходов особенно важно при моделировании процессов деградации, миграции радионуклидов и механического разрушения матриц. Таким образом, внедрение аддитивных технологий в лабораторную практику способствует повышению достоверности исследований и развитию научно обоснованных решений в области безопасного обращения с радиоактивными отходами.

Сегодня аддитивные технологии занимают ключевое место в трансформации современных производственных процессов, обеспечивая возможность получения изделий со сложной геометрией, высокой степенью индивидуализации и технологичности. Среди различных направлений аддитивного производства особое значение для промышленного применения имеет 3D-печать полимерными материалами, включающая методы послойного формообразования на основе экструзии термопластов (FDM/FFF), фотополимеризации (SLA/DLP) и лазерного спекания порошков (SLS) [1].

Широкое применение полимерной аддитивной технологии в промышленности обусловлено совокупностью факторов: сокращением времени на разработку изделия, возможностью мелкосерийного и единичного производства, функциональной интеграцией, а также снижением затрат на изготовление оснастки. Современные инженерные полимеры – ABS, PLA, PETG, PEEK, PPSU обеспечивают характеристики, сопоставимые с традиционно изготовленными компонентами, что делает технологию широко применимой [2, 3].

Несмотря на высокий потенциал, промышленное внедрение 3D-печати пластиком сопровождается рядом фундаментальных и технологических ограничений. Наиболее критичными являются анизотропия механических свойств и вариативность межслойной адгезии, обусловленные неравномерностью тепловых потоков и особенностями кристаллизации при послойном росте. Существенное влияние на точность и стабильность геометрии оказывают термическая усадка, остаточные напряжения, неоднородность структуры

при масштабировании на крупные размеры, а также чувствительность полимерного сырья к влажности и условиям хранения. Эти факторы ограничивают воспроизводимость свойств, усложняют параметрическую оптимизацию процесса и требуют разработки моделей, связывающих режимы печати, микроструктуру и эксплуатационные характеристики изделий.

Тем не менее технология послойной трехмерной печати может быть успешно применена в рамках реализации программы, направленной на исследование образцов твердых радиоактивных отходов, а, в частности, для подготовки лабораторных образцов цементных матриц (ЦМ). Таким образом целью настоящей работы является применение полимерных аддитивных технологий 3D-печати для создания технологичных форм, которые будут применяться для отливки образцов цементных матриц.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Материалом для печати форм выбран пластик PLA (полилактид), который является биоразлагаемым, биосовместимым, термопластичным алифатическим полиэфиром, структурная единица которого – молочная кислота. На сегодняшний день полилактид активно используется в качестве расходного материала для печати на 3D-принтерах по всему миру.

Основные преимущества PLA пластика перед другими видами следующие: нетоксичен, имеет широкую цветовую палитру, отсутствие усадки после печати, идеален для движущихся частей и механических моделей, отличное скольжение деталей, низкая температура печати, гладкость поверхности напечатанного изделия, получение более детальных и полностью готовых к применению объектов, возможна механическая (ручная) обработка деталей, например шлифовка поверхности. Один из существенных недостатков – относительно низкая температура эксплуатации. При температуре 70–80 °С изделия из данного материала начинают смягчаться, теряют свою прочность, а затем и форму.

Основные характеристики данного пластика приведены в таблице 1.

Таблица 1. Основные характеристики PLA

Характеристика	Значение
Температура плавления, °С	190–220
Температура размягчения, °С	60
Твердость (по Роквеллу)	R70–R90
Относительное удлинение при разрыве, %	3,8
Прочность на изгиб, МПа	55,3
Прочность на разрыв, МПа	57,8
Модуль упругости при растяжении, ГПа	3,3
Модуль упругости при изгибе, ГПа	2,3
Температура стеклования, °С	60–65
Плотность, г/см ³	1,23–1,25
Минимальная толщина стенок, мм	1,0
Точность печати, %	±0,1
Усадка при изготовлении изделий	нет

Такой тип пластика идеально подходит для имеющегося оборудования – 3D принтера «Bambu Lab X1 Carbon», внешний вид которого и основные характеристики представлены на рисунке 1. Для 3D печати на принтере используется пластик в виде тонкой нити (филамент) диаметром 1,75 мм, намотанной на катушку. Пластиковая нить подается в принтер через специальный канал, в котором установлен датчик наличия (отсутствия) пластика и зубчатый двигатель. Перед печатью сопло экструдера разогревается до температуры плавления нити (порядка 200 °С), что обеспечивает наплавление материала слой за слоем. Встроенный вентилятор охлаждает верхний слой пластика.



Параметр	Значение
Технология печати	FDM /FFF (послойное формообразование)
Область печати	256×256×256 мм
Диаметр сопла	0,4 мм
Диаметр нити	1,75 мм
Расходные материалы	PLA, ABS, PETG, ASA, TPU, PVA, PET
Количество экструдеров	1
Максимальная температура:	
– экструдера	300 °С
– стола	110 °С при 220 В, 120 °С при 110 В
Скорость печати	0,5–20 м/с
Калибровка	автоматическая
Камера, рх	1920×1080 (Full HD)

Рисунок 1. 3D принтер Bambu Lab X1 Carbon и его характеристики [4]

РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ НЕРАЗЪЕМНОЙ ФОРМЫ

Для проведения лабораторных исследований необходимо несколько десятков образцов цементных матриц выполненных в форме куба со стороной

100 мм. Данный размер и форма являются стандартом в международной исследовательской практике [5, 6].

Такие образцы имеют ряд преимуществ:

- экономия материала;
- небольшая толщина образца обеспечивает минимальные градиенты по влажности;
- простота изготовления образцов (легко уплотняется, не требует специального вибрационного оборудования, легкость извлечения из формы);
- идеально подходят для испытаний на сжатие, измерений плотности, пористости, исследований микроструктуры, диффузионных испытаний и пр.

Таким образом была поставлена задача разработать конструкцию формы для получения образцов цементных матриц в виде куба размерами 100×100×100 мм.

Изготовление таких форм методом 3D печати обеспечивает:

- высокую точность изготовленных деталей (отклонения в размерах не более $\pm 0,2$ мм);
- минимальные затраты материала (порядка 400 г пластика на 1 форму) и человеческих ресурсов (на этапе подготовки модели и задания настроек печати);
- автоматизацию работы 3D принтера, которая исключает влияние человеческого фактора;
- минимум отходов (несколько грамм пластика) и брака конечного изделия.

Для отработки предложенной технологии была разработана простая тестовая конструкция, представленная на рисунке 2. Конструкция представляет собой короб без крышки с толщиной стенок 2 мм. Получаемый образец будет иметь размеры 50×50×50 мм, этого достаточно для апробации технологии 3D печати, а также для оценки степени технологичности конструкции формы. Малый размер формы обеспечивает экономию материала – не более 100 г пластика, и времени – требуется порядка 2 часов на печать. Образцы цементной матрицы таких размеров стандартам не соответствуют, поэтому не будут подвергаться механическим испытаниям. Они необходимы только для отработки технологии заливки раствора и извлечения отвержденного образца.

Изготовленная форма, выполненная из пластика PLA (полилактид), имеет цельную конструкцию, обеспечивающую простоту проектирования и скорость печати.

По результатам заливки раствора цементной матрицы был выявлен существенный недостаток такой конструкции – сложность извлечения отвержденного образца ЦМ по причине высокой шероховатости и, следовательно, адгезии раствора к внутренним поверхностям формы. Попытка залить цементный раствор непосредственно в форму привела к тому, что после отверждения цементной матрицы (через 1 сутки) извлечь образец, не повредив его структуру, не удалось, вследствие высокой адгезии раствора к

внутренним стенкам формы. Применение изолирующего материала (полиэтилена) позволяет избежать контакта отвержденной ЦМ со стенками и дном формы и обеспечивает легкое извлечение образца, но не позволяет получить гладкую структуру поверхности (рисунок 3). Во время заливки происходит формирования большого количества складок изолирующего материала, избежать которые не представляется возможным. Таким образом актуальной стала задача разработки формы разъемной конструкции многократного использования.

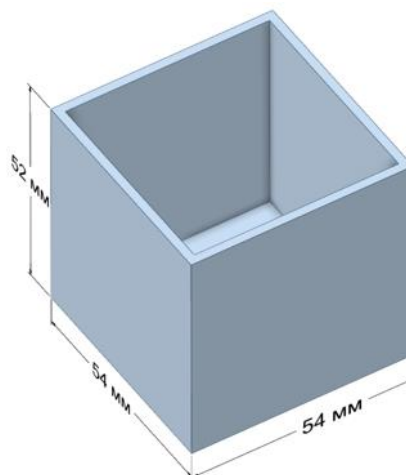


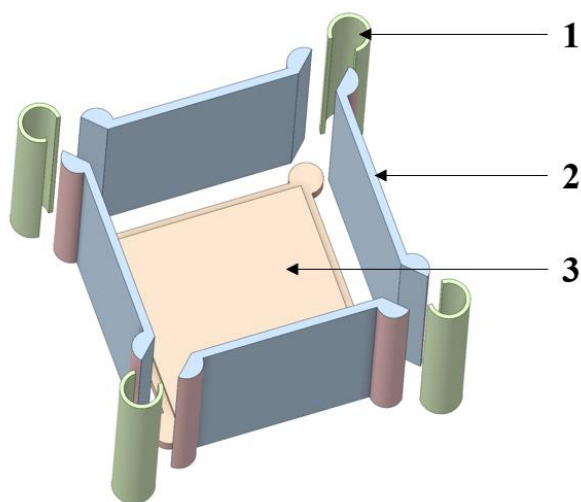
Рисунок 2. Модель и внешний вид напечатанной тестовой формы

РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ РАЗЪЕМНОЙ ФОРМЫ

Принимая во внимание недостатки предыдущей формы, была предложена и разработана в среде CAD проектирования [7] принципиально новая конструкция разъемной формы (рисунок 4), которая состоит из девяти элементов: дно, четыре стенки и четыре угловых фиксатора. Оригинальная конструкция механизма фиксации формы обеспечивает многократную сборку (разборку), исключая повреждение элементов формы.



Рисунок 3. Опытный образец ЦМ после извлечения из тестовой формы с полиэтиленом



1 – угловой фиксатор (4 шт.), 2 – стенка (4 шт.), 3 – дно (1 шт.)

Рисунок 4. Конструкция (модель) разъемной формы

Специальные выступы в конструкции дна формы и стенок, а также форма угловых фиксаторов обеспечивают надежную герметизацию внутреннего объема, что препятствует вытеканию жидкого раствора цементной матрицы. Все размеры формы выбраны так, чтобы обеспечить геометрически правильную

форму образца, хорошее прилегание стенок ко дну, удобство сборки (разборки) формы. Толщина стенок и дна составляет 5 мм, толщина углового фиксатора равна ~3 мм, этого достаточно для обеспечения прочности конструкции и не вызывает перерасход материала. На рисунке 5 представлены размерные характеристики каждого элемента.

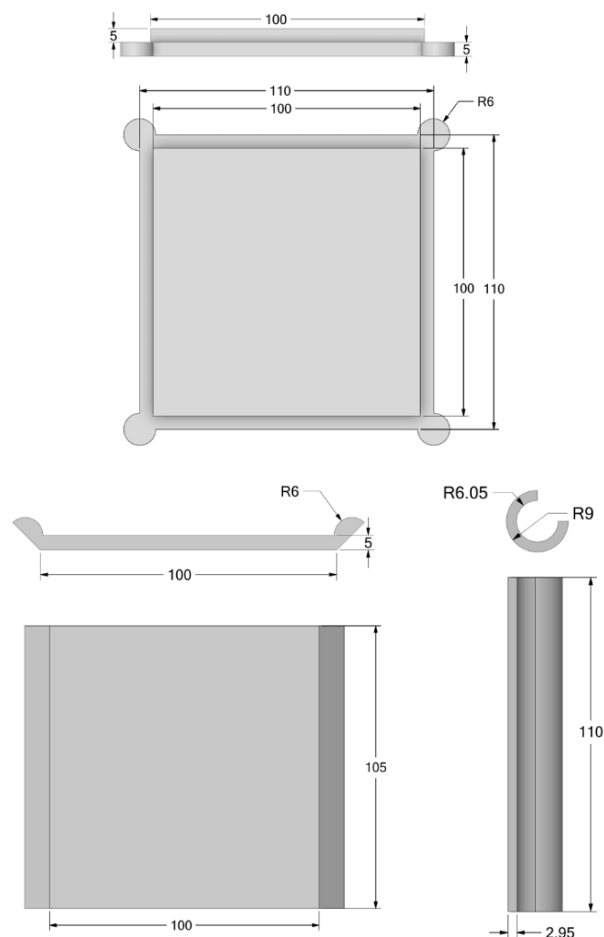


Рисунок 5. Профиль и основные размеры деталей разъемной формы

СОЗДАНИЕ ПРОТОТИПА

Разработанная конструкция разъемной формы была разбита на слои в специальной программе-слайсере Bambu Studio [8], которая преобразует трехмерную модель в *g-code* (язык программирования устройств с числовым программным управлением), использующийся 3D принтером для печати модели [9]. Программа рассчитывает количество пластика, которое будет необходимо для печати и оценивает время, требуемое на печать в зависимости заданной детализации модели. Согласно оценке, для данной формы требуется порядка 400 г пластика, время, требуемое на печать всех компонентов одной формы 9–10 ч. В таблице 2 приведены параметры печати.

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛАБОРАТОРНЫХ ОБРАЗЦОВ ЦЕМЕНТНЫХ МАТРИЦ

Таблица 2. Параметры печати

Параметр	Значение	Пояснение
Температура сопла, °C	210	влияет на стабильность экструзии пластика
Температура стола, °C	60	снижает коробление, улучшает адгезию
Диаметр сопла, мм	0,4	стандартное сопло
Высота слоя, мм	0,2	баланс точности и времени
Скорость печати, мм/с	40	низкая скорость печати обеспечивает высокое качество
Скорость первого слоя, мм/с	20	повышает адгезию к столу, что минимизирует риск брака – смещения формы во время печати
Толщина стенок	4 слоя	для жесткости формы
Заполнение (Infill), %	100	отсутствие пустот по всему объему
Тип заполнения	Gyroid / Cubic	хорошая прочность и изотропность



Рисунок 6. Разъемная форма и ее элементы

На рисунке 6 представлен напечатанный прототип разъемной формы, который позволил оценить правильность разработанной конструкции, технологичность сборки-разборки формы и удобство работы с формой как при заливке раствора цементной матрицы, так и при извлечении отвержденного образца. Установлен точный вес формы после ее изготовления (рисунок 7), который составил 429,3 г, что соответствует значению (400 г), оцененному принтером.



Рисунок 7. Взвешивание изготовленного прототипа формы

Был подготовлен и залит в форму раствор цементной матрицы (рисунок 8), такого же состава, что использовался ранее для заливки в неразъемную форму. В данном случае форма никак не обрабатывалась, что позволяет оценить степень прилипания отвержденного образца к стенкам.

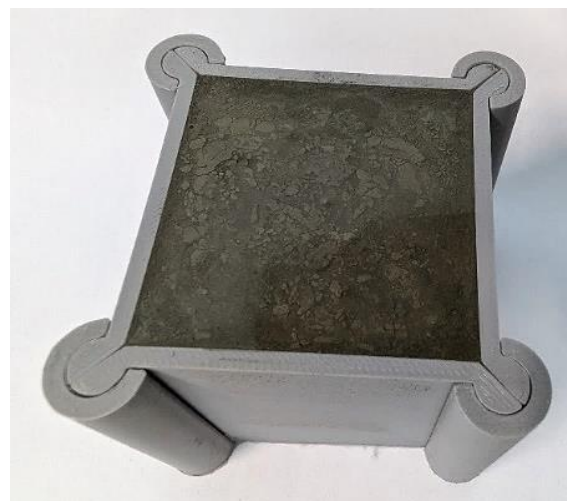


Рисунок 8. Заливка раствора ЦМ в разъемную форму

По истечении одних суток форма была разобрана и проведен внешний осмотр образца и внутренних поверхностей формы (рисунок 9).

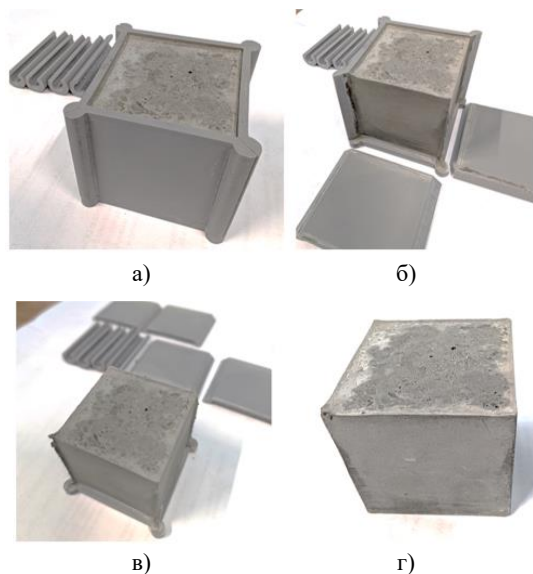


Рисунок 9. Отвержденный образец ЦМ, извлеченный из разъемной формы через 1 сутки: а) убраны угловые фиксаторы; б) убраны две стенки; в) убраны все стенки; г) внешний вид образца

Извлечение образца из разъемной формы не вызвало никаких трудностей. После освобождения стенок и дна от сдерживающих угловых фиксаторов, стенки были легко демонтированы, не повреждая поверхность образца. После извлечения внутренние поверхности формы были очищены от отвержденных остатков цементного раствора, форма была собрана и готова к заливке следующего образца.

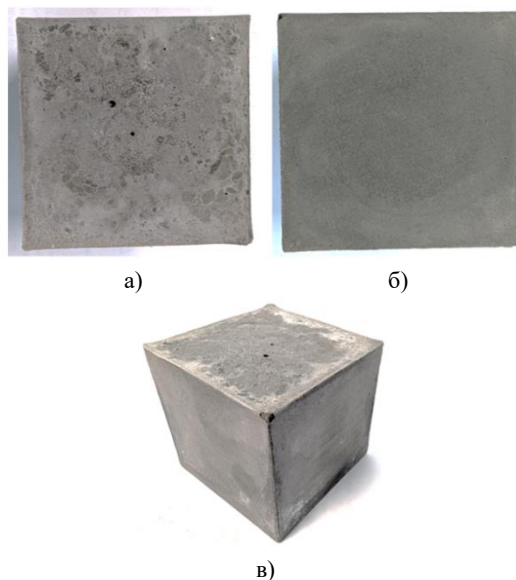


Рисунок 10. Внешний вид отвержденного образца ЦМ через 2 суток: а) верхняя поверхность; б) нижняя поверхность; в) внешний вид

Через двое суток извлеченный отвердевший образец цементной матрицы сохраняет свою форму (рисунок 10). Верхняя поверхность имеет поры, образо-

ванные при выходе избытка воздуха из объема образца, а нижняя и боковые поверхности имеют ровную гладкую структуру без следов адгезии к внутренним граням формы. Плоская параллельность поверхностей образца показана на рисунке 11, отклонение не превышает 1%.



Рисунок 11. Плоская параллельность и размеры образца через двое суток

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенного исследования можно сделать вывод о том, что применение аддитивных технологий позволило апробировать и внедрить новые подходы к изготовлению разъемных форм для подготовки лабораторных образцов цементных матриц. Технология послойного формообразования (3D печать пластиком) в рамках данной работы показала наиболее оптимальное соотношение качества изготовленных форм и их технологичности к затраченным ресурсам и материалам по сравнению с применением классических способов – деревянных или металлических форм.

Ранняя отработка процесса извлечения отвержденного образца из неразъемной формы позволила своевременно пересмотреть подход к ее конструкции и разработать технологичную многоразовую разъемную форму. Созданный прототип с одной стороны обеспечивает герметичность внутренней полости формы при заливке состава, а с другой – беспрепятственное извлечение отвержденного образца цементной матрицы без повреждения ее поверхностей.

Планируется изготовить несколько таких форм, чтобы иметь возможность одновременной заливки образцов цементной матрицы одного состава, для дальнейшего сравнения физических и механических свойств.

Благодарность

Работа была профинансирована Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан в рамках Научно-технической программы (ИРН BR24993118) «НИР по обоснованию выбора и реализации технологии переработки твердых радиоактивных отходов».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Zhou L., Miller J., Vezza J., Mayster M., Raffay M., Justice Q., Tamimi Z., Hansotte G., Sunkara L.D., Bernat J. Additive Manufacturing: A Comprehensive Review // Sensors. – April 2024. – Vol. 24, Iss. 9. Art. 2668. – <https://doi.org/10.3390/s24092668>
2. Ahmadifar M. [et al.] Additive manufacturing of polymer-based composites using fused filament fabrication (FFF): a review // Applied Composite Materials. – 2021. – Vol. 28, No. 5. – P. 1335–1380. – <https://doi.org/10.1007/s10443-021-09933-8>
3. Sabbatini B. [et al.] An overview of natural polymers as reinforcing agents for 3D printing // ChemEngineering. – 2021. Vol. 5, No. 4. – Art. 78. – <https://doi.org/10.3390/chemengineering5040078>
4. Tom's Hardware [Электронный ресурс]. – 2024. – Режим доступа: https://www.tomshardware.com/3d-printing/bambu-lab-x1-carbon-3d-printer-review?utm_source=chatgpt.com (дата доступа 05.12.2025 г.)
5. ГОСТ Р 71913-2024. Формы для изготовления контрольных образцов бетона. Технические условия. – Введ. 2025-03-01. – М.: Российский институт стандартизации, 2025. [GOST R 71913-2024. [Formy dlya izgotovleniya kontrol'nykh obraztsov betona. Tekhnicheskie usloviya. – Vved. 2025-03-01. – M.: Rossiyskiy institut standartizatsii, 2025.] (In Russ.)]
6. Горбунова, О.А. Цементирование твердых радиоактивных отходов методом пропитки высокопроницаемыми растворами: дис. канд. тех. наук: 5.17.02: защищена 25.04.2004: М. – 2004. [Gorbunova, O.A. Tsementirovanie tverdykh radioaktivnykh otkhodov metodom propitki vysokopronikayushchimi rastvorami: dis. kand. tekhn. nauk: 5.17.02: zashchishchena 25.04.2004: Moscow – 2004.] (In Russ.)]
7. Shchekin A. V. [et al.] Simulation of the Machining of a Bush in the KOMPAS-3D System // Russian Engineering Research. – 2017. – Vol. 37, No. 11. – P. 987–990. – <https://doi.org/10.3103/S1068798X17110156>
8. Zagorski M., Miltchev R., Dochev B., Stoimenov N. Approaches to Creating Colorful 3D-Printed Parts and Reliefs // Eng. Proc. – July 2025. – Vol. 100, No. 9. – <https://doi.org/10.3390/engproc2025100009>
9. Hachimi T., Ait Hmazi F., Arhouni F.E., Rejdali, H., Riyad Y., Majid F. Advancing FDM 3D Printing Simulations: From G-Code Conversion to Precision Modelling in Abaqus // Journal Manuf. Mater. Process. – 2025. – Vol. 9, No. 10. – Art. 338. – <https://doi.org/10.3390/jmmp9100338>

**ЦЕМЕНТ МАТРИЦАЛАРЫНЫҢ ЗЕРТХАНАЛЫҚ ҮЛГІЛЕРІН ДАЙЫНДАУ
ҮШІН АДДИТИВТІ ТЕХНОЛОГИЯЛАРДЫ ҚОЛДАНУ**

Сүраев А. С.¹, Мухамедов Н. Е.¹, Гончаров С. В.¹, Ақболатов Е. Ж.^{1,2}, Должиков С. А.^{1,3*}, Витюк Г. А.¹

¹ ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Қурчатов, Қазақстан

² «Д. Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

³ «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: dolzhiakov@nnc.kz

Қатты радиоактивті қалдықтарды иммобилизациялау үшін қажетті цемент матрицаларының зертханалық үлгілерін дайындау, көп еңбекті қажет ететін процесс. Стандартты зертханалық үлгі қабырғасы 100 мм, беттері анық және ГОСТ Р 71913-2024 талаптарына сәйкес келетін текше түрінде орындалуы тиіс. Тиісінше, цемент негізіндегі ерітінділерді құю үшін арнайы нысандар қажет. Бұл жұмыста аддитивті технологиялардың мүмкіндіктері, атап айтқанда, осындай нысандарды жасау үшін қабатты қалыптау әдісі (пластикпен 3D басу) көрсетілген. Үш өлшемді модельдеу бағдарламасында форма конструкциясы әзірленіп, оңтайландырылды, сондай-ақ тұтас және алмалы-салмалы форманың прототиптері дайындалды, олардың көмегімен цемент матрицаларының тестілік үлгілері алынды. Прототиптер неғұрлым кең таралған және кеңінен пайдаланылатын пластикті – полилактидті (PLA) қолдана отырып, Bambu Lab фирмасының қазіргі заманғы 3D принтерінде «басылған». Зерттеу нәтижелері бойынша пайдалану талап етілетін өлшем мен нысандағы цемент матрицасының үлгісін алуға мүмкіндік беретін көп рет қолданылатын алмалы-салмалы нысандағы конструкция сынақтан өткізілді.

Түйін сөздер: аддитивті технологиялар, 3D баспа, қатты радиоактивті қалдықтар, алмалы-салмалы көп рет қолданылатын пішін, цемент матрицасы.

APPLICATION OF ADDITIVE TECHNOLOGIES FOR THE FABRICATION
OF LABORATORY SAMPLES OF CEMENT MATRICES

A. S. Suraev¹, N. E. Mukhamedov¹, S. V. Goncharov¹, E. Zh. Akbolatov^{1,2}, S. A. Dolzhikov^{1,3*}, G. A. Vityuk¹

¹ Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

² NJSC “D. Serikbayev East Kazakhstan technical university”, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

³ NP JSC “Shakarim University”, Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: dolzhikov@nnc.kz

The preparation of laboratory samples of cement matrices, required for the immobilization of solid radioactive waste, is a labor-intensive process. A standard laboratory sample should be in the form of a cube with a 100 mm side, featuring well-defined and smooth surfaces, and must comply with GOST R 71913-2024 requirements. Accordingly, special molds are needed for casting cement-based mixtures. This work demonstrates the potential of additive technologies, in particular, layer-by-layer forming methods (3D printing with plastic), for creating such molds. The design and optimization of the mold were carried out using 3D modeling software, and prototypes of both monolithic and separable molds were fabricated, which were then used to produce test samples of cement matrices. The prototypes were 3D printed on a modern Bambu Lab printer using the most common and widely used plastic – polylactic acid (PLA). Based on the results of the study, the design of a reusable separable mold was tested, enabling the production of cement matrix samples of the required size and shape.

Keywords: additive technologies, 3D printing, solid radioactive waste, reusable separable mold, cement matrix.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-141-150>

УДК: 539.213.26, МРНТИ 29.19.11; 29.19.21

ИЗУЧЕНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ФАЗОВЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В КОМПОЗИТНЫХ $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ КЕРАМИКАХ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТ В СОСТАВЕ

Р. Б. Елшибеков¹, А. Л. Козловский^{1,2*}, Ш. Г. Гиниятова¹, А. Т. Жумажанова^{1,2}, А. Хаметова^{1,2}

¹ Астанинский филиал РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Астана, Казахстан

² НАО «Евразийский национальный университет им. Л. Н. Гумилева», Астана, Казахстан

* E-mail для контактов: kozlovskiy.a@inp.kz

В статье приведены результаты оценки реакционных фазовых трансформаций в композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамиках, связанных с изменением соотношения компонент в составе керамик при термическом спекании. Анализ проводился с применением методов рентгенофазового анализа, рамановской спектроскопии и оптической спектроскопии. Согласно результатам рентгенофазового анализа исследуемых образцов композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик установлено, что увеличение доли SiC до 0,5 в составе керамик приводит к инициализации реакционных фазовых трансформаций типа $m\text{-ZrO}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{ZrO}_2 \rightarrow t\text{-ZrSiO}_4$, результатом которых является образование тетрагональной фазы циркона. При этом установлено, что формирование фазы циркона происходит за счет термического окисления карбида кремния, в результате которого происходит образование оксида кремния и увеличение концентрации кислородных вакансий в составе керамик. Определено, что при концентрации SiC равной 5,0 М фазовый состав керамик представлен смесью фаз циркона ZrSiO_4 и гексагональной SiC фазы с малой примесью оксида кремния SiO_2 в составе. Анализ оптических спектров пропускания исследуемых керамик показал, что формирование в составе ZrSiO_4 сопровождается ростом кислородных вакансий, а также смещением края фундаментального поглощения.

Ключевые слова: цирконийсодержащие керамики, композитные материалы, фазовые трансформации, циркон, карбид кремния, диоксид циркония.

ВВЕДЕНИЕ

Композитные керамики в последние годы все чаще рассматриваются как одни из перспективных кандидатных материалов, способных создать существенную конкуренцию традиционным сталям и сплавам, используемых в качестве конструкционных и функциональных материалов в энергетическом секторе. Интерес к композитным керамикам в данном направлении обусловлен возможностями повышения рабочих температур при которых эксплуатируются материалы за счет более высоких показателей устойчивости к внешним воздействиям, включая высокотемпературный нагрев и связанных с ним процессов высокотемпературной коррозии и разупрочнения. Использование композитных керамик в энергетике рассматривается для создания высокотемпературных топливных элементов, защитных материалов для сдерживания процессов коррозии в газотурбинных установках и теплообменниках, материалов инертных матриц дисперсного ядерного топлива, а также конструкционных материалов, эксплуатирующихся в условиях экстремальных тепловых и механических нагрузок, а также термошоковых воздействий, обусловленных резким изменением температурных режимов воздействия на материал. Увеличение интереса в данном направлении исследований обусловлено прежде всего возможностью увеличения рабочих температур эксплуатации оборудования за счет повышения термической стабильности, химической инертности и устойчивости к деградационным процессам, возникающим в процессе работы и

длительного контакта с агрессивными средами, теплоносителями и высокотемпературного нагрева. В отличие от традиционных металлов и сплавов, которые в случае эксплуатации в экстремальных условиях подвержены интенсивным процессам ползучести, охрупчивания, разупрочнения и образования примесных включений, связанных с накоплением продуктов коррозии, керамические материалы в большинстве случаев демонстрируют значительно выше показатели устойчивости к внешним воздействиям, а также обладают повышенной стойкостью к агрессивным средам, высоким температурам и процессам коррозии.

В данном случае основной подход в создании композитных материалов заключается в сочетании свойств различных компонент, что позволяет повысить устойчивость к внешним воздействиям за счет механизма межфазного или дисперсного упрочнения, повысить термостойкость и коррозионную устойчивость к воздействию высоких температур или агрессивных сред, а также исключить ряд эффектов характерных для однокомпонентных керамик. Одним из перспективных направлений в создании композитных керамических материалов является возможность целенаправленного управления их структурой, прочностными и теплофизическими свойствами за счет варьирования фазового состава, морфологии армирующих компонент и межфазных взаимодействий. Среди композитных керамических материалов можно выделить один из перспективных кандидатных композитов на основе диоксида циркония,

армированный карбидом кремния, который сочетает в себе теплофизические и прочностные свойства компонент, позволяющих рассматривать его в качестве материалов, способных сохранять свои свойства при работе в высокотемпературных режимах (1000–1500 °C), а также больших механических нагрузок.

В этой связи изучение способов получения и контролируемого управления фазовым составом композитных керамик, с детальным изучением процессов фазовых превращений и трансформаций, механизмов упрочнения и структурных дефектов является одной из актуальных задач в области создания керамических композитных материалов, обладающих высокими показателями прочностных характеристик, возможностью работы в экстремальных условиях, а также обладающих повышенной надежностью и устойчивостью к внешним воздействиям.

Основная цель представленного исследования заключается в определении реакционных фазовых трансформаций в композите $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ при вариации соотношения компонент в составе, а также определении процессов структурных изменений, вызванных данной вариацией при спекании керамик.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Синтез композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик осуществлялся путем смешивания диоксида циркония (ZrO_2) и карбида кремния (SiC) в различных соотношениях компонент, вариация x которых осуществлялась от 0,05 до 5,0 М. В качестве исходных порошков для получения композитных керамик использовался диоксид циркония с моноклинным типом кристаллической структуры и карбид кремния с гексагональным типом кристаллической структуры, химическая чистота порошков составляла 99,95%. Данные порошки были приобретены у компании Sigma Aldrich (США). Контроль за навеской образцов с целью соблюдения точности в весе используемых порошков осуществлялся с помощью лабораторных весов U. S. SOLID (U. S. SOLID Precision Balance, Кливленд, США), точность контроля за весом составляло $\pm 0,0001$ г.

После навески образцов в заданном соотношении компонент полученные смеси были подвергнуты механическому твердофазному перемалыванию в планетарной мельнице PULVERISETTE 6 (Fritsch, Берлин, Германия). Перемалывание осуществлялось в мелющем стакане из карбида вольфрама объемом 80 мл, заполненном на 1/3 смесью перемалываемых компонент композита и 2/3 мелющими шарами из карбида вольфрама диаметром 10 мм. Скорость механического смешивания и перемалывания составляла 250 об/мин, длительность воздействия составляла 30 минут. Касательно размеров зерен в исходном состоянии размеры зерен порошков составляли порядка 5–10 мкм. После перемалывания размеры порошков составляли менее 1 мкм.

После перемалывания и получения порошков с равномерным распределением компонент в составе смеси, полученные порошки подвергались термическому спеканию в муфельной печи Nabertherm LHT04/18 30-3000 (Nabertherm, Лилиенталь, Германия). Температура спекания составляла 1500 °C, время спекания 5 часов, скорость нагрева 20 °C/мин. По достижении заданной температуры, образцы выдерживались в течение указанного времени в печи, по истечению которого нагрев печи отключался и образцы остывали вместе с печью в течение 20 часов до полного остывания камеры печи. Отжиг образцов проводился в воздушной атмосфере с целью отработки режимов спекания керамик без усложнения технологических процессов для возможности получения образцов композитов с инициализацией процесса образования фазы циркона в составе керамик.

Определение изменений реакционных фазовых трансформаций при вариации соотношения компонент в составе композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик после термического спекания было осуществлено с применением метода рентгенофазового анализа. Данный метод был реализован на порошковом дифрактометре D8 ADVANCE ECO (Bruker, Карлсруэ, Германия). Съемка дифрактограмм осуществлялась в геометрии Брегга-Брентано, в угловом диапазоне $2\theta = 15\text{--}90^\circ$, с шагом $0,05^\circ$. Анализ и расшифровка полученных рентгеновских дифрактограмм была осуществлена с использованием программного кода DiffraEVA v.4.0, а определения фазового состава использовались данные эталонных значений структурных параметров из базы данных PDF-2. Уточнение весовых вкладов определенных фаз осуществлялось с использованием метода оценки веса каждой фазы, включающей определение площадей всех рефлексов, характерных для данной фазы, с последующим определением их общего вклада на дифрактограмме. Использование метода оценки весовых вкладов для количественной фазовой оценки было применено для определения фазовых изменений в составе керамик при вариации соотношения компонент. При этом в случае многокомпонентной керамики для уточнения весовых вкладов использовались также корундовые числа, которые позволяют уточнить вклады достаточно точно. Сравнение структурных параметров в зависимости от соотношения компонент в составе керамик было сделано с целью определения типа структурных изменений, связанных с деформационным искажением, изменением амплитуды тепловых колебаний или эффектов катионного замещения.

Изучение структурных особенностей, обусловленных процессами реакционных фазовых трансформаций в композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамиках также было осуществлено с использованием метода рамановской спектроскопии, реализованной на рамановской спектрометре Enspectr M532 (Spectr-M LLC, Черноголовка, Россия).

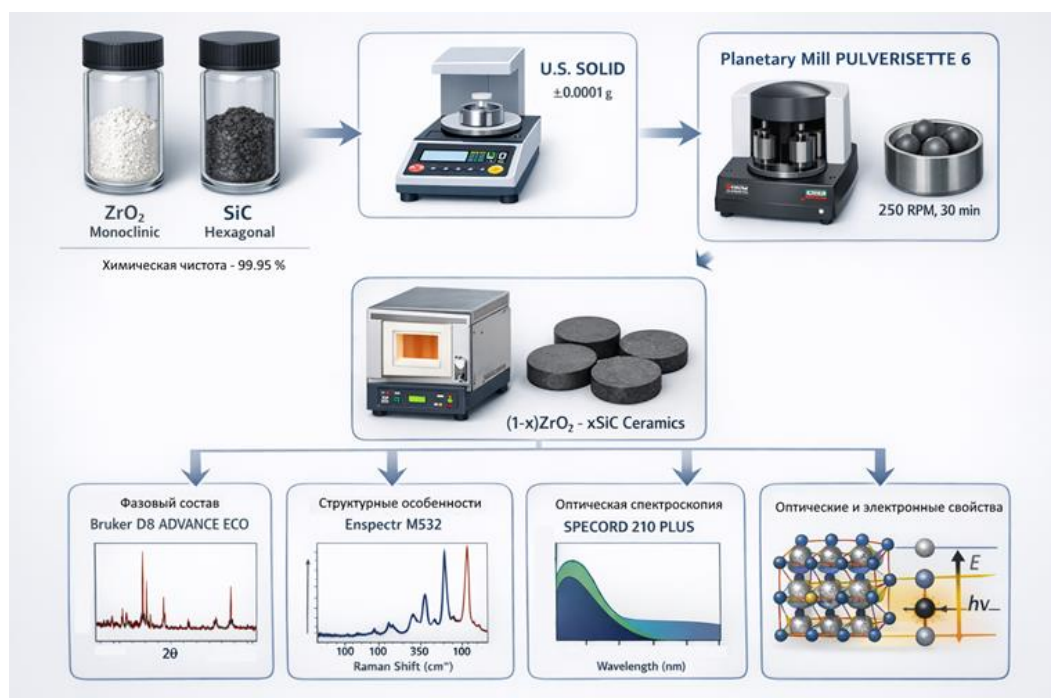


Рисунок 1. Схематическое представление отработки режимов получения и последующей характеристики фазового состава и структурных особенностей получаемых керамик

Определение изменений оптических и электронных свойств, а также концентрации вакансионных дефектов в структуре композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик в случае вариации соотношения компонент и связанных с ними реакционных фазовых трансформаций было осуществлено путем всестороннего анализа оптических спектров. Спектры образцов были получены с применением УФ-спектрофотометра SPECORD 200/210/250 PLUS (Analytik Jena, Йена, Германия), съемка спектров осуществлялась в диапазоне длин волн от 190 до 1000 нм, с шагом 1 нм. Расчет концентрации дефектных центров, связанных с кислородными вакансиями, был выполнен с использованием формулы Смакулы:

$$N = C \cdot \frac{n}{(n^2 + 2)^2} \cdot K_{\max} \cdot \Delta E,$$

где N – концентрация дефектных центров; C – константа, $C = (6 \cdot 10^{15})/f$, где f – сила осциллятора перехода, n – показатель преломления, $K_{\max}$ – коэффициент поглощения, ΔE – ширина полосы поглощения. Показатель преломления определялся на основе полученных спектров пропускания. Толщина исследуемых образцов составляла порядка 5,0 мм для измерения оптических свойств. Вычисление величины $K_{\max}$ осуществлялось при анализе спектров поглощения.

На рисунке 1 приведена схема проведения экспериментов по отработке режимов получения керамик и их последующей характеристики фазового состава и структурных особенностей.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Одним из наиболее точных методов определения структурных особенностей и фазовых трансформаций является метод рентгенофазового анализа, позволяющий оценить изменение фаз в составе керамик и реакционных фазовых трансформаций, связанных с изменением соотношения компонент в составе при смешивании и последующей термической обработке. На рисунке 2 приведены результаты рентгенофазового анализа исследуемых образцов $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик при вариации соотношения компонент в составе, которые отражают роль изменения компонент на фазовый состав и процессы реакционных фазовых трансформаций. Для оценки весовых вкладов использовались карточные данные из базы данных PDF-2: PDF-00-037-1484 ZrO_2 , моноклинный тип, пространственная сингония $P2_1/a(14)$, PDF-00-049-1428 SiC , гексагональный тип, пространственная сингония $P6_3mc(186)$, PDF-01-074-9378 SiO_2 , тетрагональный тип, пространственная сингония $P4_12_12(92)$, PDF-00-006-0266 ZrSiO_4 , тетрагональный тип, пространственная сингония $I4_1/amd(141)$. В случае исходного образца ZrO_2 керамик, без добавления SiC в состав фазовый состав представлен моноклинной фазой, без присутствия каких-либо примесей в виде тетрагональной или кубической фазы диоксида циркония из чего следует сделать вывод, что механическое перемалывание и последующий термический отжиг диоксида циркония не приводит к инициализации фазовых полиморфных трансформаций, характерных для диоксида циркония (полиморфное превращение моноклинной фазы в тетра-

гональную происходит при температуре порядка 1170–1200 °С, а тетрагональной в кубическую при температурах порядка 2300 °С). В случае перемалывания и последующего термического воздействия полиморфных превращений не установлено, что может быть объяснено несколькими факторами, в том числе инициализацией обратных переходов при охлаждении из тетрагональной в моноклинную (при температурах порядка 850–950 °С), а также малой концентрацией кислородных вакансий, которые являются одним из ключевых факторов ускоряющих процесс полиморфизма в диоксиде циркония. Добавление в состав керамик карбида кремния с концентрацией 0,05 М приводит к формированию в структуре примесных включений в виде гексагональной фазы SiC, а также примеси ZrSiO_4 и SiO_2 весовые вклады которых составляют не более 2–5,3 вес.%. Формирование SiO_2 в составе керамик происходит в результате пассивного окисления SiC при термическом отжиге, что приводит к формированию дополнительных кислородных вакансий, а также соединений, которые активно вступают в реакцию с диоксидом циркония, образуя устойчивую тетрагональную фазу ZrSiO_4 . При этом следует отметить, что формирование фазы циркона ZrSiO_4 имеет явное отличие от механизмов мартенситных полиморфных напряженно-индуцированных превращений типа $m\text{-ZrO}_2 \rightarrow t\text{-ZrO}_2$, характерных для трансформационных упрочнений и изменений объема керамик. В данном случае формирование ZrSiO_4 происходит за счет реакционной фазовой трансформации, сопровождающейся химическим взаимодействием компонент и образованием новой термодинамически устойчивой фазы циркона, а также подавлению механизмов трансформационных упрочнений, связанных с мартенситными полиморфными трансформациями, что подтверждается отсут-

ствием дифракционных рефлексов, характерных для тетрагональной фазы диоксида циркония. Увеличение концентрации армирующей добавки SiC до 1,0 М приводит к явному проявлению дифракционных рефлексов фазы ZrSiO_4 , что свидетельствует об увеличении ее весового вклада в составе керамик за счет интенсификации процессов фазовых трансформаций, а также размерных эффектов, влияние которых выражается в увеличении контактной поверхности между фазами, что в свою очередь приводит к формированию развитых межфазных границ, облегчающих диффузию кремния и кислорода, что также ускоряет реакционное взаимодействие. При этом рост доли SiC в составе композита и его равномерное распределение во всем объеме приводит к усилению термических эффектов, связанных с различием коэффициентов теплового расширения в ZrO_2 и SiC, что создает дополнительные термоупругие напряжения, способствующие дефектогенерации и активизации диффузионных процессов, оказывающих влияние на снижение энергетического барьера для образования фазы циркона ZrSiO_4 . В то же время на дифрактограмме регистрируются малоинтенсивные рефлексы, характерные для фазы SiO_2 , весовой вклад которых составляет менее 3 вес.%. Увеличение концентрации добавки SiC до 2,0 М приводит к росту интенсивности рефлексов, характерных для фаз ZrSiO_4 и SiC, при снижении интенсивности рефлексов, характерных для ZrO_2 фазы, что является прямым подтверждением протекающих в структуре керамик реакционных фазовых трансформаций, интенсивность которых зависит от концентрации SiC, а также увеличением контактной площади между фазами за счет большей концентрации SiC и ее равномерному распределению в объеме керамик.

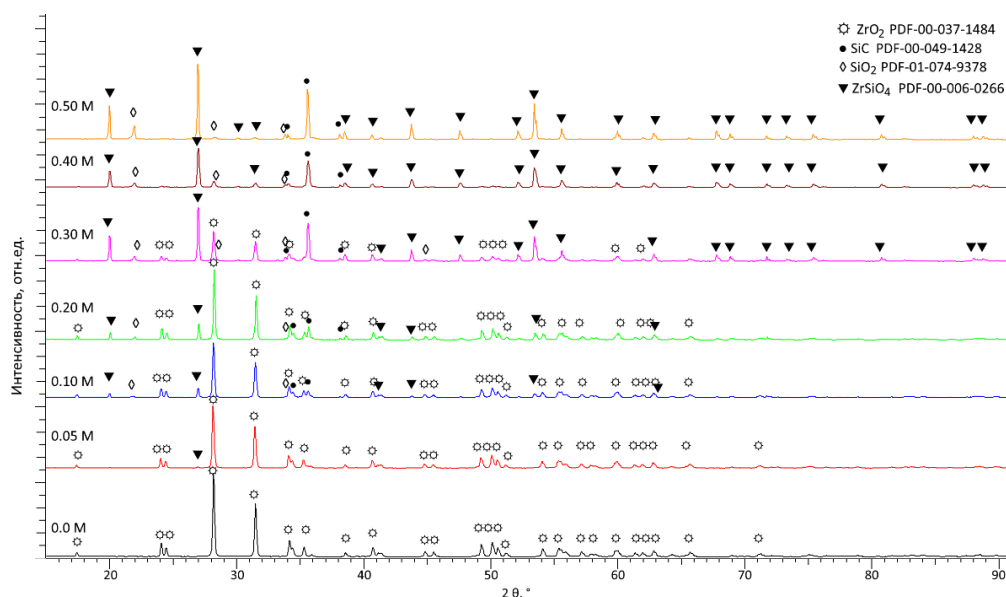


Рисунок 2. Результаты рентгенофазового анализа исследуемых образцов композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик при вариации соотношения компонент в составе

ИЗУЧЕНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ФАЗОВЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В КОМПОЗИТНЫХ $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ КЕРАМИКАХ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТ В СОСТАВЕ

При концентрации SiC равной 4,0 М в на рентгеновских дифрактограммах не наблюдается рефлексов характерных для фазы ZrO_2 , а доминирующую роль играют рефлексы фазы циркона, весовой вклад которой составляет более 55 вес.%. При этом на дифрактограммах становятся более проявлены рефлексы, характерные для фазы SiO_2 , что свидетельствует об избытке данной фазы за счет окисления SiC.

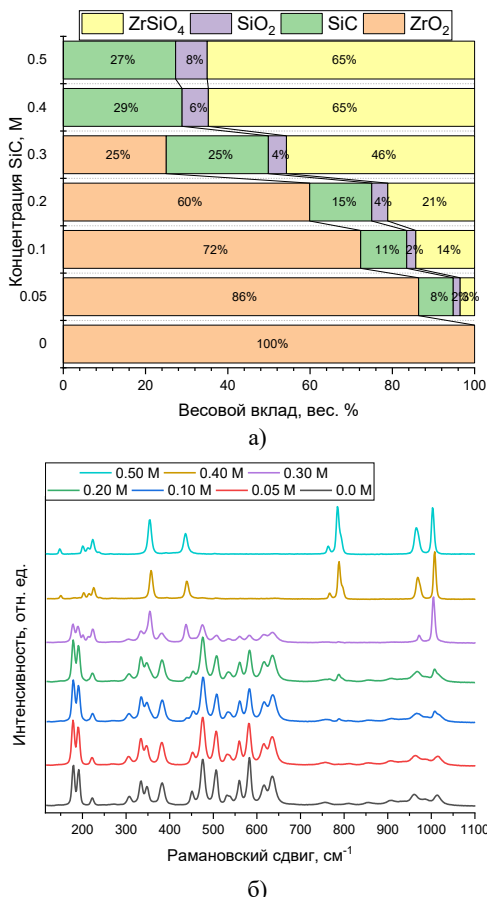


Рисунок 3. Результаты фазового состава и рамановской спектроскопии: а) результаты оценки весовых вкладов установленных фаз в составе композитных

$(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик; б) результаты рамановской спектроскопии исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик

На рисунке 3а приведены результаты оценки весовых вкладов каждой фазы в составе керамик в зависимости от соотношения компонент, отражающие изменение реакционных фазовых трансформаций, обуславливающих структурные изменения керамик. Данные были рассчитаны путем оценки весовых вкладов каждой фазы, определенной на дифрактограмме с последующим определением их веса на дифрактограмме относительно общего веса всех фаз. Для точности оценки весовых вкладов использовались корундовые числа, применение которых позволяет определить долю каждой фазы с точностью до 1,0%. Как видно из представленной диаграммы, основные изменения фазового состава происходят при концентрациях армирующей компоненты SiC равной 2,0–4,0 М, при которой состав керамик представлен смесью трех–четырех фаз, с равновероятным распределением фаз в составе керамик, а также наличием примесных включений в виде стекловидной фазы SiO_2 , наличие которой обусловлено процессами окисления карбида кремния. При этом в случае концентрации SiC равной 4,0–5,0 М состав керамик представлен смесью двух основных фаз ZrSiO_4 и SiC и включениями в виде SiO_2 фазы.

В таблице приведены результаты оценки структурных параметров исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик в зависимости от вариации соотношения компонент и фазовых трансформаций, вызванных данной вариацией. Представленные данные свидетельствуют о деформационных процессах и эффектах катионного и вакансионного замещения в зависимости от процессов фазообразования, протекающих в керамиках при термическом отжиге. При этом характер изменений обусловлен весовыми вкладами фаз, а также процессами реакционных фазовых трансформаций, ускоряющихся при увеличении концентрации SiC в составе.

Таблица. Данные структурных параметров исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик

Фаза	Параметры кристаллической решетки, Å						
	Концентрация SiC в составе керамик, М						
	0,0	0,05	1,00	2,00	3,00	4,00	5,00
ZrO_2 , моноклинный тип	a=3,5087*, b=2,5063, c=1,5431, β=92,919°	a=3,5214, b=2,5125, c=1,5512, β=92,997°	a=3,5202, b=2,5033, c=1,5461, β=92,976°	a=3,5065, b=2,5021, c=1,5441, β=90,998°	a=3,5077, b=2,5094, c=1,5562, β=93,915°	—	—
ZrSiO_4 , тетрагональный тип	—	a=6,6119, c=9,5886	a=6,6053, c=9,5824	a=5,6846, c=9,5742	a=6,6051, c=9,5766	a=6,6029, c=9,5766	a=6,6155, c=9,5694
SiC, гексагональный тип	—	a=0,3847, c=11,5261	a=0,3792, c=11,5052	a=0,3773, c=11,5019	a=0,3772, c=11,5321	a=0,3785, c=11,5079	a=0,3847, c=11,5167
SiO_2 , гексагональный тип	—	a=9,4865, c=9,6617	a=9,4728, c=9,6493	a=9,4896, c=9,6632	a=9,4886, c=9,6369	a=9,4896, c=9,6466	a=9,4809, c=9,6438
Погрешность определения структурных параметров составляла не более 1%							
Степень структурного упорядочения, %	0,0	0,05	1,00	2,00	3,00	4,00	5,00
	83,9±4,1	84,9±2,1	92,0±6,1	90,1±5,1	96,0±4,1	98,0±7,1	94,1±5,1

Анализ величины степени структурного упорядочения, отражающего степень кристалличности исследуемых керамик показал, что малые изменения наблюдаемые при вариации соотношения компонент в составе свидетельствуют о доминировании процессов фазовых трансформаций и процессов кристаллизации, связанных с формированием фазы циркона, а также стекловидной фазы SiO_2 , обусловленной процессами окисления SiC в процессе термического отжига.

На рисунке 3б приведены результаты рамановской спектроскопии исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик, отражающие результаты оценки изменения структурных особенностей керамик при вариации соотношения компонент. В случае исходного образца, на рамановском спектре наблюдается 16 мод при 179, 191, 222, 307, 334, 348, 383, 451, 476, 507, 531, 538, 560, 583, 617 и 635 см^{-1} [16], характерных для моноклинной фазы диоксида циркония, что является прямым подтверждением результатов рентгенофазового анализа, согласно которым термический отжиг образцов не приводит к инициализации полиморфных трансформаций в составе керамик. В случае добавления в состав композитных керамик 0,05 М SiC рамановские спектры не отражают серьезных изменений, кроме слабовыраженных мод при 400 и 1008 см^{-1} , характерных для зарождения фазы ZrSiO_4 [17], наличие которой было установлено с применением метода рентгеновской дифракции. Также на спектре наблюдается формирование слабоинтенсивной моды при 789 см^{-1} , характерной для гексагональной фазы SiC [18]. При этом увеличение концентрации SiC в составе композита приводит к росту интенсивностей мод, характерных для ZrSiO_4 , а также проявлению новых мод при $201(\text{E}_g)$, $213(\text{B}_{1g})$, $355(\text{E}_g)$, $437(\text{A}_{1g})$, $972(\text{A}_{1g})$ и $1005(\text{B}_{1g})\text{ см}^{-1}$ [19], и для SiC. Следует также отметить, что моды B_{1g} (1005 см^{-1}) и A_{1g} (972 см^{-1}) отражают изменение растягивающих колебаний Si-O, искажение которых связано с изменением концентрации кислородных вакансий и структурных дефектов, вызванных реакционными фазовыми трансформациями при формировании фазы ZrSiO_4 . Моды A_{1g} при 437 см^{-1} и E_g при 355 см^{-1} связаны с колебаниями изгиба связей Si-O [20]. Моды при 201, 213 и 224 см^{-1} могут быть обусловлены колебаниями атомов Zr или SiO_4 групп относительно атомов Zr [21]. В случае увеличения концентрации SiC до 4,0 М на спектрах не наблюдается присутствие мод, характерных для моноклинной фазы ZrO_2 , при этом в структуре проявляются дополнительные моды при 150, 767, 788 и 795 см^{-1} , которые относятся к SiC. Результаты рамановской спектроскопии являются прямым подтверждением структурных и фазовых изменений, вызванных вариацией соотношения компонент в составе керамик, а также процессов фазовых трансформаций, возникающих при термическом спекании образцов.

Одним из объяснений механизма формирования циркона в процессе спекания является наличие в

избытке диоксида кремния, возникновение которого происходит за счет окисления SiC при термической обработке в кислородсодержащей среде, что приводит к достижению величины энергии Гиббса (ΔG) меньше 0, и как следствие происходит формирование фазы ZrSiO_4 . В случае увеличения доли SiC в составе композита, наблюдаемый рост доли оксида кремния при термическом воздействии способствует ускорению процессов реакционного фазообразования типа $\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{ZrSiO}_4$ с последующим формированием устойчивой фазы циркона в составе. В данном случае рост оксида кремния и усиления процессов фазообразования фазы ZrSiO_4 происходит за счет того, что процессы окисления карбида кремния происходят путем образования оксида кремния в виде реакционно-активной пленки на поверхности частиц SiC, в результате чего увеличивается контактная поверхность между оксидами кремния и циркония. При этом увеличение концентрации карбида кремния в составе керамик приводит к дополнительному усилению процессов дробления диоксида циркония, в результате чего зерна диоксида циркония становятся меньше, что также увеличивает площадь контакта в области соприкосновения частиц различного типа. В свою очередь повышенная реакционная способность диоксида кремния приводит к усилению интенсивности протекания химических реакций на межфазных границах, что приводит к росту доли фазы циркона ZrSiO_4 , а при больших концентрациях SiC (4,0–5,0 М) – к полному преобразованию диоксида циркония в циркон ZrSiO_4 с последующим образованием примеси в виде оксида кремния, как непрореагировавшей фазы, окружающей частицы карбида кремния. При этом рост оксидной фазы SiO_2 может привести к ускорению диффузии по межфазным границам, что ускоряет реакцию $\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{ZrSiO}_4$, а также приводит к накоплению кислородных вакансий в структуре керамик.

На рисунке 4а приведены результаты оценки оптических спектров пропускания исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик при вариации соотношения компонент в составе. Согласно представленным данным, оптические спектры пропускания имеют явно выраженную зависимость от степени структурного упорядочения, фазовых трансформаций в составе керамик, обусловленную изменением соотношения компонент в составе керамик. Оптические спектры пропускания исследуемых образцов характеризуются широкой полосой поглощения в области 200–400 нм, характерной для наличия в структуре кислородных вакансий, изменение плотности концентрации которых обусловлено процессами фазообразования в керамиках, также наличия края фундаментального поглощения в области 350–380 нм связано с наличием межзонного поглощения характерного для широкозонных диэлектриков. При этом снижение пропускания в коротковолновой области связано с возникновением структурных неоднородностей в составе керамик, а

также изменением фазового состава. При малых концентрациях SiC наблюдаемое увеличение пропускания в области видимого и ближнего ИК-диапазона обусловлено изменением структурных особенностей исследуемых керамик, однако при увеличении концентрации SiC выше 3,0 М наблюдается монотонное снижение оптического пропускания, обусловленное совокупностью нескольких факторов, связанных с увеличением электронного поглощения за счет роста фазы SiC, ростом числе межфазных границ за счет фазовых трансформаций и формированием структурных дефектов, являющихся дополнительными рассеивающими центрами, что приводит к преобладанию эффектов поглощения и многократного рассеяния света за счет увеличения неоднородности структуры керамик.

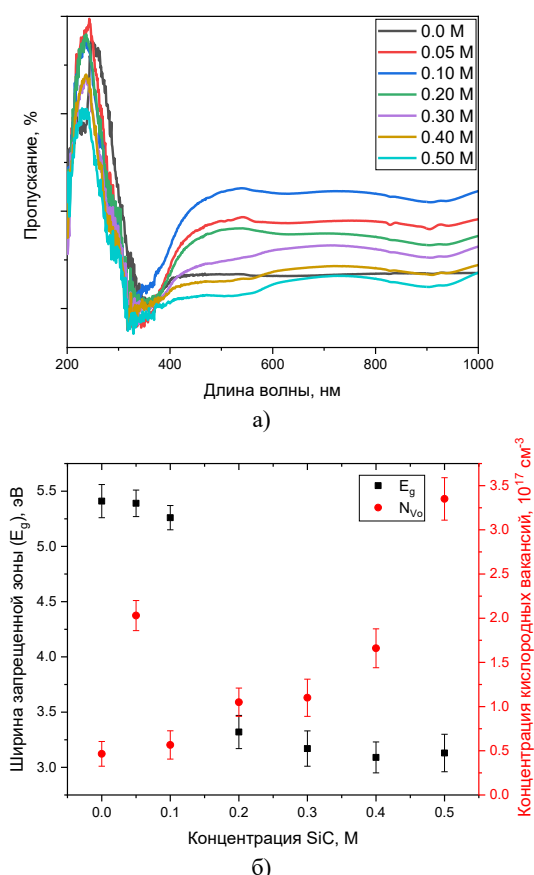


Рисунок 4. Результаты оценки оптических и электронных свойств керамик: а) результаты оценки оптических спектров пропускания композиционных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик при вариации соотношения компонент в составе; б) результаты оценки ширины запрещенной зоны и концентрации кислородных вакансий в структуре керамик при вариации соотношения компонент

На рисунке 4б приведены результаты оценки величин ширины запрещенной зоны (E_g) и концентрации кислородных вакансий в структуре керамик, рассчитанные на основе изменений оптических спектров исследуемых керамик. Оценка величины ширины запрещенной зоны была выполнена путем анализа экспериментально полученных оптических

спектров пропускания и поглощения с использованием метода Таука. Построения выполнялись с учетом возможности реализации прямых разрешенных электронных переходов, значения ширины запрещенной зоны определялись путем линейной экстраполяции краевой области фундаментального поглощения. Согласно полученным данным установлено, что в случае доминирования в составе композиционных керамик ZrO_2 фазы, величина ширины запрещенной зоны составляет порядка 4,5–2,5 эВ, что соответствует оптическим свойствам широкозонного диэлектрика, которым является диоксид циркония. При этом добавление в состав карбида кремния приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны, однако доминирующую роль в формировании электронных состояний и распределение электронной плотности играет моноклинная ZrO_2 фаза. При формировании фазы ZrSiO_4 и увеличении ее весового вклада более 20 вес.% (для концентраций SiC равной 2,0 М и выше) наблюдается резкое уменьшение ширины запрещенной зоны до 3,3–2,3 эВ, что в свою очередь обусловлено как оптическими свойствами циркона, так и более оптически активной фазы SiC, обладающей меньшей шириной запрещенной зоны по сравнению с диоксидом циркония. Также вклад в изменение ширины запрещенной зоны вносят формирующиеся межфазные области $\text{ZrO}_2/\text{SiC}/\text{ZrSiO}_4$, увеличение дефектных и локализованных электронных состояний, возникающих при термическом спекании и реакционных фазовых трансформаций. При этом доминирование в составе композиционных керамик фазы ZrSiO_4 при концентрациях SiC равной 4,0–5,0 М наблюдается стабилизация ширины запрещенной зоны вблизи 1,3–1,35 эВ, а оптические свойства определяются развитой межфазной структурой и увеличением дефектной структуры. Следует также отметить, что увеличение фазы ZrSiO_4 в составе керамик приводит к росту оптической неоднородности, усилению рассеяния и поглощения света, что отчетливо прослеживается в изменении интенсивностей спектров пропускания, а также размыванию края фундаментального поглощения, свидетельствующему о формировании в структуре большого количества дефектов, в том числе и кислородных вакансий.

Изменение концентрации кислородных вакансий (V_o), определенной с использованием метода оценки интегральной интенсивности полос поглощения в области 200–400 нм и последующего вычисления с использованием формулы Смакулы показывает прямую взаимосвязь с установленными реакционными фазовыми трансформациями, вызванными изменением соотношения компонент в составе композитной керамики. В случае исходного образца ZrO_2 механическое воздействие и последующий термический отжиг приводят к частичной релаксации кислородных вакансий, концентрация которых менее 10^{17} см^{-3} . При добавлении в состав SiC с малой концентрацией, равной 0,05 М, наблюдается резкое увеличение

концентрации кислородных вакансий, что связано с формированием оксидной фазы при окислении SiC, выступающей в качестве основы для протекания реакционных фазовых трансформаций с образованием фазы циркона. При увеличении концентрации SiC от 1,0 М и выше, наблюдаемое снижение концентрации кислородных вакансий при 1,0 М и постепенный рост V_O с увеличением концентрации SiC в составе имеет явно выраженную зависимость с процессами образования фазы ZrSiO_4 структурное образование которой происходит в результате реакционных фазовых трансформаций по типу $\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{ZrSiO}_4$. Рост концентрации вакансий при увеличении содержания SiC обусловлен локально восстановительной средой, формирующейся на межфазных границах ZrO_2/SiC , а также усилением дефектогенерации вследствие термоупругих напряжений и реакционного взаимодействия компонентов при спекании. При этом рост V_O при концентрациях SiC 2,0–3,0 М обусловлен перераспределением кислорода и термодинамических процессов в ZrO_2 , сопровождающихся встраиванием кислорода из оксида кремния в более устойчивую кристаллохимическую конфигурацию ZrSiO_4 , а также локализацией части кислородных вакансий в стеклофазных включениях SiO_2 , увеличение доли которых наблюдается в составе керамик (см. данные фазового состава керамик, приведенные на рисунке 3а). окончание фазовых трансформаций, заключающееся в формировании устойчивой фазы ZrSiO_4 в составе композитной керамики, наблюдаемое при концентрациях SiC равной 4,0 М и выше, приводит к росту концентрации V_O в составе керамик, из чего следует что протекания реакционных фазовых трансформаций $\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{ZrSiO}_4$ являлось одним из поглотителей кислородных вакансий за счет перераспределения кислорода и стабилизацией кристаллохимии фазы циркона. При завершении реакций $\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{ZrSiO}_4$, увеличение концентрации непрореагировавшего SiO_2 в составе керамик приводит к увеличению более чем в 5,1 раза концентрации V_O в составе керамик, что может привести к формированию дополнительных дефектов в структуре, приводящих к снижению оптической ширины запрещенной зоны и снижением пропускания за счет роста дефектного поглощения в структуре.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе проведенных исследований влияния вариации соотношения компонент в составе композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик на изменение фазового состава было установлено, что основной механизм фазовых превращений связан с инициализацией реакционных фазовых трансформаций, сопровождающихся химическим взаимодействием компонент друг с другом с последующим формированием термодинамически устойчивой фазы ZrSiO_4 . При этом увеличение весового вклада данной фазы с последующим ее доминированием при концентрациях 4,0–5,0 М SiC обусловлено усилением интенсификации про-

цессов образования данной фазы за счет увеличения оксида кремния, формирование которого связано с окислением SiC при термической отжиге, ростом концентрации кислородных вакансий в структуре и увеличением контактной площади, усиливающей процесс трансформации. При этом формирование фазы ZrSiO_4 в составе приводит к подавлению механизмов трансформационного упрочнения, связанных с мартенситными полиморфными трансформациями в диоксиде циркония.

Согласно полученным данным оценки оптических свойств композитных керамик установлено, что изменение оптической ширины запрещенной зоны в керамиках $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ при увеличении доли SiC носит немонокотонный характер, изменения которого обусловлено переходом от доминирования широкозонной матрицы ZrO_2 к композитной структуре, в которой определяющую роль играют SiC, межфазные области и реакционно образованные фазы ZrSiO_4 и SiO_2 . Полученные результаты анализа оптических спектров хорошо согласуются с данными рентгенофазового анализа и подтверждают существенное влияние фазового состава и микроструктуры на электронные и оптические свойства исследуемых керамик, а также определении роли кислородных вакансий в процессах реакционных фазовых трансформаций.

Исследование финансируется Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (BR28713365 «Разработка технологических решений в области создания и модификации конструкционных материалов для ядерной и альтернативной энергетики»).

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Fan X. [et al.] Multi-scale synergic optimization strategy for dielectric energy storage ceramics // Journal of Advanced Ceramics. – 2023. – Vol. 12, No. 4. – P. 1–10.
2. Luo N. [et al.] Ordering-Structured Antiferroelectric Composite Ceramics for Energy Storage Applications // Advanced Materials. – 2025. – Vol. 37, No. 11. – P. 2420258.
3. Huang X. [et al.] Enhanced energy storage performance of temperature-stable X8R ceramics with core-shell microstructure // Ceramics International. – 2025. – Vol. 51, No. 2. – P. 2259–2267.
4. Wu C. [et al.] Constructing novel SrTiO_3 -based composite ceramics with high energy storage performance under moderate electric field // Journal of Power Sources. – 2024. – Vol. 604. – P. 234475.
5. Palneedi H. [et al.] High-performance dielectric ceramic films for energy storage capacitors: progress and outlook // Advanced Functional Materials. – 2018. – Vol. 28, No. 42. – P. 1803665.
6. Puli V. S. [et al.] Structure, dielectric, ferroelectric, and energy density properties of $(1-x)\text{BZT} - x\text{BCT}$ ceramic capacitors for energy storage applications // Journal of Materials Science. – 2013. – Vol. 48, No. 5. – P. 2151–2157.

7. Castro L. [et al.] Thermal analysis of ceramic nuclear fuels for the HPLWR // *Annals of Nuclear Energy*. – 2019. – Vol. 127. – P. 227–236.
8. Rybyanets A. N. [et al.] Electric power generations from PZT composite and porous ceramics for energy harvesting devices // *Ferroelectrics*. – 2015. – Vol. 484, No. 1. – P. 95–100.
9. Koumoto K. [et al.] Thermoelectric ceramics for energy harvesting // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2013. – Vol. 96, No. 1. – P. 1–23.
10. Riedel R., Ionescu E., Chen I. W. Modern trends in advanced ceramics // *Ceramics Science and Technology: Volume 1: Structures*. – 2008. – P. 1–38.
11. Polkowski W. [et al.] Silicon-Boron Alloys as New Ultra-High Temperature Phase-Change Materials: Solid/Liquid State Interaction with the h-BN Composite // *Silicon*. – 2020. – Vol. 12, No. 7. – P. 1639–1649.
12. Podobová M. [et al.] Waste metals based metal-matrix ceramic-reinforced composites for friction applications // *Metallic Materials/Kovové Materiály*. – 2022. – Vol. 60, No. 6. – P. 1–10.
13. Li X. [et al.] A sheath-core shaped $\text{ZrO}_2\text{-SiC/SiO}_2$ fiber felt with continuously distributed SiC for broad-band electromagnetic absorption // *Chemical Engineering Journal*. – 2021. – Vol. 419. – P. 129414.
14. Bódis E. [et al.] Microstructure and sintering mechanism of SiC ceramics reinforced with nanosized ZrO_2 // *Eur. Chem. Bull.* – 2017. – Vol. 6, No. 11. – P. 484–490.
15. Hashim A. [et al.] Preparation and properties of $\text{ZrO}_2/\text{SiC-H}_2\text{O}$ nanofluids to use for energy storage application // *East European Journal of Physics*. – 2023. – No. 1. – P. 173–176.
16. Efav C. M. [et al.] Characterization of zirconium oxides part I: Raman mapping and spectral feature analysis // *Nuclear Materials and Energy*. – 2019. – Vol. 21. – P. 100707.
17. Wang Z. [et al.] In situ spectroscopic studies of decomposition of ZrSiO_4 during alkali fusion process using various hydroxides // *Rsc Advances*. – 2015. – Vol. 5, No. 15. – P. 11658–11666.
18. Chaabane N. [et al.] Investigation of irradiation effects induced by self-ion in 6H-SiC combining RBS/C, Raman and XRD // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2012. – Vol. 286. – P. 108–113.
19. Syme R. W. G., Lockwood D. J., Kerr H. J. Raman spectrum of synthetic zircon (ZrSiO_4) and thorite (ThSiO_4) // *Journal of Physics C: Solid State Physics*. – 1977. – Vol. 10, No. 8. – P. 1335.
20. Dias A. N. C. [et al.] Micro-Raman spectroscopy of zircon (ZrSiO_4) mineral at annealing conditions usually applied in zircon fission-track annealing dataset // *Journal of nanoscience and nanotechnology*. – 2020. – Vol. 20, No. 3. – P. 1884–1891.
21. Dawson P., Hargreave M. M., Wilkinson G. R. The vibrational spectrum of zircon (ZrSiO_4) // *Journal of Physics C: Solid State Physics*. – 1971. – Vol. 4, No. 2. – P. 240.

ҚҰРАМДАҒЫ КОМПОНЕНТТЕРДІҢ ҚАТЫНАСЫН ӨЗГЕРТКЕН КЕЗДЕГІ КОМПОЗИТТІК $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ КЕРАМИКАСЫНДАҒЫ ФАЗАЛЫҚ ТҮРЛЕНУЛЕРДІҢ ЗЕРТТЕУ

Р. Б. Елшибеков¹, А. Л. Козловский^{1,2*}, Ш. Г. Гиниятова¹, А. Т. Жумажанова^{1,2}, А. Хаметова^{1,2}

¹ ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядорлық физика институты» РМҚ
Астана филиалы, Астана, Қазақстан

² «Л. Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті» КеАҚ, Астана, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: kozlovskiy.a@inp.kz

Мақалада термиялық күйдіру кезінде керамика құрамындағы компоненттердің арақатынасының өзгеруімен байланысты композиттік $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамикасындағы реактивті фазалық түрленулерді бағалау нәтижелері ұсынылған. Талдау рентгендік фазалық талдау, Раман спектроскопиясы және оптикалық спектроскопия әдістерін қолдану арқылы жүргізілді. Зерттелген композиттік $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамика үлгілерінің рентгендік фазалық талдау нәтижелері бойынша керамика құрамындағы SiC үлесінің 5,0-ке дейін артуы $m\text{-ZrO}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{ZrO}_2 \rightarrow t\text{-ZrSiO}_4$ тәрізді реакция фазалық түрленулерінің инициализациясына әкелетіні, нәтижесінде цирконның тетрагональды фазасы түзілетіні анықталды. Циркон фазасының түзілуі кремний карбидінің термиялық тотығуы нәтижесінде жүретіні анықталды, бұл кремний оксидінің түзілуіне және керамика құрамындағы оттегі бос орындарының концентрациясының артуына әкеледі. 5,0 М SiC концентрациясында керамиканың фазалық құрамы циркон ZrSiO_4 фазаларының қоспасы мен құрамында кремний оксиді SiO_2 аз мөлшерде қоспасы бар алтыбұрышты SiC фазасымен ұсынылатыны анықталды. Зерттелген керамиканың оптикалық өткізгіштік спектрлерін талдау ZrSiO_4 түзілуі оттегі бос орындарының көбеюімен, сондай-ақ негізгі жұтылу шетінің ығысуымен қатар жүретінін көрсетті.

Түйін сөздер: цирконий бар керамика, композиттік материалдар, фазалық түрлендірулер, циркон, кремний карбиді, цирконий диоксиді.

STUDY OF THE KINETICS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN COMPOSITE $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$
CERAMICS WHEN THE RATIO OF COMPONENTS IN THE COMPOSITION CHANGES

R. B. Elshibekov¹, A. L. Kozlovskiy^{1,2*}, Sh. G. Giniyatova¹, A. T. Zhumazhanova^{1,2}, A. Khametova^{1,2}

¹ Astana branch RSE "Institute of Nuclear Physics" of the Agency of the RK for Atomic Energy, Astana, Kazakhstan

² NJSC "L.N. Gumilyov Eurasian National University", Astana, Kazakhstan

* E-mail for contacts: kozlovskiy.a@inp.kz

The paper presents the results of the assessment of reaction phase transformations in composite $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ ceramics associated with a change in the ratio of components in the composition of ceramics during thermal sintering. The analysis was carried out using X-ray phase analysis, Raman spectroscopy and optical spectroscopy methods. According to the results of X-ray phase analysis of the studied samples of composite $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ ceramics, it was established that an increase in the proportion of SiC to 0.5 in the composition of ceramics leads to the initialization of reaction phase transformations of the $m\text{-ZrO}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{ZrO}_2 \rightarrow t\text{-ZrSiO}_4$ type, which result in the formation of the tetragonal phase of zircon. It was established that the formation of the zircon phase occurs due to the thermal oxidation of silicon carbide, which results in the formation of silicon oxide and an increase in the concentration of oxygen vacancies in the composition of ceramics. It was determined that at a SiC concentration of 0.5 M, the phase composition of ceramics is represented by a mixture of zircon ZrSiO_4 phases and a hexagonal SiC phase with a small admixture of silicon oxide SiO_2 in the composition. An analysis of the optical transmission spectra of the studied ceramics showed that the formation of ZrSiO_4 is accompanied by an increase in oxygen vacancies, as well as a shift in the fundamental absorption edge.

Keywords: zirconium-containing ceramics, composite materials, phase transformations, zircon, silicon carbide, zirconium dioxide.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-151-159>

УДК 544.165

АММИАК СЕНСОРЛАРЫНА АРНАЛҒАН ХОЛИН ХЛОРИДІ–ГЛИЦЕРИН НЕГІЗІНДЕГІ ТЕРЕҢ ЭВТЕКТИКАЛЫҚ ЕРІТКІШТЕРДІҢ АТОМИСТИКАЛЫҚ ЗЕРТТЕЛУІ ЖӘНЕ АММИАКПЕН КЕШЕН ТҮЗУІ

Е. Б. Усен, Б. М. Сатанова*

«Л. Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті» КеАҚ, Астана, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: satanova_bm_2@enu.kz

Аммиак – өнеркәсіптік қызмет, ауыл шаруашылығы және қалдықтарды өңдеу қондырғылары жиі бөлінетін зиянды ауа ластаушы зат, бұл адам денсаулығы мен қоршаған ортаға үлкен қауіп төндіреді. Сондықтан сезімтал, селективті және ұзақ мерзімді аммиак сенсорларын әзірлеу ауа сапасын дәл бақылау үшін өте маңызды. Холин хлориді-глицерин негізіндегі терең эвтектикалық еріткіштер (DES) күшті сутектік байланыс қабілетіне, реттелетін физика-химиялық ерекшеліктеріне және қоршаған ортаға зиянсыздығына байланысты тартымды сенсорлық орта ретінде ұсынылады. Аммиак пен холин хлориді-глицерин DES арасындағы атомдық өзара әрекеттесуді зерттеу үшін DFT есептеулері қолданылды. Ең тұрақты DES-аммиак кешендерін анықтау үшін геометриялық оптимизациялар жүргізілді, содан кейін кең көлемді электрондық құрылымдық зерттеулер жүргізілді. Зарядты қайта бөлу молекулалық электростатикалық потенциал (MEP) карталарын пайдаланып көрнекі түрде көрсетілді, олар сонымен қатар аммиак адсорбциясы үшін басымдықты өзара әрекеттесу орындарын анықтады. Малликен зарядын талдау кешеннің түзілуі кезінде зарядтың берілу жолдары туралы сандық ақпарат берді, ал шекаралық молекулалық орбиталық (HOMO-LUMO) зерттеу сенсорлық өнімділікке қатысты электрондық сипаттамалардың өзгерістерін көрсетті. Зерттеу нәтижелері аммиак пен DES компоненттері арасындағы күшті және бағытталған өзара әрекеттесуді көрсетеді, олар негізінен сутектік байланыс және электростатикалық күштермен реттеледі, бұл аммиак қосылған кезде электрондық құрылымның айтарлықтай өзгерістеріне әкеледі. Бұл нәтижелер холин хлориді-глицерин DES-терінің аммиак сенсорлары үшін белсенді материалдар ретінде жарамдылығын көрсетеді. Болашақ зерттеулер атомдық жаңалықтарды практикалық сенсорлық әзірлемелермен байланыстыру үшін динамикалық модельдеуге, температураға әсер етуге және эксперименттік валидацияға бағытталады.

Түйін сөздер: терең эвтектикалық еріткіштер, холин хлориді–глицерин, аммиакпен кешен түзу, атомистикалық модельдеу, аммиак сенсоры.

КІРІСПЕ

Аммиак (NH_3) – тыңайтқыштар өндірісінде, тоңазытқышта және химиялық синтезде қолданылатын кең таралған өнеркәсіптік химиялық зат. Дегенмен, атмосфераға бақыланбайтын аммиак шығарындылары қоршаған орта мен қоғамдық денсаулық сақтаудың маңызды мәселесіне айналды. Аммиактың жоғары концентрациясы екінші реттік бөлшектердің пайда болуына, экожүйенің қышқылдануына және адамның тыныс алу жолдарының ауруларына ықпал етеді. Тіпті аз мөлшерде болса да, аммиак көз бен тыныс алу жолдарын тітіркендіруі мүмкін, бұл қоршаған орта ауасындағы аммиакты дәл және үздіксіз бақылаудың маңызды қажеттілігін көрсетеді [1–3]. Нәтижесінде, сезімтал, селективті және тұрақты аммиак сенсорларын әзірлеу қоршаған ортаны бақылау және өнеркәсіптік қауіпсіздік саласында маңызды мәселе болып қала береді.

Металл оксидтері, өткізгіш полимерлер және көміртекті наноматериалдар сияқты дәстүрлі аммиак сенсорлық материалдарының жоғары жұмыс температурасы, ылғалдылыққа айқаспалы сезімталдық, ұзақ мерзімді тұрақтылықтың нашарлығы және күрделі өндіріс процедуралары сияқты кемшіліктері жиі кездеседі [2–5]. Соңғы жылдары экологиялық

таза, үнемді және молекулалық реттелетін балама сенсорлық орталар танымал бола бастады. Терең эвтектикалық еріткіштер (DES) газды сенсорлыққа арналған функционалды материалдардың перспективалы класы ретінде ерекшеленеді. DES әдетте сутектік байланыс акцепторын (HBA) және сутектік байланыс донорын (HBD) араластыру арқылы жасалады, нәтижесінде эвтектикалық қоспаның балку температурасы бөлек компоненттерге қарағанда әлдеқайда төмен болады. DES төмен құбылмалылығына, тамаша термиялық тұрақтылығына және күшті сутектік байланыс желілеріне байланысты газды адсорбциялау және сенсорлыққа ерекше тартымды.

Холин хлоридіне негізделген DES, әсіресе глицерин сияқты полиолдармен біріктірілгендер, биоыдырағыштығы, төмен уыттылығы және полярлық молекулаларға күшті аффинділігі арқасында кеңінен зерттелген. Глицериндегі бірнеше гидроксил топтарының болуы және холин хлоридінің иондық табиғаты аммиак сияқты негізгі газдармен селективті өзара әрекеттесуді жеңілдететін кең сутектік байланыс желілерінің пайда болуына мүмкіндік береді [3–6]. Бұл сипаттамалар холин хлориді-глицерин DES аммиак әсеріне ұшыраған

кезде электрондық немесе құрылымдық қасиеттерінде өлшенетін өзгерістерге ұшырау арқылы тиімді сенсорлық орта ретінде әрекет ете алатынын көрсетеді. DES негізіндегі сенсорларға эксперименттік қызығушылықтың артуына қарамастан, аммиак-DES өзара әрекеттесуін реттейтін негізгі атомдық механизмдер жеткіліксіз түсінікті болып қала береді.

Атомдық модельдеу және кванттық химия есептеулері молекулалық деңгейде газ-еріткіш өзара әрекеттесуін түсінудің қуатты әдісін ұсынады. Атап айтқанда, тығыздық функционалдық теориясы (ТФТ) адсорбция құбылыстарын, заряд тасымалдау процестерін және сенсорлық материалдардағы электрондық құрылымдық өзгерістерді зерттеу үшін кеңінен қолданылды [4–10]. ТФТ негізіндегі талдаулар байланыстыру конфигурациялары, өзара әрекеттесу энергиялары және сенсор сезімталдығы мен селективтілігіне тікелей байланысты электрондық сипаттамалар туралы кең ақпарат бере алады. Дегенмен, холин хлориді-глицерин ДЭС-терімен аммиак кешенінің мұқият ТФТ зерттеулері сирек болып қала береді, бұл ТФТ негізіндегі аммиак сенсорлары үшін ақылға қонымды жобалау стратегияларын шектейді.

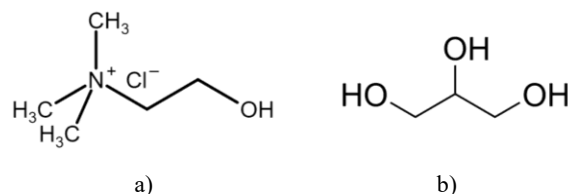
Осыған байланысты, осы жұмыс тығыздық функционалдық теориясы есептеулерін қолдана отырып, холинхлориді-глицеринді терең эвтектикалық еріткіштермен аммиак әрекеттесуін кешенді атомистік түсінуді қамтамасыз етуге бағытталған. DES және DES-аммиак кешендерінің оңтайландырылған геометриялары артықшылықты байланыстыру конфигурацияларын және негізгі молекулааралық өзара әрекеттесулерді анықтау үшін талданады [8–10]. Зарядтың таралуын визуализациялау және аммиак адсорбциясына жауапты белсенді орындарды анықтау үшін молекулалық электростатикалық потенциал (MEP) карталары қолданылады. Сонымен қатар, аммиак пен DES компоненттері арасындағы заряд алмасуын сандық бағалау үшін Малликен заряд талдауы қолданылады, ал аммиак кешенінің түзілуінен туындаған электрондық қасиеттердің өзгерістерін бағалау үшін шекаралық молекулалық орбиталық талдау (HOMO-LUMO) жүргізіледі.

Құрылымдық және электрлік қасиеттерді аммиактың байланысу әрекетімен өзара байланыстыратын бұл зерттеу холин хлориді-глицерин DES-терінің молекулалық сенсорлық механизмін анықтайды. Зерттеу нәтижелері DES-аммиак өзара әрекеттесуін түсінуімізді жақсартып қана қоймай, сонымен қатар келесі буын, төмен температуралы, экологиялық таза аммиак сенсорларын рационалды түрде әзірлеуге көмектеседі. Болашақ зерттеу тәсілдеріне теориялық болжамдарды практикалық сенсорлық іске асырулармен байланыстыру үшін динамикалық модельдеуді, концентрация әсерлерін және эксперименттік валидацияны қамтитын жұмысты кеңейту кіреді.

ӘДІСНАМА

1-суретте холин хлориді (ChCl) сутектік байланыс акцепторы және глицерин (Gly) сутектік байланыс

доноры ретінде қолданылатын терең эвтектикалық еріткіштің (DES) типтік молекулалық моделі көрсетілген. Бұл модель DES түзілуін және аммиак молекулаларымен комплекс түзілу әрекетін басқаратын маңызды молекулааралық өзара әрекеттесулерді анықтау үшін пайдаланылды. Холин хлоридінің, глицериннің және аммиактың бастапқы молекулалық геометриялары олардың эксперименталды түрде құжатталған химиялық конфигурацияларынан алынды.



1-сурет. Холин хлорид (a) және глицерин (b) структурасы

Барлық кванттық химия есептеулері тығыздық функционалдық теориясы (ТФТ) аясында, B3LYP алмасу-корреляция функционалдығы және 6-311 + G(d,p) базалық жиынтығымен жүргізілді. Теорияның бұл деңгейі сутектік байланысты, электростатикалық өзара әрекеттесуді және әлсіз молекулааралық күштерді түсіндірудегі сенімділігінің арқасында таңдалды, олардың барлығы терең эвтектикалық сұйықтықтардың тұрақтылығы мен сезу функционалдығында маңызды рөл атқарады. Сыртқы шектеулерсіз толығымен босаңсыған құрылымдарды жасау үшін газ фазасында геометриялық оңтайландырулар жүргізілді, бұл ішкі өзара әрекеттесу қасиеттерін дәл бағалауды қамтамасыз етеді. Оңтайландыру әдісі жалпы энергия мен күш градиенттері үшін конвергенция шарттары орындалғанша қайталанды.

Геометрияны оңтайландырудан кейін электронға бай және электрон жетіспейтін аймақтарды визуализациялау, сондай-ақ DES матрицасындағы аммиак адсорбциясының артықшылықты орындарын анықтау үшін молекулалық электростатикалық потенциал (MEP) карталары жасалды. Аммиак кешенінің пайда болуынан туындаған зарядтың қайта бөлінуі мен электрондардың берілуін сандық бағалау үшін Малликен популяциялық талдауы қолданылды. Сонымен қатар, ең жоғары орналасқан молекулалық орбитальдың (HOMO) және ең төмен орналасқан молекулалық орбитальдың (LUMO) кеңістіктік таралуын және энергия деңгейлерін анықтау үшін шекаралық молекулалық орбитальды (FMO) талдау қолданылды. Аммиак байланысынан кейінгі HOMO-LUMO энергия алшақтығының өзгерістері сенсордың жұмысына байланысты электрондық сезімталдықтың негізгі көрсеткіштері ретінде зерттелді.

Екі жүйе мұқият зерттелді: (i) оңтайландырылған ChCl–глицерин DES және (ii) сәйкес келетін DES–аммиак кешені. Бұл жүйелерді салыстырмалы зерттеу аммиак тудыратын құрылымдық қайта құруларды, сутектік байланыс үлгілерін және электрондық қасиеттердің өзгеруін бағалауға мүмкіндік берді.

Ашылған атомистік түсініктер DES негізіндегі материалдардағы аммиакты сезу механизмдерін түсінудің негізін қалайды және оларды төмен температуралы, экологиялық таза аммиак сенсорларында болашақта қолдануға ықпал етеді.

Холин хлориді (ChCl) сутектік байланыс акцепторы (HBA) ретінде таңдалды, себебі оның иондық табиғаты және хлорид анионының жоғары электрон тығыздығы күшті сутектік байланыстардың түзілуін қамтамасыз етеді. Глицерин (Gly) сутектік байланыс доноры (HBD) ретінде таңдалды, себебі оның құрамында бірнеше гидроксил (–OH) топтары бар, олар DES құрылымында кең сутектік байланыс желісін қалыптастырып, полярлы газ молекулаларымен тиімді өзара әрекеттесуді қамтамасыз етеді.

Сонымен қатар, кванттық-химиялық есептеулерде B3LYP алмасу-корреляция функционалы қолданылды. Бұл гибриді функционал органикалық молекулалардағы сутектік байланыстарды, электростатикалық және әлсіз молекулаларлық өзара әрекеттесулерді дәл сипаттау қабілетімен танымал. B3LYP функционалы DES жүйелеріндегі молекулалық геометрияларды, заряд таралуын және электрондық құрылымды сенімді түрде болжау үшін көптеген алдыңғы DFT зерттеулерінде кеңінен қолданылған.

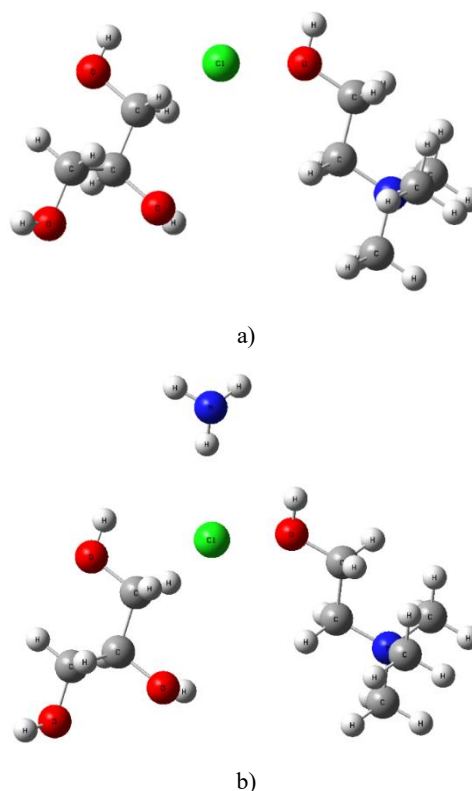
НӘТИЖЕЛЕР МЕН ТАЛҚЫЛАУ

2-суретте холин хлориді-глицерин терең эвтектикалық еріткішінің (DES) аммиактың қатысуымен және болмауы кезіндегі оңтайлы геометриялары көрсетілген, бұл газ адсорбциясы кезінде DES құрылымдық реакциясына тікелей түсінік береді. 2(a)-суретте оңтайландырылған ChCl-глицерин жүйесі хлорид анионын, глицериннің гидроксил топтарын және холин катионының гидроксил тобын қамтитын үлкен сутектік байланыс желісімен тұрақтандырылғаны көрсетілген. Бұл өзара әрекеттесулер холин хлориді-полиол негізіндегі DES-терге тән және олардың жоғары тұрақтылығы мен төмен құбылмалылығын түсіндіретін ықшам және жоғары үйлесімді құрылымды тудырады.

Оңтайландырылған DES-аммиак кешені аммиак қосқаннан кейін айтарлықтай құрылымдық өзгерістерге ұшырайды. Аммиак молекулалары глицериннің хлоридті анионы мен гидроксил топтарының жанында шоғырланып, күшті N-H...Cl және N-H...O сутектік байланыстарын түзеді. Бұл аммиактың сутектік байланыс доноры және акцептор ретінде қызмет ететінін, шетінде жай ғана физисорбциялаудың орнына DES-тің бар сутектік байланыс желісіне интеграцияланатынын көрсетеді. Бұл қосымша сутектік байланыстардың дамуы бастапқы DES сутектік байланыс өзара әрекеттесулерін біршама кеңейтеді және қайта таратады, бұл DES құрылымының бейімделуін көрсетеді.

Жақсартылған геометрия аммиак байланысының DES құрылымының жалпы тұтастығына зиян келтірмейтінін, керісінше адсорбция нүктесінің маңында жергілікті поляризация мен құрылымдық бұрмалану-

ды тудыратынын көрсетеді. Мұндай сипаттама сенсорлық қолданбалар үшін өте қажет, себебі ол материалдың тұрақтылығын сақтай отырып, аммиактың қайтымды жанауын қамтамасыз етеді. Аммиактың DES зарядталған және полярлық аймақтарына жақындығы өзара әрекеттесу механизміне айтарлықтай электростатикалық үлестер қатысатынын көрсетеді.

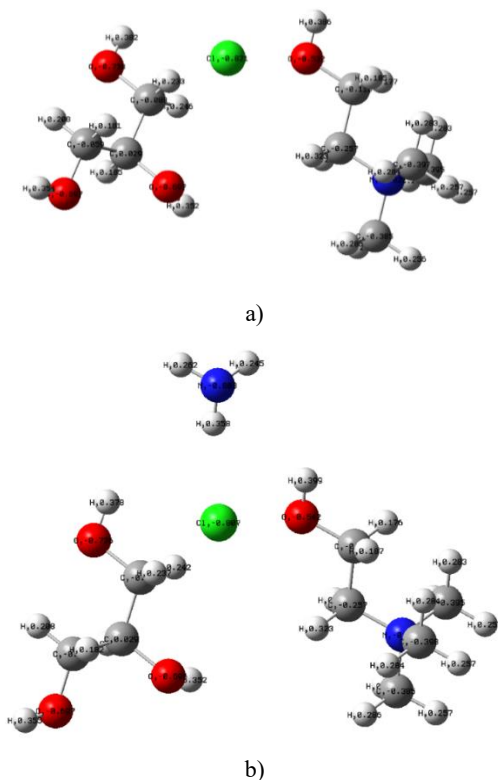


2-сурет. Холин хлорид және глицерин оптимизацияланған структурасы (a). Холин хлорид және глицерин + аммиактың оптимизацияланған структурасы (b). Түстердің белгіленуі: ақ (сутек); сұр (көміртек); көк (азот); қызыл (оттек); жасыл (хлорид).

Жалпы алғанда, құрылымдық талдау холин хлориді-глицерин DES-тің синергетикалық сутектік байланыс және электростатикалық өзара әрекеттесу арқылы аммиакпен байланысу үшін көптеген белсенді орындары бар екенін көрсетеді. Бұл атомдық қасиеттер DES-тің аммиакқа деген жоғары аффинділігін қолдайды және келесі бөлімдерде қарастырылатын электрондық қасиеттердің өзгерістері үшін құрылымдық негізді қамтамасыз етеді. Оңтайландырылған конструкциялар DES-тің аммиак сенсорларын қолдану үшін тиімді және сезімтал орта ретінде қолданылуын көрсетеді.

3-суретте аммиак болмаған кезде (a) және болған кезде (b) оңтайландырылған холин хлориді-глицерин терең эвтектикалық еріткіші (DES) үшін Мулликен зарядының таралуы көрсетілген, бұл аммиак кешенінің пайда болуы кезінде электрондық қайта бөлу туралы сандық түсінік береді. Таза DES жүйесінде

зарядтың таралуында холин хлоридінің күшті иондық табиғаты басым болады, хлорид анионы айтарлықтай теріс зарядты тасымалдайды, ал холин катионы негізінен төрттік аммоний ядросының айналасында оң зарядтың орналасуын көрсетеді. Глицерин молекуласында оттегі атомдарында ішінара теріс зарядтар және сутегі атомдарында ішінара оң зарядтар бар поляризацияланған О-Н байланыстары бар, бұл оның DES желісіндегі тиімді сутектік байланыс доноры ретіндегі рөлін көрсетеді.



3-сурет. Холин хлорид және глицерин оптимизацияланған структурасы (а). Холин хлорид және глицерин + аммиактың оптимизацияланған структурасының зарядтардың таралуы (б). Түстердің белгіленуі: ақ (сутек); сұр (көміртек); көк (азот); қызыл (оттек); жасыл (хлорид).

Аммиак адсорбциясы DES матрицасы бойынша заряд таралуында айтарлықтай өзгерістерге әкеледі, бұл 3(б) суретте көрсетілген. Аммиак молекуласы зарядтың ішінара поляризациясына ұшырайды, электрон тығыздығы азот атомына қарай жылжиды, бұл күшті электростатикалық және сутектік байланыс өзара әрекеттесуін көрсетеді. Сонымен қатар, хлорид анионы теріс заряд шамасының айтарлықтай төмендеуін көрсетеді, бұл N-H-Cl сутектік байланысының түзілуіне байланысты электрон тығыздығының қайта бөлінуін білдіреді. Бұл мінез-құлық аммиактың DES-тің ең электронға бай аймақтарымен тікелей әрекеттесуін көрсетеді.

Сонымен қатар, аммиак кешенін қалыптастыру кезінде глицерин гидроксил оттегі атомдары өздерінің ішінара зарядтарында шамалы өзгерістерге ұшы-

райды, бұл аммиак пен глицерин арасында екінші реттік сутектік байланыстардың пайда болуын көрсетеді. Бұл зарядтың қайта бөлінуі бастапқы адсорбция орнынан тыс жерлерге таралады, бұл DES-тің кооперативтік сутектік байланыс желісін көрсетеді. Холин катионы да зарядтың шағын өзгерістерін көрсетеді, әсіресе гидроксил тобының жанында, бұл аммиак байланысы мен катиондық құрылым арасындағы жаңама электрондық байланысты көрсетеді.

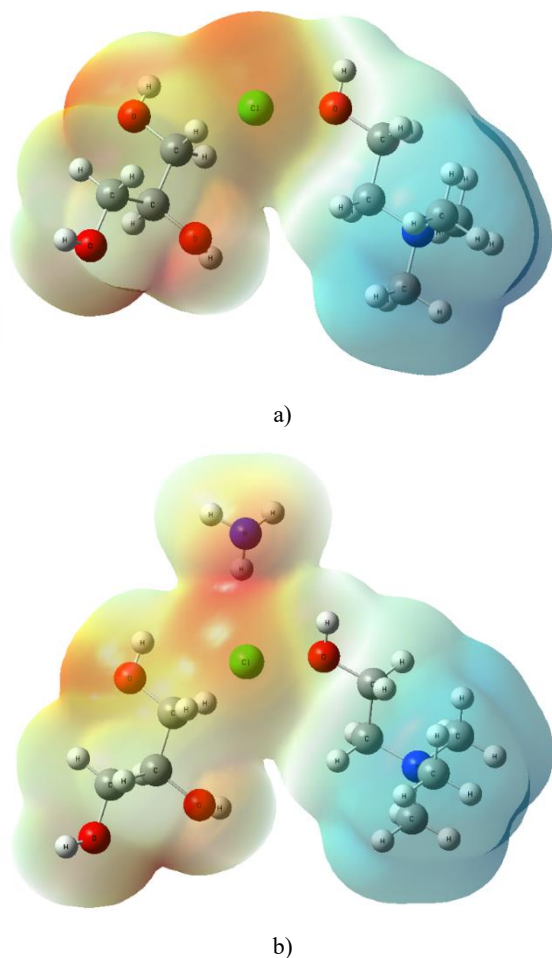
Байқалған заряд алмасуы мен поляризация әсерлері аммиак сенсорларын қолдану үшін өте маңызды, себебі олар DES электрондық сипаттамаларына тікелей әсер етеді. Жергілікті заряд таралуындағы өзгерістер химиялық сенсорлардағы маңызды трансдукция механизмдері болып табылатын өткізгіштікке, диэлектрлік реакцияға және интерфейстік потенциалға әсер етуі мүмкін. Нәтижесінде, Mulliken заряд талдауы аммиак адсорбциясының холин хлориді-глицерин DES-те айтарлықтай және байқалатын электрондық бұзылулар тудыратынын көрсетеді, бұл оның сезімтал және селективті аммиак анықтау үшін белсенді материал ретінде қолданылуының әлеуетін көрсетеді.

4-суретте көрсетілген молекулалық электростатикалық потенциал (МЭП) карталары холин хлориді-глицерин терең эвтектикалық еріткішінің (ДЭС) электрлік ортасы және оның аммиакпен әрекеттесуі туралы маңызды көрнекі түсініктер береді. Таза, оңтайландырылған ДЭС құрылымында (4а-сурет) МЭП әртүрлі электрон тығыздығының аймақтарын анық ажыратады. Хлорид анионы (Cl^-) өте теріс потенциалдың маңызды аймағы болып табылады (әдетте қызыл), бұл оның күшті сутектік байланыс акцепторы және электронға бай орын ретіндегі маңыздылығын көрсетеді. Керісінше, глицериннің гидроксил (-OH) топтары және холин катионы, атап айтқанда сутегі атомдары, оң потенциал аймақтары (әдетте көк) ретінде көрсетілген, бұл олардың сутектік байланыс берушілер екенін көрсетеді.

Аммиак молекуласының қосылуы (4б-сурет) электростатикалық потенциалдың айтарлықтай және күрт қайта құрылуына әкеледі. Аммиак молекуласы поляризацияланған профильге ие, оның жалғыз жұпты азот атомы теріс потенциалдың дискретті аймағын құрайды, ал сутегі атомдары оң потенциал көрсетеді. Бұл аммиактың сутегі байланысының акцепторы (N арқылы) және доноры (H арқылы) ретіндегі қос рөлін растайды. Маңыздысы, аммиак молекуласы өзінің оң сутегі атомдары электронға бай хлорид анионына қарайтындай етіп орналасады, ал оның теріс азот жұбы глицериннің оң гидроксил сутегілерімен әрекеттеседі. Мұны осы шекаралық аймақтардағы тікелей электростатикалық «көпір» және жергілікті потенциал ығысулары айқын көрсетеді.

Хлорид анионының айналасындағы бастапқы теріс потенциал аммиак адсорбциясымен айтарлықтай төмендейді, бұл Малликен талдауымен болжанған заряд тасымалын көрінетіндей растайды. Сезу

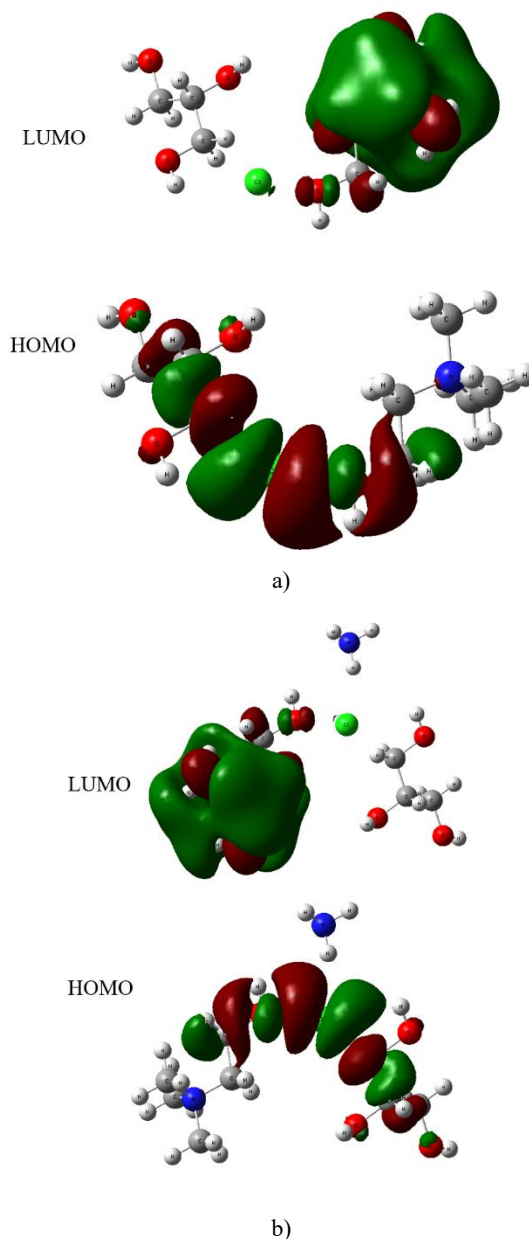
процесі тікелей электростатикалық комплементарлыққа және DES электрондық өрісінің кейінгі жергілікті бұзылуына негізделген. Аммиак кешенінің пайда болуынан туындаған MEP картасындағы айқын өзгерістер бұл DES-тің жоғары сезімталдығы мен селективтілігін анық, көрнекі түрде түсіндіреді, себебі өзара әрекеттесу – бұл нақты электростатикалық және сутектік байланыс өзара әрекеттесулерімен басқарылатын күшті, бағытталған хемосорбция тәрізді оқиға.



4-сурет. Холин хлорид және глицерин оптимизацияланған структурасы (a). Холин хлорид және глицерин + аммиактын оптимизацияланған структурасы молекулалық электростатикалық картасы (b). Беткі мәні = 0,02 а.и. Мәндер диапазоны: $[-0,12; 0,12]$ а.и. Түстердің түсіндірмесі: қызыл (теріс) → көк (оң).

5-суретте шекаралық молекулалық орбитальды (FMO) талдау көрсетілген, ол ең жоғары орналасқан молекулалық орбитальға (HOMO) және ең төмен орналасқан емес молекулалық орбитальға (LUMO) бағытталған және холин хлориді-глицерин DES-тің аммиак өзара әрекеттесуі кезіндегі электрондық реакциясы мен сезу потенциалына терең түсінік береді. Таза DES жүйесінде (5a-сурет) HOMO және LUMO орбитальдарының кеңістіктік таралуы негізінен DES-тің иондық компоненттерімен шектеледі.

Әдетте, электронды беру қабілетін білдіретін HOMO электронға бай хлорид анионында орналасқан, ал электронды қабылдау қабілетін білдіретін LUMO көбінесе холин катионымен немесе глицериннің белгілі бір бөліктерімен байланысты. Бұл орбитальдар арасындағы энергия алшақтығы ($E_{\text{алшақтық}}$) жүйенің химиялық тұрақтылығы мен электрондық қозғыштығының маңызды өлшемі болып табылады.



5-сурет. Холин хлорид және глицерин оптимизацияланған структурасы (a). Холин хлорид және глицерин + аммиактын оптимизацияланған структурасының орбитальдары (b). Жасыл және қызыл түстер молекулалық орбитальдардың таралуын көрсетеді.

Аммиакпен комплекс түзілуі (5b-сурет) осы шекаралық орбитальдардың кеңістіктік таралуы мен энергетикасында күрт өзгеріс тудырады. Ең маңызды өзгеріс – орбитальды орналасудың өзгеруі. Аммиак

АММИАК СЕНСОРЛАРЫНА АРНАЛҒАН ХОЛИН ХЛОРИДІ–ГЛИЦЕРИН НЕГІЗІНДЕГІ ТЕРЕҢ ЭВТЕКТИКАЛЫҚ ЕРІТКІШТЕРДІҢ АТОМИСТИКАЛЫҚ ЗЕРТТЕЛУІ ЖӘНЕ АММИАКПЕН КЕШЕН ТҮЗУІ

адсорбциясы кезінде НОМО тығыздығы жиі делокализацияланады немесе өзара әрекеттесу орнын, атап айтқанда аммиак пен хлорид анионы немесе глицерин гидроксил топтары арасындағы интерфейсті қамту үшін өзгереді. Аммиак молекуласы шекаралық орбитальдарға үлес қоса алады, бұл аналит пен DES матрицасы арасындағы тығыз электрондық байланысты көрсетеді. Бұл орбитальды араластыру қарапайым физичесорбциядан тыс химиялық өзара әрекеттесудің айқын көрсеткіші болып табылады.

Сонымен қатар, НОМО-LUMO энергия алшақтығы ($E_{\text{аралық}}$) ауытқып тұратын сияқты. Аммиак пен DES компоненттері арасындағы күшті, бағытталған өзара әрекеттесулер (сутектік байланыс және электростатика) көбінесе орбитальдық энергия деңгейлерін өзгертеді, бұл жолақ аралығының кішіреюіне әкеледі. $E_{\text{аралық}}$ тың кішіреюі қоздыру энергиясының төмен екенін көрсетеді, бұл DES-аммиак кешеніндегі химиялық реактивтіліктің және поляризацияның жоғары екенін білдіреді. Бұл модификация сенсорлық қолданбалардағы түрлендіру механизмдеріне тікелей әсер етеді. Жолақ аралығының азаюы зарядтың берілуіне көмектеседі, оны электр өткізгіштігінің немесе кедергінің жоғарылауы ретінде өлшеуге болады. Сонымен қатар, өзгерген орбитальдық энергетика оптикалық сипаттамаларға әсер етуі мүмкін, бұл оптоэлектрондық сенсорлық әдістердің өміршең болуы мүмкін екенін білдіреді.

Бұл зерттеуде барлық кванттық-химиялық есептеулер газ фазасында жүргізілді, бұл молекулалардың ішкі құрылымдық және электрондық өзара әрекеттесулерін талдауға мүмкіндік береді. Алайда мұндай тәсіл еріткіш ортасының нақты әсерін толық ескермейді. Сондықтан алынған нәтижелер негізінен DES компоненттері мен аммиак арасындағы негізгі атомистік өзара әрекеттесулерді сипаттайды. Еріткіш

әсерін неғұрлым дәл бағалау үшін болашақ зерттеулерде континуумдық еріткіш модельдерін немесе айқын еріткіш молекулаларын қамтитын кеңейтілген модельдеу тәсілдерін қолдану жоспарлануда.

Кесте DES құрамдасы, талданатын нысан, қолданылған әдістер, негізгі нәтижелер және біздің жұмысымызбен салыстыру көрсетілген. Біздің қарапайым CHCl_3 :глицерин DES жүйесі атомдық деңгейде NH_3 байланыстыру механизмін түсінуге мүмкіндік береді және көп компонентті эксперименттік зерттеулерді толықтырады.

Нәтижелерімізді контексттеу үшін кесте NH_3 және CO_2 сіңіру қабілеті бойынша CHCl_3 :глицерин DES жүйесін басқа эксперименттік және DFT зерттеулерімен салыстырдық.

Біздің DFT есептеулеріміз NH_3 байланыстыру механизмін атомдық деңгейде көрсетеді және көп компонентті DES жүйелеріндегі эксперименттік бақылауларды толықтырады [12–15].

Бұл салыстыру көрсеткендей, алдыңғы зерттеулер көбінесе сенсор қолданбалары немесе көп компонентті DES жүйелеріне бағытталған болса, біздің жұмысымыз қарапайым DES жүйесінде NH_3 байланыстыру механизмін көрсетеді, бұл DES негізіндегі сенсорлар мен сіңіргіштерді рационалды жобалау үшін маңызды.

ҚОРЫТЫНДЫ

Қорытындылай келе, бұл атомистік зерттеу аммиак сенсоры үшін перспективалы белсенді материалдар болып табылатын холин хлориді-глицерин терең эвтектикалық еріткіштерінің (DES) негізгі электрлік және құрылымдық білімін береді. Зерттеудің кең ауқымды DFT есептеулері аммиактың синергетикалық сутектік байланыстар ($\text{N-H}\cdots\text{Cl}$ және $\text{N-H}\cdots\text{O}$) және айтарлықтай электростатикалық өзара әрекеттесулер арқылы DES-пен күшті, бағытталған

Кесте. Осы жасалған DES бойынша жұмысты басқа да ғылыми DFT және де эксперименттік зерттеу еңбектерімен салыстыру

Зерттеу	DES құрамдасы	Нысандық талдаушы	Әдістер	Негізгі нәтижелер	Сіздің жұмысыңызбен салыстыру
[11] DES, CO_2	аммоний : сірке қышқылы	CO_2	DFT, MD, COSMO-RS	CO_2 -LA H-байланысы басым; тізбек ұзындығы еріткіштілікті арттырады	Ұқсас көпмасштабты зерттеу, бірақ CO_2 , сіздің NH_3 бағытыңыз; сенсорлық көрсеткіштер жоқ
[12] DES, NH_3	4-амино-триазол : глицерин: CHCl_3 ?	NH_3	Эксперименттік (анықталмаған)	Үш компонентті DES-де NH_3 байланысу үшін бірнеше сайттар	NH_3 /глицеринге ең жақын, бірақ үш компонентті / эксперименттік; сіздің таза CHCl_3 : глицерин DFT атомдық түсінік қосады
[13] DES, NH_3	CHCl_3 : азол:EG	NH_3	Эксперименттер, DFT	Жоғары кері қайтарылатын NH_3 сыйымдылығы (химиялық / физикалық); қышқылдық сіңірілуге әсер етеді	NH_3 / CHCl_3 DES эксперименттік эталон (жоғары сыйымдылық); сіздің DFT механизмдерін дерексіз болжайды
[14] CHCl_3 , моче-вина DES	CHCl_3 : моче-вина	HCl	Микротолқынды сенсорлау, диэлектрик	DES тамшылары сезімтал қабат ретінде; әсерімен өзгереді	Сенсор қолданбасы, бірақ HCl/мочевина; DES практикалықтығын растайды, сіздің жұмысыңыз NH_3 бағытталған
[15] CHCl_3 , DES, NH_3 абсорбция	CHCl_3 -аналог : моче-вина	NH_3	Эксперименттер (NMR, FTIR), Генри заңы	2–2.6 моль NH_3 /kg гидроксиалкилдерге H-байланыс арқылы; энтропиялық қолайлы	Тікелей NH_3 сіңіру деректері; сіздің болжанған энергияларды олардың сыйымдылығымен салыстыру

кешендерді түзетінін көрсетеді. Геометрияны оңтайландыру, Малликен зарядын талдау, молекулалық электростатикалық потенциалды (MEP) картаға түсіру және шекаралық молекулалық орбиталық (FMO) талдаудан алынған негізгі нәтижелер когерентті сенсорлық механизмді көрсетеді.

Аммиак адсорбциясы құрылымдық поляризацияның айтарлықтай төмендеуіне, зарядтың қайта бөлінуіне және DES кешенінің HOMO-LUMO энергия алшақтығының айтарлықтай төмендеуіне әкеледі. Бұл өзгерістер шектелмейді, бірақ еріткіштің кооперативтік сутектік байланыс желісіне таралады, бұл күшті және интегративті реакцияны көрсетеді. MEP карталары аммиак пен DES-тегі белгілі бір нүктелер (хлорид анионы және глицерин гидроксилдері) арасындағы дәл, толықтырушы электростатикалық сәйкестікті көрсетеді, бұл жүйенің туа біткен селективтілігін түсіндіреді.

Нәтижесінде, біздің зерттеуіміз холин хлориді-глицерин DES-тің аммиакқа жоғары аффинділігі мен сезімтал электрондық реакциясын есептеу арқылы растайды, бұл оның реттелетін, иондық және сутектік байланыс беретін/акцепттейтін қасиеттерінен туындайды. Атомдық түсініктер DES негізіндегі сенсорлар үшін ақылға қонымды дизайн парадигмасын жасайды, оның келесі буын, төмен температуралы және экологиялық таза аммиак анықтау платформалары ретіндегі перспективасын баса көрсетеді. Болашақ зерттеулер теориялық болжамдарды эксперименттік валидациямен, операциялық параметрлердегі динамикалық модельдеумен және нақты әлемдегі сезімталдықты, селективтілікті және ұзақ мерзімді тұрақтылықты бағалау үшін DES-ті практикалық сенсорлық конструкцияларға интеграциялаумен біріктіруі керек.

Қаржыландыру

Бұл жұмысты Қазақстан Республикасы Білім және ғылым министрлігінің Ғылым комитеті AP25795799 «Аммиакты тиімді сақтау үшін терең эвтектикалық еріткіштерді атомдық зерттеу: есептеу нәтижелерін тәжірибелік деректермен нақтылау» гранты арқылы қолдады.

ӘДЕБИЕТ

1. Булатников А. Ф., Зеленін В. П. Емкостный сенсор. – 1989.
2. Ермаков С. С., Гурская А. В. Кислородный сенсор. – 2011.
3. Хофмайр К., Мони А., Нагель Х. Индуктивный сенсор.
4. Ермаков С. С., Гурская А. В. Кислородный сенсор. – 2011.
5. Середина Т. В. Сенсор для анализа жидкости // Образование, наука и молодежь-2020. – 2020. – С. 699–701.
6. Казаков А. П., Сердюк И. В., Блохин И. К. Термокатализаторный сенсор. – 2005.
7. Феофанова, Мариана Александровна, и др. Сенсор для определения сotalола. – 2014.
8. Кормош Ж. и др. Потенциометрический сенсор для определения кетопрофена // Химико-фармацевтический журнал. – 2021. – Т. 55. – №. 12. – С. 61–64.
9. Басиладзе Г. Д. и др. Магнитооптический сенсор.
10. Кормош Ж. и др. Потенциометрический сенсор для определения напроксена // Химико-фармацевтический журнал. – 2021. – Т. 55. – №. 1. – С. 62–64.
11. Memar Z.O., Moosavi M. Ammonium-based deep eutectic solvents for sustainable CO₂ capture: insights from DFT, COSMO-RS, and MD simulations // Physical Chemistry Chemical Physics. – 2026. – Vol. 28. – No. 2. – P. 1429–1446.
12. Wang Q., Wang Y., Sun X., Wei L., Wei L., Zhai S., Hao J. Constructing ternary deep eutectic solvents with multiple sites for ammonia storage // International Journal of Hydrogen Energy. – 2022. – Vol. 47. – No. 80. – P. 34102–34111.
13. Zhong F.Y., Zhou L., Shen J., Liu Y., Fan J.P., Huang K. Rational design of azole-based deep eutectic solvents for highly efficient and reversible capture of ammonia // ACS Sustainable Chemistry & Engineering. – 2019. – Vol. 7. – No. 16. – P. 14170–14179.
14. Bertrand E., Himdi M., Rondeau D., Castel X., Delhaye T., Paquin L. The use of deep eutectic solvents as a promising approach in the design of microwave-based green gas sensors // RSC Sustainability. – 2024. – Vol. 2. – No. 4. – P. 1067–1073.
15. Kazarina O.V., Agieienko V.N., Petukhov A.N., Vorotyntsev A.V., Atlaskina M.E., Atlaskin A.A., Kryuchkov S.S., Markov A.N., Nyuchev A.V., Vorotyntsev I.V. Deep eutectic solvents composed of urea and new salts of a choline family for efficient ammonia absorption // Journal of Chemical & Engineering Data. – 2021. – Vol. 67. – No. 1. – P. 138–150.

REFERENCES

1. Bulatnikov A. F., Zelenin V. P. Emkostnyy sensor. – 1989.
2. Ermakov S. S., Gurskaya A. V. Kislorodnyy sensor. – 2011.
3. Khofmayr K., Moni A., Nagel' Kh. Induktivnyy sensor.
4. Ermakov S. S., Gurskaya A. V. Kislorodnyy sensor. – 2011.
5. Sereda T. V. Sensor dlya analiza zhidkosti // Obrazovanie, nauka i molodezh'-2020. – 2020. – P. 699–701.
6. Kazakov A. P., Serdyuk I. V., Blokhin I. K. Termokataliticheskiy sensor. – 2005.
7. Feofanova, Mariana Aleksandrovna, i dr. Sensor dlya opredeleniya sotalola. – 2014.
8. Kormosh Zh. i dr. Potentsiometricheskiy sensor dlya opredeleniya ketoprofena // Khimiko-farmatsevticheskiy zhurnal. – 2021. – Vol. 55. – № 12. – P. 61–64.
9. Basiladze G. D. i dr. Magnitoopticheskiy sensor.
10. Kormosh Zh. i dr. Potentsiometricheskiy sensor dlya opredeleniya naproksena // Khimiko-farmatsevticheskiy zhurnal. – 2021. – Vol. 55. – No. 1. – P. 62–64.
11. Memar Z.O., Moosavi M. Ammonium-based deep eutectic solvents for sustainable CO₂ capture: insights from DFT, COSMO-RS, and MD simulations // Physical Chemistry Chemical Physics. – 2026. – Vol. 28. – No. 2. – P. 1429–1446.
12. Wang Q., Wang Y., Sun X., Wei L., Wei L., Zhai S., Hao J. Constructing ternary deep eutectic solvents with multiple sites for ammonia storage // International Journal of

- Hydrogen Energy. – 2022. – Vol. 47. – No. 80. – P. 34102–34111.
13. Zhong F.Y., Zhou L., Shen J., Liu Y., Fan J.P., Huang K. Rational design of azole-based deep eutectic solvents for highly efficient and reversible capture of ammonia // ACS Sustainable Chemistry & Engineering. – 2019. – Vol. 7. – No. 16. – P. 14170–14179.
14. Bertrand E., Himdi M., Rondeau D., Castel X., Delhaye T., Paquin L. The use of deep eutectic solvents as a promising approach in the design of microwave-based green gas sensors // RSC Sustainability. – 2024. – Vol. 2. – No. 4. – P. 1067–1073.
15. Kazarina O.V., Agieienko V.N., Petukhov A.N., Vorotyntsev A.V., Atlaskina M.E., Atlaskin A.A., Kryuchkov S.S., Markov A.N., Nyuchev A.V., Vorotyntsev I.V. Deep eutectic solvents composed of urea and new salts of a choline family for efficient ammonia absorption // Journal of Chemical & Engineering Data. – 2021. – Vol. 67. – No. 1. – P. 138–150.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛУБОКИХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ РАСТВОРИТЕЛЕЙ
НА ОСНОВЕ ХОЛИН ХЛОРИДА И ГЛИЦЕРИНА И ИХ КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЯ
С АММИАКОМ ДЛЯ СЕНСОРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Е. Б. Усен, Б. М. Сатанова*

НАО «Евразийский национальный университет им. Л. Н. Гумилева», Астана, Казахстан

** E-mail для контактов: satanova_bm_2@enu.kz*

Аммиак – вредный загрязнитель воздуха, часто выбрасываемый промышленными предприятиями, сельскохозяйственными предприятиями и предприятиями по переработке отходов, представляющий серьезную угрозу для здоровья человека и окружающей среды. Поэтому разработка чувствительных, селективных и долговечных датчиков аммиака имеет решающее значение для точного мониторинга качества воздуха. Глубокие эвтектические растворители (ГЭР) на основе хлорида холина и глицерина представлены как привлекательные сенсорные среды благодаря их сильной способности к образованию водородных связей, настраиваемым физико-химическим характеристикам и экологической безопасности. Для изучения атомистических взаимодействий между аммиаком и ГЭР на основе хлорида холина и глицерина были использованы расчеты DFT. Была проведена оптимизация геометрии для определения наиболее стабильных комплексов ГЭР-аммиак, после чего были проведены обширные исследования электронной структуры. Перераспределение заряда было визуализировано с помощью карт молекулярного электростатического потенциала (МЭП), которые также позволили определить предпочтительные места взаимодействия для адсорбции аммиака. Анализ заряда по Малликену предоставил количественную информацию о путях переноса заряда во время образования комплекса, в то время как исследование граничных молекулярных орбиталей (НОМО-LUMO) показало изменения электронных характеристик, имеющих отношение к эффективности сенсора. Результаты показывают сильные и направленные взаимодействия между аммиаком и компонентами DES, которые преимущественно регулируются водородными связями и электростатическими силами, что приводит к заметным изменениям электронной структуры при присоединении аммиака. Эти результаты демонстрируют пригодность DES на основе хлорида холина и глицерина в качестве активных материалов для сенсоров аммиака. Будущие исследования будут сосредоточены на динамическом моделировании, влиянии температуры и экспериментальной проверке, чтобы связать атомистические открытия с практической разработкой сенсоров.

Ключевые слова: глубокие эвтектические растворители, холин хлорид–глицерин, комплексобразование аммиака, атомистическое моделирование, аммиачный сенсор.

ATOMISTIC INSIGHTS INTO CHOLINE CHLORIDE–GLYCEROL DEEP EUTECTIC SOLVENTS
AND THEIR COMPLEXATION WITH AMMONIA FOR SENSOR APPLICATIONS

E. B. Usen, B. M. Satanova

NJSC “L.N. Gumilyov Eurasian National University”, Astana, Kazakhstan

** E-mail for contacts: satanova_bm_2@enu.kz*

Ammonia is a harmful air pollutant that is frequently released by industrial activities, agricultural, and waste treatment facilities, posing major threats to human health and the environment. The development of sensitive, selective, and long-lasting ammonia sensors is thus critical for accurate air-quality monitoring. Choline chloride-glycerol-based deep eutectic solvents (DESs) are presented as attractive sensing media due to their strong hydrogen-bonding capacity, customizable physicochemical features, and environmental friendliness. DFT computations were used to study the atomistic interactions between ammonia and the choline chloride-glycerol DES. Geometry optimizations were carried out to determine the most stable DES-ammonia complexes, followed by extensive electronic structure investigations. Charge redistribution was visualized using molecular electrostatic potential (MEP) maps, which also identified preferential interaction sites for ammonia adsorption. Mulliken charge analysis offered quantitative information about charge transfer pathways during complex formation, whereas frontier molecular orbital (HOMO-LUMO) study indicated changes in electronic characteristics relevant to sensing performance. The findings show strong and directed interactions between ammonia and DES components, which are predominantly regulated by hydrogen bonding and electrostatic forces, resulting in notable changes in electronic structure upon ammonia attachment. These results demonstrate the suitability of choline chloride-glycerol DESs as active materials for ammonia sensing. Future research will concentrate on dynamic simulations, temperature impacts, and experimental validation to connect atomistic discoveries with practical sensor development.

Keywords: *deep eutectic solvents, choline chloride–glycerol, ammonia complexation, atomistic simulation, ammonia sensor.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-160-168>

УДК 615.849:616-006.6:616-073.75

ФИЗИКО-ДОЗИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ 2D И 3D ПЛАНИРОВАНИЯ В КЛИНИЧЕСКОЙ БРАХИТЕРАПИИ: ОПЫТ ЦЕНТРА ЯДЕРНОЙ МЕДИЦИНЫ И ОНКОЛОГИИ (Г. СЕМЕЙ)

А. Д. Тусупова^{1,2}, С. М. Айткалиев¹, Ж. Қ. Айткалиев¹, М. Т. Идинов^{1,2}, С. З. Танатаров¹,
Л. Б. Кенжина^{1,2}, О. А. Степанова², Н. А. Елемесова¹, А. Д. Мергенбаева¹, А. К. Есенгари¹

¹ КГП «Центр ядерной медицины и онкологии» УЗ области Абай, Семей, Казахстан

² НАО «Шәкәрім университет», Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: laurakenzhina@yandex.kz

В статье представлен ретроспективный физико-дозиметрический анализ различий между двумерным (2D) и трёхмерным (3D) планированием высокодозной брахитерапии у 20 пациенток с местно-распространённым раком шейки матки. Исследование проведено на базе Центра ядерной медицины и онкологии (ЦЯМиО) области Абай в 2023–2025 гг. и включало две независимые когорты по 10 планов каждая, выполненных с использованием системы GammaMed Plus iX с источником иридий-192 и программного комплекса BrachyVision. Ключевой особенностью методологии явилось применение специализированного стола-провайдера для компьютерно-томографической топометрии, обеспечивающего технологию индексированного позиционирования и исключающего геометрические погрешности при подготовке к 3D-планированию. Целью исследования была количественная оценка различий дозового охвата клинического целевого объёма и дозовых нагрузок на органы риска при переходе к 3D-планированию. Для обеспечения методологической сопоставимости, в соответствии с рекомендациями GEC-ESTRO и ICRU Report 89, для 10 планов 2D-группы выполнено ретроспективное контурирование HR-CTV и OAR на архивных КТ-изображениях, с последующим перерасчётом объёмных дозиметрических параметров. Основными критериями анализа были HR-CTV D90 и OAR D2cc (для мочевого пузыря, прямой и сигмовидной кишки). Статистический анализ независимых выборок показал, что 3D-планирование, подкреплённое прецизионной фиксацией мишени, ассоциируется со снижением вариабельности HR-CTV D90, повышением конформности дозового распределения и возможностью корректной оценки объёмных дозовых нагрузок на органы риска. Полученные результаты соответствуют международным рекомендациям и подчёркивают преимущества трёхмерного планирования, направленные на повышение точности, качества и безопасности брахитерапии в онкологической практике Казахстана.

Ключевые слова: медицинская физика, рак шейки матки, брахитерапия, иридий-192, 3D-планирование, 2D-планирование, высокорисковый клинический целевой объём, органы риска.

ВВЕДЕНИЕ

Рак шейки матки является одним из распространенных злокачественных новообразований в гинекологии и остаётся одной из наиболее значимых причин смертности среди женщин в мире. Согласно данным Всемирной организации здравоохранения, несмотря на усилия в скрининге и вакцинации, в 2022 году в мире диагностировано 660 000 новых случаев заболевания, около 350 000 из которых закончились летальным исходом [1, 2]. В Казахстане рак шейки матки по оценкам Международного агентства по исследованию рака (IARC) на момент 2023 года ежегодно диагностировался у 1777 женщин, и 834 женщины умерли от этого заболевания. Рак шейки матки занимает второе место по частоте встречаемости среди женщин в Казахстане и второе место по частоте встречаемости среди женщин в возрасте от 15 до 44 лет [3, 4].

Европейское общество радиотерапии и онкологии (ESTRO, GEC-ESTRO) Американское общество брахитерапии (ABS) и Европейская группа брахитерапии (Кюритерапии) (GEC) рекомендуют брахитерапию как неотъемлемую часть стандартного лечения пациентов, получающих первичную лучевую терапию с диагнозом рака шейки матки [5]. Основным

преимуществом брахитерапии является крутой градиент дозы вокруг радиоактивного источника, это гарантирует, что опухолевая клетка получит более высокую дозу облучения, а окружающие органы риска (OOR) будут максимально защищены [6]. В настоящее время в клинической практике используются два основных типа технологий брахитерапии – двумерная и трёхмерная. Двумерная традиционная брахитерапия (2D-БТ) использует ортогональные двухмерные рентгеновские изображения для назначения дозы в конкретной четко определенной точке (например, точке А) и получения грушевидного распределения изодозы как это было определено в Отчете ICRU № 38 2D-БТ широко используется благодаря своей простоте и практичности, особенно в развивающихся странах [7]. Однако 2D-планирование имеет существенные ограничения: оно не учитывает индивидуальную анатомию пациентки, не позволяет определить истинное трёхмерное распределение дозы, и существенно ограничено в оценке объёмных параметров – включая контурирование HR-CTV и расчёт дозовых нагрузок OAR D2cc, что снижает точность дозиметрического анализа [8].

Внедрение компьютерной томографии (КТ) и магнитно-резонансной томографии (МРТ) в клиническую практику привело к переходу на визуализированное трёхмерное (3D) планирование брахитерапии. Этот подход позволяет выполнять конформное облучение, когда доза адаптируется к фактической форме опухоли. Клиническое обоснование этого перехода было формализовано рабочими группами GEC-ESTRO [9, 10] и МАГАТЭ (Международное агентство по атомной энергии) [11], которые однозначно рекомендовали использование 3D-изображений для контурирования целевых объемов и органов риска. Основным документом, регламентирующим этот подход, является Отчет ICRU № 89 (2013 год) который заменил устаревший ICRU № 38 и ввёл стандартизированные объёмные параметры как HR-CTV D₉₀ (доза, покрывающая 90% HR-CTV) и OAR D_{2cc} (доза на наиболее облучённые 2 см³ ООР) [12, 13]. Принятие этих критериев является глобальным стандартом и напрямую коррелирует с улучшением показателей локального контроля и снижением частоты поздних лучевых повреждений, что доказано в рамках исследований, таких как RetroEMBRACE (Ретроспективное европейское исследование брахитерапии рака шейки матки под контролем МРТ) и EMBRACE (Европейское исследование брахитерапии рака шейки матки под контролем МРТ) [14–17]. Несмотря на широкое внедрение 3D-подхода в международной практике, в Казахстане отсутствовали количественные данные, объективно сравнивающие дозиметрические преимущества 3D-планирования над традиционным 2D-методом. Для обоснования технологической модернизации и обеспечения высокого качества лучевой терапии критически необходима количественная оценка преимуществ 3D-планирования.

В этой связи целью настоящего исследования является количественная оценка различий дозового охвата клинического целевого объёма и дозовых нагрузок на органы риска при ретроспективном переходе от 2D- к 3D-планированию брахитерапии на основе КТ-визуализации. Проведенный на базе Центра ядерной медицины и онкологии области Абай сравнительный дозиметрический анализ позволяет не только подтвердить соответствие качества брахитерапии международным стандартам, но и предоставить первые региональные данные о преимуществах 3D-визуализированного планирования, что имеет стратегическое значение для дальнейшей оптимизации и стандартизации онкологической помощи в Республике Казахстан [18].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Материалом послужили 20 планов брахитерапии высокодозным источником (HDR) у пациенток с местно-распространенным раком шейки матки, проходивших курс сочетанной лучевой терапии в Центре ядерной медицины и онкологии области Абай с 2023 по 2025 год. Выборка была разделена на две независимые группы по 10 клинических случаев в каждой: планы лечения, выполненные по классической 2D

методике, и планы лечения, выполненные по современной 3D методике.

Оборудование и дозиметрическое обеспечение было представлено автоматизированной высокодозной системой GammaMed Plus iX (Varian Medical Systems Inc., США) с источником Иридий-192 (¹⁹²Ir) и расчётом дозы по протоколу AAPM TG-43, с периодом полураспада $T_{1/2} = 74$ суток, средняя энергия гамма-излучения $E_{\gamma} = 0,38$ МэВ.

Перед началом анализа было проведено всестороннее тестирование высокодозного аппарата GammaMed Plus iX. Были выполнены дозиметрические измерения для валидации правильности подводимой дозы. Доза в контрольных точках А (правая и левая) измерялась с помощью ионизационной камеры (точечный метод). Полученные результаты подтвердили высокую точность системы: отклонение фактической дозы от расчетной составило $-1,2\%$ для точки А (R) и $+1,8\%$ для точки А (L), что соответствует допустимым международным значениям (допуск $<5-7\%$ по TG-43U1). Кроме того, был измерен критический параметр – смещение аппликатора (Applicator offset). Аппликаторы – это специальные медицинские устройства, которые вводятся в полость матки и влагалище и служат для точного позиционирования радиоактивного источника ¹⁹²Ir в непосредственной близости от опухоли. Точность данного параметра критична, так как погрешность приводит к систематической дозовой ошибке. Для оценки смещения аппликаторов использовалась радиохромная пленка (см. рисунок 1), что позволило визуально оценить точность позиционирования источника. Результаты измерения смещения аппликатора показали высокую точность позиционирования: расчетное показание линейки составило 6 ± 1 мм при теоретическом значении 6 мм, с погрешностью менее 1 мм (таблица 1).

Таблица 1. Измерение и оценка смещения аппликатора

Параметры	Полученные значения
Измерение (расчетное показание линейки)	6 ± 1 мм
Расчетная оценка	6 мм
Погрешность	<1 мм

Визуализация для 3D-планирования осуществлялась методом КТ-топометрии на многосрезовом компьютерном томографе непосредственно после инсталляции аппликаторов. Критически важным преимуществом технического обеспечения данного исследования, выделяющим базу ЦЯМиО области Абай на национальном уровне, является использование специализированного стола-провайдера (SIHO, Spain). На момент проведения анализа данное оборудование, интегрированное в единый технологический цикл с системой GammaMed Plus iX, представлено в Республике Казахстан в единственном экземпляре, что позволяет рассматривать ЦЯМиО

области Абай как референсный центр по внедрению высокоточных технологий брахитерапии.

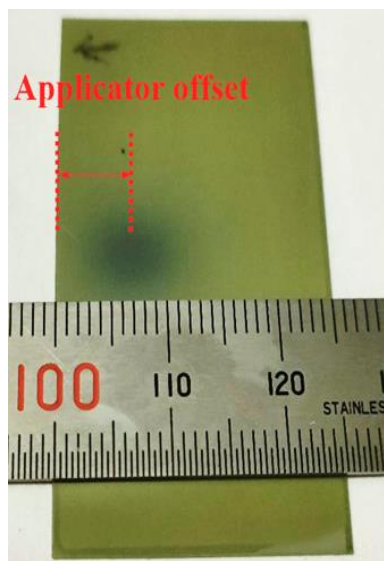


Рисунок 1. Контроль качества аппарата GammaMed Plus iX: измерение смещения источника (аппликатора) с использованием радиохромной пленки

Применение стола-провайдера позволяет реализовать технологию индексированного позиционирования, что полностью решает проблему технологического несоответствия между этапами визуализации и лечения, характерную для стандартных КТ-кушеток. Данный подход исключает необходимость физического перекалывания пациентки, тем самым нейтрализуя риск смещения аппликаторов и деформации мягких тканей, вызванных активными движениями пациента или изменением геометрии опоры. Это гарантирует стабильное и воспроизводимое положение аппликаторов относительно органов малого таза в процессе получения КТ-изображений, которые в дальнейшем используются для 3D-планирования в программном комплексе BrachyVision. Точность взаимного расположения мишени (HR-CTV), аппликаторов и органов риска напрямую влияет на корректность расчёта объёмных дозиметрических параметров, включая HR-CTV D_{90} и OAR D_{2cc} . Кроме того, использование стола-провайдера обеспечивает жесткую синхронизацию геометрии КТ-исследования с координатной системой планирующего программного обеспечения, что повышает точность реконструкции аппликаторов и расчёта путей движения источника ^{192}Ir . Это способствует улучшению конформности дозового распределения и снижению неопределённостей при оптимизации плана лечения. Следовательно, применение стола-провайдера выступает неотъемлемым элементом обеспечения качества (Quality Assurance) 3D-брахитерапии, гарантирующим соответствие международным рекомендациям [12], а также повышая общую надёжность и безопасность дозиметрического планирования.



Рисунок 2. Специализированный стол-провайдер (SIHO) для КТ-визуализации при брахитерапии в ЦЯМЮ области Абай

Дозиметрическое моделирование и расчеты осуществлялись в программном комплексе BrachyVision (Varian Medical Systems Inc., США), предназначенном для трёхмерного дозового моделирования. Все объёмы контурировались на КТ-изображениях в соответствии с международными рекомендациями ICRU Report 89 и GEC-ESTRO.

Высокорисковый клинический целевой объём (HR-CTV) определялся как остаточная опухоль и зоны вероятного микроскопического распространения в шейке матки и параметрии на момент брахитерапии. Органами риска (OOR) являлись мочевой пузырь, прямая кишка, сигмовидная кишка. Главными параметрами для сравнительного дозиметрического анализа служили: HR-CTV D_{90} (минимальная доза, получаемая 90% объёма высокорискового клинического целевого объёма) и OAR D_{2cc} (доза, приходящаяся на наиболее облучённые 2 см³ органа риска). В 2D-планах объёмные параметры не могут быть рассчитаны напрямую; поэтому их определение выполнялось ретроспективно на основе реконструкции дозовых распределений на КТ-срезах. Методология представляла собой ретроспективный сравнительный дозиметрический анализ. Основной задачей методологии было обеспечение научно обоснованной сопоставимости объёмных дозиметрических показателей между группами, которые изначально использовали принципиально разные подходы к планированию (точечный 2D и объёмный 3D). С этой целью, для 10 планов 2D-группы было проведено ретроспективное контурирование HR-CTV и OOR на архивных КТ-изображениях, что соответствует рекомендованному GEC-ESTRO подходу ретроспективной объёмной реконструкции при сравнительном анализе методик планирования. После контурирования были пересчитаны объёмные дозиметрические показатели (HR-CTV D_{90} и OAR D_{2cc}) с использованием оригинальных параметров 2D-плана.

Подобная методология позволила сравнить объективные объёмные параметры, полученные двумя разными методами планирования, но сопоставлен-

ные в рамках единой дозиметрической платформы. Сравнение средних значений дозиметрических параметров между двумя независимыми когортами проводилось с использованием критерия Стьюдента для независимых выборок (или критерия Манна–Уитни при отсутствии нормального распределения). Для параметров, подчиняющихся протокольной дозе (например, HR-CTV D90), статистическая значимость ожидаемо отсутствует. Различия считались статистически значимыми при $P \leq 0,05$.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведенный ретроспективный дозиметрический анализ 20 планов брахитерапии выявил существенные методологические различия между двумерным (2D) и трехмерным (3D) планированием, которые напрямую влияют на качество распределения дозы и возможность объективной оценки органов риска. Для наглядной демонстрации подходов к планированию, а также для иллюстрации методов, описанных ранее, один клинический случай был использован как репрезентативный пример, отражающий типичную конфигурацию аппликаторов и характер дозовых распределений. Традиционное 2D-планирование базируется на геометрических точках (Точка А, R и L), определённых на ортогональных рентгенографических снимках.

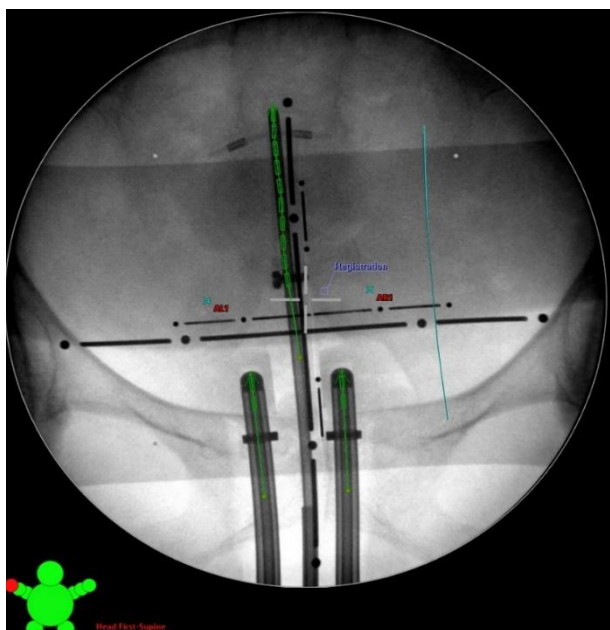


Рисунок 3. Двумерное (2D) планирование брахитерапии: рентгенографический снимок, демонстрирующий позиционирование аппликаторов и определение контрольных точек (Точка А)

На рисунке 3 представлена рентгенограмма, демонстрирующая классическую технику позиционирования аппликаторов и расчет дозы в Точках А (AL/AR). Средняя доза в точках нормализации составляла 6,8–7,1 Гр. Однако при таком подходе достоверная локализация высокорискового клиническо-

го целевого объема (HR-CTV) и органов риска затруднена, поскольку 2D-метод основан на плоских рентгенографических изображениях, не отражающих объемную анатомию и пространственные взаимоотношения между опухолью, аппликаторами и ООР. В результате дозовое распределение рассчитывается на основе геометрических допущений, что может приводить к гетерогенному распределению дозы в пределах опухолевого объема либо локальному превышению дозы на не визуализируемых критических структурах, не учитываемых в определении Точки А. Это является фундаментальным ограничением 2D-планирования, поскольку метод не предусматривает учёта индивидуальной анатомической вариативности пациентки.

Использование 3D-визуализации (КТ) позволяет преодолеть ограничения 2D-подхода. Переход к 3D-планированию, который был применен к 10 планам для ретроспективной дозиметрической оценки, кардинально изменил подход, сделав его анатомически точным и адаптируемым. На рисунке 4 представлен аксиальный срез КТ клинического случая, где четко видно точное контурирование целевых объемов и органов риска (мочевой пузырь, прямая кишка). Высокая воспроизводимость анатомо-топографических соотношений на КТ-срезах и отсутствие артефактов смещения аппликаторов были достигнуты благодаря использованию стола-провайдера, что обеспечило прецизионную точность последующего оконтуривания. Именно этот визуализированный подход, основанный на рекомендациях GEC-ESTRO, позволил провести количественную дозиметрическую оптимизацию и последующий сравнительный анализ.

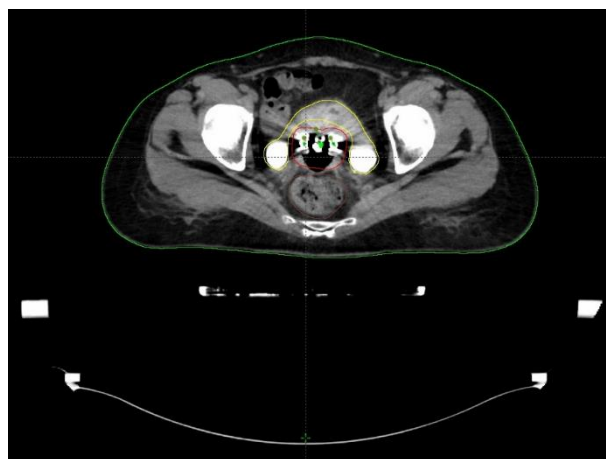


Рисунок 4. Трёхмерное (3D) планирование высокодозной брахитерапии: аксиальный срез КТ с контурированными объемами и изодозовыми линиями

Использование 3D-визуализации позволило преодолеть указанные ограничения. На аксиальном срезе (рисунок 4) отчетливо прослеживается полноценное контурирование HR-CTV и OAR, что обеспечивает корректное пространственное моделирование дозового распределения в соответствии с рекоменда-

ФИЗИКО-ДОЗИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ 2D И 3D ПЛАНИРОВАНИЯ В КЛИНИЧЕСКОЙ БРАХИТЕРАПИИ: ОПЫТ ЦЕНТРА ЯДЕРНОЙ МЕДИЦИНЫ И ОНКОЛОГИИ (Г. СЕМЕЙ)

циями GEC-ESTRO. В оптимизированных 3D-планах HR-CTV D90 составило $7,1 \pm 0,3$ Гр, что соответствует предписанной фракционной дозе и демонстрирует высокую степень конформности и воспроизводимости. Стабильность пространственного расположения критических структур относительно аппликаторной системы, гарантированная применением

технологии индексированного позиционирования на столе-провайдере, позволила минимизировать вариативность дозовых нагрузок на органы риска. В ретроспективной реконструкции 2D-планов наблюдалась более высокая вариативность дозового охвата HR-CTV (таблица 2), что отражает методологические ограничения геометрического подхода.

Таблица 2. Сравнение дозиметрических параметров при 2D и 3D планировании HDR-брахитерапии

Параметр	2D-планирование, Mean $\pm$ SD	3D-планирование, Mean $\pm$ SD	Сравнение	Комментарий / особенности метода
HR-CTV D90 (Гр)	$7,0 \pm 0,4$	$7,1 \pm 0,3$	$p \geq 0,05$	дозы соответствуют предписанной фракционной дозе (7 Гр) в обеих методиках
HR-CTV D100 (Гр) (если есть)	—	можно рассчитать	—	в 2D отсутствует как показатель; методологическое ограничение
OAR D2cc, мочевого пузыря (Гр)	оценка по референтной точке мочевого пузыря	$4,3 \pm 0,4$	—	в 2D отсутствует объёмная оценка, только точечная (ICRU Bladder Point)
OAR D2cc, прямая кишка (Гр)	оценка по референтной точке прямой кишки ICRU	$3,0 \pm 0,5$	—	в 2D дозы определяются по ICRU Rectal Point, D2cc недоступно
OAR D2cc, сигмовидная кишка (Гр)	не оценивается; ICRU-точки отсутствуют	$3,3 \pm 0,5$	—	в 2D сигмовидная кишка не оценивается
Однородность дозы (по DVH)	не выполняется	улучшенное распределение дозы	—	DVH-анализ доступен только в 3D
Пространственное распределение дозы	изодозы фиксированы, ориентир – точка A	полноценное 3D-распределение, учёт анатомии	—	ключевое отличие двух подходов
Возможность персонализации лечения	ограниченная	высокая	—	3D учитывает индивидуальную анатомию пациентки

Таблица демонстрирует ключевые методологические различия между 2D- и 3D-планированием. Несмотря на сопоставимые значения HR-CTV D90, соответствующие предписанной дозе 7 Гр, принципиальные различия между методами проявляются при оценке доз на критические органы. В 2D-подходе дозы на мочевой пузырь и прямую кишку определялись только по референтным точкам ICRU (ICRU Bladder Point и ICRU Rectal Point), а сигмовидная кишка не оценивалась в силу отсутствия соответствующих референтных точек в методологии ICRU 38. Следовательно, параметр OAR D2cc, являющийся международным стандартом объёмной дозиметрической отчётности (ICRU 89), в 2D-планах не может быть рассчитан принципиально. В 3D-планировании, напротив, стало возможным количественно определить значения D2cc для всех органов риска. Средние значения D2cc оказались ниже пороговых уровней, рекомендованных международными руководствами (в пересчёте на эквивалентную суммарную дозу EQD2 < 75 Гр для мочевого пузыря и прямой кишки), что свидетельствует о безопасном распределении дозы и высоком терапевтическом индексе. Возможность визуального определения наиболее облучаемых 2 см^3 тканей позволила оптимизировать распо-

ложение и длину шагов источника ^{192}Ir , снижая нагрузку на OAR без ухудшения HR-CTV D90.

Таким образом, полученные результаты демонстрируют, что при равной протокольной дозе на мишень (7 Гр) 3D-планирование обеспечивает более безопасные объёмные дозиметрические параметры (минимальные значения OAR D2cc) и формирует анатомически обусловленное распределение дозы, что недостижимо в рамках традиционного двумерного подхода.

ОБСУЖДЕНИЕ

Проведённый ретроспективный дозиметрический анализ 20 планов брахитерапии выявил принципиальные методологические преимущества визуализированного 3D-планирования над традиционным 2D-подходом, подтверждая необходимость внедрения анатомически адаптированных методик. Наше исследование, ориентированное на количественную оценку ключевых дозиметрических индексов HR-CTV D90 и OAR D2cc, демонстрирует, что именно наличие объёмной визуализации является ключевым условием корректного расчёта дозиметрических параметров, тогда как двумерная методика принципиально не предусматривает вычисления объёмных показателей. Основным ограничением 2D-планирования является отсутствие учёта индивидуальной анатомии

ческой вариабельности, что приводит к выраженной вариабельности фактического дозового охвата опухоли. Несмотря на стандартную дозу в Точке А ($7,1 \pm 0,3$ Гр), ретроспективная реконструкция показала, что такие параметры, как HR-CTV D90, не могут быть определены с необходимой точностью из-за отсутствия объёмного контурирования и трёхмерного отображения органов риска. Это создаёт риск как недостаточного облучения отдельных участков опухоли, так и возможного превышения дозы на критические структуры, анатомически расположенные вне области, описываемой геометрией Точки А. Принципиальное отличие 3D-планирования заключается в возможности точного контурирования мишени и адаптации пространственного распределения дозы к её форме. Минимизация методологических неопределённостей в нашем исследовании была обеспечена не только программными средствами, но и жесткой фиксацией анатомических структур с помощью стола-провайдера, что позволило исключить систематические ошибки, связанные с деформацией тканей при подготовке к КТ. Благодаря этому в оптимизированных 3D-планах было отмечено уменьшение вариабельности дозового охвата и повышение конформности, что подтверждает анатомически обусловленное преимущество трёхмерного подхода.

Важным следствием внедрения 3D-методики является повышение безопасности терапии. В 2D-планировании дозовые нагрузки на органы риска могут быть оценены только косвенно – по референтным точкам ICRU, что не позволяет определить максимально облучаемые участки объёмом 2 см^3 и не обеспечивает полноценной оценки распределения дозы в ООР. Трёхмерная визуализация делает возможным корректное контурирование прямой кишки, мочевого пузыря и сигмовидной кишки, а также расчёт D2cc, что существенно повышает надёжность прогноза поздней токсичности. Полученные показатели OAR D2cc соответствуют клиническим рекомендациям международных проспективных исследований, включая EMBRACE, что подтверждает высокий терапевтический индекс 3D-брахитерапии. Анализ дозообъёмных гистограмм (DVH) продемонстрировал более однородное распределение дозы внутри HR-CTV и крутой градиент снижения дозы за его пределами, обеспечивая улучшенный охват мишени при одновременной защите органов риска.

Таким образом, результаты исследования полностью согласуются с глобальными рекомендациями GEC-ESTRO и Отчёта ICRU № 89, которые подчёркивают, что переход к визуализированному 3D-планированию является необходимым критерием качества и безопасности в современной брахитерапии. Данный подход обеспечивает оптимальный баланс между эффективностью (адекватное покрытие HR-CTV) и безопасностью (снижение дозовой нагрузки на ООР), что методологически недостижимо в рамках геометрического 2D-подхода. Следует отметить

и ограничения исследования: ретроспективный дизайн, отсутствие оценки локального контроля и поздней токсичности, небольшой размер выборки, а также методологическая несопоставимость 2D- и 3D-планирования, поскольку расчёт объёмных параметров в 2D-методе может быть выполнен лишь приближённо. Тем не менее полученные данные представляют собой убедительное основание для стандартизации 3D-визуализированной брахитерапии во всех онкологических центрах Республики Казахстан.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты настоящего сравнительного дозиметрического анализа имеют не только локальное клиническое, но и важное стратегическое значение для развития радиационной медицины и онкологии в Республике Казахстан. Внедрение трёхмерного визуализированного планирования брахитерапии, основанного на КТ и программном комплексе BrachyVision, подтвердило свое существенное методологическое преимущество над традиционным геометрически ориентированным двумерным подходом, где дозовое распределение формировалось на основе референтных геометрических точек, включая Точку А. С позиций медицинской физики и радиационной безопасности данное преимущество отражает результаты модернизации инфраструктуры и непрерывного повышения квалификации специалистов Центра ядерной медицины и онкологии, что стало возможным, в том числе, благодаря поддержке технических проектов МАГАТЭ. Оснащение Центра специализированной системой транспортировки и индексированного позиционирования пациенток (стол провайдер) позволило достичь эталонной геометрической точности, сделав ЦЯМиО области Абай первым учреждением Казахстана, внедрившим полные международные стандарты визуализированной 3D-брахитерапии.

Полученные данные демонстрируют, что достигнутый уровень дозиметрической точности соответствует международным критериям: переход к объёмно-ориентированному расчёту обеспечивает достоверное определение HR-CTV D90 и параметров OAR D2cc, минимизируя системные ошибки и повышая предсказуемость доставки предписанной дозы. Улучшение терапевтического индекса достигается за счёт оптимизации дозовой нагрузки на органы риска при сохранении высокого качества охвата целевого объёма. В ряде клинических случаев снижение дозы на ООР, например, для прямой кишки до $3,0 \pm 0,5$ Гр, отражает успешную реализацию принципа ALARA (As Low As Reasonably Achievable), что напрямую влияет на уменьшение вероятности поздней токсичности и способствует улучшению качества жизни пациенток [19]. Методология исследования и полученные результаты полностью соответствуют рекомендациям Международного агентства по атомной энергии по внедрению визуализированной брахитерапии (3D IGBT – Image-Guided Brachytherapy), что подтвер-

ждает статус Центра ядерной медицины и онкологии области Абай как учреждения, работающего по международным стандартам и выступающего региональным центром компетенций.

Локальный вклад данного исследования заключается не только в сравнении методик, но и в научно обоснованной демонстрации необходимости стандартизации визуализированной 3D-брахитерапии во всех регионах Казахстана. Повышение дозиметрической точности, достигнутое в Центре ядерной медицины и онкологии области Абай, является значимым вкладом в улучшение показателей заболеваемости, снижение инвалидизации и повышение продолжительности жизни женщин с раком шейки матки. Стратегически важно, чтобы 3D-визуализированная брахитерапия была стандартизирована на государственном уровне как обязательный элемент лечения, обеспечивающий равный доступ к высокотехнологичной онкологической помощи. Это позволит привести национальную клиническую практику в соответствие с результатами крупных международных исследований, включая программу EMBRACE, и укрепит позиции Казахстана как страны, интегрирующей современные технологии радиационной медицины для улучшения клинических исходов.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Global Cancer Observatory: Cancer Today // J. Ferlay, M. Ervik, F. Lam [et al.]. – Lyon, France – International Agency for Research on Cancer – 2024. – URL: <https://gco.iarc.who.int/today>
2. Bray F, Colombet M, Aitken JF, Bardot A, Eser S, Galceran J, Hagenimana M [et al.]. Cancer Incidence in Five Continents Volume XII // IARC Scientific Publication No. 169 – 2024. – Vol. 68, No. 6. – P. 394–424.
3. Kazakhstan: Human Papillomavirus and Related Cancers, Fact Sheet 2023 // ICO/IARC Information Centre on HPV and Cancer. – 2023. – URL: https://hpvcentre.net/statistics/reports/KAZ_FS.pdf
4. Здоровье населения Республики Казахстан и деятельность организация здравоохранения. Статистический сборник // Министерство здравоохранения РК. – Астана. – 2025. [Zdorov'e naseleniya Respubliki Kazakhstan i deyatel'nost' organizatsiya zdravookhraneniya. Statisticheskiy sbornik // Ministerstvo zdravookhraneniya RK. – Astana. – 2025.]
5. Holschneider, Christine H. [et al.] Brachytherapy: A critical component of primary radiation therapy for cervical cancer // Brachytherapy. – Vol. 18. – Iss. 2 – P. 123–132. – <https://doi.org/10.1016/j.brachy.2018.11.009>
6. Keyes, Mira [et al.] Joint ABS/GEC-ESTRO Consensus Statement on the objectives of training in brachytherapy for physicians // Brachytherapy – 2025. – Vol. 24. – Iss. 5. – P. 631–643. – <https://doi.org/10.1016/j.brachy.2025.05.006>
7. Gupta A., Dey T., Rai B., Oinam A.S., Gy S., Ghoshal S. Point-Based Brachytherapy in Cervical Cancer with Limited Residual Disease: A Low- and Middle-Income Country Experience in the Era of Magnetic Resonance-Guided Adaptive Brachytherapy. // JCO Glob Oncol. – 2021. – P. 1602–1609. – <https://doi.org/10.1200/GO.21.00147>
8. Faye M.D., Petruccelli Araujo M., Wissing M.D., Alrabiah K. [et al.]. Safety and Efficacy of 2D Brachytherapy vs. 3D Image-Guided Adaptive Brachytherapy for Locally Advanced Cervical Cancer-A Single Institution Retrospective Study. // Curr Oncol. – 2023. – Vol. 30 (5) – P. 4966–4978. – <https://doi.org/10.3390/curroncol30050375>
9. Mahantshetty U., Poetter R., Beriwal S., Grover S., Lavanya G. [et al.]. IBS-GEC ESTRO-ABS recommendations for CT based contouring in image guided adaptive brachytherapy for cervical cancer. // Radiother Oncol. – 2021. – Vol. 160. – P. 273–284. – <https://doi.org/10.1016/j.radonc.2021.05.010>
10. Wang K., Wang J., Jiang P. High-Dose-Rate Three-Dimensional Image-Guided Adaptive Brachytherapy (3D IGABT) for Locally Advanced Cervical Cancer (LACC): A Narrative Review on Imaging Modality and Clinical Evidence. // Curr Oncol. – 2023. – Vol. 31(1). – P. 50–65. – <https://doi.org/10.3390/curroncol31010004>
11. Dosimetry in Brachytherapy – An International Code of Practice for Secondary Standards Dosimetry Laboratories and Hospitals. Technical reports series no.492 // IAEA. – 2025.
12. International Commission on Radiation Units and Measurements, Prescribing, Recording, and Reporting Brachytherapy for Cancer of the Cervix – ICRU Report 89 – 2013.
13. Pötter R., Tanderup K., Schmid M.P. [et al.] EMBRACE Collaborative Group. MRI-guided adaptive brachytherapy in locally advanced cervical cancer (EMBRACE-I): a multicenter prospective cohort study. // Lancet Oncol. – 2021. – Vol. 22(4). – P. 538–547. – [https://doi.org/10.1016/S1470-2045\(20\)30753-1](https://doi.org/10.1016/S1470-2045(20)30753-1)
14. Petric P., Lindegaard J.C., Sturda A., Fokdal L., Kirchner K. [et al.]. Results of image guided brachytherapy for stage IB cervical cancer in the RetroEMBRACE study // Radiother. Oncol. – 2021. – Vol. 157. – P. 24–31. – <https://doi.org/10.1016/j.radonc.2021.01.005>
15. Zhou N., Beavis A.L., Lin L.L., Neibart S.S., Chino J. [et al.]. Embracing and implementing the WHO cervical cancer elimination campaign goals: A consensus statement by SGO, ACOG, ASCCP, ASTRO, and ABS on minimum quality care standards for cervical cancer patients in the U.S. // Gynecol Oncol. – 2025. – Vol. 200. – P. 193–202. – <https://doi.org/10.1016/j.ygyno.2025.08.007>
16. Lindegaard J.C., Kirisits C., Schmid M.P., Wulff C.N., Steen S.G., Kristoffersen K.B., Pötter R., Petric P. Impact of Patient Selection on Real-World Outcomes by Using the EMBRACE-II Treatment Protocol in Locally Advanced Cervical Cancer // Int. J. Radiat. Oncol. Biol. Phys. – 2025. – Vol. 123(3) – P. 669–680. – <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2025.05.068>
17. Serban M., Spampinato S., de Leeuw A., Fortin I., Kirisits C., Ye X.Y., Schmid M. [et al.]. Evaluation of brachytherapy applicators and their association with morbidity and local control in cervix cancer: An EMBRACE I analysis // Radiother Oncol. – 2025. – Vol. 210. – Art. 110954. – <https://doi.org/10.1016/j.radonc.2025.110954>
18. Комплексный план по борьбе с онкологическими заболеваниями в Республике Казахстан на 2023–2027 годы : утвержден постановлением Правительства Республики Казахстан от 29 ноября 2023 года № 1058. – URL: <https://adilet.zan.kz/rus/docs/P2300001058> (дата

обращения: 22.11.2025). [Kompleksnyy plan po bor'be s onkologicheskimi zabolevaniyami v Respublike Kazakhstan na 2023–2027 gody : utverzhden postanovleniem Pravitel'stva Respubliki Kazakhstan ot 29 noyabrya 2023 goda No. 1058. – URL: <https://adilet.zan.kz/rus/docs/P2300001058> (date of access: 22.11.2025).]

19. Doudoo C.O., Gyekye P.K., Emi-Reynolds G. [et al.]. Dose and secondary cancer-risk estimation of patients undergoing high dose rate intracavitary gynecological brachytherapy // J. Med. Imaging Radiat. Sci. – 2023. – Vol. 54(2). – P. 335–342. – <https://doi.org/10.1016/j.jmir.2023.03.031>

КЛИНИКАЛЬНАЯ БРАХИТЕРАПИЯ 2D ЖӘНЕ 3D ЖОСПАРЛАУДЫҢ ФИЗИКА-ДОЗИМЕТРИЯЛЫҚ ТАЛДАУЫ: СЕМЕЙ ҚАЛАСЫНДАҒЫ ЯДРОЛЫҚ МЕДИЦИНА ЖӘНЕ ОНКОЛОГИЯ ОРТАЛЫҒЫНЫҢ ТӘЖІРИБЕСІ

**А. Д. Түсүпова^{1,2}, С. М. Айтқалиев¹, Ж. Қ. Айтқалиев¹, М. Т. Идинов^{1,2}, С. З. Танатаров¹,
Л. Б. Кенжина^{1*}, О. А. Степанова², Н. А. Елемесова¹, А. Д. Мергенбаева¹, А. К. Есенғари¹**

¹ Абай облысы ДСБ «Ядролық медицина және онкология орталығы» КМК, Семей, Қазақстан

² «Шәкәрім университеті» КеАҚ, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: laurakenzhina@yandex.kz

Мақалада жатыр мойнының жергілікті таралған қатерлі ісігі бар 20 пациентке жүргізілген жоғары дозалы брахитерапияны жоспарлаудың екі өлшемді (2D) және үш өлшемді (3D) тәсілдері арасындағы айырмашылықтарға ретроспективті физика-дозиметриялық талдау ұсынылған. Зерттеу 2023–2025 жылдары Абай облысының Ядролық медицина және онкология орталығының базасында жүргізіліп, GammaMed Plus iX жүйесі мен BrachyVision бағдарламалық кешенін қолдана отырып орындалған әрқайсысы 10 жоспардан тұратын екі тәуелсіз когортаны қамтыды. Әдістеменің негізгі ерекшелігі КТ-топометрия үшін арнайы провайдер-столды қолдану болды, ол индексирленген позициялау технологиясын қамтамасыз етіп, 3D-жоспарлауға дайындық кезінде геометриялық қателіктерді болдырмауға мүмкіндік берді. Зерттеудің мақсаты 3D-жоспарлауға көшу кезінде клиникалық мақсатты көлемнің дозалық қамтылуындағы және тәуекелді ағзаларға түсетін дозалық жүктемелердегі айырмашылықтарды сандық бағалау болды. Әдістемелік салыстырмалылықты қамтамасыз ету мақсатында GEC-ESTRO ұсынымдары мен ICRU Report 89 талаптарына сәйкес 2D-топтағы 10 жоспар үшін архивтік КТ кескіндерінде жоғары қауіп төндіретін клиникалық мақсатты көлем (HR-CTV) мен тәуекелді ағзалар (OAR) ретроспективті түрде контурланып, көлемдік дозиметриялық параметрлер қайта есептелді. Талдаудың негізгі көрсеткіштері HR-CTV D90 және OAR D2cc (қуық, тік ішек және сигма тәрізді ішек үшін) болды. Тәуелсіз таңдамаларға жүргізілген статистикалық талдау прецизиялық мишеньді фиксациямен қамтамасыз етілген 3D-жоспарлау HR-CTV D90 вариабельділігінің төмендеуімен, дозалық таралымның конформдылығының артуымен және тәуекелді ағзалардағы көлемдік дозалық жүктемелерді дәл бағалау мүмкіндігімен байланысты екенін көрсетті. Алынған нәтижелер халықаралық ұсынымдарға сәйкес келеді және Қазақстанның онкологиялық практикасында брахитерапияның дәлдігін, сапасын және қауіпсіздігін арттыруға бағытталған үш өлшемді жоспарлаудың артықшылықтарын айқындайды.

Түйін сөздер: медициналық физика, жатыр мойны обыры, брахитерапия, иридий-192, 3D-жоспарлау, 2D-жоспарлау, жоғары қауіп төндіретін клиникалық мақсатты көлем (HR-CTV), тәуекелді ағзалар (OAR).

PHYSICO-DOSIMETRIC ANALYSIS OF 2D AND 3D TREATMENT PLANNING
IN CLINICAL BRACHYTHERAPY: EXPERIENCE OF THE CENTER FOR NUCLEAR MEDICINE
AND ONCOLOGY (SEMEY, KAZAKHSTAN)

A. D. Tussupova^{1,2}, S. M. Aitkaliyev¹, Zh. K. Aitkaliyev¹, M. T. Idinov^{1,2}, S. Z. Tanatarov¹,
L. B. Kenzhina^{1*}, O. A. Stepanova², N. A. Elemessova¹, A. D. Mergenbayeva¹, A. K. Essengari¹

¹ “Center of Nuclear Medicine and Oncology” of Abay Regional Health Department, Semey, Kazakhstan

² NP JSC “Shakarim University”, Semey, Kazakhstan

* E-mail for contacts: laurakenzhina@yandex.kz

This study presents a retrospective physico-dosimetric analysis of differences between two-dimensional (2D) and three-dimensional (3D) treatment planning approaches in high-dose-rate (HDR) brachytherapy for 20 patients with locally advanced cervical cancer. The research was conducted at the Center for Nuclear Medicine and Oncology of the Abai Region between 2023 and 2025 and included two independent cohorts of 10 treatment plans each, generated using the GammaMed Plus iX after loading system and the BrachyVision treatment planning software. A key methodological feature of the study was the use of a dedicated CT topometric provider table, enabling indexed patient positioning and eliminating geometric uncertainties during preparation for 3D treatment planning. The aim of the study was to quantitatively assess differences in clinical target volume coverage and dose exposure to organs at risk during the transition to 3D planning. To ensure methodological comparability, in accordance with GEC-ESTRO recommendations and ICRU Report 89, retrospective contouring of the high-risk clinical target volume (HR-CTV) and organs at risk (OARs) was performed on archived CT images for the 10 plans in the 2D cohort, followed by recalculation of volumetric dosimetric parameters. The primary dosimetric endpoints included HR-CTV D90 and OAR D2cc for the bladder, rectum, and sigmoid colon. Statistical analysis of independent samples demonstrated that 3D planning, supported by precise target fixation, is associated with reduced variability of HR-CTV D90, improved dose distribution conformity, and the ability to accurately assess volumetric dose exposure to organs at risk. The obtained results are consistent with international guidelines and highlight the advantages of three-dimensional planning in improving the accuracy, quality, and safety of brachytherapy in oncological practice in Kazakhstan.

Keywords: medical physic, cervical cancer, brachytherapy, iridium-192, 3D planning, 2D planning, high-risk clinical target volume, organs at risk.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-169-176>

УДК: 615.849.5:618.19-006.6:616-006.6:616-073.75

ВЛИЯНИЕ ДЫХАТЕЛЬНОГО ГЕЙТИНГА НА ДОЗОВОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ И ЗАЩИТУ КРИТИЧЕСКИХ ОРГАНОВ ПРИ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ РАКА МОЛОЧНОЙ ЖЕЛЕЗЫ

А. Д. Алибекова, Л. Б. Кенжина*, М. Т. Идинов, Б. Ж. Атантаева,
С. М. Айткалиев, А. Д. Мергенбаева, Д. К. Алдынгуров, С. З. Танатаров

КГП «Центр ядерной медицины и онкологии» УЗ области Абай, Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: laurakenzhina@yandex.kz

Настоящая работа посвящена дозиметрической оценке эффективности техники глубокого вдоха на задержке дыхания (DIBH) как метода кардиопротекции при адьювантной лучевой терапии рака левой молочной железы. Основной целью исследования являлось сравнение дозиметрических параметров лучевой нагрузки на сердце в режиме DIBH с традиционным режимом свободного дыхания (FB), при условии сохранения адекватного покрытия планируемого целевого объема (PTV). Для достижения этой цели был проведен ретроспективный дозиметрический анализ планов трёхмерной конформной лучевой терапии (3D-CRT) для 10 пациенток, где сравнивались ключевые дозовые показатели для PTV, легких, сердца, пищевода, спинного мозга и контрлатеральной молочной железы. Результаты анализа убедительно продемонстрировали, что, несмотря на дозиметрическую эквивалентность по покрытию PTV и защите легочной паренхимы (V20Гр), техника DIBH обеспечивает выраженный защитный эффект в отношении кардиальных структур. В режиме DIBH зафиксировано статистически значимое снижение средней дозы на сердце (Dmean) более чем на 50% – с $33,16 \pm 3,79$ Гр до $15,49 \pm 4,50$ Гр ($p < 0,001$). Наиболее критичное снижение дозовой экспозиции достигнуто для левой передней нисходящей артерии (LAD). Данный щадящий эффект объясняется физиологическим смещением сердца в каудальном направлении во время глубокого вдоха, что эффективно удаляет его от поля облучения. Таким образом, техника DIBH обеспечивает превосходную кардиопротекцию, значительно минимизируя долгосрочные кардиоваскулярные риски (особенно связанные с LAD) без ущерба для онкологической адекватности лечения, подтверждая необходимость ее внедрения в качестве золотого стандарта в региональные клинические протоколы.

Ключевые слова: рак левой молочной железы, адьювантная лучевая терапия, органы риска, левая передняя нисходящая артерия (LAD), дозовое планирование, техника глубокого вдоха на задержке дыхания (DIBH), Грей.

ВВЕДЕНИЕ

Адьювантная лучевая терапия (ЛТ) утверждена в качестве фундаментального терапевтического подхода в рамках комплексной стратегии лечения рака левой молочной железы (РЛМЖ), неоспоримо обеспечивая максимизацию локального опухолевого контроля и демонстрируя прогнозируемый вклад в общую выживаемость когорты пациенток [1, 2]. Рак молочной железы (РМЖ) при этом остается наиболее распространенным онкологическим заболеванием среди женщин во всем мире, доминируя по показателям заболеваемости и смертности среди злокачественных новообразований, в том числе и в Республике Казахстан [3, 4]. Прогресс в радиационной онкологии привел к радикальной оптимизации дозового распределения в целевом объеме, минимизируя при этом лучевую экспозицию критических органов риска (ОР). Тем не менее, актуальность дозиметрического вызова, обусловленного анатомической близостью миокарда и магистральных коронарных сосудов к клиническому целевому объему (CTV), сохраняется в качестве ключевого фактора, лимитирующего терапевтический индекс и влияющего на долгосрочное качество жизни пациенток [5–8].

Феномен радиационно-индуцированной кардиальной дисфункции (R-CIND) представляет собой одно из наиболее значимых и потенциально фаталь-

ных отдаленных последствий лечения РЛМЖ, которое может манифестировать спустя десятилетия после завершения курса лучевой терапии [9–10]. Многочисленные эпидемиологические когортные исследования, включая эталонную работу Darby, et al. [11], убедительно продемонстрировали, что риск развития ишемической болезни сердца коррелирует с увеличением средней дозы на сердце, демонстрируя линейный рост примерно на 7,4% на каждый дополнительный Грей. В преобладающем большинстве клинических сценариев рака левой молочной железы, левая передняя нисходящая артерия (LAD) идентифицируется как наиболее критически значимая, высокочувствительная субструктура миокарда, обладающая высокой радиочувствительностью и существенным вкладом в риск отсроченной коронарной токсичности [12,13]. Именно LAD – основной коронарный сосуд – часто оказывается в зоне высоких изодоз, особенно при облучении зон, прилегающих к парастернальным лимфатическим узлам. Повреждение этой артерии ассоциируется с повышенным риском острого инфаркта миокарда и внезапной сердечной смерти в отсроченном периоде. Следовательно, достижение максимальной дозиметрической защиты LAD стало основным приоритетом в современной медицинской физике и клинической онкологии [14].

В арсенале методов активного физиологического гейтинга – управляемого облучения, синхронизированного с определенной фазой физиологического цикла пациента (дыхание или сердцебиение) – техника глубокого вдоха на задержке дыхания (DIBH) зарекомендовала себя как оптимальная и широко апробированная модальность [15]. Механизм действия DIBH основан на смещении диафрагмы, которое ведет к каудальному и вентральному смещению сердца, тем самым эффективно увеличивая расстояние между миокардом и передней грудной стенкой. Это приводит к проспективному снижению объемов сердца, экспонированных к низким и средним изодозам [16].

В контексте современных технологий лучевой терапии значение дыхательного гейтинга усиливается за счёт интеграции с четырёхмерной визуализацией (4D-KT) и методами оптического слежения за поверхностью (SGRT), которые позволяют выполнять более точное картирование дыхательных движений и уменьшать геометрические неопределённости при определении PTV. Эти подходы демонстрируют высокую воспроизводимость и стабильность дыхательного паттерна пациента, что является критически важным для обеспечения надёжного снижения дозы на сердце и LAD [9, 17]. Международная доказательная база (ESTRO, RTOG, NRG) подтверждает, что применение дыхательного гейтинга позволяет снижать среднюю дозу на сердце на 20–50% и уменьшать PTV за счёт уменьшения амплитуды дыхательных движений [18–20].

Несмотря на широкую международную доказательную базу, локальная клиническая эффективность DIBH может значительно варьировать в зависимости от технических особенностей оборудования, реальной амплитуды дыхательных движений пациенток, протоколов позиционирования и алгоритмов планирования. Поэтому количественная оценка эффективности дыхательного гейтинга должна быть получена в условиях конкретного клинического центра. Получение таких локальных данных критически важно для релевантной адаптации международных протоколов и повышения стандартов радиологической помощи в Республике Казахстан. Научная новизна настоящего исследования заключается в получении впервые для региона Абай и Республики Казахстан локальных, количественно подтверждённых данных о степени снижения дозовой нагрузки на сердце и критически значимую LAD при применении техники DIBH по сравнению с режимом свободного дыхания. Эти результаты дополняют международную доказательную базу региональными данными, что крайне важно для формирования национальных протоколов. Центр ядерной медицины и онкологии области Абай, обладая современной технологической базой и активно развивая направление высокоточной лучевой терапии, является важной региональной площадкой для внедрения передовых методов радиологической защиты. Получение собственных дозиметрических

данных позволит Центру адаптировать международные стандарты к особенностям пациенток региона, сформировать объективные критерии выбора режима облучения и внести вклад в повышение качества онкологической помощи как на региональном, так и на национальном уровне.

Исходя из высокой актуальности проблемы предотвращения радиационно-индуцированных поражений миокарда и необходимости строгой дозиметрической верификации, в рамках настоящей работы будет выполнен детальный сравнительный анализ планов лучевой терапии, выполненных в режимах свободного дыхания и глубокого вдоха на задержке дыхания. Анализ предусматривает оценку ключевых дозово-объемных параметров сердца и количественное определение степени снижения при использовании дыхательного гейтинга. Учитывая вышеизложенное, целью нашего исследования является проведение детального дозиметрического сравнения режимов FB и DIBH для количественной оценки преимуществ техники дыхательного гейтинга в отношении радиационной защиты сердца критически значимой LAD в условиях Центра ядерной медицины и онкологии области Абай.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Настоящее исследование представляет собой ретроспективный дозиметрический анализ, выполненный на базе Центра ядерной медицины и онкологии области Абай в период с января по декабрь 2025 года. В когорту были включены 10 последовательных пациенток с гистологически верифицированным раком левой молочной железы, которым была назначена адъювантная лучевая терапия после органосохраняющих операций или мастэктомии. Основным критерием для включения являлось наличие двух альтернативных планов лучевой терапии, созданных на основании компьютерной томографии (КТ) в режиме разметки: один в режиме свободного дыхания и один в режиме глубокого вдоха на задержке дыхания. КТ-симуляция выполнялась на 16-срезовом КТ-симуляторе Siemens Somatom go.Sim (Siemens Healthineers, Германия). Для обеспечения воспроизводимости положения и контроля дыхательного цикла в режиме DIBH использовалась система оптического поверхностного мониторинга (OSMS) Respiratory Motion Management, что позволяло достигать высокой точности и стабильности задержки дыхания в изоцентре. Верификация планов лучевой терапии выполнялась с использованием γ -критерия с параметрами 3%/3 мм, что соответствует общепринятому клиническому стандарту оценки качества дозового распределения.

Контурирование целевых объемов (PTV) и органов риска (OAR) осуществлялось в системе планирования Eclipse v18 (Varian Medical Systems, США) в строгом соответствии с протоколами RTOG и ICRU № 83 [19–20]. В качестве PTV контурировалась область остаточной молочной железы и/или стенки грудной клетки. Во всех случаях использовалась схе-

ВЛИЯНИЕ ДЫХАТЕЛЬНОГО ГЕЙТИНГА НА ДОЗОВОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ И ЗАЩИТУ КРИТИЧЕСКИХ ОРГАНОВ ПРИ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ РАКА МОЛОЧНОЙ ЖЕЛЕЗЫ

ма умеренного гипофракционирования с общей дозой 42,56 Гр за 16 фракций (2,66 Гр за фракцию). Среди критически значимых органов риска были оконтурены: сердце целиком; левое и правое легкое целиком; контрлатеральная молочная железа, спинной мозг, пищевод. Для каждой пациентки было создано два альтернативных плана (FB и DIBH) с трёхмерной конформной лучевой терапии (3D-CRT) 6, 10, 15 MV фотонного пучка. Критерии оптимизации были нацелены на достижение покрытия $V_{95\%} \geq 95\%$ планируемого объема мишени при одновременной минимизации дозовой нагрузки на критические органы. Основные клинически значимые ограничения дозы (Dose Constraints), использованные при планировании, суммированы в таблице 1.

Таблица 1. Клинически значимые ограничения дозы при планировании лучевой терапии

Орган риска (OAP) / Объект	Дозиметрический критерий	Ограничение
Сердце	средняя доза Dmean	< 3 Гр
Сердце	объем, получивший 25 Гр (V_{25Gr})	< 10 см ³
Легкие	объем, получивший 20 Гр (V_{20Gr})	< 10%
Пищевод	средняя доза Dmean максимальная доза Dmax	< 8–15 Гр < 30–50 Гр
Спинной мозг	максимальная доза Dmax	< 40–45 Гр
Контрлатеральная молочная железа	средняя доза Dmean максимальная доза Dmax	< 1–3 Гр < 3–5 Гр

Для количественного сравнения режимов FB и DIBH были выбраны следующие дозиметрические конечные точки: средняя доза (Dmean) и объемы, получившие средние и максимальные дозы (Dmax) для пищевода и контрлатеральной молочной железы.

Статистический анализ проводился для парных данных (сравнение двух планов для одного пациента) с использованием программного обеспечения IBM SPSS Statistics (версия 26). В связи с ненормальным распределением дозово-объемных параметров был применен критерий Уилкоксона для связанных выбо-

рок (Wilcoxon Test). Различия считались статистически значимыми при пороговом значении $p \leq 0,05$.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Оба независимых варианта плана облучения (FB и DIBH) обеспечили адекватное покрытие целевого объема (PTV). Значения ($D_{95} = 95\%$) для PTV в обоих режимах были сопоставимы и составляли $\approx 95\%$ от предписанной дозы (42,56 Гр). Анализ качества плана по γ -критерию подтвердил высокий уровень дозиметрического соответствия в обеих техниках.

Визуальная оценка распределения дозы на компьютерных томограммах подтвердила механизм действия DIBH: глубокий вдох смещает сердце и средостение, увеличивая расстояние между PTV и критическими органами. Дозово-объемные гистограммы (DVH) для критических органов при режиме свободного дыхания представлены на рисунке 1, а при режиме задержки глубокого вдоха – на рисунке 2.

При сравнительном анализе DVH становится очевидным значительное смещение кривых влево и вниз в режиме DIBH (рисунок 2) по сравнению с режимом FB (рисунок 1), что соответствует значительному снижению дозовой нагрузки на органы риска. В частности, при сравнении белых кривых (сердце) очевидно, что кривая на рисунке 2 (DIBH) смещена значительно влево и вниз, что означает, что при задержке дыхания гораздо меньший объем сердца получает высокие дозы радиации. Аналогичное смещение влево и вниз наблюдается для зеленых кривых (левое легкое) и фиолетовой кривой (все легкие), что подтверждает значительное снижение дозовой нагрузки на легочную ткань в целом.

Количественный дозиметрический анализ 10 парных планов убедительно подтвердил статистически значимое снижение дозовой нагрузки на все ключевые органы риска, как показано в таблице 2.

Анализ количественных данных (таблица 2) подтвердил результаты визуальной интерпретации: режим DIBH позволил добиться статистически значимого снижения средней дозы Dmean для всех критических органов риска ($p = 0,0078$ для всех параметров).

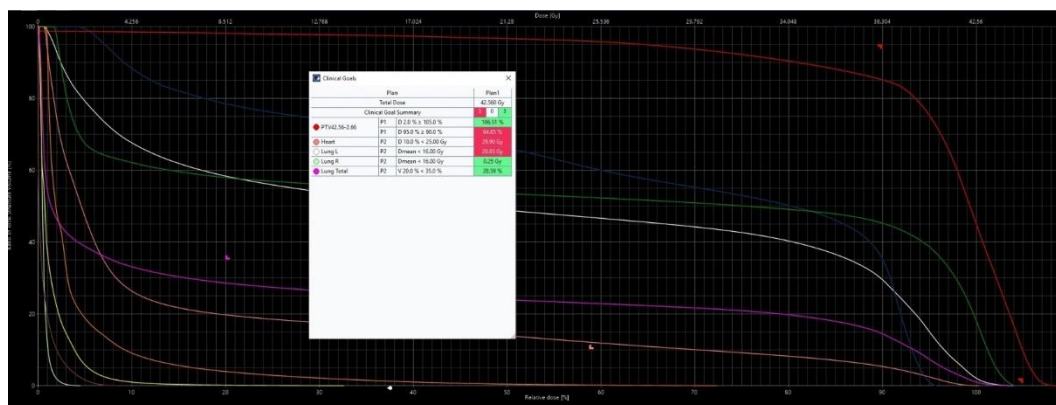


Рисунок 1. Сравнительные дозово-объемные гистограммы OAP при свободном дыхании (FB)

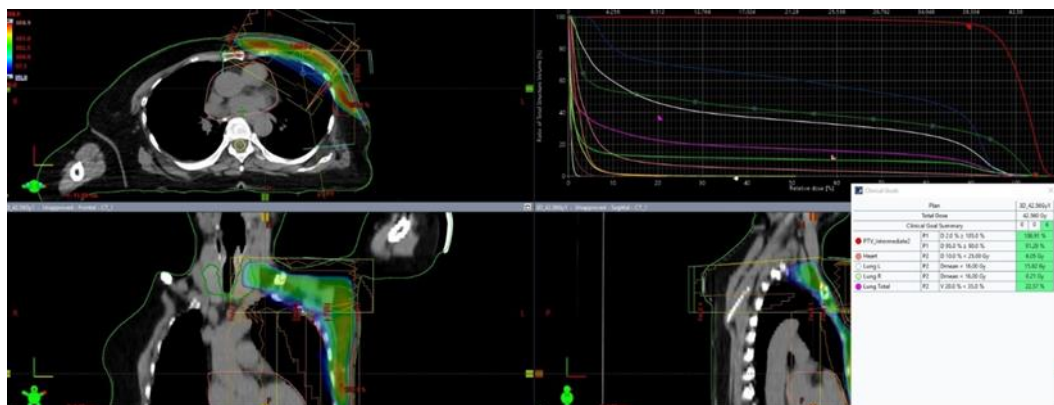


Рисунок 2. Сравнительные дозово-объемные гистограммы ОАР при задержке глубокого вдоха (DIBH)

Таблица 2. Сравнение средних дозиметрических параметров критических органов риска в режимах FB и DIBH (N=10)

Дозиметрический параметр	FB (среднее $\pm$ SD), Гр	DIBH (среднее $\pm$ SD), Гр	Абсолютное снижение (FB – DIBH), Гр	p-value*
Сердце, Dmean	33,16 $\pm$ 3,79	15,49 $\pm$ 4,50	17,67	p < 0,05
Левое лёгкое, Dmean	19,89 $\pm$ 1,29	13,10 $\pm$ 2,36	6,79	p < 0,05
Контралатеральная молочная железа, Dmean	1,11 $\pm$ 0,15	0,87 $\pm$ 0,12	0,24	p < 0,05
Контралатеральное лёгкое, Dmean	2,16 $\pm$ 0,22	1,55 $\pm$ 0,18	0,61	p < 0,05

* **Примечание:** p < 0,05 – статистически значимое различие

Наиболее выраженный протективный эффект был достигнут для сердца, где Dmean снизилась с 33,16 $\pm$ 3,79 Гр (FB) до 15,49 $\pm$ 4,50 Гр (DIBH), что составляет абсолютное снижение на 17,67 Гр. Снижение дозовой нагрузки левого лёгкого также было статистически значимым, уменьшившись на 6,79 Гр (с 19,89 Гр до 13,10 Гр). Кроме того, DIBH продемонстрировал статистически значимое снижение рассеянной дозы, достигающей контралатеральной молочной железы (снижение на 0,24 Гр) и контралатерального лёгкого (снижение на 0,61 Гр). Таким образом, количественные данные убедительно подтверждают существенные дозиметрические преимущества использования техники DIBH.

Дополнительно план DIBH характеризовался меньшей нагрузкой мониторинговых единиц (578,6 ME против 605,2 ME в режиме FB), что потенциально способствует улучшению повторяемости фракций и сокращению времени лучевой сессии. Совокупный анализ полученных данных подтверждает, что применение техники задержки глубокого вдоха позволяет существенно снизить дозовую нагрузку на критические органы при сохранении или улучшении качества покрытия опухолевого объёма, что делает DIBH предпочтительным подходом в данной клинической ситуации.

ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты настоящего исследования следует интерпретировать в контексте эволюции современных подходов к радиационной защите при лучевой терапии рака левой молочной железы, где фокус смещается от формального соблюдения дозовых ограниче-

ний к осознанному управлению долгосрочными рисками лечения. Полученные данные подтверждают, что техника глубокого вдоха на задержке дыхания (DIBH) является не просто инструментом снижения средней дозы на сердце, а эффективным способом перераспределения дозового градиента в клинически значимых зонах, включая коронарные субструктуры.

В последние годы нарастающее внимание уделяется дозовой нагрузке не на сердце как орган в целом, а на отдельные функционально значимые субструктуры, прежде всего левую переднюю нисходящую артерию (LAD), которая рассматривается как ключевой детерминант риска радиационно-индуцированных сердечно-сосудистых событий. Современные эпидемиологические и клинические данные указывают на то, что даже умеренное облучение LAD ассоциируется с повышением вероятности ишемической болезни сердца и коронарных осложнений в отдалённом периоде [21]. В этом контексте выявленное в настоящем исследовании выраженное дозовое снижение в области LAD имеет принципиальное значение, выходящее за рамки традиционного анализа средних доз. Полученные результаты хорошо согласуются с данными современных проспективных и многоцентровых исследований. Так, исследования немецких ученых показали, что применение DIBH с поверхностным контролем позволяет достоверно снижать как среднюю, так и максимальную дозу на сердце и левую коронарную артерию, сопровождаясь уменьшением прогнозируемого 10-летнего риска сердечно-сосудистых событий на 5% [22]. Аналогичные выводы представлены в систематических обзо-

рах последних лет, подтверждающих устойчивое снижение кардиальной дозовой нагрузки при использовании дыхательного гейтинга по сравнению с режимом свободного дыхания [23].

Интересным аспектом является вариабельность дозиметрического эффекта DIBN, подчеркнутая в ряде недавних публикаций. Исследования [24, 25] демонстрируют, что исходные анатомические и дыхательные характеристики пациента, включая объём лёгких и степень их расширения при вдохе, могут служить предикторами выраженности кардиопротективного эффекта. Это наблюдение придаёт дополнительную ценность локальным исследованиям, поскольку подчёркивает невозможность прямой экстраполяции международных данных без учёта региональных и индивидуальных особенностей пациенток.

С позиций медицинской физики важно отметить, что применение DIBN в настоящем исследовании не сопровождалось ухудшением показателей покрытия РТВ или увеличением дозовой нагрузки на лёгочную ткань. Напротив, отмечено снижение рассеянной дозы на контрлатеральные органы и уменьшение числа мониторинжных единиц, что потенциально может способствовать повышению воспроизводимости фракций и оптимизации времени сеанса облучения. Эти наблюдения согласуются с данными современных работ, в которых подчёркивается, что дыхательный гейтинг при корректной реализации не увеличивает сложность лечения, а, напротив, улучшает его геометрическую стабильность [26].

С клинической точки зрения DIBN следует рассматривать как инструмент активного управления терапевтическим индексом, позволяющий одновременно снижать вероятность поздних кардиальных осложнений и сохранять онкологическую адекватность лечения. В условиях, когда радиационно-индуцированная кардиотоксичность может проявляться спустя 10–20 лет после терапии и оказывать влияние на общую выживаемость, внедрение техник дыхательного гейтинга приобретает не только медицинское, но и этическое значение, соответствующее принципу минимизации потенциального вреда [27]. К ограничениям настоящего исследования следует отнести относительно небольшой размер выборки и ретроспективный характер анализа. Вместе с тем использованные дозиметрические параметры – средняя доза на сердце и экспозиция LAD – являются признанными суррогатными маркерами риска радиационно-индуцированной кардиальной токсичности и широко применяются в клинических рекомендациях и исследованиях [28–30]. Это придаёт полученным результатам высокую трансляционную значимость. В целом представленная работа формирует локальную научную основу для внедрения техники DIBN в рутинную клиническую практику Центра ядерной медицины и онкологии области Абай. Более того, полученные данные могут служить отправной точкой для адаптации международных стандартов лучевой

терапии к условиям здравоохранения Республики Казахстан, способствуя переходу от формального соблюдения дозовых ограничений к персонализированному управлению долгосрочными рисками и качеством жизни пациенток.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный дозиметрический анализ 10 планов лучевой терапии продемонстрировал эквивалентность техники глубокого вдоха на задержке дыхания и режима свободного дыхания в части соответствия клиническим требованиям по покрытию РТВ. Расчеты подтвердили, что оба метода с использованием 3D-CRT обеспечили полный охват планируемого целевого объема со средней дозой Dmean в 42,56 Гр, что гарантирует соблюдение требований дозовой предписанности. Защита легочной паренхимы также была эффективной, поскольку средний объем легкого, получивший 20 Гр (V20 Гр), в обоих случаях находился на уровне 6,1–6,5%, что соответствует клиническим нормам безопасности.

Ключевым элементом исследования стала оценка радиационной нагрузки на сердце, где DIBN реализовала свое неоспоримое протективное преимущество. Средняя доза на сердце (Dmean) в режиме DIBN была снижена до 15,49±4,50 Гр, что представляет собой сокращение более чем на 50% по сравнению с режимом FB 33,16±3,79 Гр. Полученное различие является статистически значимым ($p < 0,001$) и демонстрирует существенное уменьшение дозовой нагрузки на одну из наиболее критически важных структур при лучевой терапии левой молочной железы.

На основании строгой дозиметрической верификации, проведенной на когорте пациенток Центра ядерной медицины и онкологии области Абай, показано, что применение техники глубокого вдоха на задержке дыхания (DIBN) является не просто опциональной, а ключевой стратегией радиационной защиты при адьювантной лучевой терапии рака левой молочной железы. Использование DIBN обеспечивает стратегическое снижение долгосрочных кардиальных рисков за счет минимизации радиационной нагрузки на левую переднюю нисходящую артерию, критически важную субструктуру, что является ключевым фактором, определяющим выживаемость пациенток в отдаленном периоде. Результаты настоящего исследования формируют локальную доказательную базу, подтверждающую целесообразность широкого внедрения дыхательного гейтинга в клиническую практику регионального здравоохранения. Полученные данные свидетельствуют о том, что применение техники DIBN в сочетании с современными методами планирования лучевой терапии позволяет существенно снизить дозовую нагрузку на критические органы без ухудшения покрытия мишени и представляет собой эффективный инструмент оптимизации радиотерапии рака левой молочной железы.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. De la Cruz Ku G., Karamchandani M., Chambergo-Michilot D. [et al.] Dose breast-conserving surgery with radiotherapy have a better survival than mastectomy? A meta-analysis of more than 1,500,000 patients // *Ann. Surg. Oncol.* – 2022. – Vol. 29, No. 10. – P. 6163–6188. – <https://doi.org/10.1245/s10434-022-12133-8>
2. Khan L., Khan M., Shakeel F., Ali T., Hina M. [et al.] Effect of DIBH Coaching on Dosimetric Parameters of Heart and Lung Doses in Patients Undergoing Adjuvant Breast Radiotherapy // *Asian Pac. J. Cancer Prev.* – 2025. – Vol. 26, No. 5. – P. 1809–1813. – <https://doi.org/10.31557/APJCP.2025.26.5.1809>
3. Semiz V., Aydin B., Gulsan D., Atac E., Ozkaya E. [et al.] Comprehensive analysis of the role of deep inspiration breath-hold in right-sided breast cancer radiotherapy: A focus on cardiac substructures and right coronary artery // *J. Appl. Clin. Med. Phys.* – 2025. – Vol. 26, No. 9. – Art. e70216. – <https://doi.org/10.1002/acm2.70216>
4. Gradishar W.J., Moran M.S., Abraham J. [et al.] NCCN Clinical Practice Guidelines in Oncology (NCCN Guidelines®) // *Breast Cancer*. – Version 4.2024. URL: <https://www.nccn.org/guidelines/guidelines-detail?category=1&id=1419>.
5. Schönecker S., Angelini L., Gaasch A., Zinn A., Konnerth D. [et al.] Surface-based deep inspiration breath-hold radiotherapy in left-sided breast cancer: final results from the SAVE-HEART study // *ESMO Open*. – 2024. – Vol. 9(12). – Art. 103993. – <https://doi.org/10.1016/j.esmoop.2024.103993>
6. Zhuang Y., Wu Y., Wang H. [et al.] Survival outcomes after breast-conserving surgery plus radiotherapy compared with mastectomy for early breast cancer: population-based study // *Cancers*. – 2025. – Vol. 15, No. 24. – Art. 5799. – <https://doi.org/10.3390/cancers15245799>
7. Becker K., Kisling K., Padilla L. Clinical factors affecting breath-hold performance for left-sided breast cancer patients // *J. Appl. Clin. Med. Phys.* – 2025. – Vol. 12. – Art. e70364. – <https://doi.org/10.1002/acm2.70364>
8. Arslan A., Aktas E., Sengul B., Tekin B. Dosimetric evaluation of left ventricle and left anterior descending artery in left breast radiotherapy // *Radiol. Med.* – 2021. – Vol. 126(1). – P. 14–21. – <https://doi.org/10.1007/s11547-020-01201-2>
9. Loap P., Tkatchenko N., Goudjil F., Ribeiro M., Baron B., Fourquet A., Kirova Y. Cardiac substructure exposure in breast radiotherapy: a comparison between intensity modulated proton therapy and volumetric modulated arc therapy // *Acta Oncol.* – 2021. – Vol. 60(8) – P. 1038–1044. – <https://doi.org/10.1080/0284186X.2021.1907860>
10. Doležel M., Odrážka K., Vaňásek J. Deep-inspiration breath hold radiotherapy in patients with left-sided breast cancer after partial mastectomy // *Rozhl. Chir.* – 2021. – Vol. 100(4) – P. 180–185. – <https://doi.org/10.33699/PIS.2021.100.4>
11. Chau O.W., Fakir H., Lock M., Dinniwell R., Perera F., Erickson A., Gaede S. Dosimetric Planning Comparison for Left-Sided Breast Cancer Radiotherapy: The Clinical Feasibility of Four-Dimensional-Computed Tomography-Based Treatment Planning Optimization // *Cureus*. – 2022. – Vol. 6 – 14(5). – Art. e24777. – <https://doi.org/10.7759/cureus.24777>
12. Ferini G., Valenti V., Viola A., Umana G.E., Martorana E. A Critical Overview of Predictors of Heart Sparing by Deep-Inspiration-Breath-Hold Irradiation in Left-Sided Breast Cancer Patients // *Cancers (Basel)*. – 2022. – Vol. 18 – 14(14). – Art. 3477. – <https://doi.org/10.3390/cancers14143477>
13. Desai N., Currey A., Kelly T., Bergom C. Nationwide Trends in Heart-Sparing Techniques Utilized in Radiation Therapy for Breast Cancer // *Adv. Radiat. Oncol.* – 2019. – Vol. 30 – 4(2). – P. 246–252. – <https://doi.org/10.1016/j.adro.2019.01.001>
14. Wolf J., Stoller S., Lübke J., Rothe T., Serpa M., Scholber J., Zamboglou C., Gkika E., Baltas D., Juhasz-Böss I., Verma V., Krug D., Grosu A.L., Nicolay N.H., Sprave T. Deep inspiration breath-hold radiation therapy in left-sided breast cancer patients: a single-institution retrospective dosimetric analysis of organs at risk doses // *Strahlenther. Onkol.* – 2023. – Vol. 199(4) – P. 379–388. – <https://doi.org/10.1007/s00066-022-01998-z>
15. Mahmoud A.A., Sadaka E.A., Aboueglyah M., Amin S.A., Elmansy H., Asal M.F., Köksal M.A., Gawish A. Impact of breath-hold technique on incidence of cardiac events in adjuvant left breast cancer irradiation // *J. Cancer. Res. Clin. Oncol.* – 2023. – Vol. 149(9) – P. 5853–5859. – <https://doi.org/10.1007/s00432-022-04551-8>
16. Nair S., Devi V.N.M., Sharan K., Nagesh J., Nallapati B., Kotian S. A Dosimetric Study Comparing Different Radiotherapy Planning Techniques With and Without Deep Inspiratory Breath Hold for Breast Cancer // *Cancer Manag. Res.* – 2022. – Vol. 29 – 14. – P. 3581–3587. – <https://doi.org/10.2147/CMAR.S381316>
17. Vander Veken L., Van Ooteghem G., Razavi A., Da Rita Quaresma S. [et al.] Voluntary versus mechanically-induced deep inspiration breath-hold for left breast cancer: A randomized controlled trial // *Radiother. Oncol.* – 2023. – Vol. 183. – Art. 109598. – <https://doi.org/10.1016/j.radonc.2023.109598>
18. Hussein S.H., Kassem L., Adrosy M.I., Metwally H. Comparison Between Breath-Hold and the Inspiratory Phase of Free Breathing in Left Breast Cancer Radiotherapy: Target Volume Coverage and Organ Sparing // *Asian Pac. J. Cancer Prev.* – 2025. – Vol. 26(3) – P. 969–975. – <https://doi.org/10.31557/APJCP.2025.26.3.969>
19. Busschaert S L., Kimpe E., Barbé K., Gevaert T., De Ridder M., Putman K. Deep inspiration breath-hold for breast cancer radiotherapy: a modelling study of targeted versus non-targeted strategy for clinical and operational optimisation. // *Lancet Reg. Health Eur.* – 2025. – Vol. 1. – Iss. 60. – Art. 101509. – <https://doi.org/10.1016/j.lanepe.2025.101509>
20. Jiang S., Shi H., Ye X., Yang J., Zheng J., Wu P., Ye Q., Qin S., Liu W., Hu Z., Cai Y. A three-day coaching protocol for deep inspiration breath hold in left breast radiotherapy using active breathing control // *Sci. Rep.* – 2025. – Vol. 4 – 15(1). – Art. 43661. – <https://doi.org/10.1038/s41598-025-30484-6>
21. Moisander M., Tuohinen S., Lahdeaho H., Huhtala H. [et al.] The evolution of cardiac changes after breast cancer adjuvant radiotherapy – A six-year follow-up study // *Clin. Transl. Radiat. Oncol.* – 2025. – Vol. 56. – Art. 101078. – <https://doi.org/10.1016/j.ctro.2025.101078>
22. Schonecker S., Angelini L., Gaasch A., Zinn A., Konnerth D., Heinz C. [et al.] Surface-based deep inspiration breath-hold radiotherapy in left-sided breast cancer: final results from the SAVE-HEART study // *ESMO Open*. – 2024. –

- Vol. 9(12). – Art. 103993. – <https://doi.org/10.1016/j.esmoop.2024.103993>
23. Falco M., Masojc B., Macała A., Lukowiak M., Wozniak P., Malicki J. Deep inspiration breath hold reduces the mean heart dose in left breast cancer radiotherapy // Radiol. Oncol. – 2021. – Vol. 55(2). – P. 212–220. – <https://doi.org/10.2478/raon-2021-0008>
24. Gaal S., Kahan Z., Rarosi F., Fodor H. G., Tolnai J. Individual benefit in heart sparing during DIBH-supported left breast radiotherapy. // Clinical and Translational Radiation Oncology. – 2024. – Vol. 46 – Art. 100746. – <https://doi.org/10.1016/j.ctro.2024.100746>
25. J. Lai, S. Hu, Y. Luo, R. Zheng, Q. Zhu, P. Chen [et al.] Meta-analysis of deep inspiration breath hold (DIBH) versus free breathing (FB) in postoperative radiotherapy for left-side breast cancer // Breast Cancer. – 2020. – Vol. 27 – P. 299–307. – <https://doi.org/10.1007/s12282-019-01023-9>
26. Aldaly M., Hussien A., El-Nadi I.M., Laz N.I., Said A.S.A. [et al.] Comparison of 3D Conformal and Deep Inspiratory Breath Holding vs. 4D-CT Intensity-Modulated Radiation Therapy for Patients with Left Breast Cancer // Cancers (Basel). – 2023. – Vol. 15(24). – Art. 5799. – <https://doi.org/10.3390/cancers15245799>
27. Taylor C.W., Wang Z., Macaulay E., Jagsi R., Duane F., Darby S.C. Exposure of the Heart in Breast Cancer Radiation Therapy: A Systematic Review of Heart Doses Published During 2003 to 2013 // Int. J. Radiat. Oncol. Biol. Phys. – 2015. – Vol. 93. – Iss. 4. – P. 845–853. – <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2015.07.2292>
28. Aznar M.C. [et al.] ESTRO-ACROP guideline: Recommendations on implementation of breath-hold techniques in radiotherapy // Radiother. Oncol. – 2023. – Vol. 185. – Art. 109734. – <https://doi.org/10.1016/j.radonc.2023.109734>
29. G. Loganadane [et al.] Comparison of Nodal Target Volume Definition in Breast Cancer Radiation Therapy According to RTOG Versus ESTRO Atlases: A Practical Review From the TransAtlantic Radiation Oncology Network (TRONE) // International Journal of Radiation Oncology Biology. Physics. – Elsevier Inc. – 2020. – Vol. 107. – No. 3. – P. 437–448. – <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2020.04.012>
30. Beaton L., Bergman A., Nichol A., Aparicio M., Wong G., Gondara L. Cardiac death after breast radiotherapy and the QUANTEC cardiac guidelines. // Clin. Transl. Radiat Oncol. – 2019. – Vol. 13(19) – P. 39–45. – <https://doi.org/10.1016/j.ctro.2019.08.001>

ТЫНЫС АЛУ ГЕЙТИНГІ ӘДІСІНІҢ СҮТ БЕЗІ ОБЫРЫНЫҢ СӘУЛЕЛІК ТЕРАПИЯСЫ КЕЗІНДЕГІ ДОЗАНЫҢ ТАРАЛУЫНА ЖӘНЕ КРИТИКАЛЫҚ МҮШЕЛЕРДІ ҚОРҒАУҒА ӘСЕРІ

А. Д. Алибекова, Л. Б. Кенжина*, М. Т. Идинов, Б. Ж. Атантаева,
С. М. Айткалиев, А. Д. Мергенбаева, Д. К. Алдынгуров, С. З. Танатаров

Абай облысы ДСБ «Ядролық медицина және онкология орталығы» КМК, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: laurakenzhina@yandex.kz

Бұл зерттеу сол жақ сүт безі обырының адьювантты сәулелік терапиясында кардиопротекция әдісі ретінде қолданылатын терең дем алуды ұстап тұру (Deep Inspiration Breath Hold, DIBH) техникасының тиімділігін дозиметриялық тұрғыдан бағалауға арналған. Зерттеудің негізгі мақсаты – жоспарланған мақсатты көлемнің (PTV) жеткілікті жабылуын қамтамасыз ете отырып, жүрекке түсетін сәулелік жүктеменің дозиметриялық параметрлерін DIBH режимінде дәстүрлі еркін тыныс алу (Free Breathing, FB) режимімен салыстыру. Осы мақсатқа сәйкес 10 пациентке арналған үш өлшемді конформды сәулелік терапия (3D-CRT) жоспарларына ретроспективті дозиметриялық талдау жүргізілді. Талдауда PTV, өкпе, жүрек, өңеш, жұлын және контрлатеральды сүт безі үшін негізгі дозалық көрсеткіштер салыстырылды. Нәтижелер PTV жабылуы мен өкпе паренхимасын қорғаудағы (V20 Гр) дозиметриялық эквиваленттілікке қарамастан, DIBH техникасының жүрек құрылымдарын қорғауда айқын артықшылық беретінін көрсетті. DIBH режимінде жүректің орташа дозасы (Dmean) 50%-дан астам төмендеді – $33,16 \pm 3,79$ Гр-ден $15,49 \pm 4,50$ Гр-ге дейін ($p \leq 0,001$). Ең маңызды төмендеу сол жақ алдыңғы төмендейтін артерия (LAD) үшін тіркелді. Бұл қорғаныш әсер терең дем алу кезінде жүректің каудальды бағытта физиологиялық жылжуына байланысты, нәтижесінде жүрек сәулелену өрісінен алшақтайды. Осылайша, DIBH техникасы онкологиялық ем тиімділігін төмендетпей, ұзақ мерзімді кардиоваскулярлық қауіптерді (әсіресе LAD аймағында) айтарлықтай азайта отырып, жоғары деңгейлі кардиопротекцияны қамтамасыз етеді және оны өңірлік клиникалық хаттамаларға енгізудің қажеттілігін дәлелдейді.

Түйін сөздер: сол жақ сүт безі обыры, адьювантты сәулелік терапия, қауіпті мүшелер (OAP), сол жақ алдыңғы төмендейтін артерия (LAD), дозаны жоспарлау, терең дем алуды ұстап тұру техникасы (DIBH), Грей.

IMPACT OF RESPIRATORY GATING ON DOSE DISTRIBUTION AND PROTECTION
OF CRITICAL ORGANS IN RADIOTHERAPY FOR BREAST CANCER

A. D. Alibekova, L. B. Kenzhina*, M. T. Idinov, B. Zh. Atantayeva,
S. M. Aitkaliyev, A. D. Mergenbayeva, D. K. Aldyngurov, S. Z. Tanatarov

“Center of Nuclear Medicine and Oncology” of Abay Regional Health Department, Semey, Kazakhstan

** E-mail for contacts: laurakenzhina@yandex.kz*

This study is dedicated to the dosimetric evaluation of the Deep Inspiration Breath Hold (DIBH) technique as a cardioprotective method during adjuvant radiotherapy for left-sided breast cancer. The primary objective of the research was to compare the dosimetric parameters of radiation exposure to the heart in the DIBH mode with those obtained in the conventional Free Breathing (FB) mode, while maintaining adequate coverage of the Planning Target Volume (PTV). To achieve this objective, a retrospective dosimetric analysis of three-dimensional conformal radiotherapy (3D-CRT) plans for 10 patients was performed. Key dose–volume metrics for the PTV, lungs, heart, esophagus, spinal cord, and contralateral breast were assessed. The results demonstrated that, despite the dosimetric equivalence in PTV coverage and protection of lung parenchyma (V20 Gy), the DIBH technique provides a pronounced protective effect on cardiac structures. In the DIBH mode, a statistically significant reduction of more than 50% in the mean heart dose (Dmean) was observed – from $33,16 \pm 3,79$ Gy to $15,49 \pm 4,50$ Gy ($p \leq 0,001$). The most substantial reduction in radiation exposure was recorded for the left anterior descending coronary artery (LAD). This sparing effect is explained by the physiological caudal displacement of the heart during deep inspiration, effectively increasing the distance between the heart and the irradiation field. Thus, the DIBH technique ensures excellent cardioprotection, significantly reducing long-term cardiovascular risks – particularly those associated with LAD exposure – without compromising the oncological adequacy of treatment. These findings confirm the necessity of implementing DIBH as a gold standard in regional clinical radiotherapy protocols.

Keywords: *left-sided breast cancer, adjuvant radiotherapy, organs at risk (OAR), left anterior descending artery (LAD), dose planning, Deep Inspiration Breath Hold (DIBH), Gray.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-177-186>

УДК: 615.849.5:616-006.6:616.21

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ

**Н. А. Елемесова, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина*, Б. Ж. Атантаева,
С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, А. Д. Мергенбаева, Н. Ю. Карнакова**

КГП «Центр ядерной медицины и онкологии» УЗ области Абай, Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: laurakenzhina@yandex.kz

Исследование выполнено на базе Центра ядерной медицины и онкологии области Абай (г. Семей) и посвящено количественной оценке и оптимизации параметров дозового планирования у пациентов с опухолями головы и шеи. В ретроспективный анализ включены семь пациентов ($N = 7$), проходивших лечение в 2024 году, для которых были сформированы планы лучевой терапии с использованием методик лучевой терапии с модулированной интенсивностью пучка (Intensity-Modulated Radiation Therapy, IMRT) и объёмно-модулированной дуговой лучевой терапии (Volumetric Modulated Arc Therapy, VMAT) на линейном ускорителе TrueBeam в системе планирования Eclipse. Целью работы являлась сравнительная физико-дозиметрическая оценка качества планов с анализом ключевых дозиметрических метрик и логистической эффективности доставки дозы. Проведённый анализ показал сопоставимый уровень покрытия планируемого целевого объёма (PTV) для обеих методик при наличии клинически значимых различий в распределении дозовой нагрузки на органы риска. Применение VMAT сопровождалось снижением средней дозы на околоушные слюнные железы на 4,65 Гр по сравнению с IMRT ($19,60 \pm 7,97$ Гр против $24,26 \pm 3,75$ Гр), что обеспечивало достижение значений ниже порогового уровня 25 Гр и способствовало сохранению их функциональной активности. Средняя доза на спинной мозг также была ниже при VMAT ($37,96 \pm 4,16$ Гр против $41,37 \pm 1,94$ Гр), что повышало радиационную безопасность лечения. Результаты логистического анализа показали преимущество VMAT, выражающееся сокращением количества мониторинговых единиц и времени доставки дозы более чем на 60% по сравнению с IMRT, что способствует снижению лучевой нагрузки на органы риска и подтверждает целесообразность применения данной методики в клинической практике.

Ключевые слова: опухоли головы и шеи, лучевая терапия, дозовое планирование, IMRT, VMAT, линейный ускоритель TrueBeam, органы риска, физико-дозиметрический анализ.

ВВЕДЕНИЕ

Злокачественные новообразования головы и шеи (ОГШ) представляют собой гетерогенную группу опухолей, которые, несмотря на относительно низкую долю в общей структуре онкологической заболеваемости (в среднем 5–7% по международным данным), характеризуются значительной сложностью лечения [1–5]. Согласно данным Глобального регистра рака (GLOBOCAN) Всемирной организации здравоохранения (ВОЗ), Международного агентства по исследованиям рака (IARC), злокачественные образования в области головы и шеи остаются значимой причиной заболеваемости и смертности как в мире, так и в отдельных регионах, включая Республику Казахстан.

Основным методом радикальной терапии, особенно при местно-распространённых формах, является лучевая терапия (ЛТ), часто в сочетании с химиотерапией. Ключевая проблема при лучевом лечении ОГШ обусловлена комплексной анатомической структурой области головы и шеи, где опухоли часто расположены в непосредственной близости от критически важных и высокочувствительных структур. Требование подведения высоких радикальных доз (до 70 Гр) к планируемому целевому объёму на фоне того, что окружающие органы риска (ООР) (включая спинной мозг, зрительные нервы, слюнные железы, мышцы-кон-

рикторы глотки) имеют низкие толерантные дозы, определяет узкое терапевтическое окно [6, 7]. Неадекватная защита ООР приводит к высокому риску развития тяжёлых хронических осложнений, таких как ксеростомия (связанная с повреждением слюнных желез) и дисфагия, что отражено в клинических конечных точках согласно рекомендациям QUANTEC [8].

Именно эти клинические ограничения инициировали поиск и разработку новых технологических подходов в медицинской физике. Традиционные методы лучевой терапии не могли обеспечить необходимого уровня конформности – степени пространственного соответствия изодозных поверхностей геометрии опухолевого объёма. В ответ на этот вызов были разработаны методы лучевой терапии с модулированной интенсивностью (межд. Intensity modulated radiation therapy, IMRT) и её более современная форма – объёмно-модулированная дуговая терапия (межд. Volumetric modulated arc therapy VMAT) [9]. VMAT является эволюционным развитием IMRT, используя непрерывное движение гентри (подвижный корпус аппарата) с одновременным изменением параметров источника, что позволяет достигать более высокой конформности и сокращать длительность сеанса. Однако, несмотря на очевидные преимущества обоих методов перед трехмерной конформной лучевой терапией

(межд. 3D-conformal radiotherapy, 3D-CRT), вопрос об их относительных дозиметрических преимуществах остаётся предметом научных дискуссий. Необходимо определение того, какой метод обеспечивает оптимальное соотношение дозового покрытия планируемого объёма мишени (PTV) и снижения средней дозы (D_{mean}) на ключевые окружающие органы риска, что является центральной задачей дозиметрической оптимизации [10–12]. Согласно международным стандартам Международного агентства по атомной энергии (IAEA), включая серии Технических отчетов по медицинской дозиметрии и обеспечению качества в лучевой терапии, внедрение методов IMRT и VMAT должно сопровождаться обязательной верификацией дозы, регулярной калибровкой оборудования и систематическим контролем качества. Руководства IAEA по радиационной безопасности при медицинском использовании ионизирующего излучения также определяют требования к проектированию и эксплуатации радиотерапевтических отделений, обеспечивающие безопасные условия проведения лечения [13, 14]. Соблюдение этих норм позволяет достичь оптимального баланса между адекватным покрытием планируемого объёма мишени и защитой критических органов риска, что особенно важно при лечении опухолей головы и шеи с их сложной анатомией и высокой чувствительностью окружающих структур [15]. Исходя из данной методологической и клинической необходимости, Центром ядерной медицины и онкологии области Абай было инициировано настоящее исследование. Цель работы – количественная физико-дозиметрическая оценка и оптимизация параметров дозового планирования IMRT и VMAT при опухолях головы и шеи с анализом ключевых дозиметрических показателей (CI , HI , D_{mean} , D_{max} , $D_{95/98}$) и логистической эффективностью доставки дозы. Результаты исследования

позволят научно обосновать выбор оптимального метода планирования и стандартизировать протоколы лучевой терапии ОГШ в Казахстане, что потенциально способствует снижению частоты и выраженности радиационно-индуцированных токсических реакций.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Настоящее исследование представляет собой сравнительный дозиметрический анализ планов лучевой терапии, разработанных для пациентов с опухолями головы и шеи, проходивших лечение в Центре ядерной медицины и онкологии области Абай, г. Семей. Ретроспективный анализ проводился на когорте из семи ($N = 7$) пациентов с опухолями в области головы и шеи, которые получили лечение в 2024 году. В исследование были включены пациенты с различными диагнозами злокачественных новообразований данной локализации, включая опухоли гортаноглотки, носоглотки и слюнных желёз, получавшие как дооперационную, так и послеоперационную лучевую терапию с использованием фотонных пучков с энергией 6 МэВ. Для каждого пациента было выполнено дозиметрическое планирование с применением двух сравниваемых методик: лучевой терапии с модулированной интенсивностью (IMRT) и объёмно-модулированной дуговой терапии (VMAT). Исследование проводилось с использованием линейного ускорителя TrueBeam (Varian Medical Systems Inc., США), который является ключевым элементом материально-технической базы Центра (рисунок 1).

Аппарат оснащен многолепестковым коллиматором с шириной лепестков 1 см и максимальной скоростью движения 2,5 см/с. Верхний и нижний коллиматоры формируют максимальное поле размером 40×40 см². Планирование дозового распределения осуществлялись в системе ECLIPSE, версия 18 (Varian).



Рисунок 1. Линейный ускоритель TrueBeam (Varian Medical Systems Inc., США)

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ

Таблица 1. Сравнение дозовых нагрузок D_{mean} на ключевые органы риска в планах VMAT и IMRT (Гр)

Пациент	VMAT				IMRT			
	Полость рта	Нижняя челюсть	Околоушная железа	Спинной мозг	Полость рта	Нижняя челюсть	Околоушная железа	Спинной мозг
1	34,20	60,10	2,27	43,50	35,3	62,30	25,00	38,60
2	43,50	49,90	24,92	30,40	49,6	52,50	28,30	39,80
3	28,30	38,70	24,01	35,60	32,3	40,20	19,10	41,80
4	35,60	42,50	22,94	39,70	48,6	43,20	23,20	43,50
5	22,10	35,60	19,09	37,30	28,2	33,50	20,50	43,90
6	43,50	50,20	24,20	40,50	38,4	44,60	24,40	40,30
7	30,20	37,70	19,80	38,70	35,9	38,60	29,30	41,70
Ср±SD	33,91±7,87	44,96±8,82	19,60±7,97	37,96±4,16	38,33±8,03	44,99±9,62	24,26±3,75	41,37±1,94

На этапах планирования формировались целевые объёмы (PTV) с различными уровнями предписанной дозы: PTV 50 Гр, PTV 60 Гр, PTV 66 Гр и PTV 70 Гр, в зависимости от локализации и стадии заболевания. Планируемые целевые объёмы обычно формировались путем увеличения каждого клинического целевого объёма (CTV) на 5 мм для учета потенциальных ошибок настройки и движения пациента. Однако, в соответствии с принципами анатомической конформности, граница вокруг CTV была ограничена 1 мм при расположении рядом с критическими нервными структурами [5]. Дозы облучения составляли 50 Гр, 60 Гр, 66 Гр и 70 Гр при фракционировании по 2 Гр за сеанс. Назначенные дозы были получены за 35 фракций, по одной в день, пять раз в неделю.

Оптимизация планов IMRT и VMAT проводилась с учётом стандартных ограничений для критических органов риска (спинной мозг, ствол мозга, околоушные железы, зрительные пути и гортань) с целью достижения максимального покрытия PTV при минимизации дозовой нагрузки на окружающие здоровые ткани. В рамках дозового планирования, доза в пределах PTV распределялась равномерно, при этом значимой разницы в максимальных дозах (D_{max}) для таких критических органов, как спинной мозг, здоровая околоушная железа, полость рта, гортаноглотка, пищевод и щитовидная железа, между IMRT и VMAT по данным планирования выявлено не было. Для всесторонней оценки эффективности и логистических преимуществ сравниваемых методик, дополнительно были проанализированы такие физические параметры, как количество мониторинговых единиц и общее время лечения.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Количественные результаты сравнительного физико-дозиметрического анализа методик IMRT и VMAT, а также оценка логистической эффективности доставки дозы представлены в таблицах 1–4. На основании этих данных была произведена интерпретация дозовых нагрузок на ключевые органы риска и определены различия в параметрах скорости лечения. Визуальная иллюстрация достигнутой конформности дозового распределения и эффективности индивидуально для репрезентативных клинических случаев приведена на

рисунках 2–4, включающих изодозные кривые и дозобъёмные гистограммы (DVH).

По результатам анализа в таблице 1 установлено, что метод VMAT продемонстрировал более эффективную сохранность критических органов риска по сравнению с IMRT, особенно для околоушных желёз и спинного мозга. Однако средние значения не всегда позволяют отразить индивидуальную вариабельность ответа в разных клинических ситуациях. В связи с этим для уточнения характера различий между методиками был проведён дополнительный анализ, направленный на оценку индивидуального эффекта замены IMRT на VMAT. С целью более детальной оценки влияния методики на дозовую нагрузку для каждого пациента был выполнен попарный анализ разницы доз ($\Delta = \text{VMAT} - \text{IMRT}$), отражающий индивидуальный эффект смены техники облучения. Данная разница Δ показывает, насколько изменяется средняя доза на орган риска при переходе от IMRT к VMAT для каждого конкретного пациента: отрицательное значение Δ означает снижение дозы при использовании VMAT (клинически благоприятный результат), положительное значение – увеличение дозы. Результаты индивидуального попарного сравнения представлены в таблице 2, что обеспечивает более глубокую оценку различий между методиками.

Таблица 2. Сравнение дозовых нагрузок D_{mean} на ключевые органы риска в планах VMAT и IMRT (Гр)

№ пациента	Δ полость рта	Δ нижняя челюсть	Δ околоушная железа	Δ спинной мозг
1	-1,10*	-2,20	-22,73	4,90
2	-6,10	-2,60	-3,38	-9,40
3	-4,00	-1,50	4,91	-6,20
4	-13,00	-0,70	-0,26	-3,80
5	-6,10	2,10	-1,41	-6,60
6	5,10	5,60	-0,20	0,20
7	-5,70	-0,90	-9,50	-3,00
Ср	-4,41	-0,03	-4,65	-3,41

* **Примечание:** Отрицательное значение Δ отражает снижение дозы при VMAT.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ

Как видно из таблицы 2, в большинстве случаев использование VMAT приводит к снижению средней дозы на органы риска (отрицательные значения Δ), особенно выраженному для околоушных желёз ($\Delta_{\text{mean}} = -4,65$ Гр). Это подчёркивает потенциальное снижение риска радиационно-индуцированной ксеростомии. Для нижней челюсти разница между методиками минимальна ($\Delta_{\text{mean}} = -0,03$ Гр), что соответствует эквивалентности методов в защите данной структуры. Разница доз на спинной мозг также демонстрирует преимущество VMAT ($\Delta_{\text{mean}} = -3,41$ Гр), что является клинически значимым в контексте строгих дозовых ограничений для данной структуры.

Переходя от анализа дозовых характеристик к оценке эффективности технической реализации методов, далее были изучены логистические параметры планов, которые напрямую влияют на продолжительность сеанса лечения и общую стабильность его проведения. Ключевым параметром для оценки эффективности является количество мониторинговых единиц (MU). MU – это основная единица работы линейного ускорителя, которая отражает количество радиации, необходимое для подведения предписанной дозы к целевому объёму. Обычно 1 MU соответствует дозе, доставленной пучком (фотонов или протонов) в эталонных условиях (например, 1 Гр в поле 10×10 см²). В методах модулированной интенсивности количество MU служит важным индикатором эффективности дозовой доставки и косвенно влияет на интегральную дозу, получаемую здоровыми тканями. Сравнительные данные логистических параметров представлены в таблице 3.

Таблица 3. Сравнительный анализ физических и логистических параметров эффективности доставки дозы методами IMRT и VMAT

№ пациента	IMRT		VMAT	
	MU	Время лечения, мин	MU	Время лечения, мин
1	1797,30	2,70	477,40	0,72
2	685,90	1,03	531,90	0,80
3	1606,00	2,41	550,60	0,83
4	2051,50	3,08	736,40	1,10
5	1916,20	2,87	598,80	0,90
6	572,40	0,86	456,60	0,68
7	1384,70	2,08	466,40	0,70
Ср±SD	1430,57 ±588,75	2,15 ±0,88	545,44 ±98,57	0,82 ±0,15
Δ (VMAT-IMRT)	-885,13 MU	-1,33 мин	—*	—
% сокращения	-61,8%	-61,9 %	—	—

* **Примечание:** прочерк (—) означает неприменимость этих показателей.

Как видно из таблицы 3, анализ логистических параметров показал, что метод VMAT требует значительно меньшего количества MU (в среднем

545,44±98,57 MU) по сравнению с IMRT (в среднем 1430,57±588,75 MU). Соответственно, общее время доставки дозы в VMAT было в среднем в 2,6 раза короче (0,82 минут против 2,15 минут). Такое сокращение времени является критически важным для минимизации внутрифракционных ошибок, связанных с движением пациента, и повышения пропускной способности клиники. Уменьшение времени сеанса также улучшает комфорт пациента и может снижать вероятность смещения анатомических структур в ходе терапии. Дополнительно следует отметить, что прочерки (—) в строках « Δ » и «% сокращения» таблицы 3 отражают неприменимость данных показателей для VMAT, поскольку они вычисляются исключительно как относительная разница по отношению к IMRT. Для усиления интерпретации логистических различий дополнительно были рассчитаны интегральные показатели эффективности – абсолютное снижение MU и времени экспозиции (Δ), а также процентное сокращение параметров. Эти показатели позволяют количественно оценить выигрыш VMAT относительно IMRT и дополняют выводы, основанные на средних значениях.

Наряду с анализом дозовой нагрузки на критические структуры, в рамках исследования была проведена количественная верификация качества покрытия планируемого целевого объема (PTV50). Согласно заявленным во введении критериям, были проанализированы показатели покрытия дозой для 95 и 98 процентов ($D_{95\%}$ и $D_{98\%}$), а также рассчитаны индексы конформности и гомогенности, представленные в таблице 4.

Таблица 4. Параметры покрытия PTV и индексы качества дозовых распределений (Mean±SD)

Параметр	IMRT	VMAT	p-value
$D_{95\%}$ (Гр)	51,8±0,6	52,1±0,4	> 0,05
$D_{98\%}$ (Гр)	50,4±0,9	50,8±0,7	> 0,05
Индекс конформности (CI)	1,18±0,05	1,04±0,03	< 0,05
Индекс гомогенности (HI)	0,12±0,02	0,08±0,01	< 0,05

Анализ показал сопоставимый уровень покрытия целевого объёма при использовании обеих методик планирования. Значения $D_{95\%}$ и $D_{98\%}$ для PTV50 не различались статистически значимо ($p > 0,05$), что свидетельствует о достижении требуемого дозового покрытия в обоих вариантах планирования. При этом интегральные характеристики распределения дозы демонстрировали преимущество техники VMAT. Значения индекса конформности и индекса гомогенности были статистически значимо ниже при использовании VMAT ($p < 0,05$), что указывает на более точное соответствие высокодозной области геометрии целевого объёма и более равномерное распределение дозы внутри PTV.

Для визуализации дозиметрических преимуществ и демонстрации возможностей системы планирова-

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ

ния была проведена детальная оценка индивидуальных планов лечения онкопациентов. С целью иллюстрации ключевых преимуществ сравниваемых методик и их применимости при различных локализациях опухолей головы и шеи, ниже представлены три наиболее репрезентативных клинических примера из общей когорты (N=7). Представленные клинические примеры выбраны как наиболее репрезентативные, иллюстрирующие достижение высокого терапевтического индекса.

КЛИНИЧЕСКИЕ ПРИМЕРЫ

Представленные ниже клинические случаи приведены в качестве иллюстрации особенностей индивидуальной оптимизации планов лучевой терапии при использовании методов IMRT и VMAT. Для каждого пациента выполнялось планирование необходимым методом, позволяющим наглядно продемонстрировать особенности распределения дозы и органосохраняющие возможности данных техник.

Пример 1: пациент с опухолью левой околоушной слюнной железы (Пациент № 1)

В данном клиническом случае с опухолью околоушной слюнной железы слева, план, выполненный методом VMAT, требовал тщательного подхода для обеспечения радиационной защиты контралатеральных структур (рисунок 2). Первичный план (2 дуги) обеспечивал покрытие PTV на уровне $D_{95} = 95\%$ при γ -анализе 96%. В процессе пост-коррекции были изменены углы дуг и добавлены жесткие ограничения на низкодозовые объёмы (V_5, V_{10}), что позволило значительно улучшить органосохраняющий эффект.

Итоговая оптимизация продемонстрировала следующие высокоэффективные параметры: средняя доза на контралатеральную (здоровую) околоушную железу составила всего 2,273 Гр, что гарантирует максимально возможное сохранение ее функции и предот-

ращение ксеростомии (критический порог 25 Гр). Средняя доза полости рта снизилась до 16,175 Гр (уточнение: снижение по сравнению с исходным планом, а не сравнением VMAT и IMRT), что минимизирует риск развития тяжёлого мукозита (воспаления слизистых оболочек ротовой полости). При этом покрытие PTV (D_{95}) сохранилось на уровне 94,5% (разница в пределах допустимой погрешности), а дозы на другие критические структуры, такие как спинной мозг ($D_{max} = 32,314$ Гр) и нижняя челюсть ($D_{max} = 68,241$ Гр), были контролируемы. Финальный γ -анализ составил 96,3% при низком расходе мониторинжных единиц 593,3 MU, подтверждая высокое качество и эффективность оптимизированного плана.

Данный клинический пример демонстрирует возможности VMAT по улучшению конформности дозового распределения при сохранении приемлемых дозовых ограничений для органов риска.

Пример 2: пациент с опухолью в области гортани и глотки (Пациент № 2)

Второй клинический пример пациента № 2 так же демонстрирует критическую роль применения VMAT в обеспечении безопасности жизненно важных структур. Первичный план (2 дуги VMAT) обеспечивал удовлетворительное покрытие PTV $D_{95} = 95,2\%$ при γ -анализе 94%, однако дозовые нагрузки на органы риска были неприемлемо высоки: D_{max} на спинной мозг составила 48,5 Гр, что превышает толерантный лимит. Средние дозы на околоушные железы (28,2 Гр и 27,1 Гр) также превышали критический порог 25 Гр. Для устранения этих недостатков была проведена многоэтапная оптимизация: уменьшен угол дуги, введены ограничения на V_{24} средней дозы контралатеральной околоушной железы, и существенно увеличен весовой коэффициент ограничения на спинной мозг.

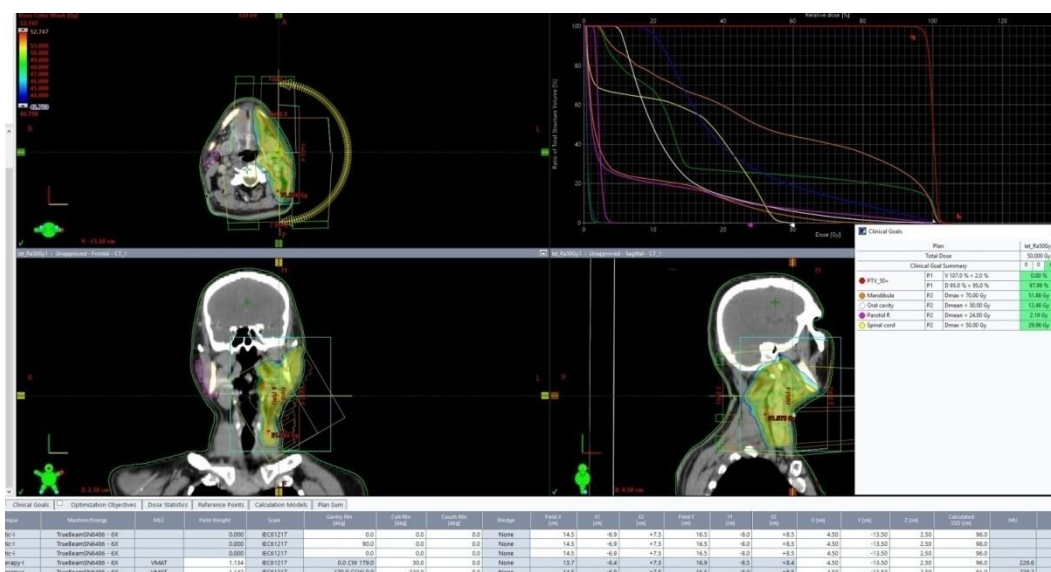


Рисунок 2. Дозовое распределение и DVH-кривые для плана VMAT у пациента с опухолью околоушной слюнной железы слева (Пациент № 1)

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ДОЗОВОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЛУЧЕВОЙ ТЕРАПИИ ДЛЯ ОПУХОЛЕЙ ГОЛОВЫ И ШЕИ

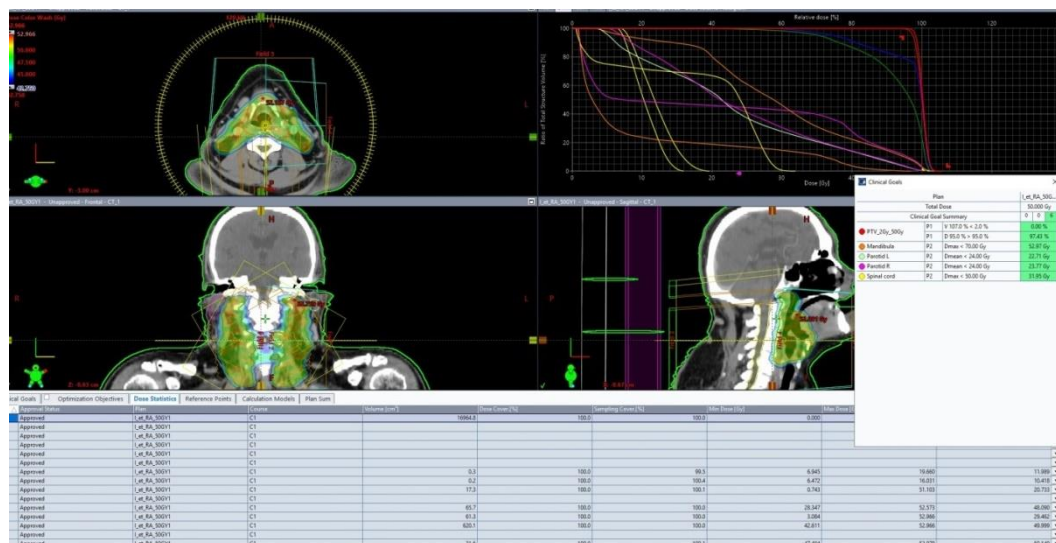


Рисунок 3. Дозовое распределение и DVH-кривые для плана VMAT у пациента с опухолью в области гортани и глотки (Пациент № 2)

В результате удалось добиться значительного улучшения радиационной защиты спинного мозга: Dmax снижена до 39,91 Гр (снижение на $\approx 17,7\%$), что переводит план в безопасную зону. Дополнительно средняя доза на контралатеральную околоушную железу снизилась до 24 Гр (снижение $\approx 11\%$), достигнув требуемого органосохраняющего эффекта. При этом покрытие PTV осталось стабильным ($D_{95} = 94,9\%$), а качество плана, оцененное γ -анализом, улучшилось с 94% до 95,7%. Этот пример убедительно показывает, что VMAT, за счет гибкости в оптимизации, позволяет достигнуть высокого терапевтического индекса даже в сложных анатомических случаях, что визуально подтверждает рисунок 3.

Полученный результат иллюстрирует преимущества VMAT в условиях сложной анатомии и подтверждает тенденции, выявленные в основном сравнительном анализе.

Пример 3: пациент с опухолью в области носоглотки (Пациент № 3)

Заключительный пример, выполненный методом IMRT, был отобран для демонстрации того, что метод фиксированных полей для особых локализаций головы и шеи, в индивидуальных случаях (как пример, опухоль носоглотки) способен обеспечить высокий уровень органосохраняющего эффекта, где критически важна радиационная защита органов зрения. Первичный план IMRT (7 фиксированных полей) фокусировался на стандартных ограничениях, но демонстрировал высокие начальные дозы на хрусталики глаз ($D_{max} = 7,3$ Гр), зрительные нервы ($D_{mean} = 34,7$ Гр) и правую слюнную железу (25,0 Гр). В процессе данного подхода был существенно повышен вес ограничений на слюнную железу и спинной мозг, а также добавлены ограничения на объем околоушных желез, получающих дозу 25 Гр

(V25). Для повышения точности расчёта был дополнительно уменьшен шаг расчётной сетки и уточнены углы направлений пучков (рисунок 4).

В результате этой многоэтапной оптимизации достигнуты следующие критические улучшения: доза на хрусталики глаз снизилась до 3,15 Гр и 3,07 Гр соответственно, а средние дозы на слюнную железу была снижена до минимальных значений: 1,07 Гр и 0,53 Гр. При этом покрытие PTV улучшилось ($D_{95} = 95\%$), а γ -анализ повысился с 95,2% до 97,9% при расходе MU 1812,5. Таким образом, оптимизация позволила снизить дозовую нагрузку на критические органы зрения и слюнную железу, обеспечив повышенную однородность дозового распределения и высокий уровень γ -анализа, что подтверждает безопасность и эффективность лечения.

Анализ совокупности представленных клинических данных подтверждает, что внедрение технологий динамического облучения позволяет реализовать прецизионный подход в лечении анатомически сложных новообразований области головы и шеи. Переход от стандартного распределения к индивидуализированной модуляции интенсивности обеспечивает достижение критического баланса: формирование терапевтически эффективных дозовых полей в мишенях со сложной конфигурацией при одновременном градиентном щажении слюнных желез и структур центральной нервной системы.

ОБСУЖДЕНИЕ

Лечение опухолей головы и шеи является одной из наиболее сложных задач в радиологической онкологии, поскольку требует достижения высокой терапевтической дозы в целевом объеме при одновременном обеспечении максимальной радиационной защиты критически важных органов риска.

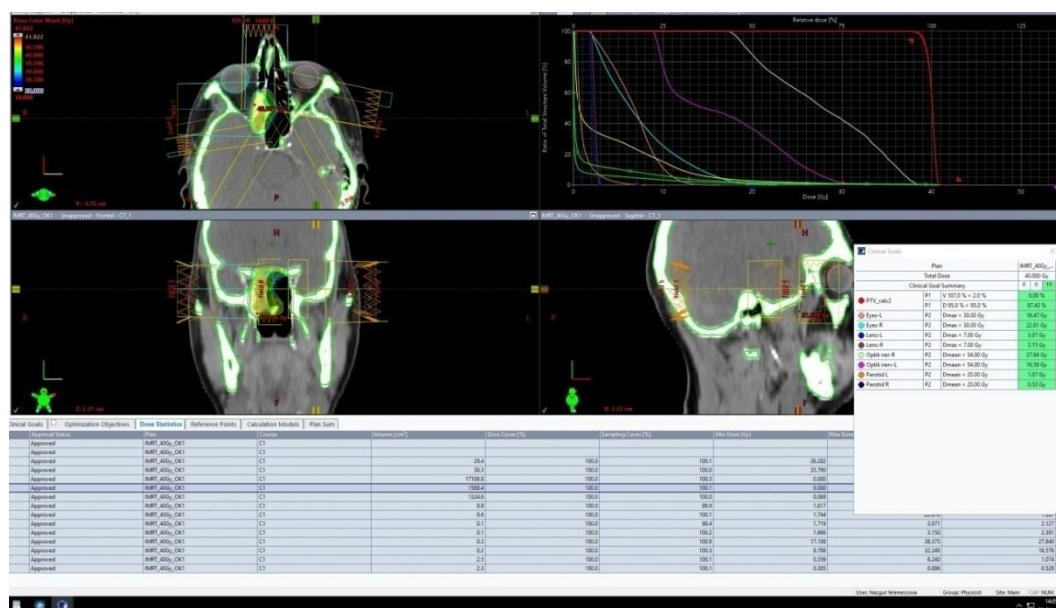


Рисунок 4. Дозовое распределение и DVH-кривые для плана IMRT у пациента с опухолью в области носоглотки (Пациент № 3)

Проведенный сравнительный анализ физико-дозиметрических параметров методик IMRT и VMAT убедительно показал, что оба метода способны обеспечить высокий уровень покрытия PTV, однако существенно различаются по степени органосохраняющего эффекта и логистической эффективности. Сравнительный дозиметрический анализ (таблица 1) установил явное превосходство методики VMAT в отношении радиационной защиты ООР по сравнению с IMRT. Средняя доза на околоушную железу при VMAT составила 19,60 Гр, что на 4,66 Гр ниже показателя IMRT (24,26 Гр). Клиническая значимость этого различия неоспорима, так как снижение средней дозы ниже 25 Гр является критическим порогом для минимизации риска развития хронической ксеростомии, что напрямую влияет на долгосрочное качество жизни пациентов. Индивидуальный анализ разницы доз (Δ), представленный во второй таблице, подтвердил выраженную вариабельность между пациентами и показал, что снижение дозы на околоушные железы при VMAT достигает клинически значимых величин даже в сложных анатомических конфигурациях. Особенно важно, что большинство Δ -значений для спинного мозга также были отрицательными, что подтверждает устойчивость органосохраняющего эффекта VMAT на индивидуальном уровне. Случай Пациента № 1, в котором доза на контралатеральную околоушную железу была снижена до 2,27 Гр, подтверждает максимальный потенциал VMAT-планирования для достижения органосохраняющего эффекта.

Полученные результаты показывают, что при сопоставимом уровне покрытия целевого объёма обе методики обеспечивают выполнение клинических требований к планированию. Отсутствие статисти-

чески значимых различий по показателям $D_{95\%}$ и $D_{98\%}$ указывает на одинаково достаточное покрытие PTV50 предписанной дозой при использовании IMRT и VMAT. Вместе с тем более низкие значения индексов конформности и гомогенности при планировании VMAT свидетельствуют о более благоприятном пространственном распределении дозы. Это может быть обусловлено особенностями технологии VMAT, при которой модуляция интенсивности излучения осуществляется непрерывно в процессе вращения гентри, что позволяет более точно адаптировать форму изодозных поверхностей к геометрии целевого объёма и снижать неоднородности внутри PTV.

Помимо дозиметрических аспектов, результаты анализа логистических параметров (таблица 3) демонстрируют явное и существенное преимущество VMAT в скорости и эффективности доставки дозы. Среднее время лечения при VMAT (0,82 мин) было в 2,6 раза меньше, чем при IMRT (2,15 мин), при этом расход мониторинжных единиц также был в 2,6 раза ниже. Сокращение времени сеанса является ключевым фактором, минимизирующим вероятность внутрифракционного движения пациента и, как следствие, снижающим геометрическую неопределенность и дозиметрическую ошибку. Более того, меньшее количество MU косвенно указывает на более низкую интегральную дозу, получаемую здоровыми тканями за пределами PTV, что является важным фактором в снижении риска вторичных злокачественных новообразований. Подобная тенденция отмечается и в ряде опубликованных исследований, где сообщается о сопоставимом уровне покрытия PTV при планировании IMRT и VMAT при одновременном улучшении параметров конформности и гомогенности при использовании VMAT [8]. Эти особенности объясня-

ются более высокой степенью свободы оптимизации дозового распределения при дуговой терапии, что позволяет формировать более компактные высокодозные области вокруг целевого объема.

Тем не менее, полученные результаты подчеркивают, что дозиметрическое преимущество любого метода не является автоматическим. Представленные клинические примеры показывают, что многоступенчатое, целенаправленное улучшение плана критически необходимо для перевода субоптимальных планов в клинически безопасные. Так, в ряде случаев (Примеры 2 и 3) она была необходима для снижения D_{max} на спинной мозг с неприемлемых 48,5 Гр до безопасных значений. Случай Пациента № 3, выполненный на IMRT, демонстрирует, что даже при более сложной логистике, тщательная оптимизация позволяет достичь исключительного органосохраняющего эффекта для чувствительных структур, таких как хрусталики глаз снижены до 3,15 Гр и 3,07 Гр, а средние дозы на слюнные железы – до 1,07 Гр и 0,53 Гр. Общий высокий уровень γ -анализа ($> 94\%$) во всех оптимизированных планах, независимо от методики, подтверждает их высокое качество и точность доставки, несмотря на небольшой объем выборки ($N = 7$), который ограничивает возможность широкой статистической экстраполяции. Следует учитывать, что включенная в анализ группа пациентов характеризуется клинической неоднородностью, поскольку в исследование вошли случаи с различными локализациями опухолей и различными уровнями предписанной дозы. В связи с этим объединенный анализ дозовых параметров по органам риска следует рассматривать как предварительную оценку общих тенденций распределения дозы при использовании техник IMRT и VMAT. Более точная оценка различий между методами планирования требует дальнейших исследований на клинически более однородных группах пациентов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Опыт Центра ядерной медицины и онкологии города Семей демонстрирует, что грамотные параметры дозового планирования на линейном ускорителе TrueBeam с использованием системы Eclipse позволяют достичь значительных улучшений в качестве планов лучевой терапии при новообразованиях области головы и шеи. При лечении общей предписанной дозой до 70 Гр, планирование выполнялось в строгом соответствии с рекомендациями ICRU Report 83, где целью являлось обеспечение доставки не менее 95% предписанной дозы в 95% объема каждой активной зоны облучения (PTV), при этом за пределами целевых зон доза не превышала 107% от предписанной, а внутри активных зон – не более 110%.

Для критических органов риска максимальные дозы ограничивались: спинной мозг – до 50 Гр, зрительные пути и гортань – до 45 Гр. Целевым ориентиром для слюнных желез было ограничение средней

дозы ≤ 24 Гр. Анализ показал, что существенной разницы в охвате PTV 66 между планами IMRT и VMAT не выявлено, а для PTV 70 значения $D_{98\%}$ составили 65,3 Гр (VMAT) и 65,14 Гр (IMRT), что подтверждает отсутствие статистически значимых различий по ключевым параметрам гомогенности и покрытия целевого объема. В целом, параметры качества дозиметрических планов VMAT сопоставимы с планами IMRT, однако метод VMAT обеспечивает более конформное и однородное дозораспределение, а также тенденцию к снижению дозовой нагрузки на органы риска, включая слюнные железы, полость рта, гортаноглотку, пищевод и щитовидную железу. Это может способствовать улучшению локального контроля и снижению частоты побочных эффектов, таких как мукозит и ксеростомия. Дополнение анализа индивидуальных Δ -показателей подтвердило, что снижение дозовой нагрузки при применении VMAT наблюдается у большинства пациентов и не является случайным эффектом, зависимым от конкретной анатомической ситуации. Это дополнительно указывает на устойчивость наблюдаемой тенденции к снижению дозовой нагрузки при использовании VMAT при лечении опухолей головы и шеи.

Следует отметить, что данное исследование имеет ряд ограничений, включая относительно небольшой размер выборки и преимущественно дозиметрический характер анализа. Для более полной оценки клинической значимости выявленных различий целесообразно проведение дальнейших исследований с расширенной выборкой пациентов и анализом клинических исходов.

Тем не менее полученные результаты позволяют рассматривать метод VMAT как предпочтительный вариант лучевой терапии при лечении опухолей головы и шеи в условиях Центра ядерной медицины и онкологии области Абай, поскольку он обеспечивает более благоприятные показатели конформности и гомогенности дозового распределения при эффективном сохранении органов риска. Оптимизация параметров планирования на платформе TrueBeam выступает гарантом не только локорегионарного контроля над опухолью, но и существенного снижения риска инвалидизирующих лучевых реакций, что является фундаментальным требованием современной радиационной онкологии.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Ouyang Z., Shen Z.L., Murray E. [et al.] Evaluation of auto planning in IMRT and VMAT for head and neck cancer // J. Appl. Clin. Med. Phys. – 2019. – Vol. 20, No. 7. – P. 39–47.
2. Szalkowski G., Xu X., Das S., Yap P.-T., Lian J. Automatic treatment planning for radiotherapy: a cross-modality and protocol study // Adv. Radiat. Oncol. – 2024. – Vol. 9, No. 12. – Art. 101649.
3. Nanda S., Parida S., Ahirwar M.K. A dosimetric comparison of volumetric modulated arc therapy and IMRT for

- cochlea sparing radiation therapy in locally advanced nasopharyngeal cancer // J. Med. Phys. – 2023. – Vol. 48, No. 3. – P. 248–251.
4. Hamatani N., Sumida I., Seo Y., Isohashi F., Tamari K., Ogawa K. Three-dimensional dose prediction and validation with the radiobiological gamma index based on a relative seriality model for head and neck IMRT // J. Radiat. Res. – 2017. – Vol. 58, No. 5. – P. 701–709.
 5. Rawal T., Sharma N., Gajraj V.K., Meena R., Thanvi S., Singh G., Jakhar S.L., Kumar H.S. Comparative dosimetric analysis of IMRT and VMAT in head and neck cancers // Asian Pac. J. Cancer Care. – 2024. – Vol. 9, No. 1. – P. 77–80.
 6. Bera S., Choudhury D., Roy S., Mukhopadhyay P., Sarkar S. Development of prediction model for mean parotid dose of HNC undergoing radiotherapy: a single institutional study // J. Med. Phys. – 2023. – Vol. 48, No. 3. – P. 274–280.
 7. Nowicka Z., Tomasik B., Papis-Ubych A. [et al.] Radiation-induced hypothyroidism in patients with oropharyngeal cancer treated with IMRT: independent and external validation of five NTCP models // Cancers (Basel). – 2020. – Vol. 12, No. 9. – Art. 2716.
 8. Rawal T., Sharma N., Gajraj V.K. [et al.] Comparative dosimetric analysis of IMRT and VMAT in head and neck cancers // Int. J. Radiat. Oncol. Biol. Phys. – 2024. – P. 19–22.
 9. Bhide S.A., Nutting C.M. Advances in radiotherapy for head and neck cancer // Oral Oncol. – 2020. – Vol. 111. – Art. 104915.
 10. Fokdal L., Grau C., Høyer M., Bentzen S. M. Impact of adaptive radiotherapy in head and neck cancer: a review // Acta Oncol. – 2021. – Vol. 60, No. 8. – P. 1013–1022.
 11. Xu J., Lin S., Huang M. Clinical implementation of radiobiological γ -index for head and neck IMRT QA // Phys. Med. Biol. – 2022. – Vol. 67, No. 10. – Art. 105012.
 12. Kunkler I. H., Robinson M., McIntyre J. Review of VMAT in head and neck cancer: dosimetric and clinical outcomes // Br. J. Radiol. – 2023. – Vol. 96. – Art. 1143.
 13. International Atomic Energy Agency. Accuracy Requirements and Uncertainties in Radiotherapy. Human Health Series No. 31. Vienna: IAEA, 2016.
 14. International Atomic Energy Agency. Radiation Protection and Safety in Medical Uses of Ionizing Radiation. Safety Standards Series No. SSG-46. Vienna: IAEA, 2018.
 15. International Atomic Energy Agency. Institutions for Radiotherapy: Recommendations for the Development of a General Plan and Conceptual Design. STI/PUB/1645. Vienna: IAEA, 2015.

БАС ЖӘНЕ МОЙЫН ІСІКТЕРІ ҮШІН СӘУЛЕЛІ ТЕРАПИЯНЫҢ ДОЗАЛЫҚ ЖОСПАРЛАУ ПАРАМЕТРЛЕРІН ОҢТАЙЛАНДЫРУ

**Н. А. Елемесова, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина*, Б. Ж. Атантаева,
С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, А. Д. Мергенбаева, Н. Ю. Карнакова**

Абай облысы ДСБ «Ядролық медицина және онкология орталығы» КМК, Семей, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: laurakenzhina@yandex.kz

Зерттеу Абай облысының Ядролық медицина және онкология орталығының (Семей қ.) базасында жүргізілді және бас пен мойын ісіктері бар науқастарда сәулелік терапияны дозалық жоспарлау параметрлерін сандық бағалау мен оңтайландыруға арналған. Ретроспективті талдауға 2024 жылы ем қабылдаған жеті науқас ($N = 7$) енгізілді, олар үшін Eclipse жоспарлау жүйесінде TrueBeam сызықтық үдеткішінде сәулелік терапияның сәуле қарқындылығы модуляцияланған әдісі (Intensity-Modulated Radiation Therapy, IMRT) және көлемдік-модуляцияланған дозалық сәулелік терапия (Volumetric Modulated Arc Therapy, VMAT) қолданылып жоспарлар жасалды. Зерттеудің мақсаты негізгі дозиметриялық метрикаларды және дозаны жеткізудің логистикалық тиімділігін талдау арқылы жоспарлардың сапасын салыстырмалы физика-дозиметриялық бағалау болды. Жүргізілген талдау екі әдіс үшін де жоспарланған мақсатты көлемнің (PTV) жабылу деңгейі ұқсас екенін, алайда қауіпті ағзаларға түсетін дозалық жүктеменің таралуында клиникалық тұрғыдан маңызды айырмашылықтар бар екенін көрсетті. VMAT қолдану кезінде құлақмаңы сілекей бездеріне түсетін орташа доза IMRT-мен салыстырғанда $4,65$ Гр-ге төмендеді ($19,60 \pm 7,97$ Гр және $24,26 \pm 3,75$ Гр), бұл 25 Гр шекті деңгейінен төмен мәндерге қол жеткізуге мүмкіндік беріп, олардың функционалдық белсенділігін сақтауға ықпал етті. Жұлынға түсетін орташа доза да VMAT кезінде төмен болды ($37,96 \pm 4,16$ Гр және $41,37 \pm 1,94$ Гр), бұл емдеудің радиациялық қауіпсіздігін арттырды. Логистикалық талдау нәтижелері VMAT-тың артықшылығын көрсетті: мониторлық бірліктер саны мен дозаны жеткізу уақыты IMRT-мен салыстырғанда 60% -дан астам қысқарды, бұл қауіпті ағзаларға сәулелік жүктемені төмендетуге ықпал етеді және аталған әдісті клиникалық практикада қолданудың орындылығын дәлелдейді.

Түйін сөздер: бас және мойын ісіктері, сәулелі терапия, дозалық жоспарлау, IMRT, VMAT, TrueBeam сызықтық үдеткіші, қауіп төндіретін ағзалар, физика-дозиметриялық талдау.

OPTIMIZATION OF DOSIMETRIC PLANNING PARAMETERS
FOR RADIOTHERAPY OF HEAD AND NECK TUMORS

N. A. Elemessova, S. Z. Tanatarov, M. T. Idinov, L. B. Kenzhina*, B. Zh. Atantayeva,
S. M. Aitkaliyev, A. D. Alibekova, A. D. Tussupova, A. D. Mergenbayeva, N. Yu. Karnakova

“Center of Nuclear Medicine and Oncology” of Abay Regional Health Department, Semey, Kazakhstan

** E-mail for contacts: laurakenzhina@yandex.kz*

The study was conducted at the Center of Nuclear Medicine and Oncology of the Abai Region (Semey, Kazakhstan) and was aimed at the quantitative evaluation and optimization of dose planning parameters in patients with head and neck tumors. A retrospective analysis included seven patients ($N = 7$) treated in 2024, for whom radiotherapy plans were generated using intensity-modulated radiation therapy (Intensity-Modulated Radiation Therapy, IMRT) and volumetric modulated arc therapy (Volumetric Modulated Arc Therapy, VMAT) on a TrueBeam linear accelerator within the Eclipse treatment planning system. The objective of the study was a comparative physical-dosimetric assessment of plan quality with analysis of key dosimetric metrics and logistical efficiency of dose delivery. The analysis demonstrated comparable coverage of the planning target volume (PTV) for both techniques, while clinically significant differences were observed in dose distribution to organs at risk. The use of VMAT resulted in a reduction of the mean dose to the parotid glands by 4,65 Gy compared with IMRT ($19,60 \pm 7,97$ Gy vs. $24,26 \pm 3,75$ Gy), achieving values below the critical threshold of 25 Gy and contributing to preservation of glandular function. The mean dose to the spinal cord was also lower with VMAT ($37,96 \pm 4,16$ Gy vs. $41,37 \pm 1,94$ Gy), thereby enhancing radiation safety of treatment. Logistical analysis revealed a clear advantage of VMAT, characterized by more than a 60% reduction in monitor units and dose delivery time compared with IMRT, which contributes to decreased radiation exposure of organs at risk and supports the feasibility of VMAT as a preferred technique in routine clinical practice.

Keywords: *head and neck tumors, radiotherapy, dose planning, IMRT, VMAT, TrueBeam linear accelerator, organs at risk, physical-dosimetric analysis.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-187-197>

УДК 669: 620.193.4

ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

М. А. Отставнов, М. А. Захаров, А. С. Капанов, А. Н. Гурин, К. В. Цай*

РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Алматы, Казахстан

** E-mail для контактов: tsvkir@inp.kz*

Статья посвящена исследованию изменений коррозионных свойств аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9 в результате провоцирующих отжигов малой длительности (1/2 часа, 1 час, 2 часа) при температурах 450, 650 и 850 °С. Изучена склонность термообработанной стали к питтинговой коррозии в 5% растворе кристаллогидрата хлорида железа (III) $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, в рамках гравиметрического метода, и к межкристаллитной коррозии (МКК) в кипящем водном растворе серной кислоты и сернокислой меди $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, в рамках АМУ-метода. Показано, что коррозионное поведение стальных образцов в агрессивных растворах зависит от степени сенсibilизации стали в ходе провоцирующих отжигов. Различия в кинетике питтинговой коррозии и склонности к МКК для стали после отжигов при 450 °С и 650 °С связаны с характером образующихся зернограницных выделений. При 650 °С формируется квазineпрерывная сеть карбидов Cr_{23}C_6 , приводящая к образованию протяжённых Cr-обедненных зон, что облегчает направленное развитие коррозии вдоль границ зерен, способствуя ускорению питтинговой коррозии и склонности к МКК. После отжига при 450 °С карбидные выделения и Cr-обедненные зоны выражены слабее, что ограничивает развитие межзеренного растворения и обеспечивает сохранение стойкости к МКК. Для образцов после отжига при 850 °С характерна низкая скорость питтинговой коррозии и склонность к МКК, что может быть обусловлено остаточной электрохимической неоднородностью границ зерен и наличием дискретных карбидных выделений.

Ключевые слова: аустенитные стали, отжиг, сенсibilизация, питтинговая коррозия, межкристаллитная коррозия, микроструктура

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали являются одной из ключевых групп конструкционных материалов, применяемых в ядерной энергетике, благодаря удачному сочетанию высокой пластичности и вязкости в широком интервале температур, стойкости к радиационному охрупчиванию и ползучести, высокой коррозионной стабильности [1–3]. В реакторах на быстрых нейтронах (БН-350, БОР-60, БН-600, EBR-II и пр.) аустенитные стали нашли наиболее широкую сферу применения в качестве материалов корпусов и внутрикорпусных устройств, тепловыделяющих сборок (ТВС), трубопроводов и теплообменников, резервуаров и пр. В последние годы интерес к реакторам на быстрых нейтронах значительно возрос, что проявилось в запуске в эксплуатацию реактора БН-800 (в составе Белоярской АЭС, Россия), строительстве быстрого реактора CFR-600 в КНР, активной разработке альтернативных проектов в других странах. Этому также способствовала дискуссия в мире о зеленом статусе ядерной энергетике как эффективном, низкоуглеродном способе получения энергии [4, 5]. При этом аустенитные стали, как хорошо зарекомендовавшие себя при многолетней эксплуатации (ЧС-68, ЭК-164 [1, 6]), так и новые низкоуглеродистые стали (316L, 304L и пр. [7–9]), рассматриваются в качестве кандидатных материалов ядерной энергетике нового поколения.

Одной из проблем эксплуатации аустенитных сталей является их склонность к сенсibilизации при старении в температурном интервале 400–850 °С, связанной с выделением карбидов металлов на границах зерен [10, 11]. Аустенитные нержавеющие стали могут содержать до ~0,12–0,15% углерода. После выдержки при температуре аустенизации (1050 °С или выше) значительная часть углерода присутствует в аустенитной матрице в виде пересыщенного твердого раствора. При термическом старении пересыщенного углеродом аустенита происходит массовое выделение карбидных фаз. В отсутствие углерод-стабилизирующих элементов, таких как титан, ниобий, ванадий, преобладающим в составе карбидов будет карбид Cr_{23}C_6 , выделяющийся по границам зерен и содержащий до 80% атомов хрома. Результатом сенсibilизации является локальное обеднение твердого раствора аустенита хромом, что приводит к падению сопротивляемости обедненных областей питтинговой и межкристаллитной коррозии. Степень обеднения границ зерен возрастает с ростом времени отжигов, провоцирующих сенсibilизацию. Согласно литературным данным [12, 13], локальное обеднение твердого раствора может достигать 4–8 вес.% вблизи границ зерен при времени термообработки в несколько десятков часов. Следует отметить, что фокус внимания большинства исследований в данной области смещен в сторону больших времен отжига и, соответственно, более сильного обеднения

по хрому, когда размеры образующихся карбидов достигают значимых величин, а область локального обеднения расширяется до 100–140 нм. При малой длительности отжига диффузионные процессы, связанные с движением атомов хрома к свободным поверхностям, только запущены, размеры образовавшихся частиц Cr_{23}C_6 малы, поэтому степень обеднения границ по хрому, ожидаемо, весьма незначительна. Тем не менее, сенсibilизация уже инициирована, а ее влияние на коррозионные свойства стали будет определяться, главным образом, температурой отжига. Чтобы установить насколько коррозионные свойства аустенитной стали чувствительны к температурам при малых временах отжига, необходимо провести отдельное исследование.

Цель настоящей работы: на образцах аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9 исследовать влияние провоцирующих отжига малой длительности (1/2 часа, 1 час, 2 часа) при различных температурах на микроструктуру и склонность к питтинговой и межкристаллитной коррозии.

1 МЕТОДЫ

Объектом исследования в работе выбрана хромоникелевая нержавеющая сталь аустенитного класса 12Х18Н9, аналог которой используется в ядерной энергетике в качестве материала несменных элементов внутрикорпусных устройств быстрых реакторов [14]. Химический состав стали 12Х18Н9 по данным ГОСТ 5632-14 следующий (в вес.%): Fe ост.; $\text{C} \leq 0,12$; Cr 17–19; Ni 8–10; $\text{Si} \leq 0,8$; $\text{Mn} \leq 2,0$; $\text{S} \leq 0,02$; $\text{P} \leq 0,035$. Химический состав стали, рассмотренной в работе, следующий (в вес.%): Fe ост.; Cr 18,6; Ni 7,9; Si 0,34; Mn 1,29. Титан в стали присутствует в виде примеси в небольшом количестве и полностью связан в карбидах. В зернах наблюдались единичные карбиды TiC с размерами 0,1–2,1 мкм. Второй тип карбидов, возможный в стали 12Х18Н9 – это карбиды, обогащенные хромом $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$, большая часть которых распадается при аустенизации, а остаточные довольно мелкие, $\leq 0,2$ мкм, и рассредоточены в матрице зерен. ЭДС анализ показал, что в материале также могут наблюдаться частицы оксида кремния и фосфиды. При этом границы зерен, преимущественно, свободны от вторичных выделений, что делает данный материал удобным для изучения особенностей сенсibilизации.

Образцы для исследований вырезали из стального листа толщиной 1,2 мм с помощью станка прецизионной резки Buehler (Isomet). Для экспериментов на склонность к питтинговой коррозии и структурных исследований готовили образцы в форме плоскопараллельных пластин с размерами 12 мм $\times$ 10 мм и толщиной до 1,0 мм. Для экспериментов на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) готовили образцы в форме плоских балочек с размерами (15–20) мм $\times$ 5 мм при толщине $\sim 1,0$ –1,1 мм. Для устранения следов наклепа и стабилизации однородного

твердого раствора проводили предварительный аустенизирующий отжиг образцов при 1050 °С в течение 1/2 часа. Отжиг проводился в вакууммируемой трубке (<1 Па), помещенной в горизонтальную трубчатую печь Nabertherm с контролем температуры внутри печи с помощью цифрового термометра с выносным щупом-термопарой ТЦМ 9410. По окончании отжига вакууммированную трубку с образцами извлекали из печи и охлаждали в проточной воде. Провоцирующие отжики при температурах 450, 650 и 850 °С осуществляли для предварительно аустенизированных образцов. Длительность термообработки составляла 1/2 часа, 1 час и 2 часа.

Для структурных исследований поверхность стальных образцов готовили с помощью шлифовки с использованием шлифовальной бумаги Mirka P240 ... P1200, с поэтапным уменьшением зерна абразива от 60 до 10 мкм, и полировки с помощью пасты ГОИ на основе оксида хрома (III) до зеркальной поверхности. Для финальной обработки поверхности использовали полировку в электролите состава: 98 мл H_3PO_4 + 2 мл H_2SO_4 + 20 г CrO_3 , и травление границ зерен в водном растворе оксида хрома (VI): 20 г CrO_3 + 100 мл H_2O . Режимы электрополировки подбирали экспериментально под каждое состояние стали после отжига, так чтобы не допустить перетравливания границ зерен. Микроструктуру и элементный состав аустенитной стали исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа TM4000PLUS (Hitachi), снабженного ЭДС-спектрометром Quantax 75 (X-ray detector XFlash).

Проведено исследование чувствительности коррозионных свойств стали 12Х18Н9 к температуре и длительности провоцирующих отжига. Коррозионные свойства термообработанной стали в сравнении с исходным состоянием изучали в рамках испытаний на склонность к питтинговой коррозии и МКК. Испытания на питтинговую коррозию проводили в рамках гравиметрического метода ГОСТ 9.912-89 (G31-12a ASTM) при погружении образцов в 5% водный раствор треххлористого 6-водного железа $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (ГОСТ 4147) при температуре среды 23 °С. Плотность исходного коррозионного раствора составляла 1,023 г/см³. Поверхность образцов подготавливали согласно ГОСТ 9.912-89 с помощью механической шлифовки до P1000 с величиной зерна абразива 14–20 мкм. Перед испытаниями образцы взвешивали на электронных аналитических весах KERN-770 и измеряли их геометрические размеры. Образцы оставляли в растворе последовательно с интервалами 3 часа, 17 и 5 часов, с последующим извлечением из раствора, визуальным осмотром поверхности, удалением продуктов коррозии, сушкой и взвешиванием. Из полученных данных определяли изменения потерь масс и скорости коррозии в стали в зависимости от времени погружения.

После длительных погружений контролировали цвет, прозрачность и плотность коррозионного

раствора как косвенные показатели изменений его химического состава и окислительной способности. Раствор заменяли однократно, после 64 часов использования, для образцов с отжигами 450 °С и 650 °С, на которых к тому времени наблюдалось заметное коррозионное разрушение.

Испытания стали на стойкость к МКК проводили согласно стандартной методике АМУ (ГОСТ 6032-2017, ASTM A262-15) на образцах, подвергнутых провоцирующим отжигам длительностью 1 час и 2 часа. Подготовка образцов к экспериментам включала устранение окисного слоя и шероховатостей и достигались обработкой поверхности шлифовкой до Р800 с последующим обезжириванием в спирте и промыванием дистиллированной водой. Проверка шероховатости поверхности образцов после шлифовки с помощью профилометра TR100 показала $R_a < 0,2$ мкм. Испытания проводили в стеклянной колбе с обратным холодильником для предотвращения выпаривания. Образцы выдерживали на протяжении 8 часов в кипящем водном растворе сернокислой меди $\text{Cu}_2\text{SO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ и серной кислоты в присутствии медной стружки. Для приготовления раствора на 1 л дистиллированной воды использовали 50 г $\text{Cu}_2\text{SO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ и 250 мл H_2SO_4 . После кипячения образцы промывали водой и просушивали, медные отложения удаляли с помощью 25% раствора азотной кислоты. Затем образцы сгибали на 90 ± 5 градусов (ГОСТ 14019). Кроме тестовых образцов сгибали контрольные образцы, которые не кипятили в растворе. Затем выпуклую боковую поверхность сгиба обследовали на предмет появления трещин с помощью металлографического и электронного микроскопов. По результатам обследования был сделан вывод о склонности стали к МКК.

2 РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1 Результаты микроструктурных исследований

Проведены исследования микроструктуры стали 12Х18Н9 до и после провоцирующих отжигов. Отдельные снимки микроструктуры представлены на рисунке 1. После аустенизации сталь имела разброс зерен по размеру в диапазоне 20 ... 180 мкм, при среднем размере зерна 45 мкм, и отличалась высоким содержанием двойников роста. Выявлено изменение характера химической травимости границ зерен при воздействии полирующего электролита на образцы, отожженные при разных температурах. Для образцов после отжигов при 450 °С и 650 °С с ростом времени термообработки скорость вытравливания границ возрастала. Наиболее высокая скорость травления наблюдалась в области тройных Y-узлов, приводя к образованию глубоких ямок травления. Наименьшая скорость травления отвечала границам двойников, для выявления которых применялся специальный травитель на основе оксида хрома. Образцы, отожженные при 850 °С (как и аустенизированная

сталь), напротив, не показали чувствительности границ зерен к воздействию полирующего электролита независимо от длительности отжига.

Для образцов, отожженных при 450 °С и 650 °С, выявлено образование на границах зерен зон повышенной травимости (ЗПТ) и изменение доли таких зон относительно суммарной длины границ, исключая из рассмотрения когерентные границы двойников, которые, обычно, не участвуют в процессах сенсibilизации. По фотографиям микроструктуры отожженной стали проведена оценка относительного вклада ЗПТ в суммарную длину границ зерен (рисунок 1). При температуре 450 °С отжиг в течение 1/2 часа не привел к образованию ЗПТ на поверхности шлифа, после часового отжига доля ЗПТ составила ~25%, после двухчасового отжига достигла ~30–35%. При температуре 650 °С повышенное травление границ зерен наблюдалось при всех длительностях отжига. Доля ЗПТ возрастала от ~60% для времени отжига 1/2 часа до ~85–90% для отжигов в течение 1–2 часов. На фотографиях можно выделить стадии формирования ЗПТ: точечное травление, накопление массы «точек» и укрупнение их размеров, образование отрезков травления, слияние отдельных отрезков в ЗПТ с перспективой однородного глубокого травления всех границ при увеличении времени электрополировки.

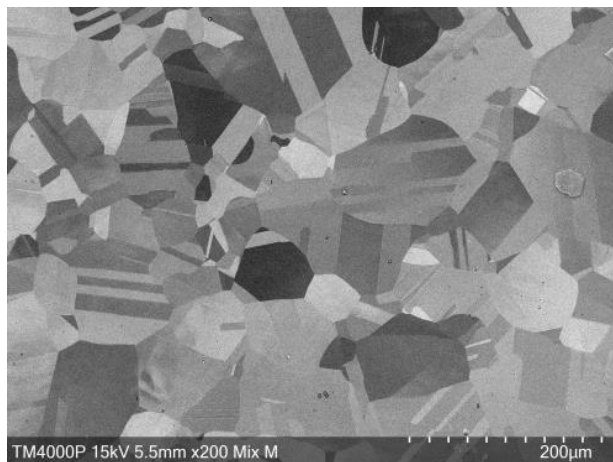
Логично связать дискретные зоны травления с образованием и ростом частиц карбида хрома – основного продукта сенсibilизации хромоникелевых сталей. Размеры дискретных зон травления составляли 0,05–1 мкм. Судя по фигурам травления, форма вытравленных частиц могла быть либо сферической либо эллипсоидной - каплевидной, вытянутой вдоль границ зерен. Все это хорошо согласуется с модельным представлением об образовании и росте зародышей вторичных фаз на границах зерен [15, 16] и с экспериментом – прямым наблюдением за ростом частиц Cr_{23}C_6 [12, 17, 18], либо с анализом фигур потенциодинамического травления границ в Cr-Ni сталях (например, [19, 20]). В нашем случае подавляющая часть ЗПТ неоднородна по толщине и представляет собой результат химического вытравливания цепочек мелких выделений, выстроившихся вдоль границ зерен. В то же время часть ЗПТ имела форму однородных по толщине полосок, повторяющих изгиб границы, что наблюдалось при времени отжига 2 часа (рисунок 1д). Данные полосчатые зоны травления на изображении могут соответствовать пластиновидным зародышам карбидной фазы Cr_{23}C_6 . Образование карбидных выделений такой формы было подтверждено в [20] с помощью ПЭМ в сенсibilизированной 316L стали.

В образцах, отожженных при 450 °С и 650 °С в течение часа и двух часов, показавших склонность к быстрому вытравливанию границ, точечное EDS-сканирование вдоль условной линии, перпендикулярной границе зерна, позволило выявить снижение концентрации Cr вблизи границ. Уменьшение

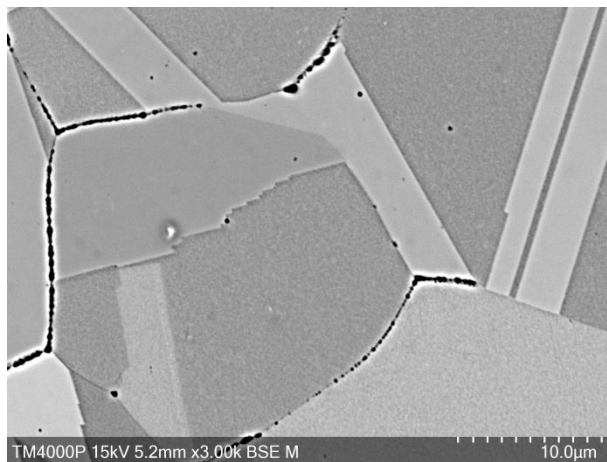
ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

концентрации хрома было небольшим – на 1–1,5 вес.%, но регулярным, что подтвердилось многократным сканированием границ. Кроме того, в зонах глубокого травления границ имело место широкое плато более низких значений концентраций хрома. Незначительная величина обеднения по хром

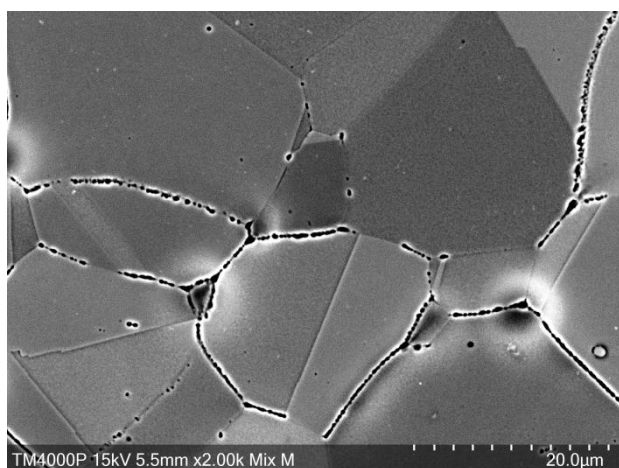
обусловлена малой длительностью термического воздействия и качественно согласуется с данными [12, 20, 21] для “Cr-depletion zones” после отжигов малой длительности. После отжигов при 850 °С, как и в случае аустенизированной стали, снижения концентрации хрома у границ зерен не наблюдалось.



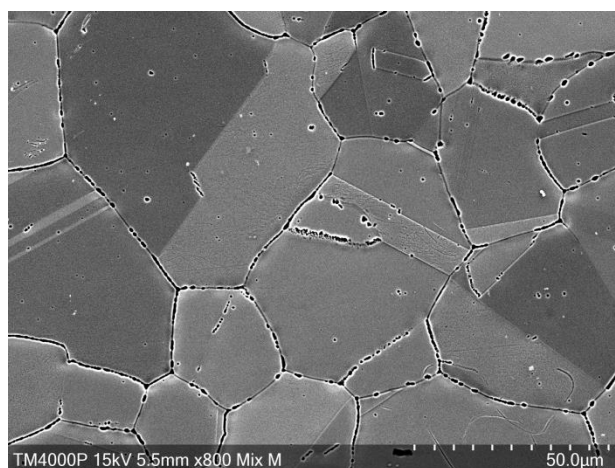
а) аустенизация



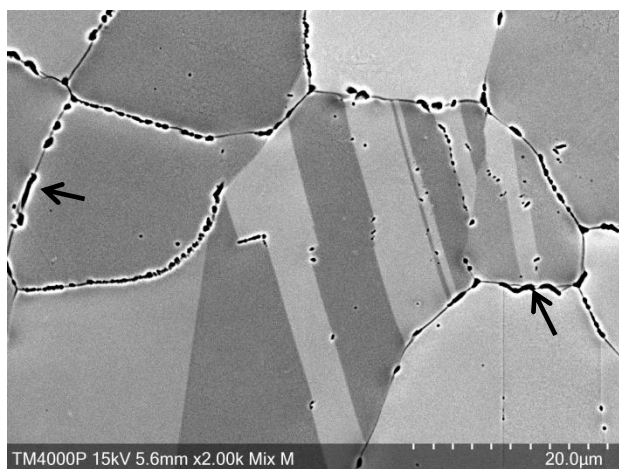
б) 450 °С(1 час)



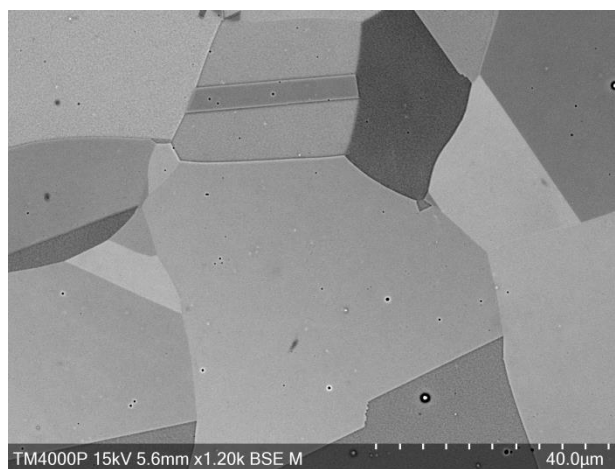
в) 450 °С (2 часа)



г) 650 °С (1 час)



д) 650 °С(2 часа)



е) 850 °С (1 час)

Рисунок 1. Микроструктура и картины травления границ в стали 12Х18Н9 после провоцирующих отжигов

2.2 Результаты гравиметрического теста

Механизм питтинговой коррозии аустенитных нержавеющей сталей в хлоридных растворах подробно описан в литературе [22, 23]. Ионы хлора адсорбируются на поверхности пассивной плёнки, проникают в её дефекты, способствуя локальному разрушению оксидного слоя. В результате на поверхности металла возникают активные участки растворения, что является необходимым условием запуска локализованной коррозии. На поверхности стали, подвергнутой сенсibiliзирующим отжигам, в зонах с более низким содержанием хрома пассивная пленка локально обеднена оксидом хрома Cr_2O_3 и обогащена оксидами железа, нестойкими к воздействию агрессивного раствора и к электролитическому травлению. Потенциально наиболее уязвимы к нарушению оксидной пленки границы зерен и тройные Y-узлы (рисунок 1в). Питтинговые дефекты образуются, если после разрушения плёнки формируется локальная среда, препятствующая репассивации поверхности и поддерживающая растворение металла. Растворение железа в коррозионной среде идет по анодному механизму $Fe^0 \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$. В растворе $FeCl_3$ соответствующая катодная реакция имеет вид $Fe^{3+} + e^- \rightarrow Fe^{2+}$, где ионы Fe^{3+} – сильный окислитель. При этом

катодная реакция протекает прямо внутри питтингов, поэтому питтинги могут расти намного быстрее, чем в других хлоридных растворах. Скорость коррозии определяется автокаталитическим растворением металла внутри питтингов и поддерживается локальным накоплением ионов Fe^{2+} и Cl^- . При наличии обедненных зон развитие питтинговых дефектов происходит преимущественно по межкристаллитному механизму. Рост питтингов «в глубину» (перпендикулярно поверхности) может быть ограничен либо пенетрацией образца, либо достижением критической глубины питтинга, при которой массоперенос ионов и обмен с раствором затруднены.

Полученные в рамках гравиметрического теста зависимости потерь масс и скоростей коррозионного разрушения (растворения) от времени погружения в 5% раствор $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ для образцов стали 12Х18Н9, отожженной при температурах 450, 650 и 850 °С, приведены на рисунке 2. Здесь потери массы – $\Delta m/S$, скорость коррозии (мм/год) определялась как $8,76 \cdot K_m/\rho$, где ρ – плотность стали (g/cm^3), S – площадь поверхности образца (m^2), весовой показатель скорости коррозии $K_m = \Delta m / (S \cdot t)$ ($g/m^2 \cdot час$), где t – время погружения образца (час).

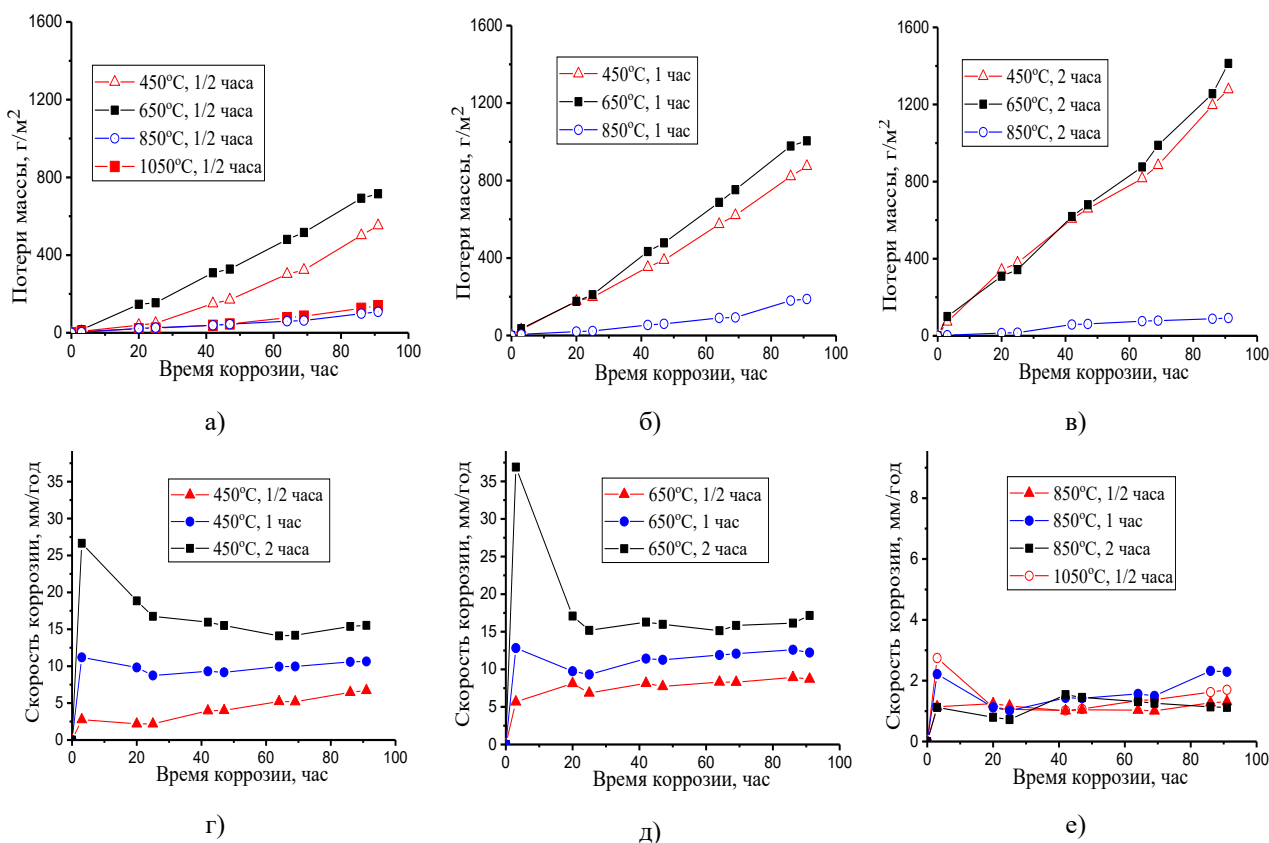


Рисунок 2. Результаты гравиметрического теста. Зависимости потерь масс (а-в) и скоростей коррозионного растворения (г-е) от времени погружения в агрессивный раствор для образцов стали 12Х18Н9, подвергнутых провоцирующим отжигам разной длительности.

Из диаграмм видно, что скорость коррозии стали зависит от температуры и длительности провоцирующих отжигов. Для стали, отожженной при 850 °С, скорость коррозии минимальна и слабо чувствительна к продолжительности отжига. Для образцов, термообработанных при 450 °С и 650 °С, скорость коррозии возрастала с ростом продолжительности отжигов. При одинаковом времени термообработки образцы с отжигами при 650 °С показали более высокую склонность к коррозии в растворе по сравнению с образцами, отожженными при 450 °С. Заметим, что в относительно тонкой листовой стали рост питтинговых дефектов был ограничен толщиной образца: в образцах с отжигами при 450 и 650 °С наблюдалась сквозная пенетрация питтингов.

Данные визуального анализа образцов на различных стадиях гравиметрического теста позволили выявить различия в механизмах локализованной коррозии для стали 12Х18Н9 в разных режимах термообработки. После отжига при 850 °С и в аустенизированном состоянии образцы демонстрировали слабое растворение, близкое к равномерной коррозии, с образованием ограниченного числа метастабильных питтингов на поздних стадиях погружения. Для образцов после отжига при 650 °С характерно быстрое формирование питтингов (после 3 часов в растворе), короткая стадия их метастабильности, переход к устойчивому росту с преимущественно направленным развитием в глубину, перпендикулярно поверхности образца, и ранняя сквозная пенетрация (20–25 часов). После пенетрации расширение сквозных дефектов по межкристаллитному механизму происходило с существенно меньшей скоростью, вследствие чего их вклад в общее растворение падал. Поддержание высокой скорости коррозии на этой стадии обеспечивалось ростом питтингов, не достигших пенетрации, а также образованием новых очагов коррозии. Для образцов, отожженных при 450 °С, характерно более позднее формирование питтингов (в основном, после 20 часов в растворе) и высокая доля метастабильных дефектов. Переход к устойчивому росту происходил медленнее; рост в глубину конкурировал с латеральным расширением очагов коррозии, реализующимся как по границам зерен, так и по телу зерна, что приводило к более поздней пенетрации (42–64 часа).

Следует отметить, что указанные закономерности относятся, в основном, к длительностям отжигов 1–2 часа. Образцы, отожженные при 450 и 650 °С в течение 1/2 часа, демонстрировали более неоднозначное поведение: коррозия локализовалась в отдельных очагах, которые могли развиваться как в глубину до пенетрации, так и распространяться латерально по смешанному механизму. При этом значительная часть поверхности оставалась покрытой мелкими метастабильными питтингами вплоть до поздних стадий погружений. Увеличение длительности отжига с 1/2 часа до 2 часов приводило к сокращению периода метастабильности для значительной части питтингов и росту их плотности.

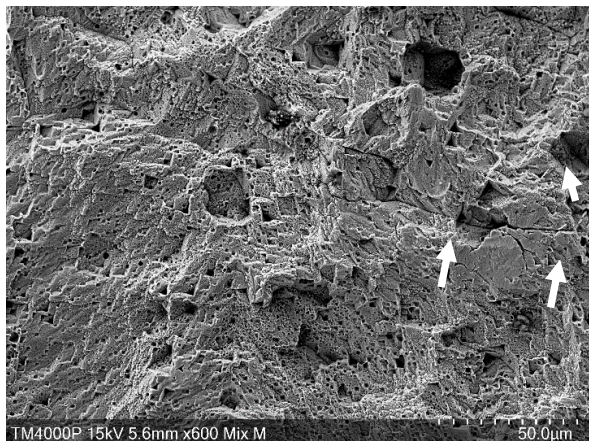
2.3 Результаты теста на склонность к МКК

Гравиметрические испытания характеризуют среднюю скорость растворения, преимущественно обусловленную питтинговой коррозией, но не позволяют оценить склонность к межкристаллитной коррозии, локализованной по границам зерен. Для оценки склонности стали к МКК были проведены испытания отожженных стальных образцов по стандартной методике АМУ, включающих 8-часовое воздействие кипящей коррозионной среды, содержащей ионы H^+ , Cu^{2+} , SO_4^{2-} в присутствии медной стружки, и последующий механический изгиб. Выводы о склонности к МКК делались по результатам анализа микроструктуры боковых поверхностей сгиба стальных образцов, вдали от краев. Примеры микроструктуры стали после раствора и после сгибания даны на рисунке 3. Результаты осмотра образцов после АМУ-теста приведены в таблице.

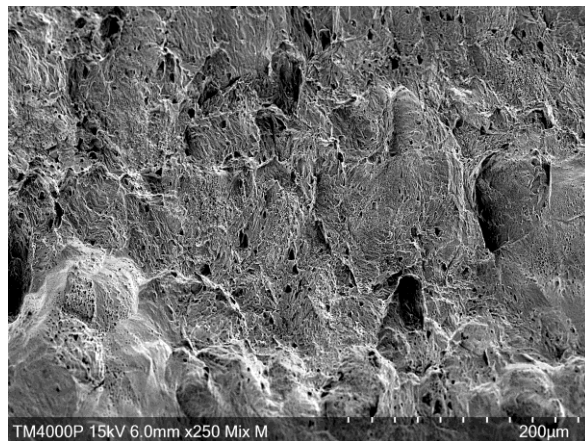
В условиях агрессивной кипящей среды с интенсивной конвекцией на поверхности аустенитной нержавеющей стали протекают сопряженные анодные и катодные электрохимические реакции. Анодные процессы включают растворение железа и хрома, согласно окислительным реакциям: $Fe^0 \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ и $Cr^0 \rightarrow Cr^{3+} + 3e^-$. Катодный процесс определяется восстановлением ионов меди из раствора с выделением металлической меди на поверхности стальных образцов: $Cu^{2+} + 2e^- \rightarrow Cu^0$. Осажденная металлическая медь играет роль катодной фазы, образуя локальные гальванические микропары со сталью, в которых обедненные по хрому приграничные области зерен выступают в роли анода по отношению к матрице зерна. Значительная разность стандартных электродных потенциалов пар Cu^{2+}/Cu^0 по сравнению с Fe^{2+}/Fe^0 и Cr^{3+}/Cr^0 ($E^0 Cu^{2+}/Cu^0 = +0,340$ В, $E^0 Fe^{2+}/Fe^0 = -0,447$ В, $E^0 Cr^{3+}/Cr^0 = -0,744$ В) обеспечивает высокую термодинамическую движущую силу анодного растворения стали, делая возможной селективную локализацию коррозии по границам зерен.

Металлографический анализ образцов после испытаний показал, что обширное коррозионное повреждение поверхности было характерно для всех, без исключения, образцов. Повреждение носило комплексный характер, включая элементы общей коррозии и эрозии, равномерно распределенного питтинга, локальной межкристаллитной коррозии. Образцы с отжигом 450 °С (1–2 часа) после АМУ-теста показали неоднозначную картину поверхности: после раствора до сгибания – наличие локальных следов МКК и питтинговых дефектов (рисунок 3а), а после сгибания – отсутствие протяженных трещин на поверхности сгиба. Последнее свидетельствует о том, что межкристаллитная коррозия затронула только зерна поверхностного слоя и не пошла вглубь образца. Как видно из рисунка 3б, деформация в зоне сгиба носила вязкий характер, а имевшиеся микротрещины не развивались.

Отжиг 450 °С (1 час):

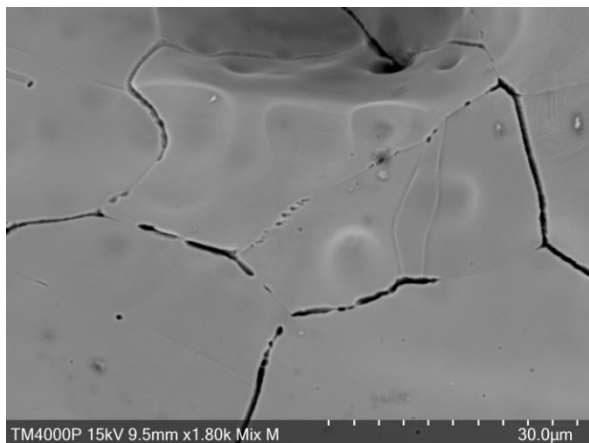


а) образование питтингов и интеркристаллитных трещин в растворе

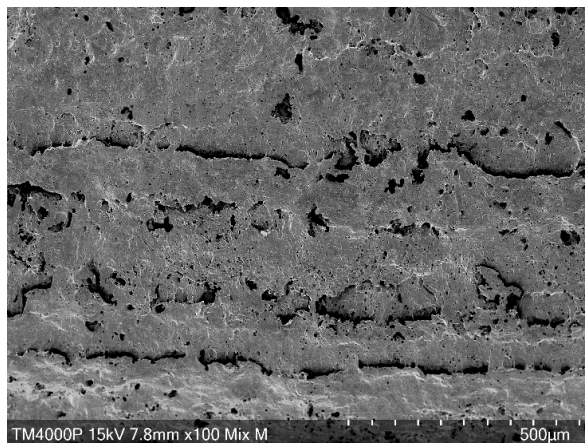


б) пластическая картина деформации на поверхности сгиба

Отжиг 650 °С (2 часа):

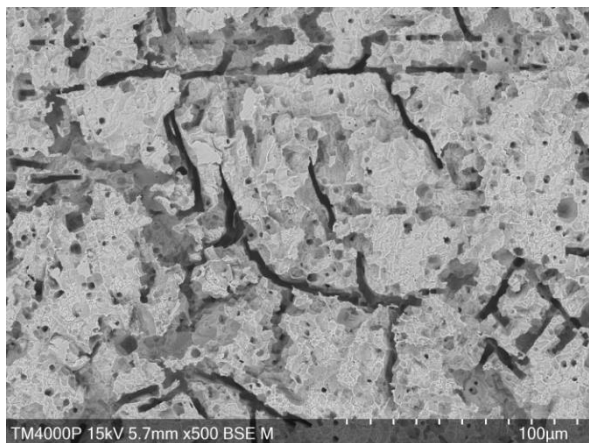


в) МКК на фоне развитого питтинга в растворе

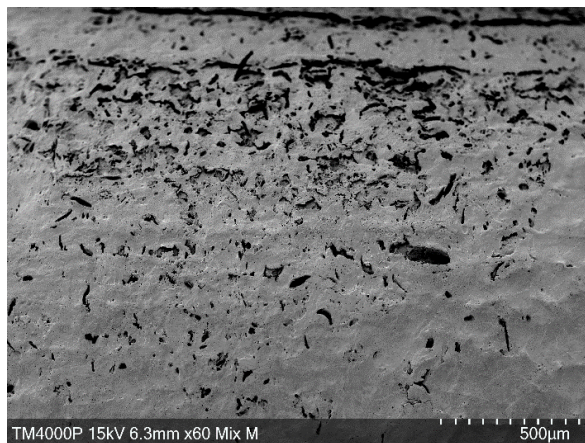


г) протяженные трещины на поверхности сгиба

Отжиг 850 °С (1 час):



д) образование равномерного питтинга и интеркристаллитных трещин в растворе



е) на поверхности сгиба мелкие трещины сливаются в магистральные трещины

Рисунок 3. Микроструктура стали 12Х18Н9 после АМУ-теста

ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

По этим признакам можно сделать вывод о стойкости стали с отжигами 450 °С (1–2 часа) к МКК. Результаты металлографического обследования образцов с отжигами 650 °С (1–2 часа), напротив, однозначно показали склонность к МКК. В данных образцах после раствора поверхность стали имела сильно развитые питтинги и признаки коррозии по границам зерен, тогда как после механического воздействия на поверхности сгиба были обнаружены протяженные интеркристаллитные трещины (рисунок 3в-г). Картина коррозионного повреждения образцов с отжигом 850 °С (1–2 часа) после раствора показала следы локального развитого питтинга и коррозии по границам зерен (рисунок 3д). Механическое воздействие на образцы с отжигом 850 °С дало образование протяженных трещин на поверхности сгиба, состоящих из более мелких структурных дефектов. На основе вышесказанного был сделан вывод о склонности стали к МКК.

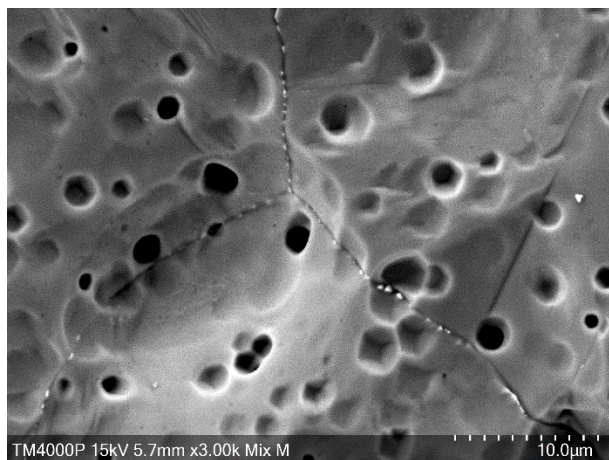
Деформация контрольных образцов после аустенизации и провоцирующих отжигов показала либо наличие мелких поверхностных трещин, либо их полное отсутствие, что может быть связано с локализацией вторичных выделений в приповерхностных

слоях образца и является случайным фактором. При этом исследуемая сталь не демонстрирует глубокого растрескивания поверхности при изгибе без предварительного воздействия коррозионно-активной среды.

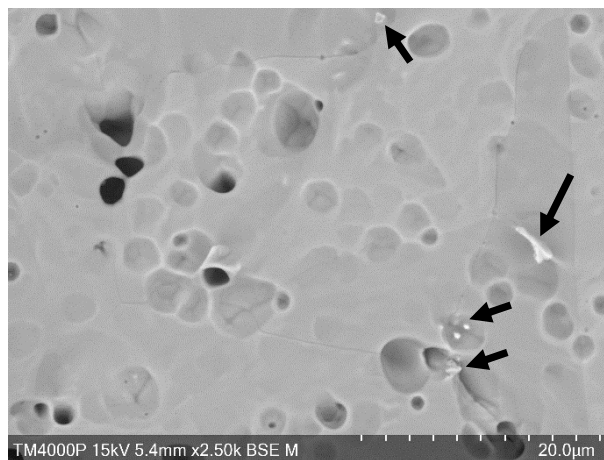
Таким образом, АМУ-тест на МКК показал склонность к избирательной коррозии по границам зерен у образцов с отжигами 650 и 850 °С. Изменение длительности отжига стали не оказало заметного влияния на характер растрескивания стальных образцов после механического воздействия. Одним из признаков склонности к МКК являлось образование слоя металлической меди на поверхности образцов и заметное осветление цвета раствора. В нашем случае это наблюдалось для температур отжигов 650 °С (2 часа) и 850 °С (2 часа). Заметим, что под защитой образующегося слоя металлической меди поверхность стали не подвергалась эрозивному воздействию среды, а носила следы равномерного питтинга и МКК и даже локально сохраняла карбидные выделения (рисунок 4), которые, в ином случае, полностью растворялись в агрессивном растворе.

Таблица 1. Результаты обследования поверхности стальных образцов после АМУ-теста

Термообработка	Характер коррозионного разрушения и следы МКК после раствора (без деформации)	Наличие трещин на поверхности сгиба		Вывод
		образцы после раствора	контрольные образцы	
Аустенизация	Фоновая коррозия/эрозия	трещин нет	трещин нет	стойкость к МКК
Отжиг при 450 °С (1–2 часа)	Эрозия, равномерный питтинг, локально коррозия по границам зерен.	дополнительных трещин не появилось	(1 час) мелкие трещины; (2 часа) мелкие трещины	стойкость к МКК
Отжиг при 650 °С (1–2 часа)	Локально эрозия, равномерный питтинг, коррозия по границам зерен.	появление протяженных трещин	(1 час) трещин нет; (2 часа) мелкие трещины	склонность к МКК
Отжиг при 850 °С (1–2 часа)	Эрозия, локально питтинг, коррозия по границам зерен. Степень повреждения поверхности наименьшая по сравнению с образцами после отжигов 450 и 650 °С.	мелкие трещины, сливающиеся в крупные дефекты	(1 час) мелкие трещины; (2 часа) трещин нет	склонность к МКК



а) отжиг при 650 °С (2 часа)



б) отжиг при 850 °С (2 часа)

Рисунок 4. Остаточные карбиды хрома на поверхности стали 12Х18Н9 после АМУ-теста

Для стали с отжигом 650 °С склонность к МКК объясняется наиболее развитой сенсibilизацией, связанной с выделением зернограницных карбидов $M_{23}C_6$ (рисунок 4а) и с формированием зон обеднения хромом вдоль границ зерен. Склонность к МКК при 850 °С имеет другую природу и может быть связана с остаточной электрохимической уязвимостью границ зерен, сохраняющейся несмотря на частичное восстановление концентрации хрома при высокотемпературном отжиге [10, 24]. По-видимому, из-за небольших времен отжига профиль и форма приграничных зон остаются все еще благоприятными для развития МКК, несмотря на запуск восстановления концентрации хрома. Это заметно на изображении микроструктуры стали с отжигом 850 °С (1 час), рисунок 1е. Здесь ряд границ демонстрируют увеличенную ширину травления и ступеньки травления, хотя ЗПТ отсутствуют и обеднения по Cr не выявлено. Кроме того, карбиды хрома (рисунок 4б), образовавшиеся по границам зерен во время термообработки, растворяясь под действием агрессивной среды, также вносят вклад в коррозионную активность границ.

Образцы после отжигов при 450 °С, напротив, не показали признаков устойчивого межкристаллитного разрушения, что указывает на низкий уровень сенсibilизации в данном состоянии, недостаточный для АМУ теста. При отсутствии устойчивого обеднения по Cr анодное растворение не локализуется вдоль границ зерен, а имеет вид фоновой коррозии – в виде локальных участков растворения (питтинг, эрозия, общая коррозия, иногда локальная МКК), что и наблюдалось после раствора в образцах с отжигом 450 °С. Образцы аустенизированной стали после раствора имели наиболее однородное нарушение поверхности, обусловленное фоновой коррозией/эрозией и не показали склонности к МКК.

Полученные результаты хорошо согласуются с данными литературных источников разных лет, указывающих, что температуры 600–650 °С отвечают максимуму сенсibilизации аустенитных Cr-Ni сталей (304/316/321 и аналогов) [10–13, 18–25]. В этом интервале температур в сталях формируются наиболее глубокие приграничные зоны, обедненные хромом, наблюдается максимальная кинетика выделения карбидов $M_{23}C_6$ и высокая склонность к МКК. Температуры отжигов выше 800 °С, напротив, соответствуют уменьшению зон обеднения хромом и снижению коррозионной активности материала, что приводит к снижению скорости растворения. Температуры ниже 500 °С также отвечают более низким значениям сенсibilизации стали, ограниченным кинетикой диффузии хрома. При этом температуру 450 °С следует рассматривать как начало интервала сенсibilизации, а 850 °С – как конец интервала, выше которого в материале идут процессы десенсibilизации – растворение карбидов и выравнивание концентрации хрома.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены провоцирующие отжижки образцов аустенизированной стали 12Х18Н9 при температурах 450, 650 и 850 °С при малых временах выдержки (1/2 часа, 1 час и 2 часа) с целью изучить влияние сенсibilизации на поведение материала в агрессивных растворах. Сенсibilизация в стали связана с образованием и ростом карбидов $Cr_{23}C_6$ по границам зерен и сопутствующим локальным обеднением по хромом прилегающих к карбидам приграничных областей. При электролитической полировке поверхности стали, отожженной при температурах 450 и 650 °С, обнаружен эффект избирательного травления границ зерен – появление ЗПТ. Различные фигуры травления – точки или «капли», цепочки, полосы, повторяющие кривизну границы – отвечают формам зародышей карбидных выделений.

Проведена серия экспериментов в рамках гравиметрического метода в 5% растворе кристаллогидрата хлорида железа (III) $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ для выявления склонности термообработанной стали к питтинговой коррозии. Показано, что максимальная скорость растворения стали отвечала температуре отжига 650 °С, а минимальная – температуре 850 °С и аустенизированному состоянию. С увеличением длительности термического воздействия концентрация питтинговых дефектов в стали, отожженной при 450 и 650 °С, существенно возрастала, период метастабильности для значительной части питтингов сокращался, что сопровождалось увеличением скорости коррозионного растворения. Для определения склонности отожженной стали к избирательной коррозии по границам зерен проведена серия экспериментов в рамках АМУ-метода, включавших выдержку в кипящем водном растворе серной кислоты H_2SO_4 и сернокислой меди $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ в присутствии медной стружки и последующее сгибание на 90°. Образцы после отжигов 650 °С и 850 °С показали наличие признаков МКК, тогда как аустенизированные образцы и образцы после отжига 450 °С, напротив, показали стойкость к МКК.

Различия в кинетике питтинговой коррозии и склонности к МКК для стали после отжигов при 450 °С и 650 °С связаны с характером образующихся зернограницных выделений. При 650 °С формируется квазипрерывная сеть карбидов $Cr_{23}C_6$, приводящая к образованию протяженных Cr-обедненных зон, что облегчает направленное развитие коррозии вдоль границ зерен вглубь образца, способствует ускорению питтинговой коррозии и проявлению межкристаллитной коррозии. После отжига при 450 °С карбидные выделения и Cr-обедненные зоны выражены слабее, что ограничивает развитие межкристаллитного растворения и обеспечивает сохранение стойкости к МКК. Для образцов после отжига при 850 °С характерна низкая скорость питтинговой коррозии. В то же время сохраняющаяся склонность к МКК может быть связана с остаточной электрохимической неоднородностью границ зерен и наличием дискретных карбидных выделений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства Энергетики Республики Казахстан, Программа BR23891530 «Развитие комплексных научных исследований в области ядерной и радиационной физики на базе казахстанских ускорительных комплексов».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. – Киев: Наукова Думка, 2006. – 375 с. [Voevodin V.N., Neklyudov I.M. Evolyutsiya strukturno-fazovogo sostoyaniya i radiatsionnaya stoykost' konstruktivnykh materialov. – Kiev: Naukova Dumka, 2006. – 375 p.] (In Russ.)
2. Garner F.A. Radiation Damage in Austenitic Steels // Comprehensive Nuclear Materials. – 2012. – Vol. 4. – P. 33–95. – <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-056033-5.00065-3>
3. Neustroev V.S., Garner F.A. Very high swelling and embrittlement observed in a Fe-18Cr-10Ni0Ti hexagonal fuel wrapper irradiated in the BOR-60 fast reactor // Fusion Materials. – Vol.43. Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 2007. – P. 109–122. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.06.036>
4. Rudakov A. The EU can simultaneously end dependence on Russia and meet climate goals // Nature. – 2022. – Vol. 604(7904). – P. 7–8. – <https://doi.org/10.1038/d41586-022-00920-y>
5. Technical assessment of nuclear energy with respect to the 'do no significant harm' criteria of Regulation (EU) 2020/852 ('Taxonomy Regulation'). – European Atomic Energy Community, 2021. – 383 p.
6. Кинев Е.А., Шихалев В.С., Барыбин А.В. Внутритвэльная коррозия сталей ЭК-164 и ЧС-68 быстрого энергетического реактора на основе диоксида урана // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2015. – Т. 3. – С. 49–55. [Kinev E.A., Shikhalev V.S., Barybin A.V. Vnutritvél'naya korroziya staley EK-164 i ChS-68 bystrogo energeticheskogo reaktora na osnove dioksida urana // Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika. – 2015. – Vol. 3. – P. 49–55.] (In Russ.)
7. Chen S., Xie A., Lu X., Yan C., Jiang H., Rong L. Tailoring Microstructure of Austenitic Stainless Steel with Improved Performance for Generation-IV Fast Reactor Application: A Review // Crystals. – 2023. – Vol.13, 268. – P. 1–18. – <https://doi.org/10.3390/cryst13020268>
8. Saleh S.E., Elfawkhry M.K., Saudi H. A., Gomaa H.M., El-Minyawi S.M., Eissa M.M. Enhancing austenitic stainless-steel alloys for fast breeder reactor fuel cladding: A comparative study // Radiation Physics and Chemistry. – 2025. – Vol. 230. – Art. 112544. – <https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2025.112544>
9. Чернов В. Материалы для полного замыкания: что такое МАКМ и почему за ними будущее. [Chernov V. Materialy dlya polnogo zamykaniya: chto takoe MAKM i pochemu za nimi budushchee.] (In Russ.). – URL: <https://strana-rosatom.ru/2022/09/19/materialy-dlya-polnogo-zamykaniya-chto-t>
10. Sedriks A.J. Corrosion of Stainless Steels. – 2nd ed. – New York: J Wiley & Sons, 1996. – 370 p.
11. Dayal R. K., Parvathavarthini N., Raj B. Influence of metallurgical variables on sensitization kinetics in austenitic stainless steels // International Materials Reviews. – 2005. – Vol. 50, No. 3. – P. 129–155. – <https://doi.org/10.1179/174328005X14348>
12. Pande C.S., Suenaga M., Vyas B., Isaacs H.S. Direct evidence of chromium depletion near the grain boundaries in sensitized stainless steel // Scripta Metallurgica. – 1977. – Vol. 11. – P. 681–684. – [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(77\)90138-7](https://doi.org/10.1016/0036-9748(77)90138-7)
13. Bruemmer S.M., Arey B.W., Charlot L.A. Influence of Chromium Depletion on Intergranular Stress Corrosion Cracking of 304 Stainless Steel // Corrosion. – 1992. – Vol. 48, No. 1. – P. 42–49. – <https://doi.org/10.5006/1.3315917>
14. Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л., Шихалев В.С. Исследование структуры и физических свойств стали Х18Н9 после длительного облучения в составе внутрикорпусных устройств реактора БН-600 // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2019. – Т. 4. – С. 118–129. [Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L., Shikhalev V.S. Issledovanie struktury i fizicheskikh svoystv stali Kh18N9 posle dlitel'nogo oblucheniya v sostave vnutrikorpusnykh ustroystv reaktora BN-600 // Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika. – 2019. – Vol. 4. – P. 118–129.] (In Russ.) <https://doi.org/10.26583/npe.2019.4.10>
15. Christian J.W. The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Parts I. – Pergamon, 2002. – 1200 p.
16. Хачатурян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твёрдых растворов. – М.: Наука, 1974. – 384 с. [Khachaturyan A.G. Teoriya fazovykh prevrashcheniy i struktura tverdykh rastvorov. – Moscow: Nauka, 1974. – 384 p.] (In Russ.)
17. Sourmail T. Literature Review. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels // Materials Science and Technology. – 2001. – Vol. 17, No. 1. – P. 1–14.
18. Briant C. L., Mulford R. A., Hall E.L. Sensitization of Austenitic Stainless Steels, I. Controlled Purity Alloys // Corrosion- NACE. – 1982. – Vol. 38, No. 9. – P. 468–477.
19. Wang J., Shi W., Xiang S., Ballinger R.G. Study of the corrosion behaviour of sensitized 904L austenitic stainless steel in Cl- solution // Corrosion Science. – 2021. – Vol. 181, Art. 109234. – P. 1–12. – <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109234>
20. Tsai S.P., Makineni S.K., Gault B., Kawano-Miyata K., Taniyama A., Zaefferer S. Precipitation formation on Σ5 and Σ7 grain boundaries in 316L stainless steel and their roles on intergranular corrosion // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 210, Art. 116822. – P. 1–15. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116822>
21. Ma G., Xian W., Bi H., Li M. Effect of Short-Time Aging on the Sensitization Characteristics of 310S Stainless Steel // International Journal of Electrochemical Science. – 2022. – Vol. 17, Art. 22097. – P. 1–13. – <https://doi.org/10.20964/2022.09.34>
22. Fontana M.G. Corrosion engineering. 3-rd Ed. – McGraw-Hill Inc. – 1986. – 556 p.
23. Szklarska-Smialowska Z. Pitting and crevice corrosion. – NACE Int. The corrosion society. – 2005. – 582 p.
24. Sourmail, T., Too, C.H., Bhadeshia, H.K.D. Sensitization and Evolution of Chromium-depleted Zones in Fe–Cr–Ni–C Systems // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – P. 1814–1822. – <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1814>
25. Lima A., Nascimento A.D., Abreu H.F.G., de Lima-Neto P. Sensitization evaluation of the austenitic stainless steel AISI 304L, 316L, 321 and 347 // Journal of Materials Science. – 2005. – Vol. 40, No. 1. – P. 139–144. – <https://doi.org/10.1007/s10853-005-5699-9>

**ҚЫСҚА МЕРЗІМДІ СЕНСИБИЛИЗАЦИЯЛАУШЫ БОСАТУЛАРДЫҢ
12Х18Н9 АУСТЕНИТТІК ТОТ БАСПАЙТЫН БОЛАТЫНЫҢ ПИТТИНГТІК
ЖӘНЕ КРИСТАЛЛААРАЛЫҚ КОРРОЗИЯҒА БЕЙІМДІЛІГІНЕ ӘСЕРІ**

М. А. Отставнов, М. А. Захаров, А. С. Капанов, А. Н. Гурин, К. В. Цай*

ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: tsvkir@inp.kz*

Мақала әртүрлі ұзақтықтағы (0,5 сағат, 1 сағат, 2 сағат) және 450, 650 және 850 °C температуралардағы провокациялық жасыту нәтижесінде 12Х18Н9 аустениттік тот баспайтын болаттың коррозиялық қасиеттерінің өзгеруін зерттеуге арналған. Гравиметриялық әдісті қолдана отырып, темір (III) хлоридінің $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ кристалдық гидратының 5% ерітіндісіндегі термиялық өңделген болаттың питтингті коррозияға бейімділігі және $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ әдісімен күкірт қышқылы мен мыс сульфатының қайнап жатқан сулы ерітіндісіндегі кристалл аралық коррозияға бейімділігі зерттелді. Агрессивті ерітінділердегі болат үлгілерінің коррозиялық әрекеті провокациялық жасыту нәтижесінде қалыптасатын болаттың сенсibilизация дәрежесіне тәуелді екені көрсетілді. 450 °C және 650 °C температураларда босатылған болат үшін питтингтік коррозия кинетикасындағы және кристалл аралық коррозияға (КАК) бейімділіктегі айырмашылықтар түйіршік шекараларында түзілетін бөліністердің сипатына байланысты. 650 °C температурада Cr_{23}C_6 карбидтерінің квазитұтас торы қалыптасып, хромға кедей көлемді аймақтардың түзілуіне әкеледі. Бұл түйіршік шекаралары бойымен коррозияның бағытталған дамуын жеңілдетіп, питтингтік коррозияның жеделдеуіне және КАК бейімділіктің артуына ықпал етеді. 450 °C температурада босатудан кейін карбидтік бөліністер мен хромға кедей аймақтар әлсіздеу байқалады, бұл кристаллааралық ерудің дамуын шектеп, КАК төзімділікті қамтамасыз етеді. 850 °C температурада босатылған үлгілер үшін питтингтік коррозия жылдамдығының төмен болуы және КАК-қа бейімділік тән, бұл түйіршік шекараларының қалдық электрохимиялық әртектілігімен және дискретті карбидтік бөліністердің болуымен түсіндірілуі мүмкін.

Түйін сөздер: аустениттік болаттар, жасыту, сенсibilизация, питтингтік коррозия, кристалл аралық коррозия, микроқұрылым.

**THE EFFECT OF SHORT-DURATION SENSITIZING ANNEALING ON THE SUSCEPTIBILITY
OF 12X18H9 AUSTENITIC STAINLESS STEEL TO PITTING AND INTERGRANULAR CORROSION**

M. A. Otstavnov, M. A. Zakharov, A. S. Kapanov, A. N. Gurin, K. V. Tsay*

RSE "Institute of Nuclear Physics" of the Agency of the RK for Atomic Energy, Almaty, Kazakhstan

** E-mail for contacts: tsvkir@inp.kz*

The article is devoted to the study of changes in the corrosion properties of 12X18H9 austenitic stainless steel as a result of provoking annealing of short durations (1/2 hour, 1 hour, 2 hours) at temperatures of 450, 650, and 850 °C. The susceptibility of heat-treated steel to pitting corrosion in a 5% solution of iron (III) chloride crystallohydrate $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ was studied using the gravimetric method, and to intergranular corrosion (IGC) in a boiling aqueous solution of sulfuric acid and copper sulfate $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, using the AMU method. It was shown that the corrosion behavior of steel samples in aggressive solutions depends on the degree of steel sensitization during provoking annealing. Differences in the kinetics of pitting corrosion and the susceptibility to IGC for steel annealed at 450 °C and 650 °C are related to the nature of the grain-boundary precipitates formed. At 650 °C, a quasi-continuous network of Cr_{23}C_6 carbides forms, leading to the formation of extended Cr-depleted zones. This facilitates the directed development of corrosion along grain boundaries, contributing to the acceleration of pitting corrosion and the susceptibility to IGC. After annealing at 450 °C, carbide precipitates and Cr-depleted zones are less pronounced, limiting the development of intergranular dissolution and ensuring the retention of resistance to IGC. Samples annealed at 850 °C are characterized by a low rate of pitting corrosion and a tendency to IGC, which may be attributed to residual electrochemical heterogeneity of grain boundaries and the presence of discrete carbide precipitates.

Keywords: austenitic steels, annealing, sensitization, pitting corrosion, intergranular corrosion, microstructure.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-198-206>

УДК 615.849.5:614.876:616-006.6

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДОЗОВЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ И ОРГАННЫХ ДОЗ ПРИ 3D-CRT, IMRT И VMAT В СООТВЕТСТВИИ С ПРОТОКОЛАМИ QUANTEC И RTOG: ОСОБЕННОСТИ ПЛАНИРОВАНИЯ, ПРЕИМУЩЕСТВА И ОГРАНИЧЕНИЯ

А. Д. Мергенбаева, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина*, Б. Ж. Атантаева, С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, Н. А. Елемесова, Е. О. Сабеков

КГП «Центр ядерной медицины и онкологии» УЗ области Абай, Семей, Казахстан

* E-mail для контактов: laurakenzhina@yandex.kz

Исследование выполнено на базе Центра ядерной медицины и онкологии (г. Семей) и посвящено сравнительному дозиметрическому анализу параметров планирования дистанционной лучевой терапии при местно-распространённом раке шейки матки. Проведено сопоставление трёхмерной конформной лучевой терапии (3D-CRT), лучевой терапии с модуляцией интенсивности (IMRT) и объёмно-модулированной дуговой терапии (VMAT) с точки зрения качества дозовых распределений и дозовой нагрузки на органы риска. Планирование выполнено для 25 пациенток с использованием линейного ускорителя TrueBeam с ежедневной верификацией укладки на основе IGRT/CBCT. Качество планов оценивали по данным дозово-объёмных гистограмм с использованием параметров D95% для PTV, индексов конформности (CI) и гомогенности (HI), а также абсолютных дозовых характеристик (Dmean, Dmax) для органов риска в сопоставлении с рекомендациями протоколов RTOG и QUANTEC. Анализ показал, что методика VMAT продемонстрировала наилучшие дозиметрические показатели с высоким индексом конформности $CI = 1,03 \pm 0,02$ и низким индексом гомогенности $HI = 0,09 \pm 0,02$, обеспечивая более равномерное и точное покрытие PTV по сравнению с IMRT и 3D-CRT. Ключевым результатом стало существенное снижение дозовой нагрузки на органы риска малого таза: при использовании VMAT суммарное снижение дозы составило в среднем 25–30% относительно 3D-CRT, при этом средняя доза на прямую кишку (Dmean) снизилась до 33,0 Гр. Дополнительным преимуществом VMAT явилось сокращение среднего времени сеанса облучения до 5–7 минут, что снижает риск внутрифракционных смещений. Полученные данные подтверждают дозиметрические преимущества VMAT и обосновывают целесообразность её применения в условиях регионального онкологического центра.

Ключевые слова: рак шейки матки, дистанционная лучевая терапия, дозовое планирование, 3D-CRT, IMRT, VMAT, дозовое распределение, органы риска, индекс конформности, QUANTEC, RTOG.

ВВЕДЕНИЕ

Рак шейки матки (РШМ) остаётся значимой глобальной проблемой общественного здравоохранения. Согласно мировым статистическим данным, это одно из наиболее распространённых онкологических заболеваний среди женского населения, особенно в развивающихся странах [1]. Для Казахстана РШМ также является одним из приоритетных направлений в онкогинекологии, где наблюдается устойчивая потребность в совершенствовании методов диагностики и, что критически важно, – лечения. Лучевая терапия (ЛТ) занимает центральное место в лечении местно-распространённых форм РШМ, часто применяясь в сочетании с химиотерапией [2]. Однако анатомическая сложность малого таза является главной проблемой: необходимость подведения к опухоли радикальной дозы при максимальной минимизации облучения окружающих тканей. Традиционная трёхмерная конформная лучевая терапия (3D-CRT) нередко демонстрирует недостаточную конформность распределения дозы, что ограничивает её применение при сложной геометрии мишени. В ответ на это радиационная онкология внедрила передовые технологии: лучевую терапию с модуляцией интенсивности (IMRT) и объёмно-модулированную ротационную терапию (VMAT). Эти методики позволяют ди-

намически модулировать интенсивность пучка, обеспечивая формирование сложных дозовых полей, которые максимально конформно (точно по форме) облегают планируемый объём мишени (PTV) [3].

С точки зрения радиационной биофизики и медицинской физики, лечение опухолей малого таза относится к числу наиболее сложных задач лучевой терапии вследствие выраженной анатомической вариабельности, близкого расположения радиочувствительных органов и высокой подвижности внутренних структур. Даже незначительные отклонения в дозовом распределении или геометрии подведения дозы могут приводить к превышению толерантности органов риска и увеличению вероятности поздних лучевых осложнений. В этой связи оптимизация дозового планирования рассматривается как ключевой фактор повышения терапевтического индекса – соотношения между вероятностью локального контроля опухоли и риском радиационно-индуцированных повреждений нормальных тканей [4, 5].

Клинический контроль качества и безопасности этих высокотехнологичных планов осуществляется путём тщательного анализа дозово-объёмных гистограмм (ДВО), которые являются основным инструментом для количественной оценки дозового распределения. Именно через ДВО проводится сравнение

конкретных дозиметрических параметров: для PTV оцениваются такие показатели, как D95% (доза, полученная 95% объёма мишени), а также индексы конформности (CI) и гомогенности (HI). Для органов риска анализ фокусируется на параметрах, прогнозирующих токсичность, в первую очередь, на объёме, получившем критическую дозу (V_{xGr}), например, V_{40Gr} для тонкого кишечника и V_{60Gr} или V_{50Gr} для прямой кишки, а также на средней дозе (D_{mean}) для таких структур, как тонкий кишечник [6]. Для обеспечения единообразия и безопасности планирования используются строгие международные протоколы, устанавливающие лимиты этих параметров: RTOG (Radiation Therapy Oncology Group) и QUANTEC (Quantitative Analysis of Normal Tissue Effects in the Clinic) [7]. Следует отметить, что, несмотря на наличие международных рекомендаций QUANTEC и RTOG, оптимальные дозиметрические параметры во многом зависят от конкретной клинической реализации, характеристик линейного ускорителя, используемой системы планирования и уровня интеграции средств визуального контроля. Ряд исследований подчёркивает, что результаты, полученные в условиях высокоспециализированных центров, не всегда могут быть напрямую экстраполированы на региональные онкологические учреждения без учёта их технических и организационных особенностей [8]. Несмотря на наличие значительного числа международных публикаций, посвящённых сравнению методик 3D-CRT, IMRT и VMAT, данные, полученные в условиях региональных онкологических центров с ограниченными ресурсами и специфической клинической нагрузкой, остаются недостаточно представленными. В этом контексте проведение локального сравнительного дозиметрического анализа приобретает особую значимость, поскольку позволяет оценить воспроизводимость заявленных преимуществ современных методик в реальных условиях клинической практики и адаптировать международные рекомендации к национальной системе здравоохранения. Таким образом, целью настоящего исследования является проведение сравнительного дозиметрического анализа дозовых распределений и органных доз, полученных при планировании лучевой терапии РШМ по методикам 3D-CRT, IMRT и VMAT, с оценкой их соответствия критериям клинических протоколов RTOG и QUANTEC. Для достижения этой цели были поставлены задачи: определить различия в конформности и гомогенности дозы в PTV; сравнить ключевые дозово-объёмные параметры органов риска таза, и сформулировать обоснованные рекомендации по выбору оптимальной техники планирования для минимизации лучевых осложнений.

В связи с вышеизложенным представляется актуальным проведение сравнительного анализа современных методик лучевой терапии в условиях клинической практики. Гипотезой настоящего исследования является предположение о том, что

применение VMAT по сравнению с IMRT и 3D-CRT обеспечивает более благоприятные дозиметрические характеристики, выражающиеся в улучшении параметров покрытия PTV и снижении интегральной дозовой нагрузки на органы риска при лечении рака шейки матки. Непрерывное развитие технологий лучевой терапии требует жёсткого контроля качества и обеспечения безопасности, что регулируется международными организациями. В этом контексте особую актуальность приобретают публикации Международного агентства по атомной энергии [9], устанавливающие строгие критерии точности и неопределённости дозиметрии (например, IAEA Human Health Series No. 31). Применение этих международных критериев в Казахстане, особенно в Центре ядерной медицины, не только подтверждает соответствие мировым стандартам, но и подчёркивает значимость и воспроизводимость результатов настоящего исследования в более широком научном контексте.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Данное дозиметрическое исследование было выполнено на базе Центра ядерной медицины и онкологии области Абай и основывается на анализе планов облучения 25 пациенток с местно-распространённым раком шейки матки (РШМ), соответствующих стадиям IB2–IVA согласно последней редакции FIGO (Международной федерации акушерства и гинекологии, между. International Federation of Gynecology and Obstetrics). Данный диапазон стадий был выбран как наиболее клинически релевантный, поскольку именно для этих пациенток химиолучевая терапия является основным методом радикального лечения [10]. Актуальность анализа подчёркивается стабильным потоком таких пациентов в клинику – в среднем, более 20 случаев РШМ в год, что требует постоянной оптимизации локальных протоколов для соответствия мировым стандартам. Все клинические случаи планировались на специализированной системе Eclipse (Varian Medical Systems, версия 18), а доставка дозы обеспечивалась современным линейным ускорителем TrueBeam, оснащённым многолепестковым коллиматором (MLC) и использующим фотонное излучение 6 МэВ. Стандартное дозовое предписание для всех планов составило: суммарная очаговая доза (СОД) 45 Гр, разовая очаговая доза (РОД) 1,8 Гр на PTV, всего 25 фракций. Для обеспечения сопоставимости плана все методики рассчитывались единым алгоритмом AAA-18.0.1, поскольку использование разных алгоритмов может приводить к систематическим различиям в моделировании дозы. Перед проведением КТ-симуляции всем пациенткам проводилась индивидуальная иммобилизация для обеспечения воспроизводимости укладки, что является фундаментом для прецизионного облучения. Рабочий интерфейс программного обеспечения представлен на рисунке 1.

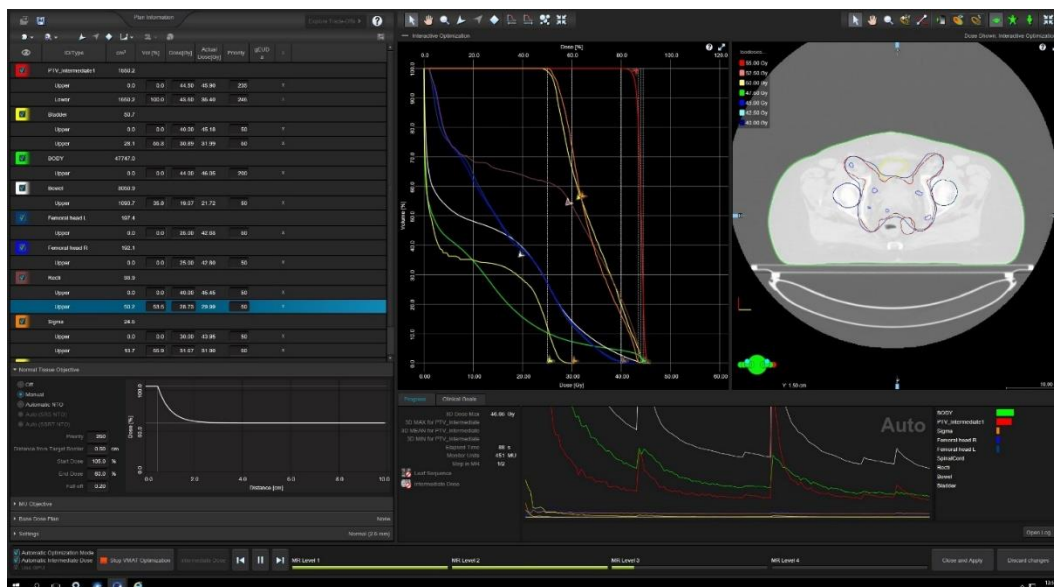


Рисунок 1. Интерфейс системы планирования Eclipse версии 18 (Varian Medical Systems)

Eclipse 18 (Varian Medical Systems) – высокотехнологическая система для формирования индивидуальных планов лучевой терапии на основе трёхмерных анатомических данных и дозиметрических моделей. Версия 18 включает улучшенные алгоритмы оптимизации дозы, расширенную автоматизацию и точное моделирование взаимодействия излучения с тканями.

Ключевые усовершенствования Eclipse 18 включают **RapidArc Dynamic** для динамической настройки пучка при VMAT/IMRT и **Enhanced Leaf Modeling** для точного расчёта движений многосегментного коллиматора в SRS/SBRT. Система поддерживает современные методики лечения и использует план с многокритериальной оптимизацией для повышения качества и воспроизводимости планов **Eclipse 18** повышает точность планирования, ускоряет подготовку лечения и улучшает защиту органов риска, обеспечивая индивидуализированный подход и высокую воспроизводимость планов [11].

Процесс планирования носит сугубо междисциплинарный характер и начинается с клинического предписания радиотерапевта. Врач, исходя из данных диагностики (КТ, МРТ) и гистологии, выполняет критически важный этап контурирования: определяет границы опухоли (GTV), клинического объёма мишени (CTV) и, соответственно, планируемого объёма мишени (PTV), добавляя к CTV изотропный припуск 5–7 мм. Одновременно с этим скрупулезно очерчиваются органы риска таза – прямая кишка, мочевой пузырь, общий объем тонкого кишечника и головки бедренных костей. Радиотерапевт также задаёт СОД (суммарную очаговую дозу, 45 Гр) и РОД (разовую очаговую дозу, 1,8 Гр), а главное – устанавливает строгие дозовые ограничения для органов риска, руководствуясь клиническими приоритетами и

рекомендациями RTOG и QUANTEC, например, требуя, чтобы объем тонкого кишечника, получивший Dmean, не превышал 30 Гр, или чтобы V_{50Gr} для прямой кишки оставался в допустимых пределах. Далее медицинский физик принимает эти контуры и предписания как исходные данные и приступает к разработке трёх конкурирующих планов для каждого пациента. Последовательность планирования критична для обеспечения объективности сравнения. Сначала создавался план 3D-CRT с использованием 4–6 фиксированных полей (forward planning) и прямого планирования. Затем разрабатывались планы с обратным планированием (inverse planning): IMRT (7–9 фиксированных полей) и VMAT (две полные или частичные дуги). Процесс разработки планов IMRT и VMAT включал настройку целевых функций и весовых коэффициентов в системе Eclipse для достижения заданных дозиметрических критериев в соответствии с протоколами, нацеленными на достижение максимально конформного облучения PTV при агрессивном снижении дозы в органах риска. Ключевое различие заключается в том, что при VMAT алгоритм оптимизирует не только интенсивность сегментов, но и скорость гентри и MLC, позволяя достичь лучшего дозового градиента, что особенно важно в сложной анатомии таза.

Финальный этап включает дозиметрическую оценку, которая является основой для сравнения. Главным инструментом здесь выступает анализ дозово-объёмных гистограмм. Для PTV оценивается равномерность и точность покрытия через: индекс конформности (CI) – показатель точности соответствия предписанной изодозы объёму мишени (идеально 1,0); индекс гомогенности (HI) – показатель равномерности дозы внутри PTV (идеально 1,0) и D_{95%}.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДОЗОВЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ И ОРГАНЫХ ДОЗ ПРИ 3D-CRT, IMRT И VMAT В СООТВЕТСТВИИ С ПРОТОКОЛАМИ QUANTEC И RTOG...

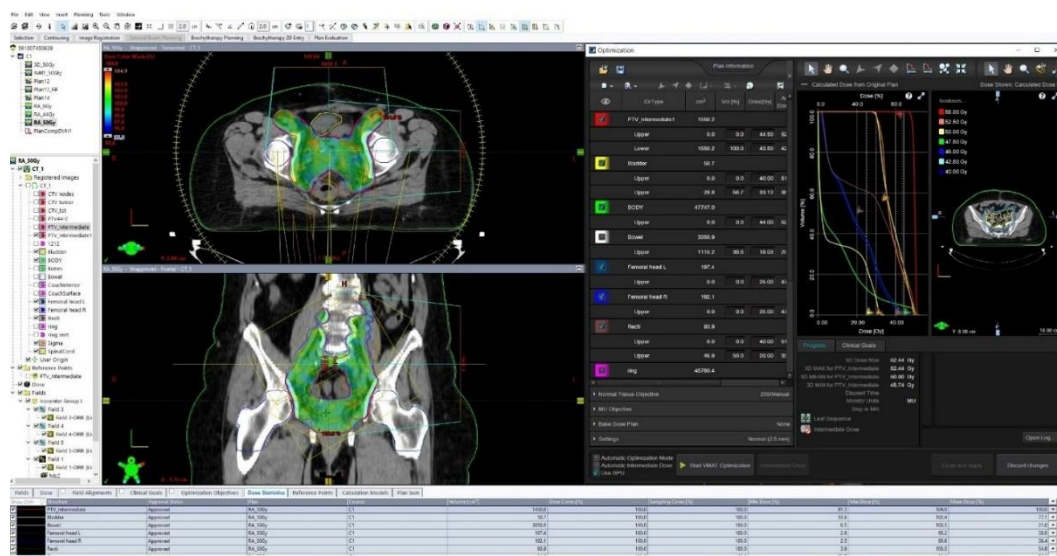


Рисунок 2. Пример экранов планирования IMRT и VMAT

Таблица 1. Сравнительный анализ дозиметрических показателей PTV и операционных факторов (средние значения, N=25)

Параметр	3D-CRT	IMRT	VMAT (RapidArc)	P-value*	Преимущество
Индекс конформности (CI), сред.	1,12±0,05	1,05±0,03	1,03±0,02	< 0,001	VMAT
Индекс гомогенности (HI), сред.	0,15±0,04	0,10±0,03	0,09±0,02	< 0,05	VMAT
D _{95%} PTV (от предписанной дозы, %)	≈ 95,0%	≈ 98,0%	≈ 99,0%	< 0,05	VMAT
Время облучения (среднее, мин)	8–10	12–15	5–7	< 0,01	VMAT
Общее снижение нагрузки на органы риска (ср. снижение дозы)	базовое	–15% (от 3D-CRT (среднее значение))	–25–30% (относительно 3D-CRT (среднее значение))	< 0,001	VMAT

*Примечание: p-value рассчитано с использованием критерия Фридмана; различия признаны статистически значимыми при $p < 0,05$.

Для органов риска сравнение фокусируется на ключевых дозово-объемных параметрах (V_{HR}), которые напрямую связаны с прогнозом токсичности. Наконец, для подтверждения воспроизводимости и безопасности доставки всех высококонформных планов использовалась система IGRT (Image Guided Radiation Therapy) с ежедневной CBCT (конусно-лучевой компьютерной томографией), что обеспечило верификацию изоцентра и коррекцию укладки, учитывая смещение внутренних органов таза, таких как наполнение мочевого пузыря или движение петель кишечника.

Статистическая обработка данных проводилась с использованием методов описательной статистики. Для дозиметрических параметров рассчитывались средние значения и стандартные отклонения; сравнение показателей между методиками 3D-CRT, IMRT и VMAT выполнялось с использованием дисперсионного анализа для связанных выборок (ANOVA), различия считались статистически значимыми при $p < 0,05$.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведенный дозиметрический анализ подтвердил выраженную зависимость качества дозового распределения от используемой методики облучения. Было установлено, что методики с модуляцией ин-

тенсивности обеспечивают значительное улучшение конформности и гомогенности дозы в PTV, при этом демонстрируя существенное снижение дозовой нагрузки на окружающие опухоль органы риска. Все представленные данные являются усредненными показателями для всех 25 пациенток, что обеспечивает корректность сравнительного анализа, и статистическую надежность выводов. Сравнительные данные по PTV, отражающие качество покрытия и операционную эффективность, приведены в таблице 1.

Как представлено в таблице 1, VMAT достигает наилучшего CI ($1,03 \pm 0,02$), что свидетельствует о минимальном облучении здоровых тканей за пределами мишени, и наименьшего HI ($0,09 \pm 0,02$), что является прямым доказательством гомогенного распределения дозы [12]. Значительно худшие показатели 3D-CRT ($CI = 1,12$, $HI = 0,15$) подтверждают, что ограниченные возможности фиксированных пучков не позволяют эффективно справляться со сложной, вогнутой формой PTV в малом тазу. Кроме того, VMAT продемонстрировала значительное операционное преимущество, сократив среднее время сеанса до 5–7 минут. Это критический фактор, поскольку сокращение времени сеанса потенциально снижает вероят-

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДОЗОВЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ И ОРГАНЫХ ДОЗ ПРИ 3D-CRT, IMRT И VMAT В СООТВЕТСТВИИ С ПРОТОКОЛАМИ QUANTEC И RTOG...

ность внутрифракционных смещений, которые могут критически повлиять на точность доставки дозы.

Проведённый статистический анализ выявил достоверные различия между рассматриваемыми методиками по основным дозиметрическим показателям ($p < 0,05$), что свидетельствует о более благоприятных характеристиках распределения дозы при использовании технологий модуляции интенсивности, особенно VMAT, по сравнению с 3D-CRT. В рамках сравнительного анализа была проведена оценка дозовой нагрузки на ключевые органы риска малого таза с использованием критериев, рекомендованных международными клиническими протоколами RTOG и QUANTEC. Эти рекомендации широко применяются в современной радиотерапии для оценки безопасности планов лечения и прогнозирования вероятности лучевой токсичности. Для повышения наглядности интерпретации полученных результатов дозиметрические показатели представлены отдельно в соответствии с каждой системой рекомендаций. Такой подход позволяет сопоставить фактические значения дозовой нагрузки с клинически принятыми ограничениями для основных органов риска малого таза – прямой кишки, мочевого пузыря, тонкого кишечника, головок бедренных костей и спинного мозга – и тем самым обеспечить более объективную оценку безопасности различных методик планирования. Результаты сравнительного анализа дозовой нагрузки для техник 3D-CRT, IMRT и VMAT представлены в таблице 2.

Как следует из данных таблицы 2, переход от традиционной техники 3D-CRT к методам модулированной лучевой терапии сопровождается систематическим снижением дозовой нагрузки на критические структуры малого таза. Наиболее выраженный дозиметрический выигрыш наблюдается для органов желудочно-кишечного тракта, прежде всего прямой кишки и тонкого кишечника, которые рассматриваются как лимитирующие органы риска при лучевой терапии данной анатомической области. Для прямой

кишки значения дозовой нагрузки при использовании VMAT составили 26,5 Гр по критерию RTOG и 33,0 Гр по критерию QUANTEC, тогда как при 3D-CRT соответствующие показатели достигали 49,6 Гр и 45,9 Гр. Сходная закономерность отмечена для тонкого кишечника, где переход к VMAT позволил снизить дозовую нагрузку до 26,8 – 34,9 Гр по сравнению с 30,9–48,5 Гр при 3D-CRT.

Снижение дозы на структуры желудочно-кишечного тракта сопровождается аналогичной тенденцией и для других органов риска малого таза. Для мочевого пузыря и головок бедренных костей при использовании техник модулированной лучевой терапии также отмечается более благоприятное распределение дозы по сравнению с традиционным трёхмерным планированием, что свидетельствует о более эффективном пространственном перераспределении дозы в пределах облучаемого объёма. Дополнительным показателем повышения дозиметрической безопасности является уменьшение максимальной дозы на спинной мозг: при VMAT значение D_{max} составило 33,4 Гр, тогда как при 3D-CRT оно достигало 49,3 Гр, приближаясь к пределам толерантности данного органа.

Таким образом, применение IMRT и особенно VMAT обеспечивает более благоприятное распределение дозы по сравнению с техникой 3D-CRT, позволяя снизить нагрузку на критические структуры без ухудшения покрытия мишени. Подобная оптимизация дозового распределения рассматривается как важный фактор уменьшения вероятности развития лучевой токсичности [5]. Реализация преимуществ высококонформных методик требует высокой геометрической точности лечения, которая в настоящем исследовании обеспечивалась системой IGRT с ежедневной СВСТ-верификацией, компенсирующей возможные внутрифракционные смещения органов малого таза [13].

Таблица 2. Сравнение дозовой нагрузки на ключевые органы риска (средние значения, N=25)*

Орган риска	Критерий (RTOG/QUANTEC)	3D-CRT (среднее значение)	IMRT (среднее значение)	VMAT (среднее значение)
Прямая кишка по RTOG	$V_{60\text{Гр}} \leq 30\%$	49,6 Гр	29,0 Гр	26,5 Гр
Прямая кишка по QUANTEC	$V_{50\text{Гр}} \leq 50\%$	45,9 Гр	33,1 Гр	33,0 Гр
Мочевой пузырь по RTOG	$V_{45\text{Гр}} \leq 35\%$	50 Гр	41,3 Гр	38 Гр
Мочевой пузырь по QUANTEC	$V_{50\text{Гр}} \leq 65\%$	50 Гр	37,9 Гр	37,4 Гр
Тонкий кишечник по RTOG	$V_{40\text{Гр}} \leq 30\%$	30,9 Гр	27,5 Гр	26,8 Гр
Тонкий кишечник по QUANTEC	$V_{50\text{Гр}} \leq 50\%$	48,5 Гр	35,8 Гр	34,9 Гр
Левая головка бедренной кости по RTOG	$V_{30\text{Гр}} \leq 15\%$	36,8 Гр	33,4 Гр	31,4 Гр
Левая головка бедренной кости по QUANTEC	$V_{50\text{Гр}} \leq 5\%$	49,0 Гр	38,0 Гр	32,0 Гр
Правая головка бедренной кости по RTOG	$V_{30\text{Гр}} \leq 15\%$	41,2 Гр	32,0 Гр	35,0 Гр
Правая головка бедренной кости по QUANTEC	$V_{50\text{Гр}} \leq 5\%$	49,0 Гр	38,0 Гр	35,0 Гр
Спинной мозг по RTOG	$D_{\text{max } 48}$	49,3 Гр	34,0 Гр	33,4 Гр
Спинной мозг по QUANTEC	$D_{\text{max } 50}$	49,3 Гр	34,0 Гр	33,4 Гр

**Примечание: в таблице приведены абсолютные дозовые значения (Гр); ограничения RTOG/QUANTEC даны в дозо-объемной форме (V_x).*

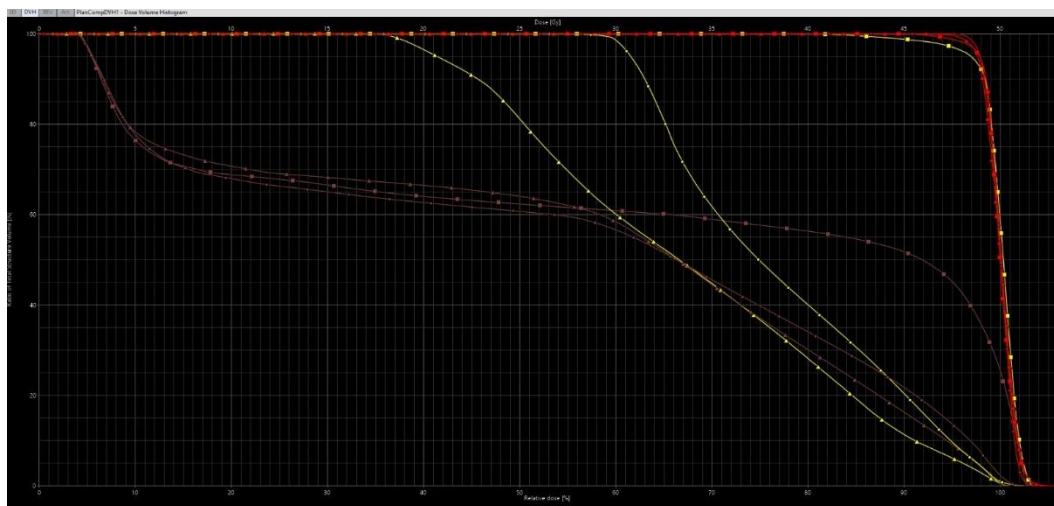


Рисунок 3. Усреднённые дозово-объёмные гистограммы для PTV, прямой кишки и мочевого пузыря при 3D-CRT, IMRT и VMAT

Полученные количественные результаты, представленные в таблице 2, наглядно иллюстрируются усреднёнными дозово-объёмными гистограммами, отражающими распределение дозы в мишени и основных органах риска при использовании различных методик планирования лучевой терапии на рисунке 3.

На данном графике (рисунок 3) представлены усреднённые дозово-объёмные гистограммы, демонстрирующие распределение дозы (ось X) в зависимости от облучаемого объёма структур (ось Y) для трёх сравниваемых методик: 3D-CRT (квадратные линии), IMRT (круглые линии) и VMAT (треугольные линии). Кривые PTV (верхние, красные) показывают, что все методики обеспечивают высокий уровень покрытия мишени, однако для IMRT и особенно VMAT они располагаются более вертикально, что указывает на более равномерное распределение дозы и лучшую гомогенность внутри целевого объёма. В противоположность этому кривые органов риска (прямая кишка и мочевой пузырь) демонстрируют выраженные различия между методиками. Для 3D-CRT соответствующие кривые расположены правее и выше, что отражает облучение большего объёма органов высокими дозами. При использовании IMRT и VMAT кривые смещаются влево и вниз, что свидетельствует о снижении дозовой нагрузки на критические структуры. Наиболее выраженное уменьшение объёма тканей, получающих высокие дозы (≥ 35 Гр), наблюдается при VMAT, что подтверждает её преимущество в снижении дозовой нагрузки на органы риска [14].

ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные дозиметрические результаты согласуются с данными международных исследований и подтверждают, что 3D-CRT имеет ограниченные возможности по формированию высококонформных дозовых распределений в условиях сложной анатомии малого таза. Эти ограничения проявляются в менее выраженной защите органов риска по сравнению с

IMRT и VMAT. Результаты исследования демонстрируют, что в данной выборке VMAT обеспечивает более высокие показатели конформности и гомогенности по сравнению с IMRT и 3D-CRT. Эти данные согласуются с рядом международных публикаций, указывающих на преимущества методов модуляции интенсивности при лучевой терапии опухолей малого таза [15].

Полученные статистически подтверждённые различия ($p < 0,05$) отражают закономерное преимущество методов модуляции интенсивности в формировании более конформного дозового распределения и в снижении лучевой нагрузки на критические структуры малого таза. В представленной выборке наиболее благоприятное сочетание конформности дозового распределения и снижения лучевой нагрузки на органы риска демонстрирует технология VMAT. Данное преимущество обусловлено способностью метода формировать крутой дозовый градиент за счёт алгоритмов обратного планирования, обеспечивающих синхронизированное движение гентри и многолепесткового коллиматора. Вместе с тем методики модуляции интенсивности характеризуются повышенной чувствительностью к позиционным смещениям: высокая конформность дозового распределения, являясь их преимуществом, одновременно повышает риск географических ошибок. В связи с этим обязательным элементом клинического применения данных технологий является использование IGRT/CBCT перед каждым сеансом, что позволяет своевременно выявлять и корректировать смещения, обусловленные изменениями наполнения органов малого таза и внутрифракционной подвижностью. Клиническое значение ежедневной IGRT-верификации существенно, поскольку позволяет уменьшить внутрифракционные смещения и повысить точность доставки дозы. Снижение средних доз на прямую кишку и мочевой пузырь, а также существенное уменьшение объемов тонкого кишечника,

получающих высокие дозы, напрямую ведет к минимизации острой и, что более важно, поздней лучевой токсичности. В частности, снижение дозы на прямую кишку уменьшает вероятность развития проктита III–IV степени, а минимизация облучения тонкого кишечника критично для поддержания нутритивного статуса пациенток в период химиолучевой терапии. Улучшение переносимости лечения позволяет радиотерапевтам более уверенно назначать полную предписанную дозу и сопутствующую химиотерапию, что в итоге повышает общую выживаемость и улучшает качество жизни, соответствуя современным онкологическим стандартам.

Следует особо отметить, что применение этих современных методик в Казахстане, в частности на базе Центра ядерной медицины и онкологии области Абай, стало возможным благодаря активному внедрению достижений технологического прогресса в клиническую практику. Дополнительным подтверждением высокой точности и надёжности планирования является участие Центра в международных программах Технического сотрудничества МАГАТЭ (KAZ6013 «Improving clinical practice at the center of nuclear medicine and oncology of the East region», KAZ6011 «Supporting the establishment of high-tech nuclear medicine departments in radiotherapy centres»), направленных на укрепление кадрового потенциала, развитие планирования и внедрение международных стандартов в лучевой терапии. Полученные результаты исследования свидетельствуют о технической возможности и клинической обоснованности применения высококонформных методов планирования на современном линейном ускорителе в условиях регионального онкологического центра, что способствует повышению качества лучевой терапии и расширению возможностей персонализированного подхода в лечении онкологических заболеваний.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный сравнительный анализ дозиметрических планов на репрезентативной выборке пациентов с местно-распространенным раком шейки матки продемонстрировал, что методики лучевой терапии с модуляцией интенсивности – IMRT и, в особенности, VMAT – обеспечивают более благоприятные характеристики дозового распределения по сравнению с традиционной 3D-CRT по всем ключевым параметрам. Полученные результаты свидетельствуют о более высокой дозиметрической эффективности технологии VMAT, обеспечивающей оптимальное распределение дозы в целевом объеме при одновременном улучшении защиты органов риска при лучевой терапии опухолей малого таза. Данные выводы не ограничиваются чисто техническим превосходством: высокое значение конформности и гомогенности, достигнутое при VMAT, является важным условием для повышения вероятности локального контроля при одновременной минимизации лучевой нагрузки на здоровые ткани.

Главный клинический вывод заключается в значительном снижении дозовой нагрузки на органы риска, особенно прямой кишки и тонкого кишечника. Снижение средних доз и объема облучаемых высокodoзовых зон на 25–30% относительно 3D-CRT, обеспечивает необходимый запас прочности, который трансформируется в осязаемое снижение частоты и тяжести осложнений III–IV степени. Это позволяет пациентам лучше переносить сопутствующую химиотерапию, завершать полный курс лучевой терапии без незапланированных перерывов и, в конечном итоге, способствует улучшению их выживаемости и качества жизни после лечения. Сокращение времени сеанса облучения до 5–7 минут (таблица 1) служит дополнительным преимуществом VMAT, поскольку уменьшает вероятность внутрифракционных смещений – фактора, имеющего критическое значение в условиях подвижной анатомии малого таза. Минимизация смещений повышает фактическую точность доставки дозы и снижает риск географических погрешностей.

Внедрение и успешное применение VMAT в условиях Центра ядерной медицины и онкологии области Абай свидетельствует о достижении высокого уровня технологической и методологической готовности регионального онкологического центра. Реализация высокоточного радиотерапевтического плана требует тесного междисциплинарного взаимодействия между радиотерапевтами и медицинскими физиками, включая точное контурирование мишени, оптимизацию дозового распределения и обязательное использование систем ежедневной верификации положения пациента (IGRT/CBCT). Существенную роль в освоении современных технологий лучевой терапии сыграли программы международного сотрудничества, включая проекты Технического сотрудничества МАГАТЭ и Форума по ядерной кооперации в Азии (FNCA), которые обеспечили подготовку специалистов и внедрение передовых методик планирования и верификации лечения. Таким образом, развитие современных технологий лучевой терапии в Казахстане обеспечивается не только модернизацией оборудования, но и укреплением профессионального потенциала, что гарантирует поддержание качества радиационной онкологии на уровне международных стандартов.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Sung H., Ferlay J., Siegel R.L., Laversanne M., Soerjomataram I., Jemal A., Bray F. Global Cancer Statistics 2020: GLOBOCAN Estimates of Incidence and Mortality Worldwide for 36 Cancers in 185 Countries // *CA Cancer Journal for Clinicians*. – 2021. – Vol. 71, No. 3. – P. 209–249. – <https://doi.org/10.3322/caac.21660>
2. Yao G., Qiu J., Zhu F., Wang X. Survival of Patients with Cervical Cancer Treated with Definitive Radiotherapy or Concurrent Chemoradiotherapy According to Histological Subtype: A Systematic Review and Meta-Analysis //

- Frontiers in Medicine (Lausanne). – 2022. – Vol. 9. – Art. 843262. – <https://doi.org/10.3389/fmed.2022.843262>
3. Pritanjali S., Rajhans K., Amrita R. Dosimetric Comparison of 3-Dimensional Conformal Radiotherapy (3DCRT), Intensity Modulated Radiotherapy (IMRT) and Volumetric-Arc Radiotherapy (VMAT) in Cervical Cancer Treatment // *Annals of Radiation Therapy and Oncology*. – 2023. – Vol. 4, Issue 1. – Art. 1022.
 4. Dröge L.H., von Sivers F.F., Schirmer M.A., Wolff H.A. Conventional 3D conformal radiotherapy and volumetric modulated arc therapy for cervical cancer: Comparison of clinical results with special consideration of the influence of patient- and treatment-related parameters // *Strahlentherapie und Onkologie*. – 2021. – Vol. 197, No. 6. – P. 520–527. – <https://doi.org/10.1007/s00066-021-01782-5>
 5. Shen Y., Tang X., Lin S., Jin X., Ding J., Shao M. Automatic dose prediction using deep learning and plan optimization with finite-element control for intensity modulated radiation therapy // *Medical Physics*. – 2024. – Vol. 51, No. 1. – P. 545–555. – <https://doi.org/10.1002/mp.16743>
 6. Gazsi I., Marcu L.G. Comparative dosimetric assessment of combined treatment modalities in cervical cancer radiotherapy for optimal organ protection // *Radiation and Environmental Biophysics*. – 2025. – Vol. 64, No. 2. – P. 291–302. – <https://doi.org/10.1007/s00411-025-01113-7>
 7. Dose management systems – from setting up to quality assurance // *IAEA Human Health Series*. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 2025. – No. 49.
 8. Marks L.B., Ten Haken R.K., Martel M.K. Guest editor's introduction to QUANTEC: a user's guide // *International Journal of Radiation Oncology, Biology, Physics*. – 2010. – Vol. 76, No. 3 (Suppl.). – P. 1–2. – <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2009.08.075>
 9. Требования к точности и факторы неопределенности в лучевой терапии / МАГАТЭ. – Вена: МАГАТЭ, 2025. – (Серия изданий МАГАТЭ по здоровью человека; № 31). [Accuracy Requirements and Uncertainties in Radiotherapy // *IAEA Human Health Series*. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 2025. – No. 31.]
 10. Mayadev J.S., Albuquerque K.V., Price J.G., Marcrom S., Hrycushko B.A., Horwitz E.M., Panetta J., Stanley D.N., Samanta S., Sabouri P., Liu P.Y., Kohlmyer S., McCann C., Russell K., Moore K.L., Ray X. ARTIA-Cervix: a prospective trial of adaptive radiation therapy for cervical cancer // *International Journal of Gynecological Cancer*. – 2025. – Vol. 21. – Art. 102823. – <https://doi.org/10.1016/j.ijgc.2025.102823>
 11. Clark R., Magliari A., Rosa L., Li T., Beriwal S., Cozzi L. Comparison of Advanced Dynamic Arc Therapy with Collimator Rotation and Fixed Integrated Gantry Positions to the Standard of Care Across Five Treatment Sites // *Cureus*. – 2025. – Vol. 1817, No. 6. – Art. e86280. – <https://doi.org/10.7759/cureus.86280>
 12. Liu Y., Huang L., Leng Z., Chen M., Zhang J., Chen R., Chen Z., Liu Y., Qi Z., Zhou Q., Deng X., Peng Y. Fully automated intensity-modulated radiotherapy plans for rectal cancer based on deep learning predictions of three-dimensional dose distributions // *Quantitative Imaging in Medicine and Surgery*. – 2025. – Vol. 15, No. 12. – P. 12482–12496. – <https://doi.org/10.21037/qims-2025-168>
 13. Downes M.H., Olsen V., Williams A., Sheu R., Thor M., Greenwald L., Dumane V., Hsieh K., Ali A., Morgan O., Buckstein M., Marshall D.C. A feasibility study of sexual organ-dose sparing volumetric modulated arc therapy in female low rectal cancer patients treated with three-dimensional conformal radiation therapy // *Journal of Applied Clinical Medical Physics*. – 2025. – No. 12. – Art. e70394. – <https://doi.org/10.1002/acm2.70394>
 14. Small W. Jr., Bosch W.R., Harkenrider M.M., Strauss J.B. [et al.] NRG Oncology/RTOG Consensus Guidelines for Delineation of Clinical Target Volume for Intensity Modulated Pelvic Radiation Therapy in Postoperative Treatment of Endometrial and Cervical Cancer: An Update // *International Journal of Radiation Oncology, Biology, Physics*. – 2021. – Vol. 109, No. 2. – P. 413–424. – <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2020.08.061>
 15. Определение поглощенной дозы при дистанционной лучевой терапии / МАГАТЭ. – Вена: МАГАТЭ, 2025. – (Серия технических докладов; № 398 (Rev. 1)). [Determination of Absorbed Dose in External Beam Radiotherapy // *IAEA Technical Reports Series*. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 2025. – No. 398 (Rev. 1)]

**QUANTEC ЖӘНЕ RTOG ХАТТАМАЛАРЫНА СӘЙКЕС 3D-CRT, IMRT ЖӘНЕ VMAT ӘДІСТЕРІН
ҚОЛДАНУ КЕЗІНДЕГІ ДОЗАЛЫҚ ТАРАЛУЛАР МЕН МҮШЕЛІК ДОЗАЛАРДЫҢ САЛЫСТЫР-
МАЛЫ ТАЛДАУЫ: ЖОСПАРЛАУ ЕРЕКШЕЛІКТЕРІ, АРТЫҚШЫЛЫҚТАРЫ МЕН ШЕКТЕУЛЕРІ**

**А. Д. Мергенбаева, С. З. Танатаров, М. Т. Идинов, Л. Б. Кенжина*, Б. Ж. Атантаева,
С. М. Айткалиев, А. Д. Алибекова, А. Д. Тусупова, Н. А. Елемесова, Е. О. Сабеков**

Абай облысы ДСБ «Ядролық медицина және онкология орталығы» КМК, Семей, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: laurakenzhina@yandex.kz*

Зерттеу Семей қаласындағы Ядролық медицина және онкология орталығының базасында жүргізілді және жергілікті-кең таралған жатыр мойны обыры кезінде қашықтықтан сәулелік терапияны жоспарлау параметрлерінің салыстырмалы дозиметриялық талдауына арналған. Үш өлшемді конформды сәулелік терапия (3D-CRT), қарқындылығы модуляцияланған сәулелік терапия (IMRT) және көлемдік модуляцияланған доғалық терапия (VMAT) әдістері дозалық таралулардың сапасы мен қауіп-қатерлі мүшелерге түсетін дозалық жүктеме тұрғысынан салыстырылды. Жоспарлау күнделікті IGRT/CBCT негізіндегі пациентті орналастыруды верификациялау арқылы TrueBeam сызықтық үдеткішін қолдана отырып, 25 пациентке жүргізілді. Жоспарлардың сапасы дозалық-көлемдік гистограммалар негізінде PTV үшін D95%, конформдылық индексі (CI) және гомогендік индексі (HI), сондай-ақ қауіп-қатерлі мүшелер үшін абсолютті дозалық параметрлер (Dmean, Dmax) арқылы RTOG және QUANTEC хаттамаларының ұсыныстарымен салыстыра отырып бағаланды. Талдау нәтижелері VMAT әдісінің ең үздік дозиметриялық көрсеткіштерге ие екенін көрсетті: конформдылық индексі $CI = 1,03 \pm 0,02$ және гомогендік индексі $HI = 0,09 \pm 0,02$, бұл IMRT және 3D-CRT әдістерімен салыстырғанда PTV-ны біркелкі әрі дәл қамтуды қамтамасыз етеді. Негізгі нәтижелердің бірі – жамбас аймағындағы қауіп-қатерлі мүшелерге түсетін дозалық жүктеменің айтарлықтай төмендеуі: VMAT қолданылғанда жиынтық доза 3D-CRT әдісімен салыстырғанда орта есеппен 25–30% азайды, ал тік ішекке түсетін орташа доза (Dmean) 33,0 Гр дейін төмендеді. Сонымен қатар, VMAT әдісі сәулендіру сеансының орташа уақытын 5–7 минутқа дейін қысқартып, ішкі фракциялық ығысулар қаупін азайтты. Алынған нәтижелер VMAT әдісінің дозиметриялық артықшылықтарын растайды және оны өңірлік онкологиялық орталық жағдайында қолданудың орындылығын негіздейді.

Түйін сөздер: *жатыр мойны обыры, қашықтықтан сәулелік терапия, дозалық жоспарлау, 3D-CRT, IMRT, VMAT, дозалық таралу, қауіп-қатерлі мүшелер, конформдылық индексі, QUANTEC, RTOG.*

**COMPARATIVE ANALYSIS OF DOSE DISTRIBUTIONS AND ORGAN DOSES
IN 3D-CRT, IMRT AND VMAT ACCORDING TO QUANTEC AND RTOG PROTOCOLS:
PLANNING FEATURES, ADVANTAGES AND LIMITATIONS**

**A. D. Mergenbayeva, S. Z. Tanatarov, M. T. Idinov, L. B. Kenzhina*, B. Zh. Atantayeva,
S. M. Aitkaliyev, A. D. Alibekova, A. D. Tussupova, N. A. Elemessova, E. O. Sabekov**

“Center of Nuclear Medicine and Oncology” of Abay Regional Health Department, Semey, Kazakhstan

** E-mail for contacts: laurakenzhina@yandex.kz*

The study was conducted at the Center of Nuclear Medicine and Oncology (Semey) and is devoted to a comparative dosimetric analysis of external beam radiotherapy planning parameters for locally advanced cervical cancer. Three-dimensional conformal radiotherapy (3D-CRT), intensity-modulated radiation therapy (IMRT), and volumetric modulated arc therapy (VMAT) were compared in terms of dose distribution quality and dose burden to organs at risk. Treatment planning was performed for 25 patients using a TrueBeam linear accelerator with daily patient setup verification based on IGRT/CBCT. Plan quality was evaluated using dose–volume histograms, including D95% for the planning target volume (PTV), conformity index (CI) and homogeneity index (HI), as well as absolute dose parameters (Dmean, Dmax) for organs at risk, in accordance with RTOG criteria and QUANTEC recommendations. The analysis demonstrated that VMAT provided the most favorable dosimetric performance, with a high conformity index ($CI = 1,03 \pm 0,02$) and a low homogeneity index ($HI = 0,09 \pm 0,02$), ensuring more uniform and accurate PTV coverage compared with IMRT and 3D-CRT. A key finding was a substantial reduction in dose burden to pelvic organs at risk: VMAT resulted in an average 25–30% reduction in overall dose compared with 3D-CRT, while the mean dose to the rectum (Dmean) decreased to 33,0 Gy. In addition, VMAT significantly reduced the average treatment delivery time to 5–7 minutes, thereby lowering the risk of intrafraction motion. The obtained results confirm the dosimetric advantages of VMAT and substantiate its feasibility for routine clinical use in a regional oncology center.

Keywords: *cervical cancer, external beam radiotherapy, dose planning, 3D-CRT, IMRT, VMAT, dose distribution, organs at risk, conformity index, QUANTEC, RTOG.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-207-217>

УДК 66.017.15, 669.14

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

А. М. Урыккалиев¹, Д. Ерболатұлы^{2*}, Г. У. Ерболатова¹, А. В. Градобоев³, Д. Б. Буйткенов²

¹ НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева», Усть-Каменогорск, Казахстан

² НАО «Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова», Усть-Каменогорск, Казахстан

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

* E-mail для контактов: e_dosym@mail.ru

Исследованы особенности структурно-фазового состояния и изменения свойств поверхности нержавеющей стали 12X18H10T и 08X18H9 после термической обработки, прокатки и напыления покрытия. Применение способа обработки, включающий напыление алюминия и отжиг при 700 °С (1 ч) с медленным нагревом (250 °С/час) до заданной температуры позволил значительно увеличить микротвердость, износостойкость поверхности стали 12X18H10T. Существенное повышение микротвердости и износостойкости стали после такой обработки объясняется образованием новой упорядоченной фазы Fe₃Al с ГЦК-решеткой.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, твердость, структура, фазовое состояние, покрытие, отжиг.

ВВЕДЕНИЕ

Вопросы модифицирования рабочих деталей промышленного оборудования, в частности насосной техники, с улучшением их характеристик и долговечности в условиях откачки не только абразивных, но и кислотосодержащих растворов, представляют актуальность, так как эти решения дают возможность производителям конкурировать на рынке насосного оборудования. Исследования нержавеющей стали, используемых для насосной техники и в реакторостроении, являются актуальной задачей, поскольку их структурно-фазовое состояние непосредственно влияет на технологические и эксплуатационные свойства.

Ранее [1] исследованы вертикальные погружные насосы типа ПНВ. В результате ресурсосберегающими способами изготовлены рабочие колеса, улитки, корпус подшипникового узла, корпус вала насоса, переходная плита и втулки из стали 12X18H10T, которые внедрены в производство насосов на предприятии ТОО Стальмашком (г. Усть-Каменогорск). Традиционно применяемая технология литья деталей энергозатратная, не позволяет в полной мере использовать весь ресурс стали 12X18H10T, поскольку в структуре литого металла присутствует множество дефектов и неоднородностей, таких как ликвация, дендритная структура, поры и т.д.

При изготовлении корпуса насоса, импеллера и улиты вместо затратного процесса литья была применена сварочная технология из готового листового металла, которая отработана на нержавеющей стали 12X18H10T [2].

В связи с тем, что указанные насосы работают в абразивных и агрессивных средах, частый износ рабочих поверхностей требует замены всей деталей из дорогостоящей стали. Наибольшему износу подвергаются рабочее колесо, внутренние зоны турбулентности улиты, участок вала под уплотнения, сальники,

втулки, подшипники, гайки и др. Одной из самых дорогостоящих деталей химических насосов, подвергающихся износу, является рабочее колесо из-за сложной геометрии, энергозатратных технологий литья, необходимости прецизионной мехобработки. Поэтому задача получения и модификации поверхности деталей насосов эффективными и доступными материалами и технологиями представляет не только научную, но и практическую ценность.

В работе [3] были исследованы структура и трибологические свойства покрытий на основе Al₂O₃ и ZrO₂, нанесенных методом детонационного напыления на аустенитную сталь. После нанесения покрытий микротвердость увеличилась в три раза, достигнув максимального значения более 11 ГПа. Для стали с покрытием ZrO₂ коэффициент трения снизился почти вдвое K = 0,330. Отмечено повышение абразивной износостойкости.

В обзоре [4] проводится критический анализ и обсуждение коррозионного поведения расширенных фаз и модифицированных слоёв нержавеющей стали. По мнению авторов, высокое содержание атомов азота и углерода в расширенных фазах оказывает благоприятное воздействие, изменяя как пассивную плёнку, так и основной материал, повышая коррозионную стойкость в различных средах. В работе [5] было изучено газовое азотирование покрытий из стали AISI 316L, нанесенных методом высокоскоростного кислородно-топливного напыления (HVOF). В состоянии после напыления было обнаружено успешное обогащение азотом, тогда как пассивация предотвращает диффузию после термической обработки в растворе.

В работе [6] изучены трибологические свойства покрытий WC-12%Co и Al₂O₃, осажденных детонационным методом на поверхности стали 12X18H10T. Микротвердость 392,32 HV; для покрытий WC-12Co – 1332,3 HV и Al₂O₃ – 805,50 HV. Наибольшую стой-

кость всем видам износа имеет покрытие WC-12%Co. Для работы в условиях износа скольжения покрытия рекомендовано покрытие на основе Al_2O_3 .

Различные технологии нанесения покрытия из Al на стали, а также варианты их применения в промышленности проанализированы в работе [7]. Алюминиевое покрытие защищающую сталь от коррозии.

В работе [8] было исследовано влияние прокатки и отжига на структуру и магнитные характеристики стали 12X18H10T, а также изучены напряжения течения образцов при высокотемпературной деформации.

Целью настоящей работы является исследование особенностей изменения структуры, фазового состава и свойств поверхности нержавеющей стали после термической обработки и вакуумного напыления алюминия.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве материалов для исследования были выбраны нержавеющие стали аустенитного класса – сталь 12X18H10T [6] и сталь 08X18H9 (AISI 304) [6]. Химический состав, (%) стали 12X18H10T: (основа – Fe, C – 0,12, Cr – 17–19, Ni – 9–11, Ti – 0,4–1, Si – до 0,8, Cu – до 0,3, Mn – до 2, P – до 0,035, S – 0,032), химический состав стали 08X18H9 (основа – Fe, C – 0,8, Cr – 17–19, Ni – 8–10, Si – до 0,8, Ti – 0,5, Cu – до 0,3, Mn – 0,2, P – 0,035 и S – 0,02). Оптимальной термической обработкой для этих сталей является закалка с 1050 °C в воду, после закалки механические свойства характеризуются максимальной вязкостью ($KCU = 286$ Дж/см²) и пластичностью ($\delta = 35$ –40%), не высокими прочностью ($\sigma_b = 520$ –560 МПа) и твёрдостью (HB 140–179).

Тип металлопроката из которых отобраны исследуемые образцы – листы толщиной 2,5–5 мм.

Для исследования морфологии поверхности образцов использовали сканирующий электронный микроскоп. Элементный состав покрытий анализировался с использованием встроенного в сканирующий электронный микроскоп энергодисперсионного рентгеновского спектрометра (EDS).

Рентгенофазовый анализ образцов проводился с помощью дифрактометра Xpert PRO ($U = 40$ кВ, $I = 30$ мА, излучение $CuK\alpha$) в точечном режиме со сканирующим шагом $2\theta = 0,02^\circ$ (PANalytical, Нидерланды).

Микротвёрдость образцов измерялась с использованием прибора Металаб 502 по методике ISO 6507-1 – Металлы. Испытание на твёрдость по Виккерсу. Параметры измерения: нагрузка 50–200 г в зависимости от состояния образцов и покрытия, время выдержки 10 с.

Для определения трибологических свойств покрытий использовался трибометр TRB³. Скользящая пара состояла из неподвижного стального шара диаметром 3 мм и твёрдостью 62 ± 2 HRC (сталь 100Cr6), прижатого к вращающемуся диску из стали 12X18H10T. Испытание проводили с линейной скоростью 0,03 м/с.

Вакуумное напыление алюминия производили на вакуумном посту ВУП-5 резистивным методом. Толщина покрытия регулировалась временем напыления и скоростью испарения и для экспериментов выбрана ~ 15 мкм. Термическую обработку образцов проводили в печи СУОЛ-0,4.4/12-M2-Y4.2 в вакууме. Прокатку образцов проводили на прокатном стане при комнатной температуре. Термическая обработка в виде закалки, отпуска, а также прокатка были проведены с целью установления особенностей изменения свойств и структуры нержавеющей стали для создания основ выбора оптимальных условий обработки объемных деталей, в частности насосов, а исследование покрытий для поверхностного упрочнения наиболее изнашиваемых деталей.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

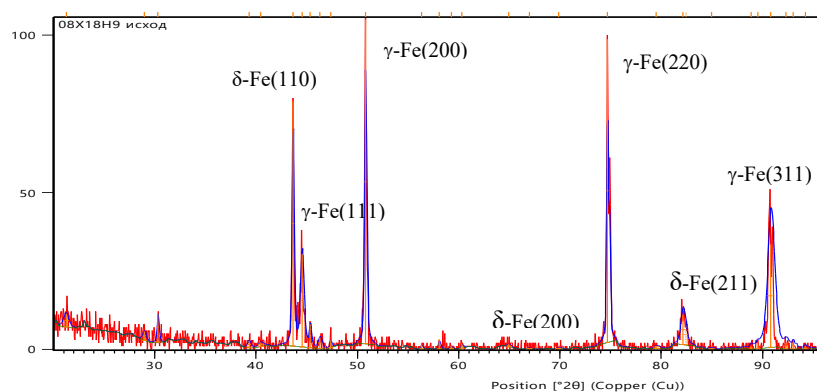
Были проведены испытания на микротвёрдость образцов стали 08X18H9 в состоянии поставки, после закалки от 1100 °C (10 мин) в воде, а также отпусков в интервале температур 450–650 °C с выдержкой 1 час. Установлено, что после закалки микротвёрдость стали возрастает по сравнению с исходным состоянием, тогда как последующий отпуск приводит к её снижению (таблица 1).

Таблица 1. Показатели микротвёрдости образцов стали 08X18H9 после обработок

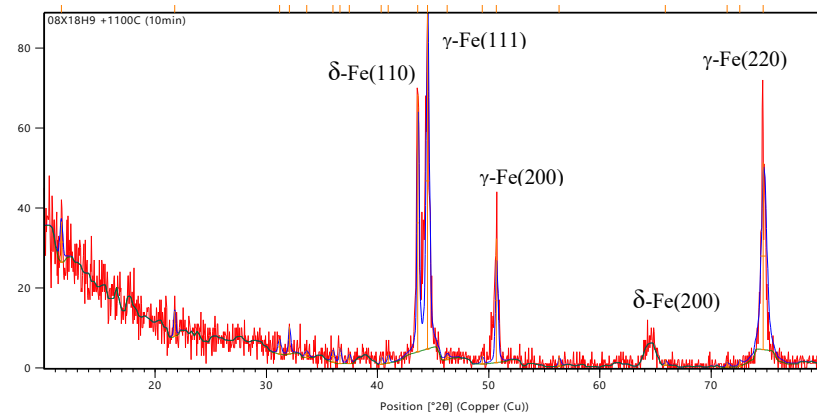
Вид термической обработки	HV ₁	HV ₂	HV ₃	H, МПа
Исходное состояние	196	199	200	1944
После закалки (1100 °C, 10 мин)	245	267	277	2577
Закалка + отпуск (450 °C, 1 час)	173	178	184	1748
Закалка + отпуск (550 °C, 1 час)	168	169	171	1659
Закалка + отпуск (650 °C, 1 час)	173	176	176	1715

Повышенная микротвёрдость стали 08X18H9 после закалки по сравнению с исходным и отпущенным состояниями обусловлена твёрдорастворным упрочнением пересыщенного аустенита, высокой плотностью дефектов кристаллической решётки и наличием остаточных закалочных напряжений; при отпуске эти факторы частично устраняются, что приводит к снижению микротвёрдости (таблица 1). О высокой плотности дефектов после закалки свидетельствуют исследования структуры (много двойников, см. ниже), уширение дифракционных линий, а смещение пиков и изменение параметров решеток матрицы (с 3,56 до 3,59 Å) подтверждают искажение решётки (твёрдый раствор).

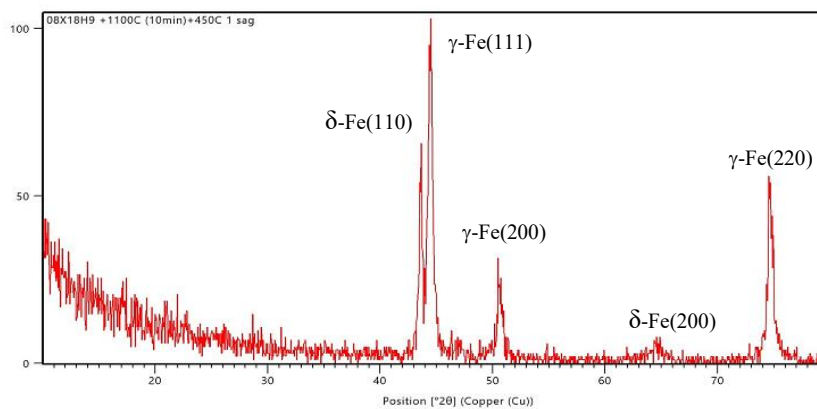
Рентгенофазовый анализ показал, что в состоянии поставки структура стали 08X18H9 представлена γ -аустенитом с ГЦК-решёткой ($a = 3,59$ Å) с присутствием слабых рефлексов вторичной фазы с ОЦК-решёткой, идентифицированной как остаточный δ -феррит. Идентификация данных рефлексов именно как δ -феррита, а не α -феррита или α' -мартенсита, основана на совокупности факторов.



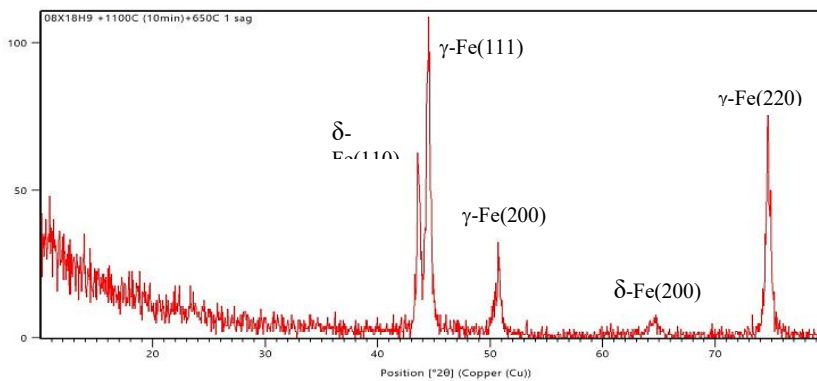
а) исходное состояние



б) закалка от 1100 °С (10 мин)



в) отпуск при 450 °С (1 ч)



г) отпуск при 650 °С (1 ч)

Рисунок 1. Дифрактограммы стали 08X18H9 в исходном и термически обработанном состоянии

Во-первых, α' -мартенсит термодинамически нестабилен и полностью растворяется при нагреве до температур 1000–1100 °С. В стали с ~ 9% Ni равновесная α -фаза также термодинамически нестабильна при температурах выше 800 °С и полностью переходит в γ -аустенит. Во-вторых, при последующей закалке от 1100 °С (10 мин) с охлаждением в воде наблюдается сохранение ОЦК-рефлексов, что исключает их принадлежность мартенситу. В-третьих, как показано будет ниже, морфология вторичной фазы (островки и цепочки) соответствует остаточному δ -ферриту, формирующемуся при кристаллизации и частично сохраняющемуся вследствие ограниченной диффузии легирующих элементов.

В сварных швах и литых изделиях δ -феррит присутствует в количестве 4–12% для предотвращения горячих трещин, однако его избыток (более 10%) снижает коррозионную стойкость и пластичность, поэтому надо стараться не превышать содержание δ -феррита выше 10%, варьируя продолжительностью выдержки в процессе отжига. Также установлено, что при увеличении времени выдержки при 1100 °С до 120 мин или повышении температуры закалки до 1200 °С (10 мин) интенсивность ОЦК-рефлексов снижается вплоть до их исчезновения, что свидетельствует о растворении δ -феррита и выравнивании химического состава.

По данным металлографических исследований, проведенных с помощью оптической (ОМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) после всех видов термической обработки структура представлена зернами γ -аустенита (рисунок 2). Средний размер зерна увеличивается от ~ 25 мкм в исходном состоянии до ~ 60 мкм после закалки от 1100 °С (10 мин) и до ~ 70 мкм после последующего отпуска при 650 °С (1 ч). При отпуске плотность двойников уменьшается (рисунок 2в, г) по сравнению с закаленным состоянием.

Особенностью структурно-фазового состояния исходных и термообработанных образцов является наличие мелких ($d \approx 4$ мкм) сфероидальных частиц, локализованных преимущественно по границам зёрен в виде островков и цепочек (рисунок 2а-е). По данным энергодисперсионного анализа (таблица 2, рисунок 2е) установлено, что данные частицы имеют состав, близкий к матрице, с незначительным повышением содержания Cr (на ~ 0,2–0,4 мас.%) и снижением содержания Ni (на ~ 0,3–0,5 мас.%). Существенного обогащения углеродом не выявлено (с учётом ограничений метода EDS). Указанные особенности химического состава проанализированных частиц не соответствуют карбидам типа $M_{23}C_6$, для которых характерно значительное обогащение хромом и практически полное отсутствие никеля.

Обнаруженные частицы вторичной фазы не могут быть карбидами типа $M_{23}C_6$, поскольку они в стали 08X18H9 характеризуются высоким содержанием хрома при незначительном участии железа и практически полном отсутствии никеля, что не соответствует данным микроанализа.

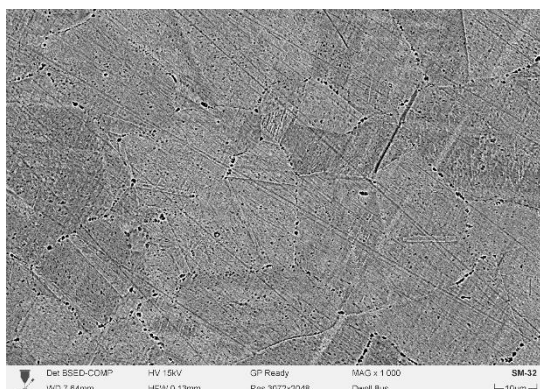
Таблица 2. Данные микроанализа элементного состава (% по массе) участков структуры на рисунке 2е

Spectrum	C, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %
Spectrum 1	2,27	18,36	1,08	71,19	7,10
Spectrum 2	2,22	18,63	0,77	71,16	7,21
Spectrum 3	2,59	18,64	0,96	70,86	6,96
Spectrum 4	2,04	18,60	1,08	71,22	7,06
Spectrum 5	2,52	18,24	1,04	70,56	7,64
Spectrum 6	3,12	18,56	0,95	69,98	7,39
Spectrum 7	3,40	18,35	1,03	69,81	7,41
Spectrum 8	2,46	18,35	0,89	70,66	7,63
Mean	2,58	18,49	0,98	70,58	7,38
Sigma	0,46	0,15	0,11	0,46	0,23

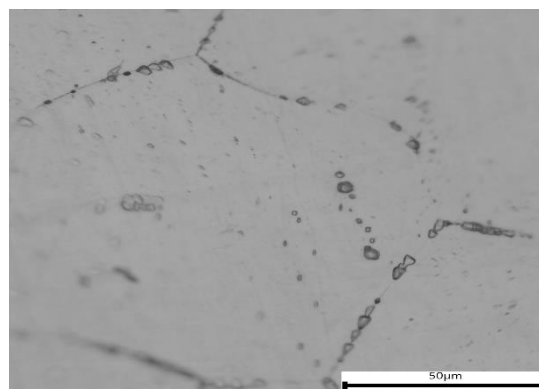
Установлено, что при увеличении времени выдержки закалки при 1100 °С до 120 мин или повышении температуры закалки до 1200 °С (10 мин) частицы второй фазы не обнаруживаются, в структуре наблюдаются характерные для аустенита двойники (пакеты), а также разноразмерность (рисунок 2ж, з).

Для стали 12X18H10T уровень твердости такой же, как у 08X18H9 – в исходном состоянии микротвердость стали 12X18H10T составила 2500 МПа. Фазовое состояние стали 12X18H10T в исходном состоянии и после закалки такое же, как у предыдущей стали, то есть γ -аустенит и остаточный δ -феррит (рисунок 3а). δ -феррит диффузионно растворяется в γ -аустените при температурах гомогенизационного отжига выше 1100 °С или при увеличении продолжительности выдержки более 1 часа (иногда до 8 часов). Если Ni достаточно, то он диффундирует в δ -феррит, Cr выравнивается по объёму и δ постепенно растворяется в γ .

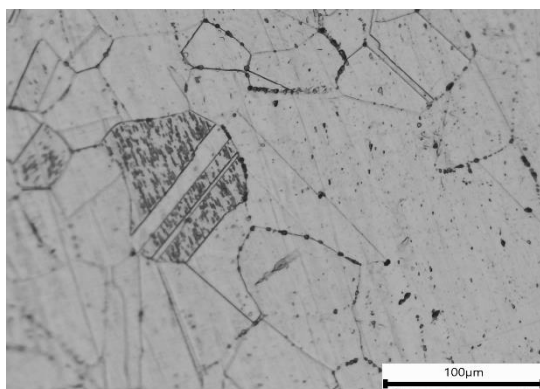
После прокатки на 80% микротвердость стали увеличилась до 5370 МПа. Такое значительное увеличение твердости стали можно объяснить не только деформационным упрочнением (наклеп), но как показывают результаты рентгенфазового анализа (рисунок 3б) эффект упрочнения стали в большей степени связан с образованием деформационного мартенсита α' с ОЦТ-решеткой бездиффузионным механизмом γ (аустенит) $\rightarrow$ α' (мартенсит). Причем при степенях обжатия 80% и выше доля мартенсита составляет большую часть (рисунок 3б). Поскольку при холоднодеформированной обработке исключается протекание диффузии элементов, то образование зерен ферритов не протекает.



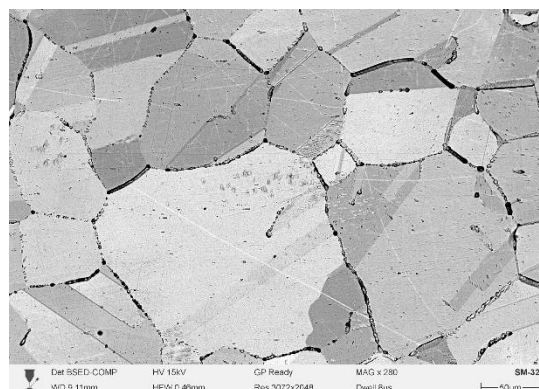
а) (РЭМ) – исходное состояние



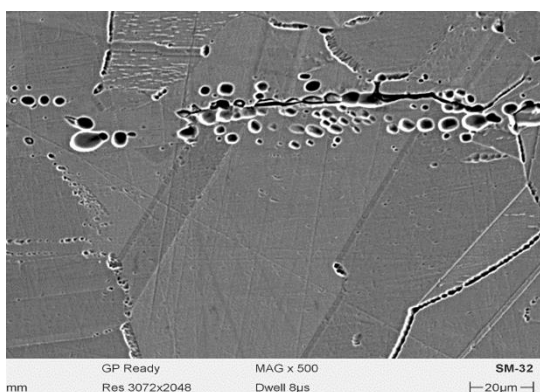
б) (ОМ) – закалка от 1100 °C (10 мин)



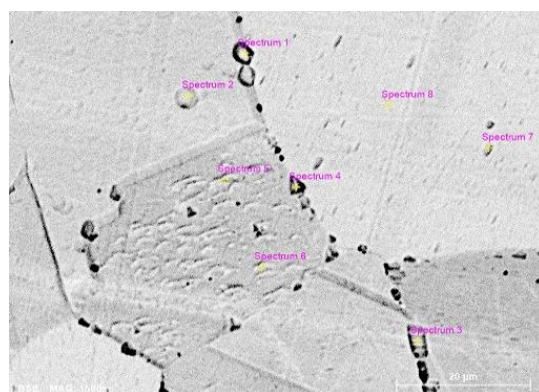
в) (ОМ) – закалка и отпуск при 650 °C (1 час)



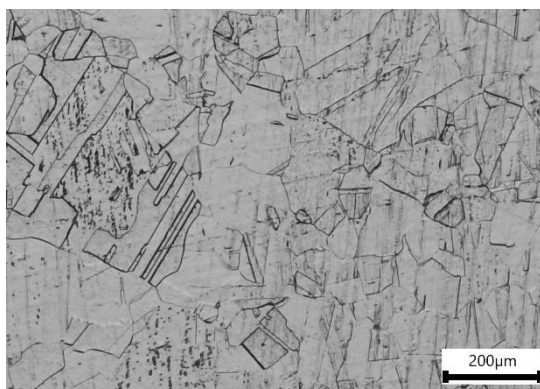
г) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °C (1 час)



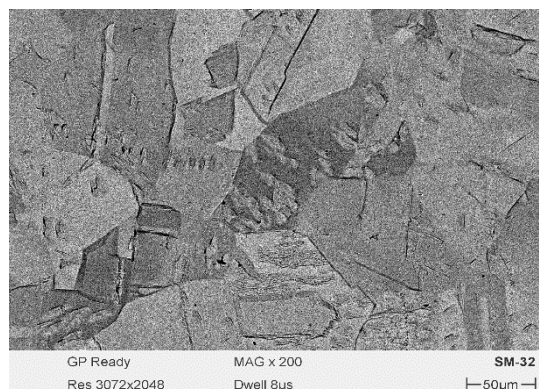
д) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °C (1 час)



е) (РЭМ) – закалка и отпуск при 650 °C (1 час)



ж) (ОМ) – закалка от 1100 °C (2 часа)



з) (РЭМ) – закалка от 1100 °C (2 часа)

Рисунок 2. Микроструктура стали 08X18H9 до и после термической обработки

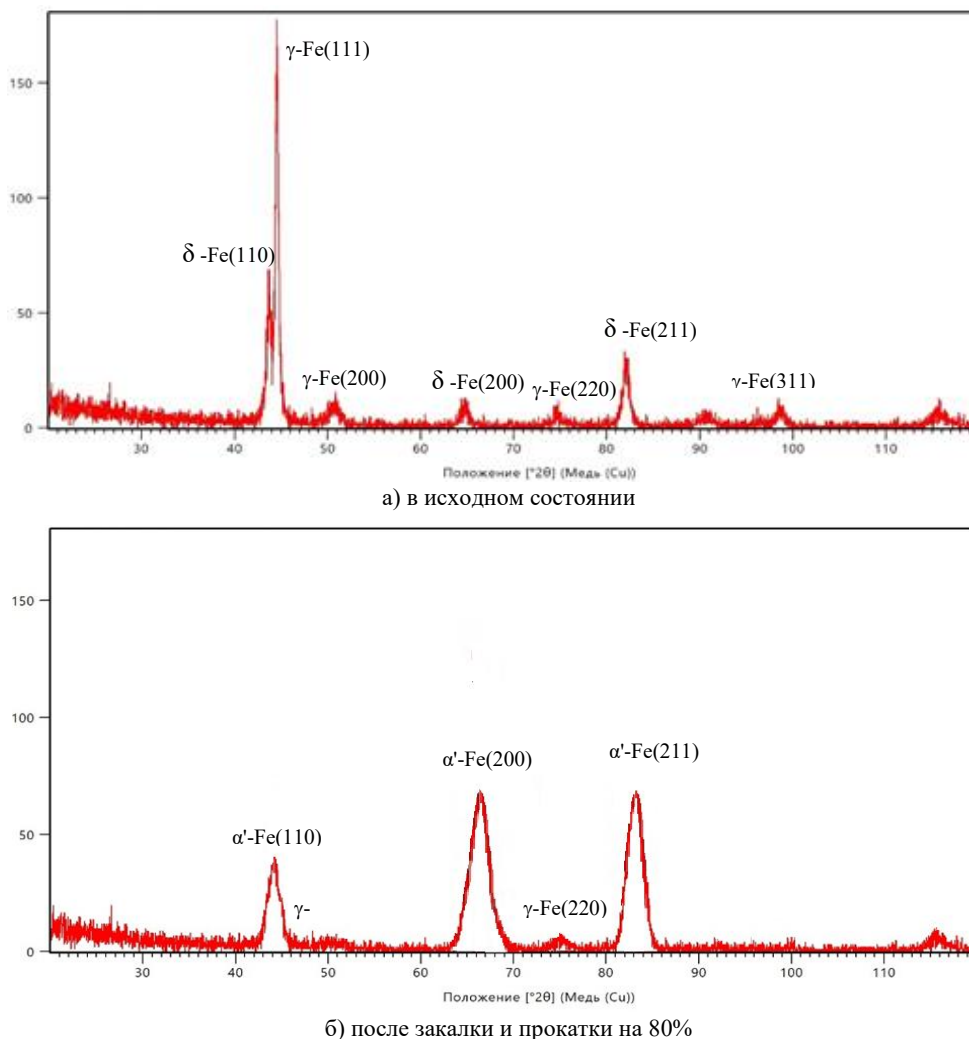


Рисунок 3. Диффрактограммы нержавеющей стали 12X18H10T в исходном и прокатанном состояниях

Как показывают результаты предыдущих испытаний такая мартенситная структура в стали 12X18H10T при последующем высокотемпературном растяжении трансформируется, но не проявляет ярко выраженного эффекта сверхпластичности, характерного для аустенитных дисперсионно-твердеющих Ni-Cr, Fe-Ni-Cr сплавов, поскольку относительное удлинение образцов до разрыва не превышает 190% [8]. α' -мартенсит при высокотемпературном растяжении, также как при отжиге в стали 12X18H10T при определенных температурах подвергается обратному превращению и рентгенодифракционным методом не обнаруживается. Причем, совмещенное действие температуры и деформации приводит к инициализации процесса перехода α' -мартенсит $\rightarrow$ γ -аустенит и снижению температуры перехода с 920 °C на 780 °C.

Уровень твердости и износостойкости рассматриваемых сталей нержавеющей класса ограничивают использование их для ответственных деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания.

Поэтому было изучено возможность получения износостойких покрытий вакуумным напылением алюминия с последующей термической обработкой.

На рисунке 4 представлены результаты измерения микротвердости стали 12X18H10T после вакуумного напыления алюминия и отжига при 600–800 °C (1 час) при скорости нагрева ~ 700 °C/30 мин. Выбор температур и времени отжига образцов после напыления связан с тем, что при пониженных температурах и малых выдержках диффузия элементов не активная и образование интерметаллидных фаз затруднительно, а при слишком высоких температурах и продолжительных выдержках возможно оплавление и испарение алюминиевого покрытия, к тому же это энергетически невыгодно.

Диффузионный отжиг при 600 °C не приводит к существенному изменению твердости поверхности с покрытием (рисунок 4). Только при 700 °C наблюдается заметное увеличение микротвердости поверхности стали до 3150 МПа. При дальнейшем повышении температуры отжига до 800 °C микротвердость образца понижается до значения $H = 1850$ МПа.

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

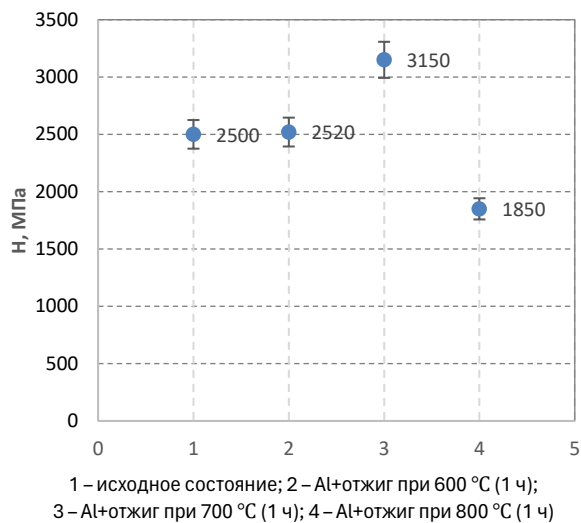


Рисунок 4. Микротвердость исходной стали 12Х18Н10Т и отожженных алюминиевых покрытий

В дальнейшем нами проведено исследование микроструктуры поверхности образцов на растровом электронном микроскопе (рисунок 5). Установлено, что во время отжига напыленных образцов происходит неравномерное покрытие алюминием, который располагается на поверхности островками (рисунок 5а, б). Таким образом при скоростном нагреве Al быстро достигает $T_{пл} \sim 660$ °C (плавление) не успевает диффундировать, γ -Fe(Ni,Cr) плохо смачивается Al и происходит деветтинг (dewetting) алюминиевого покрытия. В результате существенного образования упорядоченной упрочняющей фазы не наблюдается.

В дальнейшем, для установления химического состава нами проведен микроанализ по общему объему поверхности, со светлых и темных участков (таблица 3, рисунок 4).

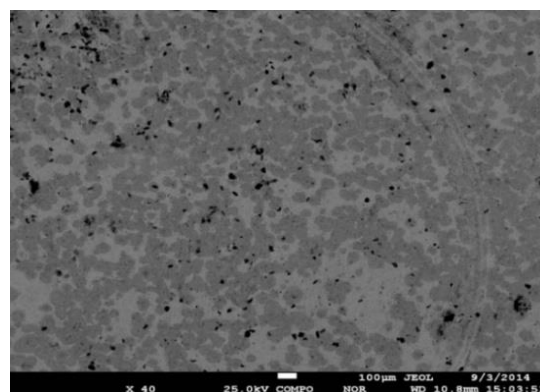
Таблица 3. Данные микроанализа с поверхности образца

	C	O	Al	Si	Cr	Fe	Ni	ВСЕГО
По общей поверхности	13,3	7,7	5,36	0,25	12,3	53,16	7,93	100
Со светлых участков	8,65	5	2	0,38	15,4	60,86	7,71	100
С темных участков	19,5	6,84	5,79	0,27	11,49	46,20	9,91	100

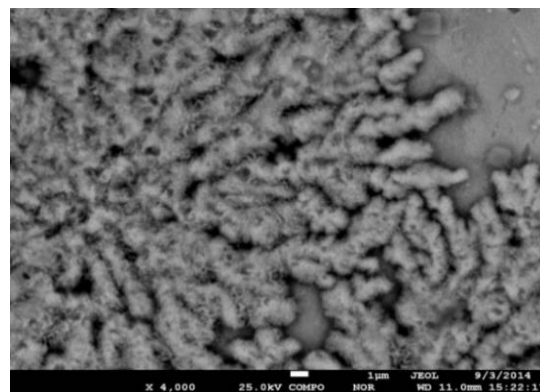
Из результатов микроанализа установлено, что содержание Al в темных участках составляет 5,79% а в светлых участках 2%. Поскольку в химическом составе исходного образца Al нет, то наличие Al после напыления и отжига указывает на то, что в алюминий частично диффундировал в матрицу.

В дальнейшем, для усиления диффузии алюминия в матрицу и улучшения адгезии покрытия нами проведен отжиг образцов стали с алюминиевым покрытием с медленным нагревом до температур выдержки в течение трех часов и выдержка при температурах 400, 600, 700 и 800 °C в течение одного часа.

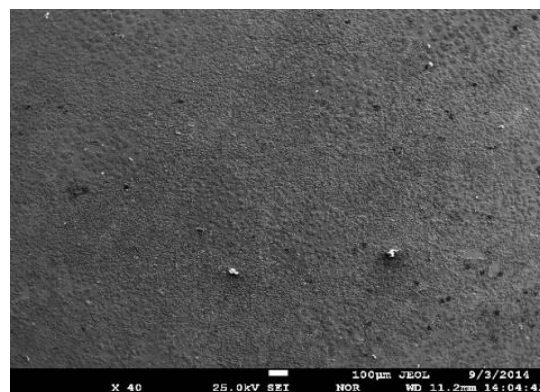
Отжиг с медленным (~ 250 °C/час) нагревом до 700 °C привел к более равномерному покрытию на поверхности стали по сравнению со скоростным нагревом (рисунок 5). Предположительно при отжиге в поверхностных слоях стали проходят диффузионные процессы и образование новой упрочняющей фазы. При этом медленный нагрев исключает удаление алюминия с поверхности, ранее наблюдаемое при более высоких скоростях нагрева. Энергодисперсионным анализом установлено, что содержание алюминия в участках с напылением составляет $\sim 35\%$, что значительно выше, чем после отжига со скоростным нагревом.



а) при повышенной скорости нагрева (~ 700 °C/30 мин)



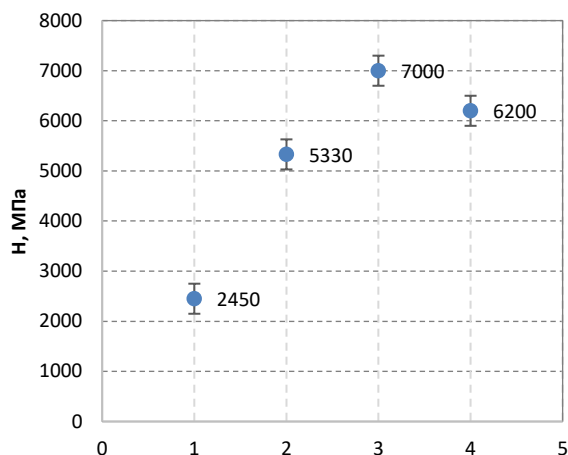
б) при повышенной скорости нагрева (~ 700 °C/30 мин)



в) при сниженной скорости нагрева (~ 250 °C/час)

Рисунок 5. Структура поверхности стали 12Х18Н10Т+Al+отжиг при 700 °C (1 ч)

Как видно из рисунка 6, микротвердость максимальна у образцов после медленного нагрева и отжига при 700 °С (1 ч), которая составила $H_{\mu} = 7000$ МПа, что почти в три раза больше, чем у исходного образца. Этот результат, свидетельствующий об эффективности примененной обработки имеет важное практическое значение.



1 – Al+отжиг при 400 °С (1 ч); 2 – Al + 600 °С (1 ч); 3 – Al + 700 °С (1 ч); 4 – Al+ 800 °С (1 ч)

Рисунок 6. Микротвердость стали 12X18H10T после напыления Al и отжига со сниженной скоростью нагрева

При нагреве под закалку δ -феррит растворяется в γ -аустените при температуре 1150 °С (рисунок 7а). Действительно, рентгенофазовые исследования показывают: наблюдаемое упрочнение нержавеющей стали после вакуумного напыления Al и отжига при 700 °С обусловлено реакционной диффузией алюминия с образованием упорядоченного интерметаллида Fe_3Al , что подтверждается появлением характерных линий на дифрактограммах (рисунок 7б, в). Al при медленном повышении температуры до 700 °С постепенно диффундирует в Fe, образует переходную зону Fe–Al, успевает сформироваться Fe_3Al и упорядочиться ($D0_3$), о чем свидетельствуют сверхструктурные рефлексы на дифрактограмме.

Эти результаты согласуются с данными работы [9] где было установлено, что при диффузионном соединении алюминидного материала с аустенитной нержавеющей сталью ($Cr18-Ni8 \approx$ аналог 08X18H9) в реакционном слое образуются интерметаллиды – $FeAl$, Fe_3Al , Ni_3Al и $\alpha-Fe(Al)$.

Условия испытания образцов на износостойкость указаны в таблице 4. Как показывают результаты испытания (таблица 3) износостойкость поверхности стали 12X18H10T после вакуумного напыления алюминия и последующего диффузионного отжига увеличилась почти на 2 порядка.

Таблица 4. Трибологические параметры испытания стали 12X18H10T на износ

	Диаметр круга вращ. индентора, мм	Диаметр шара (индентора), мм	Нагрузка, мН	Среда
Исходное состояние	3	3	310	воздух
Напыление Al+700 °С (1 ч) с медленным нагревом	3	3	310	воздух

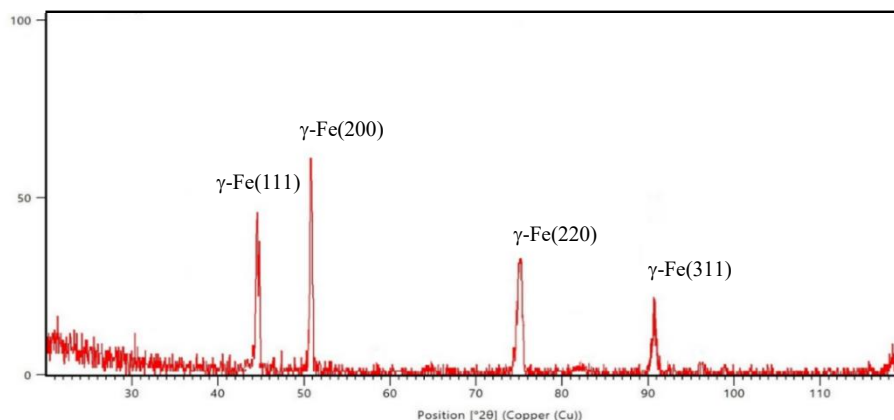
Характеристики износостойкости образцов стали 12X18H10T после испытания на износостойкость приведены в таблице 5. После приложенных трибологических параметров, указанных в таблице 2, износостойкость образцов стали 12X18H10T после отжига при 700 °С (1 ч) увеличилась по сравнению с исходным состоянием почти в 6 раз (таблица 5). Эти данные коррелируют с данными, полученными при испытании образцов на микротвердость.

Таблица 5. Характеристики износостойкости образцов стали 12X18H10T

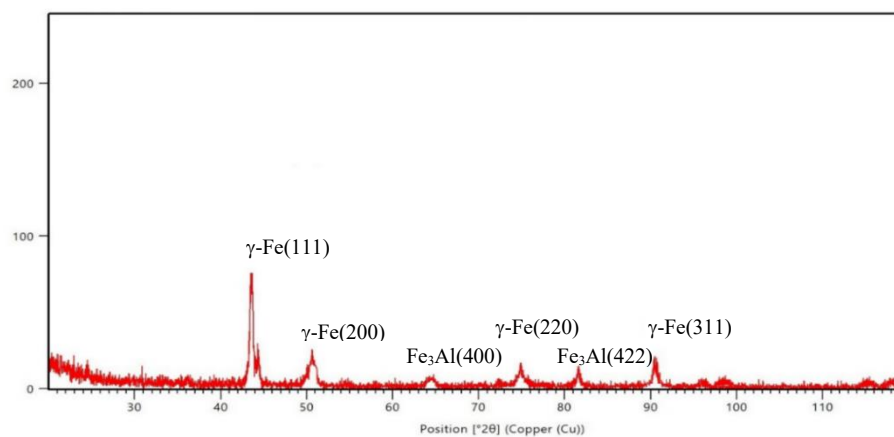
	Диаметр бороздки, мм	Объем материала, мкм ³	Длина пути шара, м	Коэффициент трения	Интенсивность износа, м ³ /Н·м
Исходное состояние	3	19483	60	0,632	0,0003672
Напыление Al+700 °С (1 ч)	3	14968	60	0,833	0,0000627

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

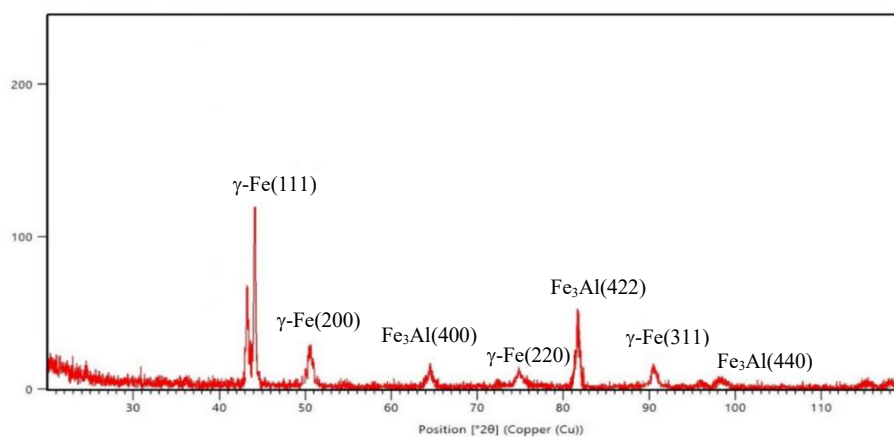
В результате проведенных исследований установлено, что основным фазовым компонентом нержавеющей сталей 08X18H9 и 12X18H10T в исходном состоянии и после закалки от 1100 °С (10 мин) является γ -аустенит с ГЦК-решеткой с присутствием незначительного количества остаточного δ -феррита, сохраняющегося при данных режимах термической обработки. Показано, что отпуск в интервале температур 450–650 °С (1 ч) не приводит к изменению фазового состава, однако сопровождается снижением микротвердости (до ~ 30%) вследствие релаксации остаточных напряжений и уменьшения плотности дефектов кристаллической решетки. Установлено, что холодная прокатка со степенью деформации 80% приводит к существенному повышению микротвердости (до ~ 5370 МПа), что обусловлено как деформационным упрочнением, так и образованием значительной доли деформационного α' -мартенсита по бездиффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha'$. При последующем нагреве α' -мартенсит претерпевает обратное превращение в γ -аустенит.



а) после закалки от 1150 °С (30 мин)



б) Al+600 °С (1 ч)



в) Al+700 °С (1 ч)

Рисунок 7. Дифрактограммы стали после вакуумного напыления и термической обработки 12X18H10T

Показано, что применение вакуумного напыления алюминия с последующим диффузионным отжигом является эффективным способом поверхностного упрочнения нержавеющей стали. Установлено, что режим отжига при 700 °С (1 ч) с медленной скоростью нагрева (~ 250 °С/ч) обеспечивает формирование более равномерного покрытия и развитие диффузионных процессов в поверхностном слое. Максимальное повышение микротвёрдости (до ~ 7000 МПа) и существенное увеличение износостойкости достигаются

именно при данном режиме обработки, что свидетельствует о его оптимальности. На основании рентгенофазового анализа установлено, что упрочнение связано с реакционной диффузией алюминия и образованием упорядоченной интерметаллидной фазы Fe₃Al (структура DO₃) в поверхностном слое. Формирование данной фазы обеспечивает значительное повышение твёрдости и износостойкости материала.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Ерболатұлы Д., Тусупжанов А.Е., Кантай Н., Очередько И.А. Улучшение технических характеристик промышленных насосов за счет оптимизации их конструкций и технологии производства // Региональный вестник Востока. – 2015. – № 3. – С. 18–23. [Erbolatuly D., Tusupzhanov A.E., Kantay N., Ochered'ko I.A. Uluchshenie tekhnicheskikh kharakteristik promyshlennykh nasosov za schet optimizatsii ikh konstruktсий i tekhnologii proizvodstva // Regional'nyy vestnik Vostoka. – 2015. – No. 3. – P. 18–23.]
2. Найманкумарулы Е., Ерболатұлы Д. Исследования деталей и конструкций промышленных насосов, работающих в агрессивных средах // Региональный вестник Востока. – 2015. – № 2 (66). – С. 52–57. [Naymankumaruly E., Erbolatuly D. Issledovaniya detaley i konstruktсий promyshlennykh nasosov, rabotayushchikh v agressivnykh sredakh // Regional'nyy vestnik Vostoka. – 2015. – No. 2 (66). – P. 52–57.]
3. Rakhadilov B., Kantay N., Sagdoldina Zh., Erbolatuly D., Bektasova G., Paszkowski M. Experimental investigations of Al₂O₃- and ZrO₂-based coatings deposited by detonation spraying // Materials Research Express. – 2021. – Vol. 8, No. 5. – Art. 056402. – <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abfbb7>
4. Borgioli F. The Expanded Phases Formed in Stainless Steels by Means of Low-Temperature Thermochemical Treatments: A Corrosion Perspective // Metals. – 2024. – Vol. 14, No. 12. – Art. 1371. – <https://doi.org/10.3390/met14121371>
5. Lindner T., Kutschmann P., Löbel M., Lampke T. Hardening of HVOF-Sprayed Austenitic Stainless-Steel Coatings by Gas Nitriding // Coatings. – 2018. – Vol. 8, No. 10. – Art. 348. – <https://doi.org/10.3390/coatings8100348>
6. Rakhadilov B.K., Bayandinova M.B., Buitkenov D.B., Kakimzhanov D.N., Zhurero L.G., Yerbolatova G.U. Investigation of tribological properties of detonation coatings based on aluminum oxide and tungsten carbide // NNC RK Bulletin. – 2023. – No. 3. – P. 168–173. [Rakhadilov B.K., Bayandinova M.B., Buitkenov D.B., Kakimzhanov D.N., Zhurero L.G., Yerbolatova G.U. Investigation of tribological properties of detonation coatings based on aluminum oxide and tungsten carbide // NNC RK Bulletin. – 2023. – Vol. 3. – P. 168–173. (In Russ.)] – <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2023-3-168-173>
7. Ильин В.А., Панарин А.В. Алюминиевые покрытия и способы их получения // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 4. – С. 37–42. [Il'in V.A., Panarin A.V. Alyuminievye pokrytiya i sposoby ikh polucheniya // Aviatsionnye materialy i tekhnologii. – 2014. – No. 4. – P. 37–42. (In Russ.)] – <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-4-37-42>
8. Тусупжанов А.Е., Ерболатұлы Д., Квеглис Л.И. Структурно-фазовые состояния и напряжение течения при пластической деформации стали 12Х18Н10Т // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2019. – Vol. 12, No. 4. – P. 438–448. – <https://doi.org/10.17516/1999-494X-0150>
9. Wang J., Li Y., Yin Y. Interface characteristics in diffusion bonding of Fe₃Al with Cr18–Ni8 stainless steel // Journal of Colloid and Interface Science. – 2005. – Vol. 285, No. 1. – P. 201–205. – <https://doi.org/10.1016/j.jcis.2004.10.071>

12Х18Н10Т ЖӘНЕ 08Х18Н9 ТОТ БАСПАЙТЫН АУСТЕНИТТІК БОЛАТТАРДЫҢ
ТЕРМИЯЛЫҚ ӨНДЕУ МЕН ЖАБЫНДЫНЫ БҮРКУДЕН КЕЙІНГІ БЕТІНІҢ ҚАТАЮЫ
ЖӘНЕ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ-ФАЗАЛЫҚ КҮЙІ

А. М. Ұрыққалиев¹, Д. Ерболатұлы^{2*}, Г. У. Ерболатова¹, А. В. Градобоев³, Д. Б. Буйткенов²

¹ «Д. Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

² «С. Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті» КеАҚ, Өскемен, Қазақстан

³ Ұлттық зерттеу Томск политехникалық университеті, Томск, Ресей

* Байланыс үшін E-mail: e_dosym@mail.ru

12Х18Н10Т және 08Х18Н9 тот баспайтын болаттардың термиялық өндеуден, илектен және жабынды бүркеннен кейінгі құрылымдық-фазалық күйінің ерекшеліктері және беттік қасиеттерінің өзгеруі зерттелді. Алюминийді бүрку және 700 °С температураға дейін баяу (250 °С/сағ) қыздырып, сол температурада 1 сағат күйдіруді қамтитын өндеу әдісін қолдану 12Х18Н10Т болат бетінің микроқаттылығын және тозуға төзімділігін айтарлықтай арттыруға мүмкіндік берді. Мұндай өндеуден кейін болаттың микроқаттылығы мен тозуға төзімділігінің айтарлықтай артуы қыры орталықтандырылған кубты торға ие, жаңа, реттелген Fe₃Al фазаның түзілуімен түсіндіріледі.

Түйін сөздер: тот баспайтын болат, қаттылық, құрылым, фазалық күй, жабынды, күйдіру.

SURFACE HARDENING AND STRUCTURAL-PHASE STATE OF STAINLESS AUSTENITIC STEELS
12X18H10T AND 08X18H9 AFTER HEAT TREATMENT AND SPRAYING OF A COATING

A. M. Urykkaliev¹, D. Erbolatuly^{2*}, G. U. Erbolatova¹, A. V. Gradoboev³, D. B. Buytkenov²

¹ NJSC “D. Serikbayev East Kazakhstan technical university”, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

² NJSC “S. Amanzholov East Kazakhstan university”, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

³ Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

* E-mail for contacts: e_dosym@mail.ru

The features of the structural-phase state and changes in the surface properties of stainless steels 12Kh18N10T and 08Kh18N9 after heat treatment, rolling, and coating deposition have been investigated. The application of a treatment method involving aluminum spraying followed by annealing at 700 °C (1 h) with slow heating (250 °C/h) to the target temperature made it possible to significantly increase the microhardness and wear resistance of the surface of 12Kh18N10T steel. The substantial improvement in microhardness and wear resistance after such treatment is attributed to the formation of a new ordered Fe₃Al phase with an FCC lattice.

Keywords: stainless steel, hardness, structure, phase state, coating, annealing.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-218-227>

УДК 621.039; 628.398

ДОЛГОВРЕМЕННОЕ ХРАНЕНИЕ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350 В ШАХТНОМ ХРАНИЛИЩЕ ТИПА «SILO»

Д. И. Абулгазина*, В. А. Поспелов, В. В. Яковлев, А. Г. Коровиков

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

* E-mail для контактов: davydenko@nnc.kz

В статье представлено научно-техническое обоснование технологии длительного хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) реакторной установки БН-350 в специализированном шахтном хранилище типа «silo». Приведены основные концептуальные решения, а также комплекс инженерных решений по обеспечению ядерной и коррозионной устойчивости шахтного хранилища. Проведены расчеты в обоснование безопасности хранения ОЯТ. Тепловой расчет ячейки шахтного хранилища показал, что даже без использования принудительного охлаждения максимальные температуры топлива и конструктивных элементов не превысят установленных пределов. Принятые объемно-планировочные решения по устройству шахтного хранилища обеспечивают подкритичность системы при всех рассмотренных условиях, включая не штатные ситуации. Результаты представленной работы могут быть использованы при рассмотрении дальнейших вариантов обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350.

Ключевые слова: реакторная установка БН-350, ОЯТ, шахтное хранилище, silo, безопасность, длительное хранение.

ВВЕДЕНИЕ

Вывод из эксплуатации реактора на быстрых нейтронах БН-350 обусловил необходимость разработки безопасной и научно обоснованной системы обращения с образовавшимся ОЯТ. Длительное хранение отработанных тепловыделяющих сборок (ОТВС) требует комплексного учета факторов радиационного воздействия, коррозионной агрессивности окружающей среды, механических нагрузок и длительности проектной эксплуатации.

В настоящее время существует ряд технологических решений по способам хранения ОЯТ после его выдержки в приреакторных бассейнах. Так называемые «сухие» хранилища могут представлять собой различные конструктивные решения. Например, бетонные модули вертикального и горизонтального исполнения. Каждый модуль рассчитан на установку нескольких ОТВС. Охлаждение ОЯТ в модулях происходит за счет естественной конвекции воздуха. В целом, железобетонный модуль обеспечивает достаточно надежную защиту от внешних воздействий и уменьшает до допустимых значений уровень излучения от ОЯТ. Большое распространение получило хранение ОЯТ в металлических, а позже, в железобетонных контейнерах двойного назначения [1]. Данный способ длительного хранения был выбран для текущего обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350.

Одним из способов длительного «сухого» хранения широко используемым в мире является хранилище шахтного типа или «silo». Концепция вертикального хранения шахтного типа состоит в следующем. Трубы из нержавеющей стали, называемые обсадная труба или шахта, устанавливаются вертикально в землю таким образом, чтобы верхняя

часть трубы выступала на несколько сантиметров над землей. Пеналы с ОЯТ загружаются в шахту, а сверху устанавливается крышка, защитная заглушка. Грунт обеспечивает пассивную защиту от радиации, что, в сочетании со специально заглушкой радиационной защиты, устанавливаемой поверх пеналов, обеспечивает требуемый уровень экранирования, в соответствии с нормативными требованиями. Почва также обеспечивает пассивный теплоотвод остаточного тепловыделения ОЯТ. Таким образом, вертикальное хранение шахтного типа обеспечивает радиационную и тепловую защиту, аналогичную защите, обеспечиваемой бассейнами мокрого хранения, но по своей природе такая защита является пассивной и безопасной и не зависит от оборудования или наличия электропитания, а также не вызывает опасений в отношении деградации, связанной с бассейнами мокрого хранения [1].

Примером использования концепции вертикального хранения шахтного типа является эксплуатация хранилища в Национальной лаборатории Айдахо. Данное хранилище успешно эксплуатируется более 60 лет. На площадке хранилища размещено 1350 обсадных труб из нержавеющей стали, вертикально заглубленных в землю. В них содержится ОЯТ реактора ЭРР-II, а также смешанные радиоактивные и опасные отходы. Шахты защищены от коррозии системой активной катодной защиты с анодным заземлением. Они установлены на расстоянии 1,83 м друг от друга в ряды, находящиеся на расстоянии 3,66 м друг от друга. В 1972 году в Национальной лаборатории Айдахо с целью хранения ОЯТ АЭС Пич-Боттом было построено хранилище ССР-749 (рисунок 1), состоящее из 47 шахт, которое впоследствии было расширено для ОЯТ других реакторов [2].



Рисунок 1. Хранилище ОЯТ CPP-749

Хранилище подобного типа также расположено в Японии в городе Токай. Основное различие между американской и японской версиями шахтного хранилища заключается в том, что в США обсадные трубы помещаются непосредственно в грунт, а в Японии используется подземная бетонная матрица, в которой размещаются скважины. Это хранилище эксплуатируется с 1982 года, в нем хранится около 15 тонн тяжелых металлов уранового металлического топлива исследовательского реактора JRR-3 [3].

В Австралии эксплуатируется хранилище Лукас Хайтс, которое состоит из 50 шахт, размещенных сеткой 5×10 м. Глубина каждой шахты, высверленной в скальном массиве, составляет около 15 м. Диаметр составляет 1,5 м. В каждую шахту вставлена труба из нержавеющей стали, которая проходит по всей её длине. В шахте может разместиться 11 канистр из нержавеющей стали, в каждой из которых содержится по 2 обрезанных тепловыделяющих элемента ОЯТ реактора HIFAR. Общая емкость хранилища составляет 1100 отработавших тепловыделяющих элемента [4].

С учетом применимости в мировой практике концепции шахтного хранилища в данной статье рассмотрены концептуальные решения и обоснования безопасности организации хранения ОЯТ реакторной установки БН-350 в хранилище данного типа.

МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ

Основными задачами при изучении вопроса размещения ОЯТ реакторной установки БН-350 в хранилище шахтного типа являлись выработка основных технических, конструкторских, проектных решений, а также проведение расчетного обоснования безопасности длительного хранения.

При выработке проектных решений к хранилищу были определены основные технические требования:

- безопасное хранение чехлов с ОЯТ реакторной установки БН-350 должно осуществляться в ячейке хранилища в течение не менее 50 лет;
- глубина ячейки хранилища должна обеспечивать размещение в ней чехла с ОЯТ и установку защитной железобетонной пробки, достаточной для обеспечения радиационной безопасности;

– конструкция ячейки хранилища должна исключать несанкционированное извлечение ОЯТ из ячейки.

Каждая отдельная шахта рассчитана на загрузку чехла с ОЯТ реакторной установки БН-350, содержащего 6 тепловыделяющих сборок (ТВС) или 4 пенала с поврежденными ТВС (рисунок 2).

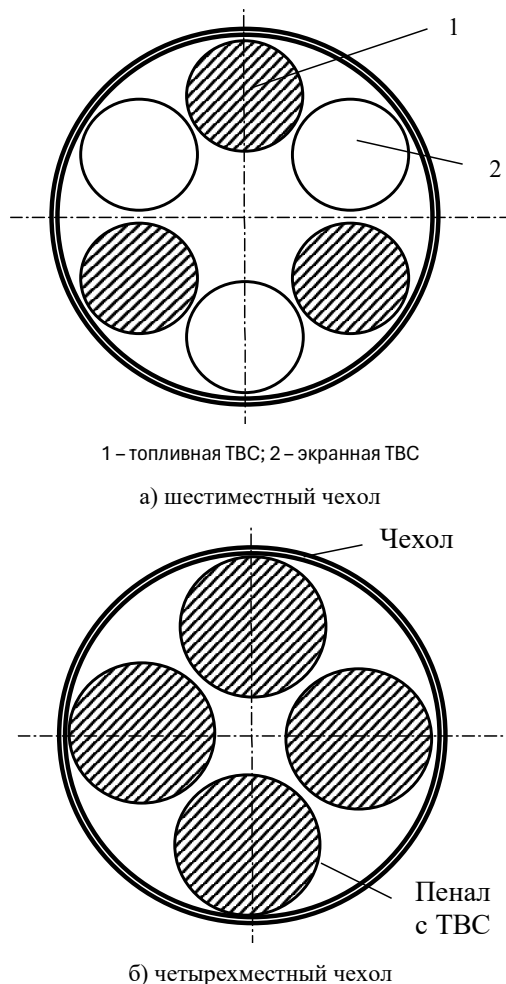


Рисунок 2. Схемы размещения топливных сборок в чехле

Данное решение обусловлено текущей конфигурацией ТВС в чехлах для ОЯТ реакторной установки БН-350, помещенных в транспортно-упаковочный комплект ТУК-123.

ШАХТНОЕ ХРАНИЛИЩЕ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Хранилище ОЯТ представляет собой систему неглубоких вертикальных шахт (ячеек хранилища) глубиной 5 м, каждая из которых спроектирована и оборудована таким образом, чтобы обеспечить сохранность ядерных материалов и безопасность обслуживающего персонала.

Конструкция ячейки разрабатывалась с учетом дополнительной системы контроля сохранности ядерного материала (в состав ячейки входит контрольная скважина), требований прочности, долго-

ДОЛГОВРЕМЕННОЕ ХРАНЕНИЕ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350 В ШАХТНОМ ХРАНИЛИЩЕ ТИПА «SILO»

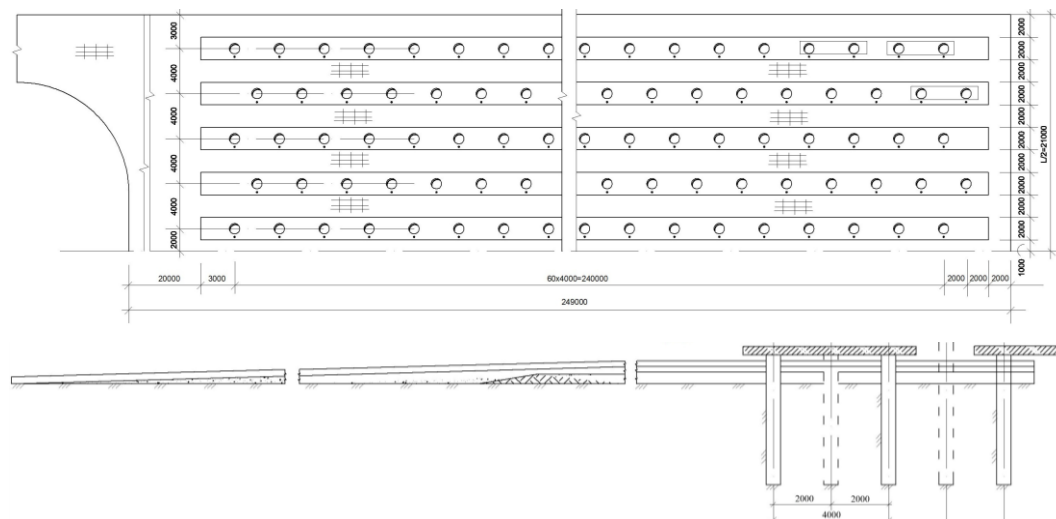


Рисунок 4. Схематический план шахтного хранилища

С целью предотвращения несанкционированного доступа к ячейке хранения, после загрузки чехла с ОЯТ реакторной установки БН-350, устанавливается защитная пробка, которая герметично заваривается, опционально сверху ячейки предусматривается дополнительная установка железобетонных блоков.

Для проведения транспортно-технологических мероприятий хранилище оборудуется грузоподъемными механизмами, перегрузочным контейнером, траверсами и другими приспособлениями.

ОБЕСПЕЧЕНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ ШАХТНОГО ХРАНИЛИЩА

Антикоррозионная защита ячеек хранилища

Долговременная надежность хранилища определяется устойчивостью металлических обсадных труб к коррозионным процессам в условиях воздействия влаги, хлоридов, продуктов радиолиза и ионизирующего излучения. Предложенная система антикоррозионной защиты носит многоуровневый характер и включает три функционально независимых уровня.

Первый уровень: конструктивно-химическая изоляция.

Обсадная труба изолируется от грунтовой среды посредством железобетонной трубы диаметром 800 мм. Межтрубное пространство заполняется цементно-известково-песчаным раствором состава.

Функциональное значение данного уровня защиты заключается в:

- ограничении проникновения влаги и ионов хлора;
- формировании щелочной среды, препятствующей развитию коррозии стали;
- нейтрализации продуктов радиолиза;
- предотвращении биокоррозионных процессов.

В случае локального разрушения защитного покрытия обсадной трубы ионы кальция (Ca^{2+}) образуют на поверхности металла малорастворимый карбонат кальция (CaCO_3), выполняющий функцию

катодного ингибитора. Применение анодных ингибиторов (нитритов) признано нецелесообразным вследствие возможного образования азотной кислоты под действием радиолиза.

Второй уровень: полимерная радиационно-стойкая изоляция.

Металлическая поверхность обсадной трубы защищается трехслойным эпоксидным покрытием, армированным стеклохолстом, с дополнительной обмоткой радиационно-обработанной термостойкой изоляционной лентой ЛЭТСАР-ЛПТ.

Основные критерии выбора покрытия:

- высокие диэлектрические характеристики;
- стойкость к ионизирующему излучению;
- низкую влагонепроницаемость;
- устойчивость к действию хлоридов и сульфатов;
- биостойкость и механическую прочность;
- стабильность свойств в температурном диапазоне от -45°C до $+90^\circ\text{C}$.

Армирование стеклохолстом формирует стеклопластиковый композитный слой, повышающий механическую стойкость покрытия. Лента ЛЭТСАР-ЛПТ препятствует проникновению влаги к эпоксидному слою, что особенно важно на этапе заливки цементного раствора. Прогнозируемые дозы облучения покрытия соответствуют диапазону эксплуатационных характеристик, что подтверждает допустимость применения эпоксидных материалов в условиях длительного хранения ОЯТ реакторной установки БН-350.

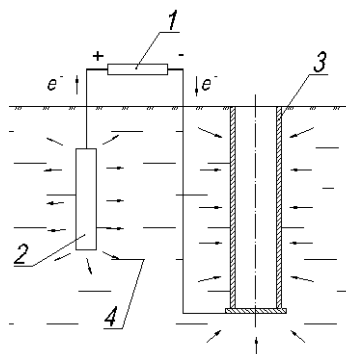
Третий уровень: электрохимическая защита.

Дополнительную устойчивость системы обеспечивает электрохимическая защита, предусматривающая:

- протекторную защиту (жертвенные аноды);
- катодную защиту;
- либо комбинированную схему.

На рисунке 5 показана принципиальная схема катодной защиты, осуществляемая от внешнего

источника тока. Защищаемая шахта поддерживается под отрицательным потенциалом по отношению к окружающей коррозионной среде, вследствие чего она является катодом. Второй электрод соответственно является анодом. Ток катодной защиты стекает в среду, окружающую шахту, с вспомогательного анода, на который и перемещается коррозионный процесс с защищаемой ячейки. Катодная защита возможна только тогда, когда защищаемая ячейка и вспомогательный анод находятся в электрическом и электролитическом контакте [5].



1 – внешний источник постоянного тока; 2 – вспомогательный анод;
3 – защищаемая шахта из стали Ст3 (Ст2, Ст4 и т.д.);
4 – коррозионная среда.

Рисунок 5. Принципиальная схема катодной защиты, осуществляемой от внешнего источника тока

В случае применения железобетонной обсадной и контрольной трубы с облицовкой нержавеющей сталью, катодная защита не применяется.

РАСЧЕТЫ

Тепловой расчет

При проведении теплового расчета шахтного хранилища были приняты следующие условия.

ТВС размещаются в индивидуальных чехлах внутри ячеек «трубной фермы» с минимальным расстоянием между ячейками 4 м. Максимальное энерговыделение принято для наиболее консервативного случая – 190 Вт на одну топливную сборку и 35 Вт для экранной ТВС (через 3 года выдержки).

Максимальная тепловая мощность чехла составляет:

- 760 Вт – при размещении 4 топливныхборок;
- 675 Вт – при размещении 3 топливных и 3 экранныхборок.

Тепло от ТВС отводится конвекцией к газовой среде (аргон) внутри контейнера, далее к стенке контейнера и ячейки, после чего распространяется теплопроводностью через конструкционные материалы и грунт в окружающую среду.

Рассмотрены два режима теплообмена на поверхности:

- нормальные условия: $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, коэффициент теплоотдачи $20\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$.

- экстремальные условия: $T = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$, коэффициент теплоотдачи $5\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$

Рассмотрены три варианта конструкции ячейки:

- 1) Стальная цилиндрическая оболочка.
- 2) Стальная оболочка с дополнительной железобетонной защитой.
- 3) Бетонная оболочка с внешней стальной оболочкой из нержавеющей стали.

Теплофизические свойства материалов (сталь, бетон, грунт, песок) принимались при температуре $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ согласно справочным данным. Температурное поле определялось методом конечных элементов в двумерной осесимметричной постановке.

Расчетная схема и результаты расчета температурного поля грунта для первого варианта конструкции ячейки при двух вариантах граничных условий на верхней границе расчетной схемы приведена на рисунке 6. Результаты расчета температурного поля грунта для второго и третьего варианта конструкции ячейки при двух вариантах граничных условий на верхней границе расчетной схемы приведены на рисунках 7 и 8 соответственно.

В таблице 1 приведены результаты расчета максимальной температуры внутри ячейки максимальной температуры поверхности бетонной крышки для всех шести вариантов расчета.

Таблица 1. Расчетная температура

Описание варианта расчета	Средняя температура внутренней поверхности ячейки, $^{\circ}\text{C}$	Максимальная температура поверхности бетонной крышки, $^{\circ}\text{C}$
1 конструкция; $T_1 = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_1 = 20\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	112	37
1 конструкция; $T_2 = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_2 = 5\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	146	84
2 конструкция; $T_1 = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_1 = 20\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	107	36
2 конструкция; $T_2 = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_2 = 5\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	141	82
3 конструкция; $T_1 = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_1 = 20\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	125	30
3 конструкция; $T_2 = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha_2 = 5\text{ Вт/м}^2\cdot\text{K}$	155	67

Из результатов расчета, приведенных в таблице 1, видно, что для третьего варианта конструкции ячейки температура крышки меньше в среднем на $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ по сравнению с результатами расчета для 1-й и 2-й конструкции. Но, в то же время, для третьего варианта конструкции средняя температура поверхности внутри ячейки больше на $10\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Результаты расчета температуры стенки ячейки, температуры среды в ячейке, температуры чехла, температуры среды в чехле и температуры пеналовборок твэлов при хранении ТВС в хранилище в чехле, помещенном в ячейку для шести рассмотренных выше вариантов расчета приведены в таблице 2.

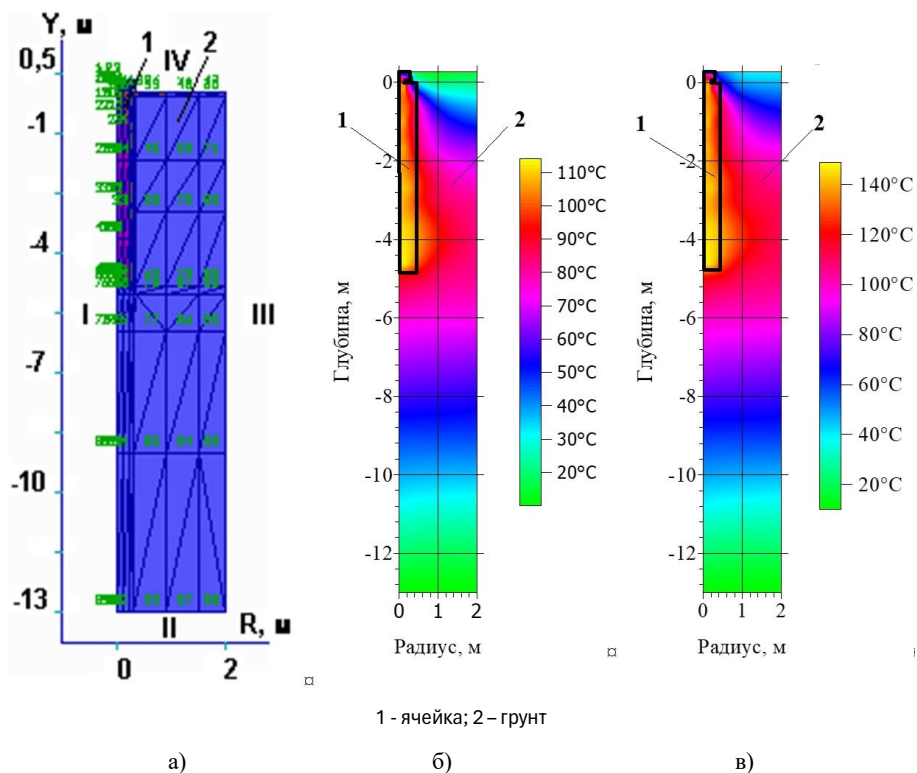


Рисунок 6. Расчетная схема (а) и результаты расчета для 1-го варианта ячейки (температура воздуха 20 °С, коэффициент теплоотдачи 20 Вт/м²·К (б) и 40 °С, 5 Вт/м²·К (в))

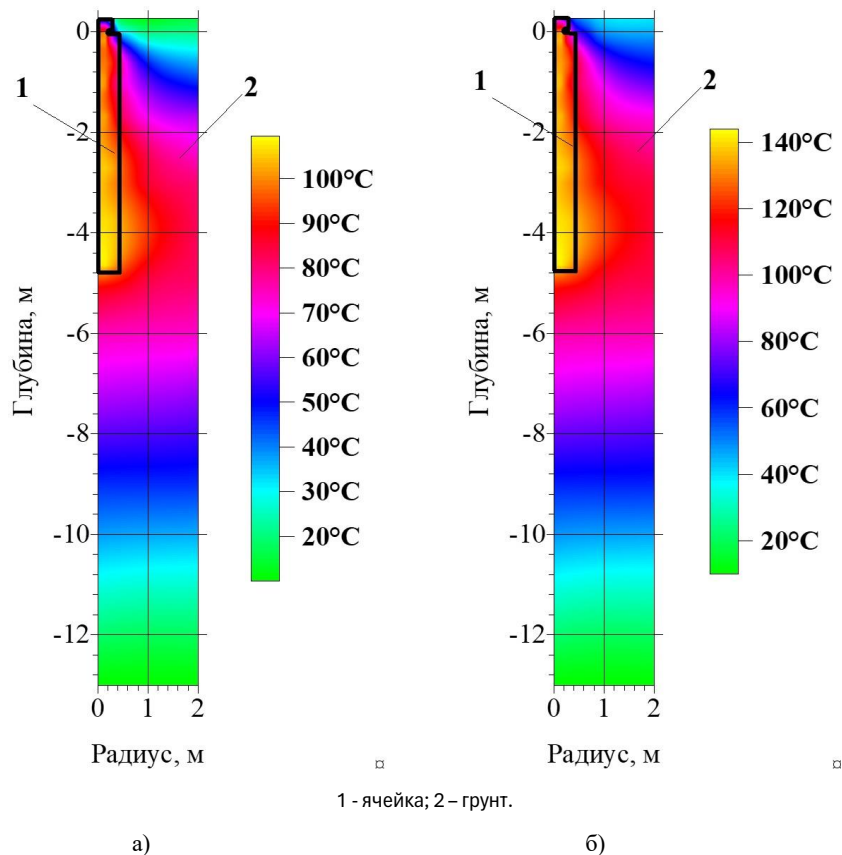


Рисунок 7. Результаты расчета для 2-го варианта ячейки (температуры воздуха 20 °С, коэффициент теплоотдачи 20 Вт/м²·К (а) и 40 °С, 5 Вт/м²·К (б))

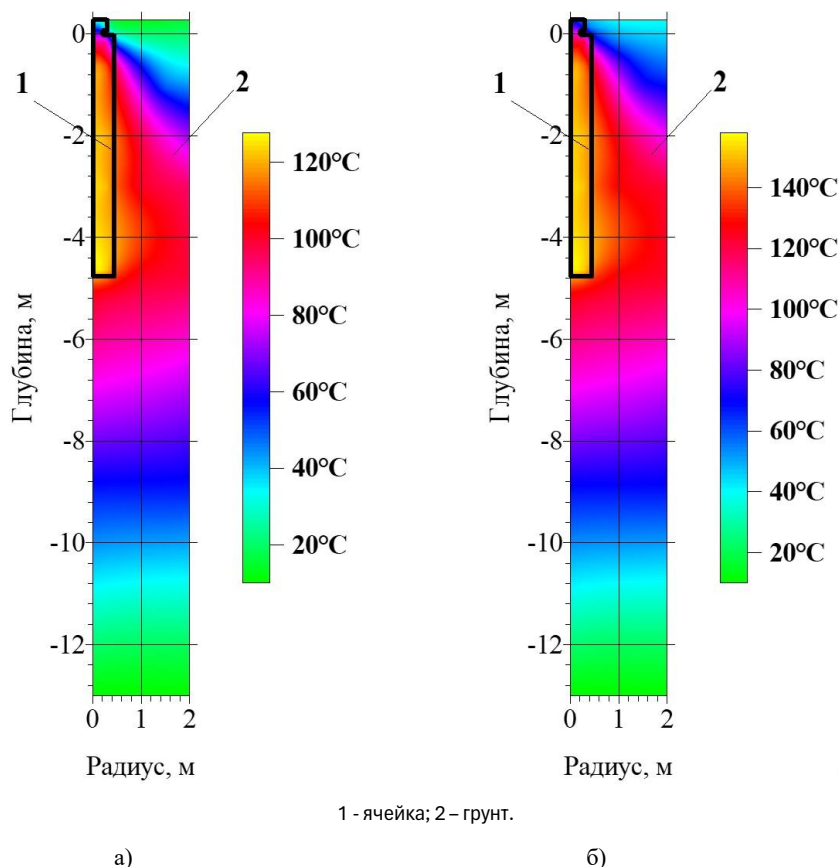


Рисунок 8. Результаты расчета для 3-го варианта ячейки (температура воздуха 20 °С, коэффициент теплоотдачи 20 Вт/м²·К (а) и 40 °С, 5 Вт/м²·К (б))

Таблица 2. Результаты расчета температуры

№ варианта	Температура внутренней поверхности ячейки, °С	Температура газа внутри ячейки, °С	Температура чехла, °С	Температура газа внутри чехла, °С	Температура пеналов ТВС, °С
1	112	142	168	200	221
2	146	176	202	234	255
3	107	137	163	195	216
4	141	171	197	229	250
5	125	155	181	213	234
6	155	185	211	243	264

Из результатов расчета, приведенных в таблице 2, видно, что для любой из трех рассмотренных здесь конструкций ячейки температура пеналов ТВС не превысит 264 °С, температура стенки чехлов не превысит 211 °С, температура внутренней стенки ячейки не превысит 155 °С.

Проведенные расчеты показали, что для рассмотренных вариантов конструкции ячейки при нормальной летней погоде, когда среднесуточная температура окружающей среды составляет 20 °С, максимальное значение температуры пеналов сборок ожидается ниже 235 °С, максимальное значение температуры внутренней поверхности ячейки хранилища не превысит 125 °С, максимальное значение температу-

ры внешней поверхности бетонной крышки не превысит 40 °С.

С точки зрения минимума температуры чехлов ТВС предпочтение следует отдать второму варианту конструкции ячейки.

Нейтронно-физические расчеты

Целью проведения нейтронно-физических расчетов являлся анализ шахтного хранилища с ОЯТ реакторной установки БН-350 на критичность. При этом были приняты следующие условия [6, 7]:

- при наличии в хранилище ядерного топлива с различной степенью обогащения анализ безопасности осуществлялся при условии, что топливо имеет максимальное обогащение;

– при наличии ядерного топлива с различным изотопным составом при анализе безопасности рассматривался такой его состав, который приводит к максимальному $K_{эфф}$;

– ОЯТ рассматривалось как свежее.

При проведении нейтронно-физических расчетов решались задачи по определению $K_{эфф}$ в хранилище в соответствии с расчетными моделями, представленными в таблице 3.

Таблица 3. Характеристики расчетных моделей хранилищ с топливом реакторной установки БН-350

Тип модели	Описание расчетной модели
1	Одиночная ТВС типа 2* с загрузкой 8,57 кг урана-235 в воздухе и в воде (с отражателем из воды толщиной 30 см)
2	Чехол из шести ТВС типа 2 с загрузкой 8,18 (8,57) кг урана-235 в воздухе и в воде (с отражателем из воды толщиной 30 см)
3	Группы из 2 и 3 чехлов, размещенных по треугольной решетке

**Примечание: В реакторной установке БН-350 использовались ТВС трех типов с обогащением по урану-235 от 17% до 26%. Ввиду того, что количество ТВС типа 1 крайне невелико, в расчетных моделях использовались ТВС типа 2.*

Расчетные модели групп из 2 и 3 чехлов рассмотрены в рамках консервативного подхода. Учитывая принятую компоновку ячеек хранилища (рисунок 4), данные конфигурации практически исключаются.

Расчеты выполнены в 3D геометрии с использованием кода MCNP6 [8, 9]. Расчетная модель твэла описывала его «активную» топливную часть (без газосборника и концевых элементов конструкции) и состояла из 4-х зон:

– оболочки из нержавеющей стали диаметром 6,9 мм и толщиной 0,3 мм;

– зазора между топливом и оболочкой толщиной 0,2 мм, заполненного гелием;

– сердечника из двуокиси урана с обогащением по урану-235 26% и плотностью 10,5–11,0 г/см³, внутри которого имеется газовая полость, диаметром 1,7 мм.

Расчетная модель ТВС по высоте состояла из трех зон: топливной части из 127 твэлов (ТВС типа 2), заключенных в оболочку из аустенитной нержавеющей стали. Из подобной же стали изготовлен и чехол ТВС, имеющий «размер под ключ» 96 мм и толщину 2 мм.

Во всех расчетных моделях высота активной (топливной) части составляла 1060 мм, сверху и снизу над ними находился отражатель (экранные зоны) из стержней с сердечником их обедненного урана толщиной 600 мм (практически бесконечные отражатели).

Расчетная модель чехла состояла из шести симметрично расположенных ТВС, окруженных двумя обечайками из нержавеющей стали и разделенных между собой перегородками из железа, толщиной 6 мм. Внутри упаковки эти перегородки доходят до внут-

ренней трубы из железа диаметром 60 и толщиной 2,5 мм.

Результаты проведения нейтронно-физических расчетов показали, что:

– одиночная ТВС реакторной установки БН-350 в воздушном окружении и не содержащая воды внутри себя имеет эффективный коэффициент размножения нейтронов не более $0,13 \pm 0,01$. Залив водой ее и окружающего пространства («бесконечный» отражатель) увеличивает $K_{эфф}$ до $0,55 \pm 0,01$;

– шесть сборок, расположенных на окружности диаметром 26 см в чехле (без разделительных стенок из железа толщиной 6 мм), залитые водой и в водяном окружении, имеют $K_{эфф} = 0,862 \pm 0,002$. Введение разделительных стенок уменьшает данный коэффициент до значения $0,793 \pm 0,002$. Одиночная канистра без воды внутри себя и в воздушном окружении имеет $K_{эфф}$ равный $0,463 \pm 0,005$;

– увеличение температуры топлива на 100 К приводит к небольшому росту $K_{эфф}$ – не более чем на 0,01. Удаление из чехла разделительных перегородок из углеродистой стали приводит к росту $K_{эфф}$ до $0,867 \pm 0,002$.

– изменение положения ТВС в ячейках чехла в пределах ее размеров изменяет $K_{эфф}$ в пределах $0,78...0,81$ (в водяном окружении);

– два расположенные чехла (зазор между чехлами 4 мм), залитые водой и в водяном окружении, имеют $K_{эфф} = 0,816 \pm 0,002$. Без разделяющих ТВС перегородок – $K_{эфф} = 0,882 \pm 0,002$.

– три рядом расположенных чехла (треугольная решетка, зазор между чехлами 4 мм) залитые водой и в водяном окружении имеют $K_{эфф} = 0,842 \pm 0,002$. Без разделяющих ТВС перегородок – $K_{эфф} = 0,908 \pm 0,002$.

По итогам проведенных расчетов можно сделать вывод, что при любых рассмотренных конфигурациях ТВС с ОЯТ реакторной установки БН-350 $K_{эфф}$ подкритичность системы соблюдается.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Представленная концепция долговременного хранения ОЯТ реакторной установки БН-350 основана на принципах многобарьерной защиты. Шахтное хранилище имеет ряд преимуществ: относительная простота конструкции, приемлемая защита от внешних воздействий, обеспечение радиационной защиты и сохранности ядерного материала. При этом, размещение ОЯТ в ячейках шахтного хранилища позволяет при необходимости произвести их извлечение, транспортировку и переработку. В отличие от применения транспортно-упаковочных комплексов для хранения ОЯТ шахтное хранилище не требует прохождения процедуры периодической сертификации.

Комбинация конструктивной изоляции, радиационно-стойких полимерных покрытий и электрохимической защиты обеспечивает высокую коррозионную устойчивость металлических элементов шахтного хранилища «silo» и позволяет прогнозировать

безопасную эксплуатацию хранилища в течение проектного и пролонгированного срока хранения.

Принимая внимание вышеизложенное, данный способ хранения может быть применен для ОЯТ реакторной установки БН-350 после истечения проектного срока эксплуатации ТУК-123, если к тому времени ОЯТ не будет переработано или окончательно захоронено.

Работа проводилась при финансовой поддержке Комитета науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан в рамках программы BR24993104 «Проведение исследований в обоснование выбора эффективных и оптимальных способов и технологий обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. International Atomic Energy Agency. Dry Storage of Spent Nuclear Fuel. IAEA Nuclear Energy Series No. NF-G-3.2. Vienna : IAEA, 2014.
2. Национальная лаборатория Айдахо. Исследование вариантов технологии сухого хранения отработавшего топлива реактора БН-350. – Департамент энергетики США, 2000. [Natsional'naya laboratoriya Aydakho. Issledovanie variantov tekhnologii sukhogo khraneniya otrabotavshego topliva reaktora BN-350. – Departament energetiki SShA, 2000.]
3. Japan Atomic Energy Agency. Spent Fuel Storage Facilities at Tokai-mura. – Tokai-mura : JAEA, 2016.
4. Ridal A., Bull P. Spent HIFAR fuel elements behaviour under extended dry storage // Australian Nuclear Science

- and Technology Organisation. – Lucas Heights, NSW : ANSTO, 1994. – Report ANSTO/E-719.
5. Коновалов В.П. Технологии сухого хранения отработавшего ядерного топлива. – СПб. : Наука, 2016. – 280 с. [Konovalov V.P. Tekhnologii sukhogo khraneniya otrabotavshego yadernogo topliva. – SPb. : Nauka, 2016. – 280 p.]
 6. Приказ Министра энергетики Республики Казахстан от 20 февраля 2017 года № 58 «Об утверждении Технического регламента «Ядерная и радиационная безопасность»». – Зарегистрирован в Министерстве юстиции Республики Казахстан 11 апреля 2017 года № 15005. [Prikaz Ministra energetiki Respubliki Kazakhstan ot 20 fevralya 2017 goda No. 58 «Ob utverzhdenii Tekhnicheskogo reglamenta «Yadernaya i radiatsionnaya bezopasnost'»». – Zaregistrirovan v Ministerstve yustitsii Respubliki Kazakhstan 11 aprelya 2017 goda No. 15005.]
 7. Приказ об утверждении и введении в действие стандарта Госкорпорации «Росатом» СТО 95 12002-2016 «Правила ядерной безопасности при хранении и транспортировании ядерных делящихся материалов (ПБЯ-06-09-2016)». – № 1/1322-П от 26.12.2016. [Prikaz ob utverzhdenii i vvedenii v deystvie standartar Goskorporatsii «Rosatom» STO 95 12002-2016 «Pravila yadernoy bezopasnosti pri khranении i transportirovani yadernykh delyashchikhsya materialov (PBYa-06-09-2016)». – No. 1/1322-P ot 26.12.2016.]
 8. RSICC Computer Code Collection MCNP6.2-EXE. – Los Alamos National Security, LLC, 2018.
 9. Brown B.F. Fundamentals of Monte Carlo particle transport. – Los Alamos : Los Alamos National Laboratory, 2005. – (LA-UR-05-4983).

БН-350 РЕАКТОРЛЫҚ ҚОНДЫРҒЫНЫҢ ПАЙДАЛАНЫЛҒАН ЯДРОЛЫҚ ОТЫНЫН «SILO» ҮЛГІСІНДЕГІ ШАХТАЛЫҚ ҚОЙМАДА ҰЗАҚ УАҚЫТ САҚТАУ

Д. И. Абұлгазинова*, В. А. Поспелов, В. В. Яковлев, А. Г. Коровиков

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: davydenko@nnc.kz

Мақалада БН-350 реакторлық қондырғының пайдаланылған ядролық отынын (ПЯО) «silo» үлгісіндегі мамандандырылған шахталық сақтау орнында ұзақ уақыт сақтау технологиясының ғылыми-техникалық негіздемесі ұсынылған. Негізгі тұжырымдамалық шешімдер, сондай-ақ шахталық сақтау орнының ядролық және коррозиялық тұрақтылығын қамтамасыз ету жөніндегі инженерлік шешімдер кешені келтірілген. ПЯО сақтау қауіпсіздігінің негіздемесіне есептеулер жүргізілді. Шахталық сақтау орны ұяшығының жылулық есебі мәжбүрлі салқындатуды пайдаланбағанның өзінде отын мен конструкциялық элементтердің ең жоғары температурасы белгіленген шектен аспайтынын көрсетті. Шахталық сақтау орнының құрылысы бойынша қабылданған көлемдік-жоспарлау шешімдері штаттық емес жағдайларды қоса алғанда, барлық қаралған жағдайларда жүйенің сындарлылығын қамтамасыз етеді. Ұсынылған жұмыстың нәтижелері БН-350 реакторлық қондырғының ПЯО-мен жұмыс істеудің одан арғы нұсқаларын қарау кезінде пайдаланылуы мүмкін.

Түйін сөздер: БН-350 реакторлық қондырғы, ПЯО, шахталық сақтау орны, silo, қауіпсіздік, ұзақ уақыт сақтау.

LONG-TERM STORAGE OF SPENT NUCLEAR FUEL FROM THE BN-350 REACTOR
IN A SILO-TYPE STORAGE FACILITY

D. I. Abulgazinova^{*}, V. A. Pospelov, V. V. Yakovlev, A. G. Korovikov

Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

** E-mail for contact: davydenko@nnc.kz*

The paper presents the scientific and technical basis for the long-term storage of spent nuclear fuel (SNF) from the BN-350 reactor in a dedicated silo-type storage facility. The key conceptual provisions and engineering solutions aimed at ensuring nuclear safety and corrosion resistance of the storage system are described. Safety analyses were performed to substantiate the safety of SNF storage. Thermal analysis of an individual storage cell demonstrated that, even in the absence of forced cooling, the maximum temperatures of the fuel and structural components remain within established safety limits. The adopted layout and design solutions ensure subcriticality of the system under all considered conditions, including off-normal scenarios. The results of this study may be used to support the evaluation of further options for the management of SNF from the BN-350 reactor.

Keywords: *BN-350 reactor facility, SNF, silo-type storage facility, safety, long-term storage.*

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-228-235>

УДК 621.039.7

АНАЛИЗ ВАРИАНТОВ ДАЛЬНЕЙШЕГО ОБРАЩЕНИЯ С ОТРАБОТАВШИМ ЯДЕРНЫМ ТОПЛИВОМ РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350

М. К. Сейсенбаева*, В. А. Поспелов, А. Г. Коровиков

Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

* E-mail для контактов: seysenbaeva@nnc.kz

В статье проведен анализ вариантов дальнейшего обращения с отработавшим ядерным топливом (ОЯТ) реакторной установки БН-350, которая эксплуатировалась в период с 1973 по 1999 годы. На основе сложившегося мирового опыта, рекомендаций международных организаций и требований национального законодательства, а также доступных на сегодняшний день технологий рассмотрены возможные сценарии обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350, включая долговременное хранение, переработку и прямое захоронение. Статья направлена на формирование рекомендаций для выработки дальнейшей стратегии обращения с ОЯТ в Республике Казахстан с учетом обеспечения долгосрочной безопасности.

Ключевые слова: реакторная установка БН-350, ОЯТ, хранение, переработка, захоронение.

ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации ядерных реакторных установок образуется отработавшее ядерное топливо (ОЯТ), обладающее высокой радиационной активностью и представляющее потенциальную опасность для здоровья человека и окружающей среды. В этой связи обеспечение безопасности обращения с ОЯТ и радиоактивными отходами (РАО) является ключевой задачей и регламентируется системой норм безопасности Международного агентства по атомной энергии (МАГАТЭ).

В соответствии с основополагающими принципами безопасности МАГАТЭ (SF-1) [1], государства-члены обязаны обеспечивать защиту людей и окружающей среды на всех стадиях обращения с радиоактивными материалами. Данные положения конкретизируются в стандарте GSR Part 5 [2], устанавливающем требования по обращению с ОЯТ и РАО до их окончательного захоронения, включая проектирование и эксплуатацию объектов с применением концепции глубокоэшелонированной защиты и оценки рисков. В дополнение к этому Специальное руководство SSG-15 (Rev. 1) [3] предоставляет рекомендации по безопасному хранению ОЯТ на всём протяжении его жизненного цикла. Практика в данной области также основывается на положениях Конвенции о безопасности обращения с отработавшим топливом и радиоактивными отходами [4], принятой под эгидой МАГАТЭ, предусматривающей обязательства государств по обеспечению безопасного управления ОЯТ и регулярной отчётности.

Значимость соблюдения указанных требований особенно возрастает для реакторных установок с уникальными характеристиками топлива и эксплуатационного цикла. Одним из таких установок является БН-350 – быстрый реактор с жидкометаллическим теплоносителем, который за время эксплуатации в Казахстане с 1973 по 1999 годы, накопил большое количество ОЯТ. С учётом особенностей топли-

ва БН-350, включая повышенное обогащение, наличие плутония и долгоживущих радионуклидов, дальнейшее обращение с данным ОЯТ требует научно обоснованного выбора стратегии, соответствующей международным требованиям безопасности и принципам долгосрочной изоляции радиоактивных материалов.

В связи с этим целью настоящей работы является анализ возможных вариантов дальнейшего обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350 в соответствии с требованиями безопасности.

МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящее время в мировой практике сформированы три стратегии обращения с ОЯТ: хранение, переработка и окончательное захоронение. Хранение выполняет функцию промежуточного этапа и обеспечивает безопасную изоляцию топлива. Переработка направлена на извлечение делящихся материалов с целью их повторного использования в топливном цикле, тогда как захоронение предусматривает окончательную изоляцию ОЯТ от окружающей среды без его последующего вовлечения в энергетический оборот. Выбор конкретной стратегии определяется совокупностью технологических, экономических и институциональных факторов, а также требованиями обеспечения долгосрочной радиационной и экологической безопасности.

Хранение является наиболее распространённой и технологически отработанной стратегией обращения с ОЯТ. Независимо от выбранной национальной стратегии (переработка или прямое захоронение), первоначальным этапом всегда является хранение ОЯТ в приреакторных бассейнах выдержки, где топливо охлаждается и снижается уровень его тепловыделения и радиационной активности.

После завершения этапа бассейнового хранения топливо может быть перемещено на внереакторное хранилище, которое реализуется по двум основным технологиям: мокрой и сухой. Мокрое хранение

осуществляется в бассейнах большой ёмкости, размещённых либо на площадке АЭС, либо на централизованных объектах. Примером такого подхода является централизованное хранилище «Клаб» в Швеции [5].

Сухое хранение получило широкое распространение с середины 1980-х годов и сегодня рассматривается как предпочтительное решение для долговременного промежуточного хранения. В рамках данной технологии ОЯТ после выдержки в бассейне размещается либо в герметичных металлических контейнерах, либо в бетонных модулях или хранилищах шахтного типа. Контейнерные системы представляют собой многоцелевые конструкции, обеспечивающие радиационную защиту, теплоотвод и герметичность. В мировой практике применяются как транспортно-хранительные контейнеры, так и стационарные системы хранения. Примерами сухого хранения являются объекты на АЭС «Дарлингтон» (Канада), централизованное хранилище «Цвилаг» (Швейцария), а также хранилище в Ахаусе (Германия) [5].

Сухие системы могут быть реализованы в виде (рисунок 1):

- металлических или железобетонных контейнеров;
- специализированных хранилищ;
- вертикальных или горизонтальных бетонных модулей.

Сроки безопасного хранения ОЯТ в сухих системах, согласно современным оценкам и опыту эксплуатации, могут составлять 50–100 лет и более при условии мониторинга состояния контейнеров и поддержания проектных параметров. Хранение

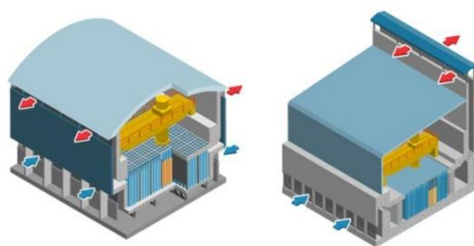
выполняет функцию промежуточного этапа топливного цикла, обеспечивая технологическую гибкость и возможность последующего выбора между переработкой и окончательным захоронением.

Среди стран, эксплуатирующих атомные электростанции, в настоящее время лишь две – Россия и Франция осуществляют переработку как собственного, так и иностранного ОЯТ в промышленных масштабах [6]. В ряде других государств перерабатывающие мощности либо были выведены из эксплуатации, либо используются исключительно для национальных программ. Так, на площадке Селлафилд в Великобритании заводы по переработке ОЯТ «Magnox» и «Thorp» прекратили работу в 2022 и 2018 годах соответственно [7]. В Индии переработка ОЯТ ориентирована преимущественно на топливо тяжеловодных реакторов национальной программы, тогда как Китай находится на этапе активного наращивания перерабатывающих мощностей. Большинство других стран, включая Канаду, Италию, Нидерланды, Швейцарию, Испанию и США, в настоящее время придерживаются стратегии долговременного хранения ОЯТ либо передачи топлива на переработку в другие государства.

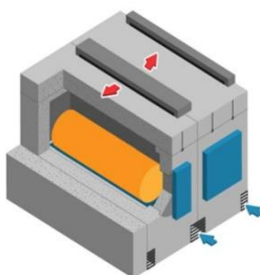
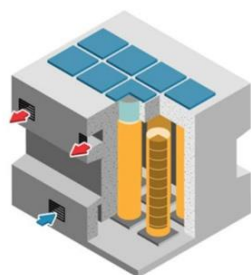
В промышленной практике переработка ОЯТ в настоящее время в основном осуществляется по технологии PUREX, основанной на процессе жидкостной экстракции с использованием экстрагента – раствора трибутилфосфата. Метод осуществляется на многоступенчатых экстракторах непрерывного действия. В результате уран и плутоний очищаются от продуктов деления в миллионы раз [8, 9].



а) металлические контейнеры различных типов



б) здания для хранения ОЯТ в пеналах и без пеналов



в) вертикальные и горизонтальные многосегментные блоки хранения



Рисунок 1. Системы сухого хранения ОЯТ

Прямое захоронение ОЯТ предлагается осуществлять преимущественно посредством размещения отходов в глубоких геологических формациях. Концепция глубинного захоронения основана на принципе многобарьерной защиты, предусматривающем сочетание инженерных и природных (геологических) барьеров, обеспечивающих изоляцию радиоактивных материалов от биосферы на протяжении требуемого временного интервала.

В зависимости от конструктивного исполнения пункты захоронения подразделяются на шахтные и скважинные. В шахтных хранилищах отходы, как правило, размещаются на глубине 500–1000 м, тогда как в скважинных вариантах глубина захоронения может составлять 2000–4000 м. Надёжная защита окружающей среды обеспечивается системой взаимодополняющих барьеров.

К инженерным (искусственным) барьерам относятся:

- иммобилизирующая матрица, в которую заключено радиоактивное вещество;
- герметичный металлический контейнер;
- буферный материал, заполняющий пространство между контейнером и вмещающей породой.

В качестве матриц применяются цементные композиции, битумы, фосфатные и боросиликатные стекла. Расплав матричного материала заливается в контейнер из нержавеющей стали с последующей герметичной сваркой. При необходимости повышения долговечности система может предусматривать использование дополнительного внешнего контейнера из коррозионно-стойких материалов или медных сплавов.

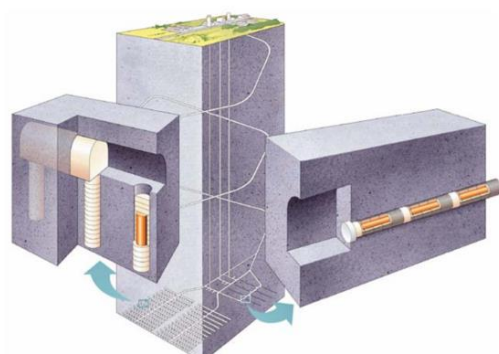
Буферный материал выполняет несколько функций: ограничивает тепловое воздействие, снижает водопроницаемость, стабилизирует химическую среду, перераспределяет механические напряжения и сорбирует радионуклиды. В качестве эффективных буферов для урана и трансурановых элементов широко рассматриваются бентонитовые глины и породы с повышенным содержанием углистого вещества.

Ключевым элементом системы является геологический барьер – толща стабильных горных пород, обеспечивающая изоляцию захоронения от биосферы.

Наиболее современные программы строительства пунктов захоронения РАО и ОЯТ в кристаллических породах основаны на концепции захоронения KBS-3 (рисунок 2), впервые предложенной в 1983 году. Капсула по концепции KBS-3 представляет собой многобарьерную конструкцию, включающую внутреннюю вставку из литой стали (или чугуна), предназначенную для размещения и фиксации отработавших топливных сборок с обеспечением безопасной геометрии. Снаружи вставка герметично заключена в толстостенную медную оболочку, выполняющую функцию основного коррозионно-стойкого барьера при долговременном захоронении в кристаллических породах [10, 11].

Практическая реализация данной концепции в настоящее время наиболее продвинута в Финляндии. В муниципалитете Эурайоки (площадка Олкилуото) сооружено глубокое геологическое хранилище Onkalo, реализуемое компанией Posiva Oy. Объект включает наземный комплекс инкапсуляции и подземную систему размещения капсул на глубине около 430 м в кристаллических породах возрастом порядка 1,8 млрд лет. Проектная вместимость хранилища составляет около 6500 тГМ. По состоянию на конец 2025 г. строительство завершено, ведётся процедура лицензирования эксплуатации. В случае положительного решения эксплуатация Onkalo может начаться в 2026–2027 годах, после чего будут осуществлены первые захоронения ОЯТ с последующим заполнением и герметизацией хранилища на протяжении следующего столетия [12].

Переход к промышленной реализации глубинного захоронения невозможен без проведения масштабных многолетних исследований в реальных геологических условиях. С этой целью в ряде стран созданы подземные исследовательские лаборатории, размещённые в кристаллических, глинистых и соляных формациях.



а) схема KBS-3 вертикальной и горизонтальной концепции захоронения



б) капсула KBS-3

Рисунок 2. Концепция захоронения KBS-3

В таких лабораториях изучаются процессы тепло-выделения от ОЯТ, взаимодействие контейнеров с вмещающей средой, миграция подземных вод и поведение бентонитовых буферов в долгосрочной перспективе. Полученные экспериментальные данные формируют научную основу для подтверждения безопасности проектируемых хранилищ.

АНАЛИЗ ВАРИАНТОВ ДАЛЬНЕЙШЕГО ОБРАЩЕНИЯ С ОЯТ РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БН-350

На основании анализа международной практики обращения с ОЯТ, включая стратегии долговременного хранения, переработки и окончательного захоронения, можно выделить несколько потенциальных направлений дальнейшего обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350.

Варианты долговременного хранения

В настоящее время в РК реализуется стратегия сухого контейнерного хранения ОЯТ БН-350. Всё отработавшее топливо реактора извлечено и размещено в герметичных чехлах, заполненных аргоном. Всего было упаковано 479 чехлов с топливом, которые размещены в 60 металлобетонных контейнерах на площадке долговременного хранилища, расположенном на комплексе исследовательских реакторов «Байкал-1» РГП НЯЦ РК.

Проект хранилища и регламент его эксплуатации обеспечивают выполнение регуляторных требований в области радиационной безопасности, физической защиты ядерных материалов и международных обязательств Республики Казахстан по нераспространению ядерных материалов, включая соблюдение гарантий МАГАТЭ. Срок безопасной эксплуатации системы хранения определяется ресурсом используемого транспортного упаковочного комплекта ТУК-123 и составляет не менее 50 лет.

Ключевой особенностью применяемой технологии является использование металлобетонного контейнера двухцелевого назначения, который может использоваться как для хранения топлива, так и для его транспортировки. Контейнер выполняет основную защитную функцию, обеспечивая радиационную безопасность и физическую защиту топлива. Все технические средства, необходимые для проведения погрузочно-разгрузочных операций и транспортировки контейнеров автомобильным и железнодорожным транспортом, сохранены и находятся в законсервированном состоянии.

Основными операционными расходами при данном варианте обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350 являются расходы на эксплуатацию хранилища, проведение периодического контроля и осмотра основных технических характеристик контейнеров, а также продление сроков действия сертификатов на транспортные упаковочные комплекты в соответствии с требованиями законодательства Республики Казахстан.

Наряду с действующей стратегией хранения до 50 лет рассматривается возможность продления сроков

хранения ОЯТ. Такой сценарий может быть реализован либо в существующем хранилище, либо в новом специализированном объекте, который может быть построен на другой площадке на территории Казахстана в случае вывода из эксплуатации комплекса «Байкал-1» или невозможности дальнейшей эксплуатации существующего хранилища. Реализация подобного варианта потребует подтверждения технического состояния контейнеров и их защитных свойств, а при необходимости – разработки новых упаковочных решений и переупаковки топлива.

В случае невозможности дальнейшего использования ТУК-123 и существующего хранилища потребуются создание специальной инфраструктуры для переупаковки ОЯТ в новые контейнеры (радиационно-защитные камеры пеналы и чехлы). После размещения предварительно упакованного ОЯТ реакторной установки БН-350 в транспортные упаковочные контейнеры производится их транспортировка и размещение в заново спроектированном и построенном хранилище. Принимая во внимание текущие планы по развитию атомной энергетики в стране, ОЯТ реакторной установки БН-350 может быть консолидировано на площадке с ОЯТ атомных станций, наработанным и размещенным на хранение к тому времени.

В качестве альтернативного направления можно рассмотреть возможность размещения ОЯТ реакторной установки БН-350 в международном хранилище отработавшего топлива. Реализация такого варианта предполагает подтверждение соответствия существующих контейнеров требованиям международных хранилищ либо разработку новых упаковок, соответствующих международным стандартам. Предпосылками к рассмотрению данного варианта является наличие стран, располагающими относительно небольшими запасами ОЯТ, и имеющимися инициативами по созданию многонациональных пунктов захоронения ОЯТ [13]. При этом, создание международного хранилища отработавшего топлива может являться одним из этапов в реализации представленной концепции. Однако, на текущий момент данная концепция требует более детальной проработки и пересмотра международных договоров и соглашений, выработки технических решений и построения устойчивой финансовой модели реализации проекта. С учетом того, что во многих странах мира законодательно запрещено возить ОЯТ на захоронение, перспектива создания подобного хранилища крайне маловероятна.

Таким образом, существующая система сухого контейнерного хранения ОЯТ реакторной установки БН-350 на сегодня обеспечивает безопасное и контролируемое размещение топлива и создаёт технологическую основу для реализации различных стратегий дальнейшего обращения. При этом, в соответствии с рекомендациями МАГАТЭ данное решение является промежуточным решением и не может быть конечной точкой обращения с ОЯТ.

Варианты переработки

Одним из возможных направлений обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350 является его переработка с последующим извлечением урана и плутония и переработкой образующихся высокоактивных радиоактивных отходов (ВАО).

Теоретически подобный вариант может быть реализован на территории Казахстана. Однако в настоящее время Казахстан не располагает промышленными мощностями такого типа. Кроме того, экономическая целесообразность строительства национального завода по переработке ОЯТ реакторной установки БН-350 по технологии PUREX представляется ограниченной. Строительство и эксплуатация завода по переработке ОЯТ требует огромных капиталовложений. Французский завод La Hague, один из крупнейших в мире коммерческих заводов по переработке, оценивается в более чем €20 млрд капитальных затрат [14]. Некоторые эксперты оценивают их в диапазоне от \$40 млрд до \$150 млрд для крупного коммерческого завода [15]. Помимо капитальных затрат, существуют значительные операционные расходы, включающие оплату высококвалифицированного персонала, энергетические затраты, утилизацию ВАО, а также постоянные инвестиции в исследования и разработки для повышения эффективности и безопасности процессов. Годовые эксплуатационные расходы того же завода La Hague оцениваются примерно в \$1 млрд в год [16]. Еще одним немаловажным фактором, который необходимо учитывать, является соблюдение режима нераспространения и передачи чувствительных технологий переработки ОЯТ. При использовании технологии PUREX процесса на перерабатывающих заводах из ОЯТ, наряду с ураном, выделяется плутоний оружейного качества, что может стать препятствием для поддержки реализации такого проекта на мировой арене, в первую очередь среди ключевых стран группы ядерных поставщиков.

Более реалистичным вариантом является переработка ОЯТ реакторной установки БН-350 на существующих зарубежных предприятиях. Как было отмечено выше, всего несколько стран в мире занимаются переработкой ОЯТ. Среди них только Россия и Франция принимают ОЯТ других стран на переработку. При этом необходимо отметить, что более 95 % перерабатываемого топлива в мире относится к ОЯТ легководных и газо-графитных реакторов с остаточным обогащением по U^{235} , не превышающим 1%. Реакторная установка БН-350 относится к реакторам на быстрых нейтронах и в отличие от легководных реакторов имеет существенно большее обогащение как свежего топлива (до 33%), так и ОЯТ ~ 10%. Переработка данного типа ОЯТ представляет более сложную задачу из-за повышенного обогащения ОЯТ, которое требует специальных мер по обеспечению ядерной безопасности переработки ОЯТ. Опыт промышленной переработки ОЯТ быстрых реакторов имеется

только у Российской Федерации, на регулярной основе осуществляется переработка ОЯТ БН-600, а ранее перерабатывалось ОЯТ БН-350. Во Франции ведется переработка ОЯТ реактора Феникс, остановленного в 2010 году. На текущий момент данных о наличии на перерабатывающих мощностях Франции технологической линии для ОЯТ быстрых реакторов нет. Но учитывая имеющийся опыт и реализацию программы по созданию быстрых реакторов, можно предположить, что вариант с переработкой ОЯТ реакторной установки БН-350 во Франции, в принципе, технически реализуем.

Таким образом, наиболее очевидным вариантом является переработка ОЯТ реакторной установки БН-350 в Российской Федерации на заводе РТ-1 ФГУП «ПО «Маяк» (г. Озёрск, Челябинская область), поскольку проектом изначально предусматривалась переработка топлива именно на этом предприятии. Техническая реализуемость данного варианта обусловлена наличием необходимой транспортной инфраструктуры, включая обращение с транспортным упаковочным комплектом ТУК-123.

Переработка ОЯТ реакторной установки БН-350 во Франции на заводе La Hague также может быть рассмотрена ввиду её технической реализуемости. Однако реализация подобного варианта будет значительно сложнее с организационной и логистической точки зрения, поскольку потребует согласования транзитной транспортировки топлива через территории нескольких государств, а также выполнения дополнительных процедур сертификации транспортных упаковок и транспортных средств в соответствии с законодательством Франции. К преимуществам переработки ОЯТ реакторной установки БН-350 во Франции можно отнести потенциальную возможность реализации его энергетического потенциала, то есть продуктов переработки – регенерированного урана и плутония. Во Франции хорошо развито промышленное изготовление МОКС-топлива. По последним данным на заводе Melox ежегодно производится до 75 тонн МОКС-топлива, с максимально возможной проектной производительностью до 195 тонн МОКС-топлива в год [17]. Большая часть МОКС-топлива используется на французских АЭС.

В целом, при рассмотрении варианта переработки ОЯТ реакторной установки БН-350 необходимо учитывать, что в соответствии с требованиями законодательства Российской Федерации и Франции высокоактивные отходы, образующиеся в процессе переработки, должны быть возвращены собственнику ОЯТ. Данное обстоятельство требует дополнительной проработки вопроса обращения с возвращенными ВАО в Казахстане, включая их хранение и окончательное захоронение в соответствии с требованиями законодательства.

Варианты окончательного захоронения

В мировой практике в качестве наиболее безопасной долгосрочной технологии рассматривается раз-

мещение ОЯТ или ВАО в глубоких геологических формациях. В качестве вариантов глубинного захоронения ОЯТ реакторной установки БН-350 рассматриваются захоронение в пунктах захоронения шахтного типа, глубоких скважинах как на территории Казахстана, так и в международном пункте захоронения.

Создание пункта глубинного геологического захоронения шахтного типа требует проведения длительных (несколько десятков лет) и дорогостоящих исследований, направленных на обоснование безопасности выбранных площадок, а также разработки соответствующей нормативной и технологической базы. Стоимость строительства пункта глубинного захоронения в Финляндии на площадке Олкилуото составляет около €3,5 млрд [18] без учета проведения научно-исследовательских работ. Поэтому необходимо выполнить экономическую оценку целесообразности строительства пункта захоронения для отнесения небольшого количества ОЯТ.

На сегодняшний день в Казахстане не ведутся работы по выбору потенциальных площадок и геологических сред для оценки их пригодности для размещения глубинного пункта захоронения шахтного типа. Между тем, к потенциальному району размещения пункта захоронения относится территория бывшего Семипалатинского испытательного полигона. На участке Акбота-Западный плагиограниты слагают порядка 90% площади, расширенной до 25 км². Бурением структурной скважины на участке Акбота-Западный глубиной 250 м вскрыты плотные плагиограниты до глубины забоя, и тем самым установлена природа блоков высокого электрического сопротивления, выделенных и прослеженных до глубины не менее 800 м. Изучение физических и физико-механических свойств плагиогранитов позволило установить их высокую плотность, низкую водопроницаемость, высокую механическую устойчивость, что позитивно характеризует район расположения. Гранит-порфиры горного массива Косшоки также имеют значительное распространение на прилегающей площади [19, 20].

Захоронение ОЯТ в глубоких скважинах представляется на сегодняшний день технически сложной технологией для реализации, находящейся на стадии разработки. Концепцией предполагается бурение скважин небольшого диаметра, до 0,5 м. Бурение глубоких скважин большего диаметра увеличивает риск разрушения скважины и возникновения разломов от эффекта давления в пласте на глубине. Кроме того, больший диаметр скважины требует более тяжелых обсадных труб и увеличивает затраты. В отличие от пунктов захоронения ОЯТ в шахтах скважинное хранилище не требует создание подземной исследовательской лаборатории. Считается, что безопасность обеспечивается общей концепцией и техническими решениями. Чехлы с ОЯТ, вертикально размещенные один над другим, в скважине окружаются глиняным буфером, а уплотненный бентонит помещается между чехлами. Чехлы и буфер будут деформироваться и перераспределяться в течение време-

ни и не будут значительно предотвращать утечку радионуклидов. Однако верхние 2 км скважины герметизируются комбинацией разбухающей глины, асфальта и бетона, и такая система герметизации должна хорошо функционировать свыше 10⁶ лет [21].

В перспективе возможно рассмотреть размещение ОЯТ реакторной установки БН-350 в международном пункте захоронения, рассмотренном в варианте длительного хранения ОЯТ. Но как уже было отмечено, перспектива реализации такого варианта на сегодняшний день низкая.

В общем, с учетом исчерпания запасов урана, наращиванием мировых мощностей атомной энергетики, а также развитием новых технологий в реакторостроении, стратегия прямого захоронения не может являться оптимальной, вследствие отказа от использования ценных компонентов ОЯТ, которые можно использовать для производства нового топлива.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный анализ возможных стратегий дальнейшего обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350 показывает, что каждая из рассмотренных альтернатив обладает определенными преимуществами и ограничениями. Варианты долговременного хранения обеспечивают высокий уровень безопасности и технологической реализуемости, однако не решают проблему окончательного обращения с топливом, фактически лишь откладывая принятие окончательного решения на более поздний срок.

Варианты окончательного захоронения соответствуют современным международным концепциям обращения с ВАО, однако их реализация требует проведения масштабных и длительных геологических исследований, значительных финансовых затрат, а также разработки соответствующей нормативной и технологической базы. Важно отметить, что захоронение ОЯТ не является оптимальной стратегией, т. к. наступает эра повторного использования ценных компонентов ОЯТ.

Среди рассмотренных вариантов переработки наиболее реалистичным представляется переработка ОЯТ реакторной установки БН-350 с использованием существующих мировых мощностей. Выбор данного варианта основывается на соответствии международным обязательствам Республики Казахстан и рекомендациям МАГАТЭ, требованиям национального законодательства, техническую реализуемость. Данный вариант обладает наибольшей степенью технической готовности, опирается на доступную инфраструктуру транспортировки и обращения с ОЯТ.

Работа проводилась при финансовой поддержке Комитета науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан в рамках программы BR24993104 «Проведение исследований в обоснование выбора эффективных и оптимальных способов и технологий обращения с ОЯТ реакторной установки БН-350».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. IAEA. Fundamental Safety Principles. (Safety Fundamentals Series; No. SF-1) – Vienna : IAEA, 2006..
2. IAEA. Predisposal Management of Radioactive Waste. (Safety Standards Series; No. GSR Part 5). – Vienna : IAEA, 2009.
3. IAEA. Storage of Spent Nuclear Fuel. (Safety Standards Series; No. SSG-15 (Rev.1)) – Vienna : IAEA, 2020.
4. IAEA. The Joint Convention on the Safety of Spent Fuel Management and on the Safety of Radioactive Waste Management. – Vienna : IAEA, 1997.
5. Руководство по вариантам и системам хранения отработавшего топлива / МАГАТЭ. – Вена : МАГАТЭ, 2025. [Rukovodstvo po variantam i sistemam khraneniya otrabotavshogo topliva / MAGATE. – Vena : MAGATE, 2025.] (In Russ.) – (STI/DOC/010/240/3). – ISBN 978-92-0-436124-7.
6. Обзор ядерных технологий / МАГАТЭ. – Вена : МАГАТЭ, 2025. [Obzor yadernykh tekhnologiy / IAEA. – Vienna : IAEA, 2025.] – (GC(69)/INF/9).
7. CNNC Overseas. – URL: https://en.cnn.com.cn/ru/2022-07/22/c_791592.htm (дата обращения: 12.01.2026).
8. Ed W.W. Science and Technology of Tributyl Phosphate / W.W. Ed, J.D. // CRC Press. – Florida : CRC Press, 1990. – Vol. 3, No. 2. – P. 11.
9. Birkett J., Carrott M.J., Fox O.D. [et al.]. Recent developments in the Purex process for nuclear fuel reprocessing: Complexant based stripping for uranium/plutonium separation // *Chimia*. – 2005. – Vol. 59, No. 12. – P. 898.
10. Choice of method – evaluation of strategies and systems for disposal of spent nuclear fuel / Svensk Kärnbränslehantering AB. – October 2010. – (SKB P-10-47). – ISSN 1651-4416.
11. Балихин А.В. О состоянии и перспективах развития методов переработки отработавшего ядерного топлива. Обзор // Комплексное использование минерального сырья. – 2018. – № 1. [Balikhin A.V. O sostoyanii i perspektivakh razvitiya metodov pererabotki otrabotavshogo yadernogo topliva. Obzor // Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya. – 2018. – No. 1.] (In Russ.)
12. Финляндия запустит хранилище ядерного топлива в 2026 году. [Finlyandiya zapustit khranilishche yadernogo topliva v 2026 godu.] (In Russ.) – URL: <https://realnoevremya.ru/news/384626-finlyandiya-zapustit-hranilishche-yadernogo-topliva-v-2026-godu> (дата обращения: 12.01.2026).
13. Zagar T. Разработка концепции многонационального хранилища: изучение альтернативных подходов к финансированию многонационального хранилища = Development of Multinational Repository concept: Exploring Alternative Approaches to Financing Multinational Repository / International Framework for Nuclear Energy Cooperation (IFNEC) // Международная конференция по обращению с отработавшим топливом ядерных энергетических реакторов (24-28 июня 2019 г., Вена, Австрия). – Vienna : IAEA, 2019. – URL: https://www.ifnec.org/ifnec/jcms/g_12434/iaea-cn272-id120-zagar-ppt (дата обращения: 12.01.2026).
14. The La Hague reprocessing plant: expansion and continued operation until at least 2100. – Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH. – URL: <https://www.grs.de/en/news/la-hague-reprocessing-plant-expansion-and-continued-operation-until-at-least-2100> (дата обращения: 12.01.2026).
15. OECD Nuclear Energy Agency. The Economics of the Back End of the Nuclear Fuel Cycle. Nuclear Development, – Paris : OECD Publishing, 2014. – URL: <https://doi.org/10.1787/9789264208520-en> (дата обращения: 12.01.2026).
16. Bunn M. [et al.]. The Economics of Reprocessing vs Direct Disposal of Spent Nuclear Fuel. – Cambridge, MA : Project on Managing the Atom, Harvard University, 2003. – URL: <https://www.belfercenter.org/publication/economics-reprocessing-vs-direct-disposal-spent-nuclear-fuel> (дата обращения: 12.01.2026).
17. Производство МОКС-топлива во Франции в 2024 году осталось на уровне 2023 года. – 2025. [Proizvodstvo MOKS-topliva vo Frantsii v 2024 godu ostalos' na urovne 2023 goda.] (In Russ.) – URL: <https://www.atomic-energy.ru/news/2025/02/11/153360> (дата обращения: 14.01.2026).
18. Финляндия построит самое дорогостоящее хранилище для отработанного ядерного топлива. – 2025. [Finlyandiya postroit samoe dorogostoyashchee khranilishche dlya otrabotannogo yadernogo topliva.] (In Russ.) – URL: https://elektrovesti.net/46809_finlyandiya-postroit-samoe-dorogostoyashchee-khranilishche-dlya-otrabotannogo-yadernogo-topliva (дата обращения: 10.01.2026).
19. Пестов Е.Ю., Тореев В.Ю., Великанов А.Е. [и др.]. Развитие геолого-геофизических методов изучения и оценки кристаллических горных пород СИП для экологически безопасной изоляции РАО : отчет о НИР (окончательный по теме 04.02.Н за 2009-2011 гг.) / ДГП ИГИ НЯЦ РК. – Курчатов, 2011. – 81 с. – (№ ГР 0109РК00472 ; Инв. № 0211РК00528). – Фонды НЦ НТИ. [Pestov E.Yu., Toreev V.Yu., Velikanov A.E. [i dr.]. Razvitie geologo-geofizicheskikh metodov izucheniya i otsenki kristallicheskikh gornykh porod SIP dlya ekologicheskii bezopasnoy izolyatsii RAO : otchet o NIR (okonchatel'nyy po teme 04.02.N za 2009-2011 gg.) / DGP IGI NYaTs RK. – Kurchatov, 2011. – 81 s. – (№ GR 0109RK00472 ; Inv. № 0211RK00528). – Fondy NTs NTI.] (In Russ.)
20. Пестов Е.Ю., Бахтин Л.В., Русинова Л.А. [и др.]. Развитие геолого-геофизических методов изучения и оценки кристаллических горных пород СИП для экологически безопасной изоляции РАО : промежуточный отчет по теме 04.02.Н за 2012 г. / РГП ИГИ АРКАЭ. – Курчатов, 2013. – 74 с. – (№ ГР 0112РК00760 ; Инв. № 0213РК00351). – Фонды КазГосИНТИ. [Pestov E.Yu., Bakhtin L.V., Rusinova L.A. [i dr.]. Razvitie geologo-geofizicheskikh metodov izucheniya i otsenki kristallicheskikh gornykh porod SIP dlya ekologicheskii bezopasnoy izolyatsii RAO : promezhutochnyy otchet po teme 04.02.N za 2012 g. / RGP IGI ARKAE. – Kurchatov, 2013. – 74 s. – (№ GR 0112RK00760 ; Inv. № 0213RK00351). – Fondy KazGosINTI.] (In Russ.)
21. Глубокие скважины: альтернатива для окончательного захоронения ОЯТ / Шведский Совет по ядерным отходам. – 2007. – (KASAM 2007). [Glubokie skvazhiny: al'ternativa dlya okonchatel'nogo zakhoroneniya OYAT / Shvedskiy Sovet po yadernym otkhodam. – 2007. – (KASAM 2007).] (In Russ.)

БН-350 РЕАКТОР ҚОНДЫРҒЫСЫНЫҢ ПАЙДАЛАНЫЛҒАН ЯДРОЛЫҚ ОТЫНЫМЕН
ОДАН ӘРІ ЖҰМЫС ІСТЕУ НҰСҚАЛАРЫН ТАЛДАУ

М. К. Сейсенбаева*, В. А. Поспелов, А. Г. Коровиков

ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: seysenbaeva@nnc.kz*

Мақалада 1973-1999 жылдар аралығында пайдаланылған БН-350 реактор қондырғысының пайдаланылған ядролық отынымен (ПЯО) одан әрі жұмыс істеу нұсқаларына талдау жасалды. Қалыптасқан әлемдік тәжірибе, халықаралық ұйымдардың ұсынымдары мен ұлттық заңнама талаптары, сондай-ақ бүгінгі күні қолжетімді технологиялар негізінде ұзақ уақыт сақтауды, қайта өңдеуді және тікелей көмуді қоса алып, БН-350 реактор қондырғысының ПЯО-мен жұмыс істеудің ықтимал сценарийі қаралды. Мақала ұзақ мерзімді қауіпсіздікті қамтамасыз етуді ескере отырып, Қазақстан Республикасында ПЯО-мен жұмыс істеудің әрі қарайғы стратегиясын әзірлеу үшін ұсынымдар қалыптастыруға бағытталған.

Түйін сөздер: БН-350 реактор қондырғысы, ПЯО, сақтау, қайта өңдеу, көму.

ANALYSIS OF OPTIONS FOR FURTHER MANAGEMENT OF SPENT NUCLEAR FUEL
FROM THE BN-350 REACTOR FACILITY

M. K. Seisenbaveva*, V. A. Pospelov, A. G. Korovikov

Branch “Institute of Atomic Energy” RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

** E-mail for contacts: seysenbaeva@nnc.kz*

The paper analyzes the options for further management of spent nuclear fuel (SNF) from the BN-350 reactor facility, which was in operation from 1973 to 1999. Based on the established international experience, recommendations of international organizations and requirements of national legislation, as well as the technologies currently available, possible scenarios for the management of the spent nuclear fuel from the BN-350 reactor facility, including the long-term storage, processing and direct disposal, have been considered. The paper is oriented at forming the recommendations for developing a further strategy for the SNF management in the Republic of Kazakhstan, taking into account long-term safety.

Keywords: BN-350 reactor facility, SNF, storage, processing, disposal.

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-236>

Исправление к статье
«РЕЗУЛЬТАТЫ ФОРСАЙТ-ИССЛЕДОВАНИЯ ПО НАПРАВЛЕНИЮ «ЭНЕРГЕТИКА»
В РЕСПУБЛИКЕ КАЗАХСТАН: МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОПЫТ И НАЦИОНАЛЬНЫЕ ПЕРСПЕКТИВЫ»

А. С. Серикканов, Л. Д. Байсеит, М. Э. Калменов, А. А. Кибарин,
Е. В. Шевченко, А. А. Омирбекова, С. С. Верендеев

Вестник НЯЦ РК. 2025; 4(104):178–189

На стр. 187 в конце раздела «Заключение» необходимо добавить следующий абзац текста:
«Данные исследования проведены в рамках услуг по проведению форсайтных исследований по развитию науки в рамках реализации Закона Республики Казахстан «О науке и технологической политике». Договор №24 от 05.03.2025.»

Оригинальная статья может быть найдена по ссылке <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2025-4-178-189>.

Мақаланы түзету
«ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНДАҒЫ «ЭНЕРГЕТИКА» БАҒЫТЫ БОЙЫНША ФОРСАЙТ
ЗЕРТТЕУ НӘТИЖЕЛЕРІ: ХАЛЫҚАРАЛЫҚ ТӘЖІРІБЕ ЖӘНЕ ҰЛТТЫҚ ПЕРСПЕКТИВАЛАР»

А. С. Серикканов, Л. Д. Байсейіт, М. Э. Қалменов, А. А. Кибарин,
Е. В. Шевченко, А. А. Өмірбекова, С. С. Верендеев

ҚР ҰЯО жариясы. 2025; 4(104):178–189

187-беттегі «Қорытынды» бөлімінің соңына келесі мәтін абзацын қосу керек:
«Данные исследования проведены в рамках услуг по проведению форсайтных исследований по развитию науки в рамках реализации Закона Республики Казахстан «О науке и технологической политике». Договор №24 от 05.03.2025.»

Түпнұсқа мақаланы <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2025-4-178-189> сілтемесі арқылы табуға болады.

Erratum to:
“RESULTS OF THE FORESIGHT STUDY IN THE FIELD OF “ENERGY” IN THE REPUBLIC
OF KAZAKHSTAN: INTERNATIONAL EXPERIENCE AND NATIONAL PERSPECTIVES”

A. S. Serikkanov, L. D. Baiseit, M. E. Kalmenov, A. A. Kibarin,
Ye. V. Shevchenko, A. A. Omirbekova, S. S. Verendeyev

NNC RK Bulletin. 2025; 4(104):178–189

On page 187, at the end of the “Conclusion” section, the following paragraph of text should be added:
“Данные исследования проведены в рамках услуг по проведению форсайтных исследований по развитию науки в рамках реализации Закона Республики Казахстан «О науке и технологической политике». Договор №24 от 05.03.2025”

The original article can be found at <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2025-4-178-189>.

СПИСОК АВТОРОВ

- Amrousse R., 29
Askaruly K., 29
Auyelkhankyzy Madina, 80
Auyelkhankyzy Moldir, 80
Azat S., 29
Lesbayev B. T., 80
Liu Yang, 80
Saitova N., 29
Yeszhan Y., 29
Yevlampiyeva Y., 29
Абулгазинова Д. И., 218
Агатамова А. А., 124
Айткалиев Ж. Қ., 160
Айткалиев С. М., 160, 169, 177, 198
Ақболатов Е. Ж., 133
Алибекова А. Д., 169, 177, 198
Атантаева Б. Ж., 169, 177, 198
Ахмеди Т., 43
Байсеит Л. Д., 236
Бакланов В. В., 14, 36
Бакланова Ю. Ю., 36
Бачурина И. А., 71
Божко В. В., 61
Буйткенов Д. Б., 207
Букина О. С., 36
Верендеев С. С., 236
Витюк Г. А., 133
Гиниятова Ш. Г., 141
Гончаров С. В., 133
Градобоев А. В., 207
Гурин А. Н., 187
Должиков С. А., 133
Дүйсен А. Ж., 5, 19
Елемесова Н. А., 160, 177, 198
Елшибеков Р. Б., 141
Ерболатова Г. У., 207
Ерболатұлы Д., 207
Есенгари А. К., 160
Жақия Р. Е., 124
Жанболатова Ғ. Қ., 124
Жантикин Т. М., 106
Женіс К., 19
Жильцов Н. С., 19
Жумажанова А. Т., 141
Захаров М. А., 187
Идинов М. Т., 160, 169, 177, 198
Калменов М. Э., 236
Капанов А. С., 187
Карджаубаев Н. А., 106
Карнакова Н. Ю., 177
Кашикбаев Е. А., 5, 19
Кенжина Л. Б., 160, 169, 177, 198
Кибарин А. А., 236
Козловский А. Л., 89, 141
Коровиков А. Г., 14, 218, 228
Коянбаев Е. Т., 36
Кульбедин Д. С., 124
Курскиев Г. С., 19
Курчина В. В., 61
Кусаинов А. Т., 19
Ларионова Н. В., 71
Левченко С. П., 61
Мергенбаева А. Д., 160, 169, 177, 198
Мережко Д. А., 51
Мережко М. С., 51
Миниязов А. Ж., 43
Монаенко В. Н., 71
Мукушева М. К., 106
Мухамедов Н. Е., 133
Мухамедова Н. М., 43
Мухаметжарова Р. А., 89
Ноқанова Ә. Д., 36
Ольховик Д. А., 19
Омирбекова А. А., 236
Оспанова Ж. Н., 43
Отставнов М. А., 187
Өкен О., 43
Попов Ю. А., 117
Поспелов В. А., 218, 228
Прозорова И. В., 117
Сабеков Е. О., 198
Сабитова Р. Р., 117
Сатанова Б. М., 151
Сейсенбаева М. К., 228
Серикканов А. С., 236
Сиябеков А. О., 106
Соколов И. А., 124
Солдатова М. Б., 106
Степанова О. А., 160
Сураев А. С., 133
Такиева А. М., 51
Танатаров С. З., 160, 169, 177, 198
Ткаченко Е. Е., 19
Топорова А. В., 71
Торгаев А. Т., 106
Туленбергенов Т. Р., 124
Тусупова А. Д., 160, 177, 198
Уазырханова Г. К., 43
Усанов Е. А., 101
Усен Е. Б., 151
Ұрыққалиев А. М., 207
Хаметова А., 141
Хамитов С. С., 5
Цай К. В., 187
Чектыбаев Б. Ж., 5, 19
Чернова Л. С., 14
Шапашев М. А., 101
Шевченко Е. В., 236
Яковлев В. В., 218

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Статьи для публикации в журнале отправляются авторами после регистрации на веб-сайте журнала в электронном виде в формате MS WORD (.docx).

Текст печатается **в одну колонку** на листах формата А4 (210 × 297 мм) с полями: сверху 30 мм; снизу 30 мм; слева 20 мм; справа 20 мм, на принтере с высоким разрешением (600–2400 dpi). Горизонтальное расположение листов не допускается.

Используйте шрифт Times New Roman высотой 10 пунктов. Пожалуйста, используйте встроенные стили заголовков (Заголовков 1, 2...) только для названия статьи и заголовков подразделов, и не используйте их для обычного текста, таблиц и подрисовочных подписей.

В левом верхнем углу первой страницы **должен быть указан индекс УДК**. Название статьи печатается ниже заглавными буквами, в одном абзаце. После этого печатается текст краткой аннотации на языке статьи (100–3000 символов), и отдельной строкой (после фразы Ключевые слова:) – ключевые слова (5–10). Далее, со следующего абзаца – основной текст, содержащий разделы: Введение, Основную часть, Результаты (возможно, с подразделами) и Заключение. После текста статьи приводится список литературы (на языках оригиналов) и блоки «название статьи, аннотация, ключевые слова» на двух оставшихся языках.

Обратите внимание, что ФИО авторов и представляемые организации в статье указывать не нужно, т.к. статьи проходят двойное «слепое» рецензирование. **Эту информацию НЕОБХОДИМО заполнить на трех языках (русском, казахском, английском) в форме на веб-сайте журнала при подаче статьи. Рекомендуем заранее подготовить ее в виде отдельного документа с таблицами по образцу (см. ОБРАЗЕЦ на следующей странице) и приложить к статье.**

Для текста статьи используйте одинарный межстрочный интервал, между абзацами не нужно вставлять пустые абзацы и строки.

Не используйте таблицы для расположения иллюстраций и подрисовочных подписей, а также средства рисования MS Word поверх иллюстраций.

Максимально допустимый объем статьи – 10 страниц.

При написании статей необходимо придерживаться следующих требований:

- Окончательная редакция статьи, прошедшая рецензирование и допущенная к публикации, должна содержать блоки на трех языках – казахском, английском и русском, с указанием названия статьи, фамилий, имен, отчеств авторов, полного названия организаций, городов и стран местонахождения, которые они представляют, аннотации (объемом 100–3000 символов, включая знаки препинания и пробелы), и ключевых слов (5–10).
- Ссылки на литературные источники даются в тексте статьи цифрами в квадратных [...] скобках по мере упоминания. Список литературы приводится по ГОСТ 7.1-2003.
- Пожалуйста, не используйте механизм автоматической нумерации (поля) MS Word для нумерации ссылок на литературу, списков, рисунков и таблиц – используйте обычный текст;
- Иллюстрации (графики, схемы, диаграммы) должны быть выполнены на компьютере (ширина рисунка 8 или 14 см). Особое внимание обратите на надписи на рисунке – они должны быть различимы при уменьшении до указанных выше размеров. Файлы рисунков должны быть представлены отдельно в одном из растровых – .tif, .png (для схем и рисунков с надписями), .jpg (для фото) с разрешением 300 dpi (~1000 px для рисунков шириной 8 см и ~1800 px для рисунков шириной 14 см) или векторных – .svg, .wmf, .emf форматах. Названия файлов должны соответствовать положению в статье (напр. Рисунок 1-a.tif). Для надписей на рисунках предпочтительно использовать шрифт Arial Narrow или аналогичный (узкий шрифт без засечек).
- Математические формулы в тексте должны быть набраны как уравнения MS Word или формулы MathType. Следует нумеровать лишь те формулы, на которые имеются ссылки в тексте.
- Текст должен быть тщательным образом выверен и отредактирован. Бумажная версия статьи должна быть в конце подписана авторами.

К статье прилагаются следующие документы:

- 1) *Сопроводительное письмо от авторов*, в котором должны содержаться сведения о том, что статья может быть опубликована в открытой печати, ранее не была опубликована, не находится на рассмотрении на предмет публикации в других изданиях, статья не содержит информации, способной привести к конфликту интересов.
- 2) *Файлы рисунков*.

Название статьи, аннотация, ключевые слова, а также сведения обо всех авторах статьи и представляемых организациях заполняются **на 3-х языках (русском, казахском, английском) в форме на сайте при подаче статьи** (эту информацию также желательно приложить к статье в виде отдельного файла – см. ОБРАЗЕЦ на следующей странице).

Дополнительную актуальную информацию по оформлению, подготовке статей, авторским правам, регистрации можно получить на веб-сайте журнала в разделе **Правила для авторов** (<https://journals.nnc.kz/jour/about/submissions>).

Статьи, оформление которых не соответствует указанным требованиям, к публикации не допускаются.

ОБРАЗЕЦ

Название статьи (на русском языке)

Таблица 1. Авторы (на русском языке)

Порядковый номер автора статьи	Фамилия	Имя полностью	Отчество полностью (если имеется)	Должность	Ученая степень	Телефон (без скобок, пробелов и дефисов)	Электронная почта	Номера организаций, которые представляет автор (из таблицы 2)
1	Иванов	Иван	Иванович	доцент	PhD	+57771114455	my_mail@mail.ru	1, 2
2	Петров	Петр	Петрович	зав. лаб.	к.ф.-м.н.	+69992223366	my_mail@google.com	1

Таблица 2. Организации (на русском языке)

Порядковый номер организации	Наименование	Полный почтовый адрес (индекс, страна, город, улица, дом)	Официальный веб-сайт (если имеется)
1	Евразийский национальный университет им. Л. Н. Гумилева	010008, Республика Казахстан, г. Нур-Султан, ул. Сатпаева, 2	www.enu.kz
2	Астанинский филиал Института ядерной физики МЭ РК	010008, Республика Казахстан, г. Нур-Султан, пр. Абылай хана, 2/1	www.inp.kz

Название статьи (на казахском языке)

Таблица 1. Авторы (на казахском языке)

Мақала авторының реттік нөмірі	Тегі	Толық аты	Әкесінің толық аты (болса)	Лауазымы	Ғылыми дәрежесі	Телефоны (жақшасыз, бос орынсыз және дефиссіз)	Электрондық пошталасы	Автор ұйымдарының нөмірлері (2-кестеден)
1	Иванов	Иван	Иванович	доцент	PhD	+57771114455	my_mail@mail.ru	1, 2
2	Петров	Петр	Петрович	зертхана меңгерушісі	ф.-м.ғ.к.	+69992223366	my_mail@google.com	1

Таблица 2. Организации (на казахском языке)

Ұйымның реттік нөмірі	Атауы	Толық пошталық мекенжайы (индекс, ел, қала, көше, үй)	Ресми веб-сайт (болса)
1	Л. Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті	010008, Қазақстан Республикасы, Нұр-Сұлтан қ., Сәтпаев көшесі, 2	www.enu.kz
2	ҚР ЭМ Ядролық физика институтының Астана филиалы	010008, Қазақстан Республикасы, Нұр-Сұлтан қ., Абылай хан даңғылы, 2/1	www.inp.kz

Название статьи (на английском языке)

Таблица 1. Авторы (на английском языке)

Order number of author's article	Surname	Full Name	Full Middle Name (if any)	Position	Academic degree	Telephone (free of brackets, gaps and hyphens)	E-mail	Numbers of organizations representing by author (from Table 2)
1	Ivanov	Ivan	Ivanovich	Associate professor	PhD	+57771114455	my_mail@mail.ru	1, 2
2	Petrov	Peter	Petrovich	Chief of laboratory	Cand. of Phys. and Math. Sc.	+69992223366	my_mail@google.com	1

Таблица 2. Организации (на английском языке)

Order number of organization	Title	Full post address (zip code, country, city, street, house)	Official web-site (if any)
1	L.N. Eurasian National University	010008, Republic of Kazakhstan, Nur-Sultan, Satpaev st. 2	www.enu.kz
2	Astana Branch of the Institute of Nuclear Physics ME RK	010008, Republic of Kazakhstan, Nur-Sultan, ave. Abylai Khan, 2/1	www.inp.kz

Примечание: если информация отсутствует – оставляйте соответствующие ячейки таблицы пустыми.

Ответственный секретарь к.ф.-м.н. В.А. Витюк
тел. +7 (722-51) 3-33-35, E-mail: VITYUK@NNC.KZ

Технический редактор И.Г. Перепелкин
тел. +7 (722-51) 3-33-33, E-mail: IGOR@NNC.KZ

Адрес редакции: 180010, Казахстан, г. Курчатов, ул. Бейбіт атом, 2Б
<https://journals.nnc.kz/jour>

© Редакция журнала «Вестник НЯЦ РК», 2026

Свидетельство о постановке на учет №17039-Ж от 13.04.2018 г.
Выдано Комитетом информации Министерства информации и коммуникаций Республики Казахстан

Журнал издается при поддержке
Национальной академии наук Республики Казахстан
при Президенте Республики Казахстан (НАН РК)



ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ
ПРЕЗИДЕНТІНІҢ ЖАНЫНДАҒЫ
**ҰЛТТЫҚ ҒЫЛЫМ
АКАДЕМИЯСЫ**

Тираж 300 экз.

Выпуск набран и отпечатан в типографии
Национального ядерного центра Республики Казахстан
071100, Казахстан, г. Курчатов, ул. Бейбіт атом, 2Б

