

Государственная корпорация
по атомной энергии «Росатом»

ROSATOM State Atomic
Energy Corporation

Акционерное общество
«Государственный научный центр –
Научно-исследовательский
институт атомных реакторов»

Joint Stock Company
“State Scientific Center –
Research Institute
of Atomic Reactors”



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

PROCEEDINGS

**XI конференция
по реакторному материаловедению,
посвященная 55-летию отделения
реакторного материаловедения
АО «ГНЦ НИИАР»**

**11th Conference
on Reactor Materials Science
dedicated to the 55th Anniversary
of the RIAR's Reactor Materials
Testing Complex**

г. Димитровград
27–31 мая 2019 г.

Dimitrovgrad
May 27–31, 2019

При поддержке:



РОССИЙСКИЙ ФОНД
ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ
ИССЛЕДОВАНИЙ



ТОПЛИВНАЯ КОМПАНИЯ РОСАТОМА

ТВЭЛ

Димитровград
2019

ГОСУДАРСТВЕННАЯ КОРПОРАЦИЯ ПО АТОМНОЙ ЭНЕРГИИ
«РОСАТОМ»

Акционерное общество
«Государственный научный центр —
Научно-исследовательский институт атомных реакторов»

**ХІ КОНФЕРЕНЦИЯ
ПО РЕАКТОРНОМУ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ,
ПОСВЯЩЁННАЯ ПЯТИДЕСЯТИПЯТИЛЕТИЮ
ОТДЕЛЕНИЯ РЕАКТОРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ АО «ГНЦ НИИАР»**

(Димитровград, 27–31 мая 2019 г.)

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Димитровград
2019

УДК: 621.039.531(082)

ГРНТИ: 58.33.09

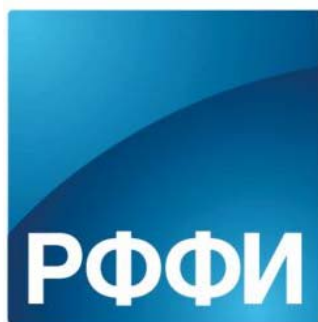
ББК: 31.4

ХI конференция по реакторному материаловедению, посвящённая 55-летию отделения реакторного материаловедения АО «ГНЦ НИИАР»: тезисы докладов. — Димитровград: АО «ГНЦ НИИАР», 2019. — 312 с.

Сборник содержит тезисы докладов, представленных на ХI конференции по реакторному материаловедению, посвящённой 55-летию отделения реакторного материаловедения АО «ГНЦ НИИАР» и проходившей 27–31 мая 2019 года в городе Димитровграде Ульяновской области (Россия). В сборнике, предназначенном для специалистов в области реакторного материаловедения, содержатся тезисы докладов по радиационному материаловедению, совершенствованию материалов ядерной энергетики: топливных, конструкционных, циркониевых, поглощающих и замедляющих.

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

Спонсоры



© Акционерное общество
«Государственный научный центр –
Научно-исследовательский
институт атомных реакторов»
(АО «ГНЦ НИИАР»), 2019

© Авторы, 2019

ISBN 978-5-94831-178-4

ROSATOM STATE ATOMIC ENERGY CORPORATION

Joint Stock Company

“State Scientific Center — Research Institute of Atomic Reactors”

**XI CONFERENCE
ON REACTOR MATERIAL SCIENCE**

**dedicated to the 55th Anniversary
of the JSC "SSC RIAR"
Material Testing Complex**

(Dimitrovgrad, 27–31 May 2019)

ABSTRACTS

Dimitrovgrad
2019

UDC 621.039.531(082)

GRNTI 58.33.09

ББК: 31.4

XI Conference on Reactor Materials Science dedicated to the 55th anniversary of the JSC “SSC RIAR” Reactor Materials Testing Complex: abstracts. — Dimitrovgrad: JSC “SSC RIAR”, 2019. — 312 p.

This book contains abstracts presented at the XI Conference on Reactor Materials Science dedicated to the 55th anniversary of the JSC “SSC RIAR” Reactor Materials Testing Complex held on 27–31 May 2019 in Dimitrovgrad, Ulyanovsk region (Russia). The book is intended for reactor materials science specialists and contains abstracts on radiation materials science and advanced materials for nuclear engineering: fuel, structural, zirconium, absorbing materials and moderators.

All abstracts are published in the authors' versions.

Sponsors



© Joint Stock Company
“State Scientific Center –
Research Institute of Atomic Reactors”
(JSC "SSC RIAR"), 2019

© Authors, 2019

ISBN 978-5-94831-178-4

Пленарные доклады

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕРЕАКТОРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ В АО «ГНЦ НИИАР» В 2014–2018 ГОДАХ

Е.А. Звир, В.А. Жителев, А.В. Захаров, Ф.Н. Крюков, В.Ю. Шишин

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

АО «ГНЦ НИИАР» располагает крупнейшим в стране материаловедческим комплексом, способным решать широкий круг задач по исследованию материалов и изделий от миниатюрных электронно-микроскопических образцов, облучённых в исследовательских реакторах, до тепловыделяющих сборок после их эксплуатации в любом из существующих типов ядерных реакторов.

Основной объём исследований, выполненных в отделении реакторного материаловедения за прошедшие пять лет, был направлен на получение экспериментальных данных, необходимых для обоснования работоспособности материалов и элементов активных зон действующих и проектируемых реакторов различного назначения.

По тематике транспортной ядерной энергетики проведены исследования опытных тепловыделяющих сборок с целью экспериментального обоснования корабельных и судовых ЯЭУ, установок малой атомной энергетики. В этот период выполнены материаловедческие исследования сборок, отработавших в опытной активной зоне атомного ледокола «Вайгач» до рекордных показателей по энерговыработке, времени работы на мощности, выгоранию топлива. Получены экспериментальные данные, необходимые для подтверждения высоких ресурсных характеристик и определения резерва работоспособности элементов с оболочками из хромоникелевого сплава российского производства, предназначенных для ядерных энергетических установок нового поколения.

Исследования нескольких опытных сборок разного конструктивного исполнения, испытанных в реакторе МИР, позволили получить экспериментальные данные, необходимые для обоснования работоспособности и прогнозирования ресурсных характеристик тепловыделяющих сборок и элементов реакторных установок типа РИТМ-200 для атомных ледоколов нового поколения, плавучих энергоблоков и других перспективных установок малой атомной энергетики.

В период 2014 – 2018 г.г. исследовано 11 тепловыделяющих сборок реакторов ВВЭР-1000 новой конструкции, из которых 8 сборок типа ТВСА и 3 – типа ТВС-2М, отработавших на энергоблоках Калининской, Балаковской и Ростовской АЭС до различных выгораний топлива. Получены экспериментальные данные, необходимые для обоснования работоспособности твэлов усовершен-

ствованной конструкции с увеличенной загрузкой урана и твэгов с содержанием оксида гадолиния до 8 %.

Три из исследованных тепловыделяющих сборок содержали твэлы с оболочками из оптимизированного сплава Э110 опт. как на губчатой, так и на электролитической основе. Результаты послереакторных исследований твэлов с оболочками из оптимизированного сплава Э110 опт., отработавших в диапазоне выгораний топлива 51,1–63,7 МВт·сут/кгU, показали меньшую величину окружающей деформации и более высокие прочностные свойства по сравнению с оболочками из штатного сплава Э110.

Полученные результаты комплексных исследований двух поглощающих стержней системы управления и защиты (ПС СУЗ) после 10 лет эксплуатации на первом блоке Калининской АЭС позволили обосновать увеличение назначенного ресурса пэлов данной конструкции до 15 лет.

Впервые исследован ПС СУЗ с пэлами, поглощающий сердечник которых набран из таблеток титаната диспрозия и карбида бора, после 2,5 лет эксплуатации в режиме автоматического регулирования на четвертом блоке Балаковской АЭС.

Послереакторные исследования негерметичных тепловыделяющих сборок ВВЭР-1000 выполнялись в рамках отраслевого проекта «Нулевой уровень отказа ядерного топлива». Основная цель таких исследований – определение причины и механизма разгерметизации твэлов, оценка их состояния после эксплуатации в негерметичном состоянии. В период 2014 – 2018 г.г. в АО «ГНЦ НИИАР» проведены исследования пяти негерметичных ТВС ВВЭР-1000. Причина разгерметизации исследованных сборок – дебриз-повреждение вследствие взаимодействия с посторонними предметами.

В период с 2014 по 2018 годы с целью экспериментального обоснования работоспособности смешанного нитридного уран-плутониевого (СНУП) топлива по проекту «ПРОРЫВ» проведены исследования пяти комбинированных экспериментальных тепловыделяющих сборок, содержащих твэлы различной конструкции с оболочками из разных материалов и тремя видами топлива: (U, Pu)N, (U, Pu)O₂ и UO₂, и двух экспериментальных тепловыделяющих сборок, полностью укомплектованных твэлами типа БН-1200 и типа БРЕСТ с нитридным топливом. Параметры испытаний разных типов экспериментальных твэлов соответствовали рабочим параметрам эксплуатации штатных твэлов БН-600 и проектируемых реакторов БН-1200 и БРЕСТ-ОД-300. Максимальное выгорание нитридного топлива, достигнутое в данных сборках, равно 7,5 % тяж. ат. В результате проведенных исследований получены новые и уточнены имеющиеся данные об изменении микроструктуры и радиационном распухании нитридного топлива, коррозионном состоянии и механических свойствах оболочек твэлов. Выявлены особенности влияния нитридного топлива на состояние оболочек твэлов. Полученные результаты используются для совершенствования нитридного топлива и обоснования безопасности продолжения испытаний экспериментальных ТВС с нитридным топливом в реакторе БН-600 до более высоких параметров.

KEY RESULTS OF POST-IRRADIATION EXAMINATIONS PERFORMED AT JSC “SSC RIAR” IN 2014–2018

E.A. Zvir, V.A. Zhitelev, A.V. Zakharov, F.N. Kryukov, V.Yu. Shishin

JSC “SSC RIAR”, Dimitrovgrad, Russia

JSC ‘SSC RIAR’ operates a largest in the country materials testing complex able to solve a wide range of tasks on examining materials and items from miniature electron-microscopic samples irradiated in research reactors to fuel assemblies spent in any type of existing reactors.

The major scope of examinations performed at the Reactor Materials Testing Department for the last five years was aimed at generating experimental data to justify the performance of core materials and components of various existing reactors and those under design.

As far as propulsion nuclear energy is concerned, pilot fuel assemblies were tested to experimentally justify nuclear naval propulsion plants, as well as low-power nuclear plants. Material tests were performed for fuel assemblies spent in the core of the nuclear icebreaker “Vaygach” up to peak energy yield and fuel burnup, and full-power operation time. Experimental data were generated to justify the high performance and to determine the operational lifetime of fuel rods with Russian-made chromium-nickel claddings intended for new-generation power plants.

Examinations of several fuel assemblies of various design irradiated in the MIR reactor allowed for experimental data to be obtained to justify the performance and to predict the lifetime characteristics of fuel assemblies and fuel rods of RITM-200 nuclear facility intended for new-generation icebreakers, floating power units and other promising low-power nuclear plants.

In 2014-2018, there were tested eleven VVER-1000 fuel assemblies of new design, among which there were 8 FAs TVSA and 3 FAs TVS-2M spent at the Kalinin, Balakovo and Rostov NPPs up to different fuel burnups. Experimental data were generated to justify the performance of advanced fuel rods with increased uranium mass as well as fuel rods containing up to 8% of gadolinium oxide.

Three of examined fuel assemblies had fuel rods with claddings made of optimized alloy E110opt., both sponge and electrolytical. The PIEs of claddings made of optimized alloy E110opt. and spent up to burnup 51.1–63.7 MW·day/kgU showed lower hoop strain and higher strength properties as compared to claddings made from standard alloy E110.

The results obtained after comprehensive examinations of two control rod absorbers spent for 10 years at the 1st unit of Kalinin NPP allowed justifying the extension of absorber lifetime up to 15 years.

For the first time we examined control rod absorbers made of dysprosium titanate and boron carbide pellets. The absorbers were spent for 2,5 years in the control rod mode at the 4th unit of Balakovo NPP.

PIEs of leaky VVER-1000 FAs were done under the Project “Zero level of nuclear fuel failure”. The purpose of PIEs was to determine the cause and mechanism of fuel rods leakage, to assess their conditions after operation in the leaky state. In 2014-2018, JSC “SSC RIAR” examined five leaky FAs VVER-1000. The cause for FAs leakage was debris-damage due to the interaction with alien objects.

In 2014-2018, to experimentally justify the performance of mixed nitride uranium-plutonium fuel (SNUP) under the Project “Breakthrough”, RIAR tested five experimental fuel assemblies with fuel rods of different design and claddings made of different materials and with three types of fuel: (U, Pu)N, (U, Pu)O₂ and UO₂, as well as two fuel assemblies containing only BN-1200 and BREST fuel rods with nitride fuel. The test parameters corresponded to operational parameters of standard BN-600 fuel rods and designed BN-1200 and BREST-OD-300. The maximal burnup of nitride fuel achieved in the FAs in question was 7.5%/h.a. The examinations resulted in both new and updated data on the microstructure changes and radiation swelling of nitride fuel, corrosion state and mechanical properties of claddings. Effect of nitride fuel on the claddings was revealed. The generated data are used to improve the nitride fuel and justify the safety of further testing of experimental FAs with nitride fuel in the BN-600 reactor up to higher parameters.

ОЖИДАНИЯ ПОСТАВЩИКА В ОБЛАСТИ РЕАКТОРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА, РЕЗУЛЬТАТЫ СОТРУДНИЧЕСТВА И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ДАЛЬНЕЙШИХ ИССЛЕДОВАНИЙ В СРЕДНЕСРОЧНОЙ ПЕРСПЕКТИВЕ

А.В. Угрюмов

АО «ТВЭЛ», г. Москва, Россия

Развитие технологий создания и производства ядерного топлива, а также внедрение и безопасная эксплуатация ТВС на российских и зарубежных АЭС обеспечиваются, в том числе выполнением реакторных испытаний твэлов и ТВС и исследований обученных ТВС с использованием научно-технического потенциала и реакторной базы АО «ГНЦ НИИАР».

Взаимодействие АО «ТВЭЛ» - российского Поставщика ядерного топлива с АО «ГНЦ НИИАР» в области реакторного материаловедения обусловлено необходимостью:

- валидации процессов проектирования топлива и лицензирования российского топлива в российских и зарубежных надзорных органах;
- исследования свойств и характеристик конструкционных и топливных материалов;
- изучения и обоснования безопасности поведения твэлов ТВС новых конструкций в условиях реактивных аварий и аварии с потерей теплоносителя;
- изучения вопросов эксплуатационного поведения ядерного топлива штатных конструкций ТВС.

Решение указанных задач реализуется в рамках выполнения работ по следующим направлениям:

- Выполнение «Программы послереакторных исследований топлива реакторов ВВЭР на 2016-2021 годы и на перспективу до 2025 года»;
- Выполнение «Программы реакторных испытаний современного и перспективного топлива ВВЭР и ТВС-К» за 2013 – 2018 годы;

- Проведение реакторных испытаний и послереакторных исследований экспериментальных ТВС с образцами различных вариантов новых топливных и конструкционных материалов в обоснование разработки ТВС с твэлами толерантного типа для ВВЭР и PWR.
- Выполнение «Программы исследований для обоснования длительного сухого хранения ТВС новых типов».

Выполнением программы по послереакторным исследованиям топлива ВВЭР определены состояния топлива (ТВС, твэлы, комплектующие) после окончания эксплуатации, подтверждены проектные характеристики ТВС и применяемых материалов. Ежегодно проводятся послереакторные исследования 3-5 ТВС ВВЭР-1000.

Выполнение «Программы реакторных испытаний современного и перспективного топлива ВВЭР и ТВС-К» было направлено на лицензирование твэлов с увеличенной топливной загрузкой в зарубежных надзорных органах и охвата вала все аспекты технического проектирования тепловыделяющих элементов, а именно:

- обоснование конструкторских решений;
- обоснование работоспособности и безопасности твэлов;
- определение проектных критериев;
- развитие физических моделей для модернизации программных средств.

Приоритет был отдан получению экспериментальных результатов, необходимых для обоснования работоспособности и безопасности твэлов современной конструкции в проектах ТВСА-12 для АЭС «Козлодуй», ТВС-КВАДРАТ, ТВСА-T.mod.2 для АЭС «Темелин».

В ходе выполнения Программы были выполнены следующие работы:

- испытания твэлов на скачки мощности RAMP;
- испытания на скачок мощности для твэгов;
- испытания твэлов с высоким выгоранием в условиях аварии с потерей теплоносителя LOCA в реакторе МИР;
- проведены ресурсные испытания экспериментальной сборки ТВС-PWR-2 в реакторе МИР.

С целью экспериментального обеспечения технического проектирования толерантного топлива (ATF) для реакторов ВВЭР и PWR в 2018 году изготовлены и в январе 2019 года установлены в петлевые установки реактора МИР с соответствующим ВХР на испытания 2 экспериментальные ТВС с образцами твэлов ATF с типоразмерами ВВЭР и PWR.

Реакторные испытания ЭТВС предполагают облучение до выгорания ~ 50 МВт·сут/кгU.

Программой испытаний предусмотрены ежегодные промежуточные исследования (визуальная инспекция и профилометрия) экспериментальных твэлов ATF и извлечение нескольких твэлов для проведения послереакторных исследований в материаловедческом комплексе АО «ГНЦ НИИАР».

Между тем, валидация процессов проектирования топлива, необходимость наполнения и систематизации уточненных данных по свойствам новых или модернизированных конструкционных материалов и топливных таблеток для использования при разработке новых видов ядерного топлива для российских и за-

рубежных АЭС требует дальнейшего развития методического обеспечения проведения послереакторных исследований.

В связи с необходимостью проведения в среднесрочной перспективе исследований ОТВС ВВЭР-1200 требуется определить состав организационно-технических мероприятий, которые должны быть реализованы в АО «ГНЦ НИИАР» для возможности обращения с ОТВС ВВЭР-1200.

Внедрение на АЭС ядерного топлива новых проектов, а также результаты послереакторных исследований ОТВС потребовали проведения дополнительных исследований и актуализации существующей Программы послереакторных исследований. В настоящее время проект такой программы подготовлен.

Завершение выполнения программы реакторных испытаний за 2013 – 2018 годы, а также современные требования, предъявляемые заказчиками к новым проектам ядерного топлива, требуют проведение дополнительных исследований и экспериментов в рамках следующей программы реакторных испытаний.

К таким задачам относятся:

1. Обоснование соответствия топлива ВВЭР и ТВС-К требованиям EUR, для чего необходимо запланировать:

- проведение испытаний твэлов в режиме маневрирования;
- проведение динамических испытаний облученных твэлов (обоснование транспортно-технологических операций применительно к сухому хранению топлива).

2. Для верификации кодов СТАРТ-3А и РАПТА-5.2 необходимо

- изучение кинетики формоизменения твэлов в переходных режимах и в режимах ННЭ;
- изучение поведения твэлов ВВЭР-440 с выгоранием 68 МВт·сут/кгU в условиях LOCA.

В рамках реализации «Программы экспериментальных и расчетно-теоретических исследований для обоснования длительного сухого хранения ТВС новых типов» необходимо продолжение испытаний полномасштабных твэлов различных выгораний и конструкций в условиях моделирующих сухое хранение.

Таким образом, выполнение будущих программ реакторных испытаний ядерного топлива и послереакторных исследований облученных ТВС с использованием кадрового потенциала, методического обеспечения и испытательных возможностей реакторного и материаловедческого комплексов АО "ГНЦ«НИИАР» должно обеспечить в будущем Поставщику ядерного топлива - АО «ТВЭЛ» решение целевых задач по разработке и внедрению на российских и зарубежных АЭС новых видов ядерного топлива с улучшенными технико-экономическими характеристиками.

THE EXPECTATIONS OF THE FUEL VENDOR IN THE FIELD OF REACTOR MATERIAL SCIENCE OF NUCLEAR FUEL, THE RESULTS OF THE COOPERATION AND MATERIAL SCIENCE ASPECTS OF FUTURE RESEARCH IN THE MIDTERM PERSPECTIVE

A.V. Ugryumov

JSC "TVEL", Moscow, Russia

The development of technologies for the creation and fabrication of nuclear fuel, as well as the adoption and safe operation of FA in Russian and foreign nuclear power plants are being fulfilled, amongst other things, carrying out the reactor tests of fuel rods and FA and examinations of irradiated FA using the scientific and technical potential and the reactor base of JSC "SSC NIAR".

Interaction of JSC TVEL - the Russian Vendor of nuclear fuel with JSC SSC NIAR in the field of reactor material science is conditioned by the need:

- validation of fuel designing and licensing processes of Russian fuel in Russian and foreign Regulatory authorities;
- research of properties and characteristics of structural and fuel materials;
- study and safety justification of the behavior of fuel rods of the fuel assemblies of the new designs under conditions of reactivity-induced accidents and with loss-of-coolant-accidents (LOCA);
- studying of the operational behaviour of nuclear fuel of standard FA designs.

Solution of these tasks is being realized in the framework of the works in the following areas:

- Implementation of "The Program of post-irradiation examination of the fuel of VVER reactors in the years 2016-2021 and for the perspective till 2025»;
- Implementation of "The Program reactor tests of modern and advanced VVER fuel and TVS-K" for the years 2013 – 2018;
- Carrying out the reactor tests and post-irradiation examinations of experimental fuel assemblies with samples of different options of new fuel and structural materials to justify the development of fuel assemblies with fuel rods of the accident-tolerant type for VVER and PWR reactors.
- Implementation of "The Program of research for the justification of long-term “dry storage» of new types of FA ".

As an outcome of the realization of the program for post-reactor examinations of VVER fuel determined the state of the fuel (fuel assemblies, fuel rods, components) after the end of operation, confirmed the design characteristics of the fuel Assembly and the materials used. Annually the post-irradiation examinations of 3 to 5 FA of VVER-1000 reactor are carried out.

Implementation of "The Program reactor tests of modern and advanced VVER fuel and TVS-K" was aimed at licensing of the fuel rods with increased fuel load in foreign Regulatory authorities and covered all aspects of the fuel rods designing, namely:

- validity of designing solutions;
- validity of workability and safety of fuel rods;
- determination of design criteria;
- development of physical models for software upgrade.

Priority was given to obtaining the experimental results necessary for the justification of workability and safety of modern design fuel rods in TVSA-12 for Kozloduy NPP, TVS-K, TVSA-T. mod.2 for Temelin NPP.

During the Program the following works were performed:

- testing the fuel rods for power RAMP;
- testing the U-Gd fuel rods for power RAMP;

- testing the fuel rods with high burnup under the conditions of LOCA accident in the reactor MIR;
- life time tests of experimental fuel Assembly TVS-PWR-2 in the reactor MIR.

With a purpose to provide the experimental support of the technical designing of accident-tolerant fuel (ATF) for VVER and PWR reactors were fabricated in 2018, and were installed in January 2019 in the loop of the MIR reactor with the corresponding water chemistry for the tests the two experimental fuel assemblies with fuel rods of the ATF samples with sizes typical of WWER and PWR reactors.

During the reactor tests of experimental FA the irradiation up to burnup of $\sim 50 \text{ MW} \cdot \text{day} / \text{kgU}$ is supposed to be carried out.

The test program envisages annual intermediate examinations (visual inspection and profilometry) of the ATF experimental fuel rods and retrieving several fuel rods for carrying out post-irradiation examination in material science facility, JSC "SSC NIIAR".

However, the fuel design processes validation, the need for getting and systematic work on sorting out and documenting the updated data on the properties of new or upgraded structural materials and fuel pellets for use during the development of new types of nuclear fuel for Russian and foreign nuclear power plants requires further development of methodological support for post-reactor examinations.

Due to the need to carry out the examinations of irradiated FA VVER-1200 in the midterm perspective, it is necessary to determine the composition of organizational and technical measures to be implemented in JSC "SSC NIIAR" for the possibility of realization of the handling with irradiated FA VVER-1200.

The adoption of new nuclear fuel designs at the NPP, as well as the results of post-reactor fuel assemblies examinations, required additional research and updating of the existing post-reactor examinations Program. Currently, the draft of such program has been prepared.

The completion of the reactor tests program for years 2013 – 2018, as well as the current requirements of customers for new nuclear fuel designs, require additional research and experiments in the framework of the next program of the reactor tests.

These tasks include:

1. Justification of compliance of VVER and TVS-K fuel to the requirements of EUR, for which it is necessary to plan in advance on the:

- testing of fuel rods in power maneuvering mode;
- dynamic tests of irradiated fuel rods (justification of handling operations in relation to dry fuel storage).

2. For verification of START-3A and RAPTA-5.2 codes it is necessary to:

- study of the kinetics of the deformation of a fuel rods under transient conditions and at the violation of normal operation modes;
- study of the behavior of VVER-440 fuel rods with burnup of $68 \text{ MW} \cdot \text{day} / \text{kgU}$ under LOCA conditions.

In the framework of "The program of experimental and computational and theoretical studies to justify the long-term dry storage of new types of fuel assemblies" it is necessary to continue testing of full-scale fuel rods of various burnups and designs in the conditions modeling the dry storage.

Thus, the implementation of future programs of reactor tests of nuclear fuel and post - reactor examinations of irradiated fuel assemblies with the use of human resources, methodological support and testing capabilities of reactor and material science facilities of JSC "SSC"NIAR" should provide in the future the Vendor of nuclear fuel-JSC "TVEL" the solution of target tasks for the development and adoption of new types of nuclear fuel at Russian and foreign nuclear power plants with improved technical and economic characteristics.

КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР

В.В. Новиков, В.Ф. Коньков

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В эксплуатируемых в настоящее время реакторах ВВЭР-1000 используются твэлы с оболочками из сплава Э110. Твэлы работают в аммиачно-борно-калиевом режиме. Бор добавляется в теплоноситель в виде борной кислоты для подавления избыточной реактивности, КОН – для обеспечения нейтрального или слабо-щелочного рН, а аммиак – для подавления радиолитического распада воды и обеспечения содержания кислорода в теплоносителе на уровне не более 0,005 мг/л.

При работе реакторов ВВЭР-1000 на мощности 100% $N_{ном}$. твэлы и ТВС эксплуатировались до 5 лет. В этих условиях сплав Э110 в качестве оболочки твэлов проявил высокую коррозионную стойкость, нодулярная (очаговая коррозия) отсутствовала, толщина отложений составила 1–2 мкм.

Перевод энергоблоков ВВЭР-1000 на полторогодичной топливной цикл, повышение мощности энергоблоков до 104% $N_{ном}$. и до 107% $N_{ном}$. приводит к увеличению паросодержания, а самое главное, возможно и к увеличению концентрации радиолитического кислорода в теплоносителе.

В АО «ВНИИНМ» проводились доректорские эксперименты по влиянию концентрации кислорода на ускорение коррозии циркониевых сплавов. В реакторе МИР были изучены коррозионные состояния оболочек при отклонениях ведения ВХР в части содержания кислорода в теплоносителе.

В докладе представлены результаты данных работ. Предложено проведение реакторного эксперимента по исследованию поведения твэлов при мощности 107% $N_{ном}$. и контролируемом содержании кислорода (что обеспечивается соответствующей технологией поддержания параметров ВХР в исследовательской петле).

CORROSION BEHAVIOR OF FUEL ROD CLADDINGS OF THE VVER

V.V. Novikov, V.F. Konkov

JSC "VNIINM", Moscow, Russia

The currently operated VVER-1000 reactors use fuel rods with E110 alloy cladding. Fuel rods operate in ammonia-boron-potassium mode. Boron is added to the coolant in the form of boric acid to suppress excess reactivity, KOH-to provide a neutral or slightly alkaline pH, and ammonia-to suppress the radiolysis of water and ensure the oxygen content in the coolant at a level not exceeding 0,005 mg /l.

When VVER-1000 reactors are operating at 100%Nnom power. fuel rods and fuel assemblies were operated up to 5 years. Under these conditions, the alloy E110 as a fuel cladding showed high corrosion resistance, nodular (focal corrosion) was absent, the thickness of the deposits was 1-2 microns.

Transfer of VVER-1000 power units to a one-and-a-half-year fuel cycle, increasing the power of power units to 104%Nnom. and up to 107%Nnom. it leads to an increase in vapor content, and most importantly, possibly to an increase in the concentration of radiolytic acid in the coolant.

JSC "VNIINM" conducted pre-reactor experiments on the effect of oxygen concentration on the acceleration of corrosion of zirconium alloys. In the MIR reactor, the corrosion States of the cladding were studied with deviations of the WCR (water-chemical regime) in terms of the oxygen content in the coolant.

The report presents the results of these works. It is proposed to conduct a reactor experiment to study the behavior of fuel rods at a power of 107%Nnom. and the controlled oxygen content (which is provided by the appropriate technology to maintain the parameters of the WCR in the research loop).

АНАЛИЗ НАПРАВЛЕНИЙ СОЗДАНИЯ ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА

Б.А. Калинин, А.В. Тенишев, А.А. Полянский

ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

Ядерное топливо российского дизайна обеспечивает работоспособность ядерных водо-водяных реакторов до заданных уровней выгорания урана. Опыт эксплуатации АЭС показал то, что имеется определенная вероятность аварийной ситуации с перегревом ядерного топлива (например, АЭС Фукусима), причем при температуре выше 900 °С идет экзотермическая реакция взаимодействия сплавов циркония, как материалов твэлов и ТВС, с пароводяной смесью по реакции $Zr + 2H_2O \leftrightarrow ZrO_2 + 2H_2$ с выделением энергии около 600 кДж/моль и с образованием водорода, сопровождаемая высокотемпературным окислением (ВТО), гидрированием циркония, снижением характеристик пластичности и трещиностойкости сплавов, разгерметизацией твэлов. Поэтому в последние годы в ведущих странах, обладающих АЭС, активизировались НИОКР по поиску топлива, устойчивого в аварийных условиях, так называемого «толерантного» топлива. Исследования предполагают поиск вариантов повышения сопротивления высокотемпературному окислению оболочек твэлов и совершенствованию топливной композиции.

В настоящем докладе представлен обзор направлений создания толерантного топлива на основе анализа программ создания толерантного топлива в США, Евросоюзе, Корее и других странах, а также с учетом материалов

16-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов "НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Толерантное ядерное топливо", проведенной в МИФИ в конце 2018 года.

Направления подавления пароциркониевой реакции. Предлагаемые методы исключения пароциркониевой реакции, т.е. создания толерантного топлива, могут быть как консервативными – это сохранение циркония путем модифицирования структурно-фазового состояния (СФС) поверхности изделий, применения защитных покрытий и очехловывания оболочечных циркониевых труб, так и революционными – это замена циркониевых сплавов на коррозионно-стойкие стали, тугоплавкие сплавы, керамики и композиты, например SiC//SiC.

Модифицирование СФС целесообразно в направлении создания коррозионно-стойкого градиентного слоя на поверхности изделия. Этот слой, как и покрытия должны обеспечить сопротивление окислению изделия, адгезию к матрице, и другие лицензионные требования. Рассмотрены достоинства, недостатки, технологические возможности получения, методы исследования, проблемы реализации и факторы риска покрытий на сплавах циркония, включая покрытия хромовые и хром-алюминиевые, с применением МАХ-фаз, например CrAlSiN, TiAlN, AlCrN, Cr₂AlC, Ti₃SiC₂, покрытия с применением сплава FeCrAl, покрытия из стали Fe-Cr-Ni. Рассмотрены проблемы применения покрытий в активной зоне ЯЭУ при эксплуатации толерантного топлива.

В качестве альтернативных цирконию оболочек твэлов с учетом возникающих проблем обеспечения заданного обогащения топлива, действующих геометрических размеров ТВС и активной зоны ЯЭУ рассмотрены сплавы системы Fe-Cr-Al, обладающие характеристиками устойчивости к окружающей среде при нормальной работе как в кипящих, так и в реакторах под давлением (BWR и PWR), оболочки твэлов из стали Fe-Cr и Fe-Cr-Ni с учетом их недостатков в виде коррозионного растрескивания под напряжением, радиационного охрупчивания и повышенного сечения захвата тепловых нейтронов и водородного охрупчивания. Скромный оптимизм по применению сталей обусловлен значительными успехами в совершенствовании за последние четыре десятилетия, например, аустенитных сталей в России (18-10 ⇒ ЭИ-847 ⇒ ЭП172 ⇒ ЧС-68 ⇒ ЭП172У ⇒ ЭК164) и за рубежом SS304⇒SS316⇒PNC15-20, и ферритно-мартенситных сталей в России ЭП450⇒ЭП823⇒ЭК181⇒ЧС139⇒ЭП450ДУО и за рубежом HT-9, T-122, T91 ⇒ MA956-ODS и MA957-ODS, Eurofer-97 ⇒ Eurofer-97-ODS, DT2906 ⇒ DT2203Y05 и др.

Рассмотрен наиболее проработанный вариант разработки тонкостенных твэльных молибденовых труб с двойным покрытием, т.е. трехслойные оболочки с учетом плакированных слоев снаружи и изнутри из циркония (система Zr – Mo - Zr) или из фехрала (система FeCrAl– Mo – FeCrAl).

Реализация композитных твэльных труб из SiC//SiC является наиболее наукоемкой, так как для успешной реализации таких труб необходимо преодолеть ряд природных недостатков керамик и, в частности, карбида кремния: устранения пористости, отработка технологии получения строгой стехиометрии (без свободного кремния), преодоление «хрупкости» и низкой вязкости разрушения, отсутствия эффективного способа герметизации твэла, т.е. создания соединений, овальность и шероховатость поверхности трубной продукции.

Твэлы с покрытием или изготовленные из альтернативных сплавов циркония материалов должны пройти жесткое лицензирование, включающее: коррозионные испытания при 360 °С в потоке (петле), моделирующим условия эксплуатации топлива, и окисление в паре при температурах в интервале 800...1400 °С (ВТО); -механические испытания до и после ВТО, в том числе для оценка адгезии; исследование ползучести при 350...400 °С при окружных напряжениях 100...150 МПа; испытания на усталость на воздухе и в воде в интервале температур от комнатной до 350 °С; исследование физико-химического взаимодействия покрытия на оболочке с материалом ячеек дистанционирующих решеток; испытание на износ при контакте поверхности со стенками ячеек дистанционирующих решеток и при вибрации, пройти испытания в условиях сборки ТВС; реакторные испытания на коррозию, ползучесть и рост оболочек твэлов.

Основные направления по совершенствованию топливных материалов. Несмотря на то, что основные изменения в конструкции тепловыделяющих элементов затрагивают циркониевые оболочки, некоторые задачи можно решить и за счет изменения материала топливного сердечника. Основными направлениями по совершенствованию непосредственно топливных материалов, входящих в состав тепловыделяющих элементов, являются повышение теплопроводности, ураноемкости и механической совместимости топлива с оболочкой, а также снижение уровня запасенного тепла в активной зоне и выхода продуктов деления из топливного материала.

В краткосрочной перспективе основное внимание уделяется усовершенствованию диоксида урана за счет легирования малыми добавками. Рассматриваются варианты топлива, легированного Cr_2O_3 , что повышает размер зерна и снижает выход газообразных продуктов деления, снижая тем самым нагрузку на оболочку при авариях типа ЛОСА. Для повышения теплопроводности топлива рассматриваются добавки BeO и SiC в количестве около 10 об. %, которые позволяют ее увеличить на 50 % по отношению к чистому стехиометрическому UO_2 . Альтернативным вариантом является топливо с добавками Mo и оксидов Si и Ti , которые располагаются в виде прослоек по границам зерна, создавая тем самым так называемые микроячейки. В данном варианте оксидная фаза препятствует выходу легколетучих и газообразных продуктов деления, а металлические прослойки повышают теплопроводность топлива в 1,5-2 раза. Кроме этого в некоторых работах предлагается снизить температуру центра топлива за счет расположения между таблетками из UO_2 дисков из материалов с высокой теплопроводностью, например, из металлического тория.

Использование плотного топлива, т.е. материалов с большей долей урана в единице объема позволит скомпенсировать снижение реактивности при переходе на альтернативные цирконию оболочки с более высоким по отношению к сплавам циркония сечением захвата тепловых нейтронов. Наибольший эффект в данном случае можно получить при использовании сплавов урана (например, $\text{U} - 9\% \text{ Mo}$). В данном случае содержание урана в единице объема составляет около 16 г/см³, что почти в 1,5 раза больше чем для UO_2 (9,7 г/см³). Однако данные сплавы обладают меньшей радиационной стабильностью и совместимостью с водой, что приводит к необходимости создания топлива дисперсного типа с инертной матрицей на основе сплава Zr-Fe-Cu и несколько снижает указанные преимущества. Кроме того,

использование металлического топлива с металлическими оболочками несет в себе риск образования легкоплавких эвтектик в условиях аварийного повышения температуры.

Рассмотрены также варианты использования топлива на основе UN. Однако, в чистом виде нитрид не совместим с водой и необходимо создавать композиты типа UN-UO₂ или UN-U₃Si₂ в которых частицы нитрида будут окружены инертным по отношению к воде материалом. При этом следует учитывать высокое сечение захвата тепловых нейтронов изотопом ¹⁴N и более сложные технологии производства таких композиций, что также ограничивает эффект от повышения плотности.

Как альтернатива указанным материалам в последнее время рассматривается U₃Si₂ или система U₃Si-U₃Si₂ в сочетании с оболочками из Fe-Cr-Al, которая обеспечивает преимущества в плотности, теплопроводности и нейтронном балансе относительно UO₂, но при этом поведение U₃Si₂ в условиях реакторного облучения остается недостаточно изученным.

В долгосрочной перспективе рассматриваются варианты дисперсного ядерного топлива на основе микротвэлов. Микротвэлы состоят из топливного сердечника в виде микросферы (диаметром до 500 мкм) и покрыты несколькими слоями защитных покрытий, что обеспечивает максимально возможное удержание продуктов деления. Данные микротвэлы располагаются в инертной матрице, которая в свою очередь отвечает за теплопроводность сердечника, обеспечивает его радиационную стойкость и совместимость с оболочкой и теплоносителем в аварийных условиях. В качестве перспективных, на данный момент, рассматриваются микросферы из UC или U(C,N) с покрытиями из пироуглерода и карбида кремния в матрице из карбида кремния. Однако необходимо отметить сложность в производстве таких композиций и малое содержание урана в единице их объема, что потребует повышения обогащения топлива гораздо выше 5 %.

ANALYSIS OF THE DIRECTIONS TO CREATE AN ACCIDENT TOLERANT FUEL

B.A. Kalin, A.V. Tenishev, A.A. Polyansky

NRNU «MEPhI», Moscow, Russia

The Russian design nuclear fuel ensures the operation of nuclear pressurized water reactors up to specified levels of the uranium burnup. The operation experience of NPPs showed that there was a certain probability of an emergency situation connected with overheating the nuclear fuel (for example, the Fukushima NPP), and at temperatures above 900 °C an exothermic interaction reaction occurs between the zirconium alloys, as the material of fuel elements and fuel assemblies, and a steam-water mixture by the reaction $Zr + 2H_2O \leftrightarrow ZrO_2 + 2H_2$, with an energy release of about 600 kJ/mol and the formation of hydrogen. This reaction is accompanied by high-temperature oxidation (HTO), hydrogenation of zirconium, reduction in the plasticity and crack resistance of alloys, and depressurization of the fuel elements. Therefore, in recent years in the leading countries having nuclear power plants, R&D has been intensified

in the search for a fuel that will be sustainable in emergency conditions, the so-called accident tolerant fuel. The research suggests finding options to increase the resistance of fuel claddings to high-temperature oxidation and improve the fuel composition.

The report presents an overview of the directions to create an accident tolerant fuel based on the analysis of programs of creating an accident tolerant fuel in the United States, the European Union, Korea and other countries, and also taking into account the materials of the 16-th International School-Conference "New Materials: Tolerant Nuclear Fuel" held at MEPhI at the end of 2018.

Directions to suppress the vapor-zirconium reaction. The proposed methods for excluding the vapor-zirconium reaction, i.e. creating an accident tolerant fuel, can be both conservative – it is the preservation of zirconium by modifying the structural-phase state (SPhS) of the surface of products, and the use of protective coatings and canning of the cladding zirconium tubes, and revolutionary – this is the replacement of zirconium alloys by corrosion-resistant steels, refractory alloys, ceramics and composites, for example, SiC//SiC.

Modifying the SPhS is advisable in the direction of creating a corrosion-resistant gradient layer on the surface of a product. This layer, like coatings, should provide resistance of the product to oxidation, adhesion to the matrix, and other licensing requirements. Also considered are advantages, disadvantages, technological possibilities to obtain coatings, research methods, implementation problems and risk factors of the coatings on zirconium alloys, including chromium and chromium-aluminum coatings, with the use of MAX-phases, for example, CrAlSiN, TiAlN, AlCrN₂AlC and Ti₃SiC₂, coatings with the use of the FeCrAl alloy and coatings from the Fe-Cr-Ni steel. The application problems of coatings in the active zone of NPPs during the operation of an accident tolerant fuel are considered.

With regard to the emerging problems of ensuring the specified enrichment of the fuel and the effective geometric dimensions of the fuel assemblies and the core of NPPs, considered as alternative materials to zirconium used for fuel claddings are alloys of the Fe-Cr-Al system, having characteristics of environmental sustainability during their normal operation in both boiling water and pressurized water reactors (BWR and PWR), fuel claddings from the Fe-Cr and Fe-Cr-Ni steels with regard to their disadvantages in the form of stress corrosion cracking, radiation embrittlement, and an increased thermal-neutron capture cross-section and hydrogen embrittlement. Modest optimism about the use of steels is due to significant successes in improvement over the past four decades of, for example, austenitic steels in Russia (18-10 ⇒ ⇒ EI-847 ⇒ EP172 ⇒ ChS-68 ⇒ EP172U ⇒ EK164) and abroad (SS304 ⇒ ⇒ SS316 ⇒ PNC15-20), and ferritic-martensitic steels in Russia (EP450 ⇒ EP823 ⇒ ⇒ EK181 ⇒ ChS139 ⇒ EP450ODS) and abroad (HT-9, T-122, T91 ⇒ MA956-ODS and MA957-ODS, Eurofer-97 ⇒ Eurofer-97-ODS, DT2906 ⇒ DT2203Y05) et al.

Considered is the most worked out option of the development of thin-walled dual-coated molybdenum tubes, i.e. three-layered claddings with regard to clad layers outside and inside from zirconium (the Zr–Mo–Zr system) or from FeCrAl (the FeCrAl–Mo–FeCrAl system).

The implementation of composite fuel tubes from SiC//SiC is the most high-tech, since for the successful implementation of such tubes it is necessary to overcome

a number of natural disadvantages of ceramics and, in particular, silicon carbide: elimination of porosity, working out of the technology for obtaining strict stoichiometry (without free silicon), overcoming of brittleness and low fracture toughness, the lack of an effective method for sealing the fuel element, i.e. the creation of joints, ovality and roughness of the surface of tubular products.

Fuel elements with a coating or made from materials that are alternative to zirconium alloys must undergo strict licensing, including: corrosion tests at 360 °C in a flux (loop) simulating the operating conditions of the fuel and oxidation in a steam at temperatures in the 800...1400 °C range (HTO); mechanical tests before and after the HTO, including those to estimate adhesion; creep studies at 350...400 °C at circumferential stresses of 100...150 MPa; fatigue tests in air and water within the temperature range from room temperature to 350 °C; study of the physicochemical interaction between the coating on the cladding and the cells material of spacer grids; wear tests under the contact of the surface with the cells walls of spacer grids and under vibration. The fuel elements must be tested in conditions of fuel assemblies and exposed to reactor tests for corrosion, creep and growth of fuel claddings.

The main directions of improving the fuel materials. Despite the fact that the main changes in the design of the fuel elements touch on zirconium claddings, some problems can be solved by changing the material of the fuel core. The main directions to directly improve the fuel materials included in the composition of the fuel elements are increasing the thermal conductivity, uranium capacity and mechanical compatibility of the fuel with the cladding, as well as reducing the level of stored heat in the active core and the release of fission products from the fuel material.

In the short term, the focus is on improving the uranium dioxide by its alloying with small additives. Options of the fuel alloyed with Cr_2O_3 are considered, which increases the grain size and reduces the release of gaseous fission products, thereby decreasing the load on the fuel cladding in case of LOCA accidents. To increase the thermal conductivity of the fuel, additives of BeO and SiC in the amount of about 10 vol. %, which make it possible to increase it by 50 % in relation to pure stoichiometric UO_2 , are considered. An alternative option is a fuel with additives of Mo and oxides of Si and Ti that are located in the form of interlayers along the grain boundaries, thus creating the so-called microcells. In this variant, the oxide phase prevents the release of highly volatile and gaseous fission products, and metal interlayers increase the thermal conductivity of the fuel by 1.5-2 times. In addition, in some works it is proposed to reduce the temperature of the fuel center by location between the UO_2 pellets of disks made from materials with a high thermal conductivity, for example, from metal thorium.

The use of a dense fuel, i.e. materials with a larger fraction of uranium per unit volume, will allow compensating the decrease in reactivity when replacing zirconium, used for fuel claddings, by alternative materials with a higher thermal-neutron capture cross-section compared to that of the zirconium alloys. The greatest effect in this case can be obtained when using uranium alloys, for example, U – 9% Mo. In this case, the uranium content per unit volume is about 16 g/cm³, which is almost 1.5 times more than for UO_2 (9.7 g/cm³). However, these alloys have a lower radiation stability and compatibility with water, which leads to the need of creating a dispersed type fuel with an inert matrix based on the Zr-Fe-Cu alloy and somewhat reduces the advantages mentioned above. In addition, the use of metal fuel with metal claddings carries the risk

of the formation of low-melting eutectics under conditions of an emergency temperature rise.

Options of using a UN-based fuel are also considered. However, pure nitride is not compatible with water and it is necessary to create composites of the UN-UO₂ or UN-U₃Si₂ types in which the nitride particles will be surrounded by an inert material in relation to water. At that, a high thermal-neutron capture cross-section of the ¹⁴N-isotope and more complex production technologies of such compositions, which also limits the effect from increasing the density, should be taken into account.

Recently, as an alternative to these materials mentioned, U₃Si₂ or the U₃Si-U₃Si₂ system in combination with claddings from alloys of the Fe-Cr-Al system, which provides advantages in density, thermal conductivity and neutron balance in relation to UO₂, are being considered. However, the behavior of U₃Si₂ under reactor irradiation conditions remains insufficiently studied.

In the long term, variants of a dispersed nuclear fuel based on micro fuel elements are being considered. Micro fuel elements consist of a fuel core in the form of a microsphere up to 500 μm in diameter and are covered with several layers of protective coatings, which ensures the maximum possible retention of fission products. The micro fuel elements are located in an inert matrix, which in its turn is responsible for the thermal conductivity of the core, ensures its radiation resistance and compatibility with the cladding and the coolant under emergency conditions. At the moment, microspheres from UC or U(C, N) with coatings from pyrocarbon and silicon carbide in a silicon carbide matrix are being considered to be promising. However, it is necessary to point out the complexity of the production of such compositions and the low content of uranium per their unit volume, which will require an increase in the enrichment of the fuel much higher than 5 %.

DEVELOPMENT OF A NEW SWELLING POSITION FOR PWR AUSTENITIC INTERNALS, REFLECTING MUCH LOWER SWELLING COMPARED TO HIGHER TEMPERATURE FAST REACTOR EXPERIENCE

F.A. Garner

NRNU "MEPhI", Department of Materials Science, Moscow, Russia

It is well-known that void swelling is an issue that must be addressed for austenitic pressure vessel components, particularly for extended lifetimes of 60 years or more. While there is a currently-available predictive correlation for swelling of 304 stainless steel, its applicability to internal components of PWRs has not yet been confidently established, especially as all observed swelling levels in PWRs are much less than 1% at the highest doses examined.

The major problem is that the swelling correlation was developed using data from the EBR-II fast reactor which operated at temperatures above 370°C, while most of PWR internals operate at temperatures below 370°C and with an inherently different type of temperature history, as well as operating under quite different neutron-flux spectra and atomic displacement rates.

The current predictive equation for 304 stainless steel was developed from out-of-core regions of the EBR-II fast reactor where the atomic displacement rates are comparable to that of PWR baffle plates, but at very much lower generation rates of helium and hydrogen, which are known influencers of void swelling. Additionally, there is significant scatter in the EBR-II 304 stainless steel data base from which the swelling correlation was derived and the low temperature portion of these data has not been adequately examined previously.

The major unresolved question concerning the existing swelling correlation is: While it is well-known that austenitic stainless steels will eventually swell at a post-transient swelling rate of $\sim 1\%/dpa$ over temperatures and dpa rates characteristic of fast reactors, as assumed in the current swelling correlation, is it reasonable to assume that a similar high swelling rate must occur under PWR-relevant conditions?

This current activity involves reanalysis of many earlier data sets involving components of 304 stainless steel. Not all of these data sets have been previously published. Additional data from Russian and British variants of 300 series steels irradiated in fast reactors at lower, closer-to-PWR-relevant temperatures are also used to assess the generality of the derived conclusions concerning low temperature swelling behavior.

The major conclusion of this effort is that while the post-transient onset of $\sim 1\%/dpa$ swelling rate, a rate sometimes referred to as a "crystal constant", eventually develops over a wide range of temperatures in austenitic steels, there appears to be another previously unrecognized, much lower swelling rate of ~ 0.06 to $0.07\%/dpa$ that precedes the $1\%/dpa$ regime. This second crystal constant often persists to very high doses, especially at lower irradiation temperatures and displacement rates characteristic of PWR internals.

It therefore appears that the $1\%/dpa$ swelling rate mandated in the current swelling correlation is not always destiny and may not apply to most of the steel in PWR internals operating at lower temperatures. This is a very exciting possibility that swelling may not as large an issue in PWRs as has been previously anticipated.

МЕХАНИЗМЫ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ, ХАРАКТЕРНОГО ДЛЯ АТОМНЫХ РЕАКТОРОВ РАЗЛИЧНОГО ТИПА

Б.З. Марголин, А.А. Сорокин, А.А. Бучатский,
В.А. Швецова, А.И. Минкин, Н.Е. Пирогова

ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

Многие элементы реакторных установок различных типов, подвергаемые высокодозному облучению, изготовлены из нержавеющей хромоникелевых аустенитных сталей. Например, в реакторах типа ВВЭР все элементы внутрикорпусных устройств (ВКУ) изготовлены из стали 08X18H10T. Наиболее облучаемым элементом ВКУ ВВЭР является выгородка реактора, которая для реакторов ВВЭР-1000 подвергается облучению до дозы 120 сна за 60 лет эксплуатации. Максимальная температура облучения ВКУ ВВЭР не превышает 400°C . Корпус

реактора и ВКУ реакторных установок типа БН также изготовлены из аустенитных сталей. Наиболее облучаемым элементом ВКУ реакторов типа БН является нейтронный отражатель. В реакторе БН-600 нейтронный отражатель за 45 лет эксплуатации накопит дозу 45 сна, при максимальной температуре облучения 530°C. Кроме ВКУ, из аустенитных сталей сделаны также оболочки ТВС и оболочки твэлов реактора БН-600. Оболочки твэлов, изготовленные из сталей ЧС-68 (06X16H15M2Г2ТФР) и ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР), облучаются до доз порядка 90 сна, а максимальная температура облучения достигает 630°C.

Современные подходы к оценке прочности и работоспособности элементов реакторных установок базируются на формулировке условий предельных состояний для рассматриваемых элементов и на анализе основных механизмов повреждения материалов при эксплуатации. Такие подходы должны включать, как необходимый элемент, установление взаимосвязи процессов повреждения и охрупчивания материалов с особенностями режимов эксплуатации тех или иных элементов конструкций (температура облучения, флукс и флюенс нейтронов, нагружение от механических и термических воздействий, коррозионная среда и др.).

Основная задача настоящего доклада - анализ процессов радиационного охрупчивания и разрушения облученных аустенитных сталей и установление закономерностей влияния нейтронного облучения на пластичность, трещиностойкость, длительную прочность и усталость, а также формулировка условий предельных состояний для элементов реакторов различного типа.

В докладе рассматриваются следующие вопросы:

- основные механизмы охрупчивания аустенитных сталей под воздействием нейтронного облучения;
- физико-механические модели, позволяющие прогнозировать служебные характеристики материала;
- предельные состояния и критерии прочности и работоспособности элементов реакторов различного типа.

Проведён анализ механических и физических аспектов влияния радиационного распухания и радиационного упрочнения на пластичность и трещиностойкость облученных аустенитных сталей при вязком разрушении, а также на прочностные характеристики. Выявлены и объяснены некоторые особенности поведения облученных аустенитных сталей, такие как $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ превращение, приводящее к возникновению вязко-хрупкого перехода и резкому охрупчиванию аустенитных сталей при температурах ниже переходной температуры. Рассмотрены случаи, когда $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ превращение может приводить как к повышению, так и к понижению пластичности и трещиностойкости.

Кроме типичных механизмов охрупчивания аустенитных сталей, которые наблюдаются как в условиях облучения в реакторах ВВЭР, так и при облучении в реакторах на быстрых нейтронах типа БН, рассмотрены специфические механизмы охрупчивания аустенитных сталей, которые реализуются только для определенных элементов при их облучении в БН или только для элементов ВВЭР.

В частности, рассмотрены такие специфические механизмы как следующие.

- Высокотемпературное радиационное охрупчивание (ВТРО), приводящее к квазихрупкому межзеренному разрушению. Этот механизм реализуется

в оболочках ТВЭЛов реакторов БН, а также в некоторых зонах нейтронного отражателя с максимальной температурой облучения.

- Разрушение в условиях ползучести и облучения, характерное для элементов реакторов БН.
- Канальное разрушение, которое реализуется только при определенных повреждающих дозах и температурах деформирования материала.
- Коррозионное растрескивание в среде теплоносителя 1-го контура ВВЭР. Этот механизм может реализовываться в наиболее облучаемых элементах ВКУ ВВЭР и PWR, например, в выгородке реактора.

На основе анализа механизмов охрупчивания аустенитных сталей с учетом специфики работы различных компонентов реакторов рассмотрены предельные состояния, критерии прочности и работоспособности различных компонентов реакторов разного типа.

THE DAMAGE AND FRACTURE MECHANISMS OF AUSTENITIC STEELS IN THE IRRADIATED CONDITIONS TYPICAL FOR NUCLEAR REACTORS OF VARIOUS TYPES

B.Z. Margolin, A.A. Sorokin, A.A. Buchatsky,
V.A. Shvetsova, A.I. Minkin, N.E. Pirogova

NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"»,
Saint-Petersburg, Russia

Many components of nuclear reactors of various types that are undergone high dose neutron irradiation are made of stainless austenitic chromium-nickel steels. For example, all components of the internals of WWER type reactors are made of 18Cr-10Ni-Ti steel. The most irradiated component of the WWER internals is the baffle irradiated up to neutron dose of 120 dpa for 60 years in service. Maximum irradiation temperature for the WWER internals does not exceed 400°C. Reactor vessel and internals of BN type reactors are also made of austenitic steels. The most irradiated component of the BN reactor internals is the neutron shield. The neutron shield of BN-600 reactor will be irradiated up to neutron dose of 45 dpa for 45 years in service, and maximum irradiation temperature is 530°C. Fuel assembly shells and fuel element shells for BN-600 reactor are also made of austenitic steels. Fuel element shells for BN-600 reactor made of austenitic steels of 16Cr-15Ni-2Mo-2Mn-Ti-V-B grade (ChS-68 steel) and 16Cr-19Ni-2Mo-2Mn-Nb-Ti-B grade (EK-164 steel) are irradiated up to neutron dose of 90 dpa, and maximum irradiation temperature is 630°C.

Modern advance approaches for assessment of strength and serviceability of nuclear reactors components should be based on formulation of the limit conditions for the considered components and on analysis of the main damage mechanisms of materials under service. It is clear that these approaches should include the interlinks of the damage and embrittlement processes with service conditions such as irradiation temperature, neutron flux and fluence, mechanical and thermal loadings, corrosive environment effect and so on.

The main purpose of the present report is to analyze the radiation embrittlement and fracture processes for irradiated austenitic steels and to find the basic laws

of neutron irradiation effect on plasticity, fracture toughness and fatigue characteristics. Formulations of the limit conditions are also represented for various components of nuclear reactors of different types.

Thus, the present report considers the following issues:

- the main radiation embrittlement mechanisms of austenitic steels under neutron irradiation;
- the physical-and-mechanical models that allow one to predict the performance properties of irradiated austenitic steels;
- the limit conditions and the strength and serviceability criteria for various components of nuclear reactors of different types.

The mechanical and physical aspects of the effect of radiation swelling and radiation hardening have been studied and analyzed on the plasticity and strength properties and fracture toughness of irradiated austenitic steels under ductile fracture. Some features in behavior of irradiated austenitic steels have been revealed and explained, for example, such as $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ transformation that results in an appearance of ductile-to-brittle transition and sharp embrittlement of a material at temperatures below some transition temperature. The cases have been considered when $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ transformation may result in increase and decrease of the plasticity and fracture toughness.

The embrittlement mechanisms of irradiated austenitic steels have been considered that are typical for neutron irradiation in both nuclear reactors of WWER type and fast neutron reactors of BN type. In addition, specific embrittlement mechanisms of irradiated austenitic steels have been considered that are revealed under neutron irradiation only for some components of BN type reactors or only for some components of WWER type reactors.

In particular, the specific embrittlement mechanisms of irradiated austenitic steels have been considered as follows.

- High temperature radiation embrittlement (HTRE) resulting in quasi-brittle intercrystalline fracture. This mechanism is observed for fuel element shells for BN reactors and also for some zones of BN reactor neutron shield with maximum irradiation temperature.
- Fracture under mutual action of creep and irradiation that is typical for BN reactor components.
- Channel fracture observed under deformation at some temperatures of austenitic steels irradiated with certain neutron doses.
- Irradiation assisted stress corrosion cracking in water environment of the 1st contour of WWER type reactor. This mechanism may occur in the most irradiated components of the internals of WWER and PWR, in particular, in the core baffle.

On the basis of the performed investigations of the radiation embrittlement and fracture mechanisms of irradiated austenitic steels the limit conditions and the strength and serviceability criteria have been formulated for various components of nuclear reactors of different types.

ТЕКУЩЕЕ СОСТОЯНИЕ И ПЛАНЫ РАБОТ ПО ОБОСНОВАНИЮ СМЕШАННОГО НИТРИДНОГО ТОПЛИВА ДЛЯ РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ

М.В. Скупов¹, Л.М. Забудько²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²ЧУ «ИТЦП "Прорыв"», г. Москва, Россия

Смешанное нитридное топливо, обеспечивающее возможность достижения $K_{\text{ВА}} > 1$, разрабатывается как основной вариант перспективного топлива реакторов на быстрых нейтронах. Выбор нитридного топлива среди прочих видов плотного топлива был обусловлен имеющимся в стране заделом по реакторным свойствам, приемлемой технологичностью и унифицированными с оксидами имеющимися технологиями переработки ОЯТ.

Разработанная программа обоснования смешанного уран-плутониевого нитридного топлива для реакторов на быстрых нейтронах содержит работы по разработке методов и критериев для обоснования работоспособности твэлов, получению дореакторных свойств, испытаниям и послереакторным исследованиям твэлов и его материалов, совершенствованию топлива и твэлов. Цель программы – лицензирование смешанного нитридного топлива.

Обоснование ресурса твэлов осуществляется путем испытаний экспериментальных сборок (комбинированных и с полной загрузкой нитридным топливом) в БН-600. В зависимости от целей испытаний облучаются как прототипы твэлов разрабатываемых реакторных установок, так и твэлы в геометрии БН-600. Полученные данные используются для верификации и совершенствования топливных кодов.

Работы, связанные с испытаниями на исследовательских реакторах, нацелены, в первую очередь, на развитие расчетных кодов и моделей, включая модели поведения твэлов при отклонениях от нормальных условий эксплуатации.

Дальнейшие работы по нитридам связаны с повышением глубины выгорания и, соответственно, увеличением кампании топлива с целью достижения оптимальных экономических показателей топливного цикла в целом. Для этого разрабатываются новые облучательные устройства БН-600, позволяющие испытывать твэлы до предельно допустимых параметров, разрабатываются и испытываются твэлы с новыми конструкционными материалами.

Продолжаются исследования твэлов с жидкометаллическим подслоем, обеспечивающим низкую температуру топлива.

В докладе представлены:

- основные мероприятия по обоснованию смешанного нитридного топлива для реакторов на быстрых нейтронах, испытания в реакторах БН-600, БОР-60, ИВВ-2М, МИР;
- ключевые результаты послереакторных исследований применительно к твэлам различной конструкции: БН-600/БН-800, БРЕСТ-ОД-300, БН-1200;
- основные особенности, выявленные при испытаниях твэлов со СНУП топливом в БН-600, с анализом их влияния на программу испытаний;

- положения программы повышения глубины выгорания СНУП-топлива, предлагаемые методики испытаний, их влияние на эффективность программы обоснования.

CURRENT STATUS AND PLANS FOR SUBSTANTIATION OF MIXED NITRIDE FUEL FOR FAST NEUTRON REACTORS

M.V. Skupov¹, L.M. Zabudko²

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²ITCP "Proryv", Moscow, Russia

The mixed nitride fuel, which makes it possible to achieve $KVA > 1$, is developed as the main variant of the promising fuel of fast neutron reactors. Due to the country's reserve of reactor properties, acceptable processability and the available spent fuel re-processing technologies which correspond oxides fuel, nitride fuel among other types of dense fuel was chosen.

The developed program for substantiation of mixed uranium-plutonium nitride fuel for fast neutron reactors contains works on the development of methods and criteria for substantiating the operability of fuel elements, obtaining pre-reactor properties, testing and post-reactor research of fuel elements and fuel materials. The goal of the program is licensing of mixed nitride fuel.

Substantiation is performed by testing experimental fuel assemblies (combined and with the full load of fuel nitride) in the BN-600. Depending on the purpose of the tests, both prototypes of the fuel rods of the reactor plants under development and the fuel rods in the BN-600 geometry are irradiated. The obtained data is used to verify and improve the fuel codes.

The work related to testing at research reactors is primarily aimed at developing computational codes and models, including models of the behavior of fuel rods in case of deviations from normal operating conditions.

Further work on nitride fuel is associated with an increase in burnout and, accordingly, with the aim of increasing fuel company in order to achieve optimal economic performance of the fuel cycle as a whole. For this purpose new irradiation BN-600 devices are developed. It allows to test fuel rods to the maximum permissible parameters, and develop and test fuel rods with new constructional materials.

We continue research on fuel rods with a liquid metal sublayer that provides low fuel temperature.

The report presents:

- the main activity to substantiate the mixed nitride fuel for fast neutron reactors, tests in reactors BN-600, BOR-60, IVV-2M, MIR;
- key results of post-reactor studies for fuel rods of various designs: BN-600 / BN-800, BREST-OD-300, BN-1200;
- main features identified during testing of fuel elements with MNUP fuel in BN-600, with an analysis of their impact on the test program;
- program positions program for increasing the burnout depth of a MNUP fuel, the proposed test methods, their influence on the effectiveness of the substantiation program.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ПОСЛЕРЕАКТОРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ТВЭЛОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ СБОРОК СО СМЕШАННЫМ НИТРИДНЫМ ТОПЛИВОМ, ОБЛУЧЁННЫХ В РЕАКТОРАХ БОР-60 И БН-600: ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ОСНОВНЫЕ ПОВРЕЖДАЮЩИЕ ФАКТОРЫ В ТВЭЛЕ

А.Ф. Грачев¹, Л.М. Забудько¹, Ф.Н. Крюков²,
С.И. Поролло³, М.В. Скупов⁴

¹ЧУ «ИТЦП "Прорыв"», г. Москва, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

³АО «ГНЦ РФ — ФЭИ», г. Обнинск, Россия

⁴АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В соответствии с федеральной целевой программой «Ядерные энерготехнологии нового поколения на период 2010–2015 гг. и на перспективу до 2020 года» (ФЦП ЯЭНП) осуществляется разработка проектов двух типов реакторов на быстрых нейтронах – БРЕСТ-ОД-300 со свинцовым теплоносителем и БН-1200 с натриевым теплоносителем. Для обоих типов реакторов в качестве топливной композиции предполагается использование смешанного нитридного уран-плутониевого топлива (СНУП). Для подтверждения эксплуатационных характеристик и обоснования работоспособности твэлов в условиях работы реакторов БН-1200 и БРЕСТ-ОД-300 в рамках «Комплексной программы расчетно-экспериментального обоснования плотного топлива для реакторов на быстрых нейтронах» (КПРЭО) проходят испытания в реакторах БОР-60 и БН-600 экспериментальные ТВС, содержащие твэлы со СНУП топливом различной конструкции с различными материалами оболочек*.

В реакторе БОР-60 успешно продолжается облучение 3-х ЭТВС (ОУ) с оболочками твэлов из стали ЭП823-Ш. Достигнуто максимальные выгорание 5,4% т. а. и доза 81,2 сна (на начало февраля 2019). В конце 2018г. загружены ЭТВС с оболочками из перспективных ферритно-мартенситных сталей ЭК181, ЧС139 и ЭТВС, часть твэлов которой содержит СНУП с добавками Np и Am.

В реактор БН-600 загружено 18 ЭТВС – более 1000 твэлов различной конструкции с оболочками из сталей ЧС68-ИД хд, ЭК164-ИД хд и ЭП823-Ш. Успешно завершено облучение 10 ЭТВС. В КЭТВС-7 достигнуто максимальные выгорание топлива 7,5% т.а. и доза 74 сна.

В настоящее время в АО «ГНЦ НИИАР» завершены послереакторные исследования экспериментальных твэлов:

– 2-х твэлов со СНУП топливом ЭТВС-1 (ОУ-1) БОР-60, 1-ого твэла со СНУП топливом ЭТВС-2 (ОУ-2) БОР-60;

* В.М. Троянов, А.Ф. Грачев, Л.М. Забудько, М.В. Скупов, Д.В. Зозуля. Программа и некоторые результаты реакторных испытаний смешанного нитридного топлива в быстрых реакторах. Журнал “Атомная энергия”, т.118, вып.2, февраль 2015г., с. 75–79.

– 20-ти твэлов со СНУП топливом и соседних с ними твэлов с оксидным топливом, облученных в составе комбинированных экспериментальных сборок КЭТВС-1, КЭТВС-2, КЭТВС-3, КЭТВС-6, КЭТВС-7 БН-600,

– 16 твэлов со СНУП топливом, облученных в составе ЭТВС-4, ЭТВС-5.

В течение 2017-2018г был проведен сравнительный анализ результатов послереакторных исследований нитридных и оксидных твэлов с оболочками из стали ЧС68-ИДхд (КЭТВС-1, КЭТВС-6, КЭТВС-7 БН-600), а также твэлов с оболочками из стали ЭП823-Ш (ОУ-1, ОУ-2 БОР-60, КЭТВС-3, ЭТВС-5 БН-600). Результаты подтвердили герметичность всех твэлов КЭТВС, ЭТВС БН-600 и ОУ БОР-60.

Для твэлов с оболочками из стали ЧС68-ИД хд максимальная доза изменялась от 37,5 сна до 73,8 сна, для твэлов с оболочками из ЭП823-Ш от 18,6 сна до 74,7 сна.

В результате исследования и анализа полученных данных установлены следующие потенциально опасные для целостности твэла со СНУП топливом факторы: формоизменение твэлов (удлинение оболочки и эллипсность), более значительные коррозионное повреждение оболочки и изменение кратковременных механических свойств оболочки, чем в соседних оксидных твэлах.

В результате проведенного анализа установлено:

– Величина овализации оболочек твэлов, а также увеличение их длины в результате механического взаимодействия с топливным сердечником не зависят от величины повреждающей дозы, как для оболочек из аустенитной стали ЧС68-ИД хд, так и для оболочек из ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш.

– Коррозионное воздействие со стороны облученного СНУП топлива на оболочку твэлов из стали ЧС68-ИД хд можно разделить на четыре основные вида: поверхностная и подповерхностная язвенная коррозия, повышенная травимость границ зерен, азотирование и науглероживание. Для оболочек твэлов из стали ЭП823-Ш повышенная травимость границ зерен не наблюдается. Не замечено заметного влияния увеличения дозы с 18,6 сна до 74,7 сна на все виды коррозионного повреждения оболочки из стали ЭП823-Ш. Максимальная глубина подповерхностной коррозии зафиксирована в оболочке твэла КЭТВС-3 (~50 сна).

– Увеличение повреждающей дозы в КЭТВС-7 не привело к заметному изменению прочностных свойств оболочек твэлов, по сравнению с КЭТВС-1 и КЭТВС-6. При этом пластические характеристики оболочек твэлов с наиболее низкой дозой были несколько выше.

Для ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш изменение кратковременных механических свойств связано с явлением низко-температурного радиационного охрупчивания. Увеличение повреждающей дозы до 74,7 сна для твэлов ОУ БОР-60 не привело к снижению кратковременных свойств, по сравнению с дозой 46 сна.

COMPARATIVE ANALYSIS OF POST-IRRADIATION EXAMINATION RESULTS OF MIXED NITRIDE FUEL IRRADIATED IN BOR-60 AND BN-600 REACTORS: INFLUENCE OF IRRADIATION PARAMETERS ON FUEL LIFE LIMITING FACTORS

A.F. Grachev¹, L.M. Zabudko¹, F.N. Kryukov², S.I. Porollo³, M.V. Skupov⁴

¹ITCP "Proryv", Moscow, Russia

²JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

³JSC "SRC RF — IPPE", Obninsk, Russia

⁴JSC "VNIINM", Moscow, Russia

In accordance with the Federal Program "Nuclear power technologies of new generation for the period 2010-2015 and for the future until 2020", two types of fast neutron reactors – BREST-OD-300 with lead coolant and BN-1200 with sodium coolant are being developed. For both types of reactors the mixed nitride uranium-plutonium fuel is assumed as a fuel composition. In order to prove nitride fuel performance under operation conditions of BN-1200 and BREST-OD-300 reactors the experimental fuel assemblies (EFA) containing fuel pins of various design with different cladding materials are tested in BOR-60 and BN-600 reactors within the framework of the "Complex program of calculation and experimental substantiation of dense fuel for fast neutron reactors"*.

In the BOR-60 reactor the irradiation of three EFAs with EP823 steel cladding is successfully continuing. The maximum burn-up of 5.4at% and damage dose of 81,2dpa are achieved (at the beginning of February 2019). At the end of 2018 the EFA with pin claddings made of advanced ferrite-martensitic steels EK181, CHS139 and the EFA with additions of Np and Am in mixed nitride have been loaded.

In the BN-600 reactor eighteen EFAs (more than 1000 fuel pins of different designs with pin claddings made of CHS68cw, ЭК164cw and ЭП823) have been loaded. The irradiation of ten EFAs is successfully completed. In combined EFA-7 the maximum fuel burn-up of 7.5at% and dose of 74 dpa is achieved.

Currently the post-reactor examinations of following experimental fuel pins are completed in JSC "SSC NIAR":

– two fuel pins with mixed nitride of EFA-1, one fuel pin with mixed nitride of EFA-2, irradiated in BOR-60;

– twenty pins with mixed nitride and neighbouring pins with oxide of combined EFA-1, EFA-2, EFA-3, EFA-6, EFA-7 irradiated in BN-600 reactor;

– sixteen pins with mixed nitride of EFA-4, EFA-5 irradiated in BN-600.

For 2017 and 2018 the comparative analysis of the results of post-irradiation examination of nitride and oxide pins with claddings made of CHS68 steel (combined EFA-1, EFA-6, EFA-7 of BN600), as well as with claddings made of ЭП823 steel (EFA-1, EFA-2 of BOR-60, combined EFA-3 and EFA-5 of BN-600) was carried out.

* V. M. Troyanov, A. F. Grachev, L. M., Zabudko, M. V. Skupov, D. V. Zozulya. Program and some results of reactor tests of mixed nitride fuel in fast reactors. Journal "Atomic energy", vol. 118, vol.2, February 2015., p. 75-79.

The PIE results confirmed the tightness of all fuel pins. For the fuel pins with CHS68 steel claddings the maximum dose varied from 37.5 to 73.8dpa, for fuel pins with EP823 steel cladding - from 18.6 to 74.7 dpa.

As a result of the study and analysis of the data obtained, the following potentially life limiting factors for mixed nitride pins were identified: higher level of pin deformation (cladding elongation and ovalization), of cladding corrosion and short-term mechanical properties change than in the neighboring oxide pins.

As a result of the analysis is found:

– The value of cladding ovalization, as well as the cladding length increase as a result of mechanical interaction with the fuel, don't depend on the value of damage dose, both for the claddings made of CHS68 austenitic steel and for the claddings made of EP823 ferrite-martensitic steel.

– Corrosion effects from the irradiated nitride to the CHS68 cladding can be divided into four main types: surface and subsurface ulcerous corrosion, increased grain boundaries etching, nitriding and carbonization. The increase of grain boundaries etching is not observed for ЭП823 steel claddings. The noticeable effect of dose increase from 18.6 to 74.7dpa to all types of corrosion damage of the ЭП823 claddings is not observed also. The maximum depth of sub-surface corrosion was recorded in the cladding of the combined EFA -3 (~50dpa).

– The damage dose increase in the combined EFA -3 did not lead to noticeable change of claddings mechanical properties in comparison with the combined EFA -1 and EFA-6. At the same time, the cladding plasticity with the lowest dose was slightly higher.

For ferrite-martensitic EP823 steel the change of short-term mechanical properties associated with the phenomenon of low-temperature radiation embrittlement. The damage dose increase to 74.7dpa for EFAs of BOR-60 fuel pins did not lead to a decrease of short-term properties, compared with a dose of 46dpa.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБЛУЧЁННОМ СПЛАВЕ 42ХНМ ПОСЛЕ ОТЖИГОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ, А ТАКЖЕ ПОСЛЕ БЫСТРОГО ОТЖИГА, ИМИТИРУЮЩЕГО УСЛОВИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ ПРОЕКТНОЙ АВАРИИ

Б.А. Гурович¹, А.С. Фролов¹, Д.А. Мальцев¹,
Е.А. Кулешова^{1,2}, С.В. Федотова¹

¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

Одним из перспективных вариантов использования толерантного топлива является его применение совместно с оболочкой из сплава 42ХНМ. Этот сплав обладает уникальным комплексом эксплуатационных свойств, в том числе, высокой коррозионной стойкостью в паровой среде, отсутствием склонности к МККР, высокотехнологичен. Основным недостатком, ограничивающим его использование, является провал пластичности при относительно длительных нагревах

и выдержках при температурах ~600-800°C после нейтронного облучения, обнаруженный в работах АО «ГНЦ НИИАР».

В этой связи, для прогнозирования поведения сплава 42ХНМ, а также для обоснования принципиальной возможности его использования в качестве особо тонкостенных оболочек твэлов для действующих и перспективных реакторов были проведены исследования методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии фрагментов облученных оболочек пэлов, отработавших ~10 лет в условиях ВВЭР-1000 1-го блока Калининской АЭС, после термических обработок по различному типу и закалок в воду после изотермической выдержки, в том числе, при быстром нагреве до температур 600-800°C применительно к реальным сценариям проектных аварий. Режимы термических обработок представлены в таблице 1. Термическую обработку №9 проводили с ускоренным нагревом, имитирующим максимальную проектную аварию, и последующей закалкой в воду.

Микроструктура образцов сплава 42ХНМ в облученном состоянии представляет собой пересыщенный γ -твердый раствор на основе никеля с ГЦК-решеткой, содержащий выделения α -Cr малой плотности и нитриды титана. Кроме того, в облученных образцах фрагментов пэлов присутствуют дислокационные петли Франка и вакансионные/газонаполненные поры.

Проведение отжигов образцов из облученных пэлов в диапазоне температур (400-500)°C по режимам 1-2 не приводит к значимым изменениям размеров и плотности вторичных фаз по сравнению с состоянием после облучения (см. таблицу 1).

Таблица 1 - Объемная доля вторичных фаз/зон прерывистого распада в образцах облученных оболочек пэлов после различных термических обработок

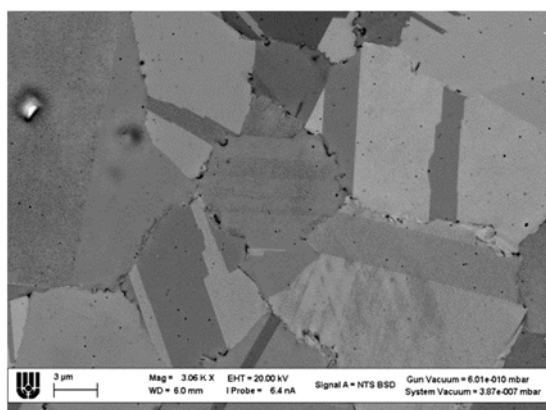
№ режима	T, °C	F*, 10 ²⁶ н/м ²	Время нагрева, мин	Время выдержки, мин	Объемная доля α -Cr, %	Объемная доля (Cr,Ni) ₂₃ C ₆ , %	Объемная доля зон прерывистого распада, %
-	-	1.5-1.7	Облученное состояние		0,4±0,1	-	-
1	400		65	60	0,5±0,1	-	-
2	500		62	60	0,6±0,1	-	-
3	600		61	60	0,8±0,1	0,03±0,01	0,8±0,1
4	700		63	60	2,4±0,3	0,10±0,01	14±2
5	800		70	60	6±1	0,30±0,05	35±5
6	900		75	60	6,5±1,0	0,6±0,1	2,0±0,4
7	1000		72	60	-	0,4±0,1	-
8	1150		100	60	-	-	-
9	800 быстрый нагрев		0,2	0,7	0,9±0,1	<0,01	1,0±0,2

*Флюенс быстрых нейтронов, E>0.1 МэВ

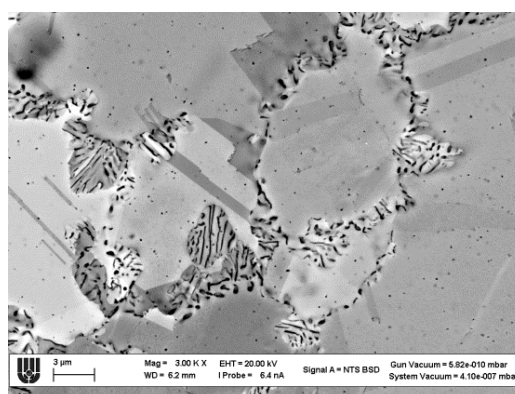
При повышении температуры отжигов до 600°C (режим 3) начинается формирование областей прерывистого распада (представляющие пластинчатые выделения α -Cr в ГЦК-матрице твердого раствора хрома с увеличенным содержанием никеля по сравнению с облученным состоянием) вблизи границ аустенитных зерен.

При отжигах (700-800°C, режимы 4-5) происходит увеличение размеров и плотности выделений α -Cr по границам аустенитных зерен, увеличение объемной доли зон прерывистого распада с максимумом при 800°C, формирование карбидов на основе хрома типа $(Cr,Ni)_{23}C_6$, как правило, в области границ аустенитных зерен, а также образование пластинчатых выделений α -Cr в теле аустенитных зерен (см. таблицу 2 и рисунок 1).

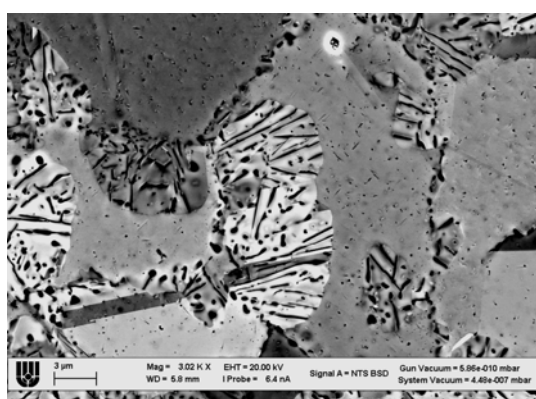
При дальнейшем увеличении температуры отжигов до температур (1000-1150)°C наблюдается полное растворение выделений α -Cr и практически полное растворение карбидов $(Cr,Ni)_{23}C_6$, сопровождающееся увеличением размеров оставшихся нерастворенными выделений. Практически исчезают также области прерывистого распада.



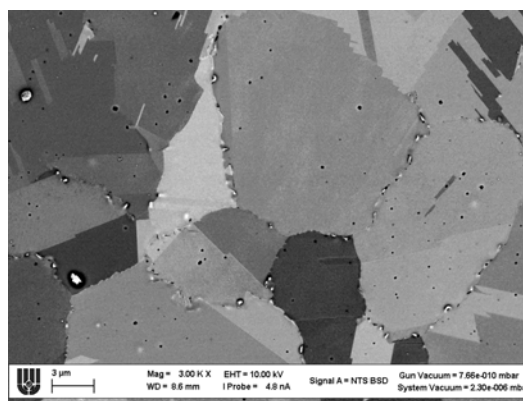
а – 600°C



б – 700°C



в – 800°C



г – 800°C (ускоренный нагрев + закалка)

Рисунок 1 – Зоны прерывистого распада в облученных оболочках пэлов при температурах ≥ 600 °C

Обращает на себя внимание тот факт, что ускоренный нагрев до температуры 800°C с закалкой в воду, имитирующий режим максимальной проектной аварии, приводит к формированию незначительного количества зон прерывистого распада (см. таблицу 1, рисунок 1), по сравнению с длительными отжигами при той же температуре. По доле структурных составляющих микроструктура образца после короткого отжига при температуре 800°C близка к структуре образца после длительного отжига при температуре 600°C и представлена пересыщенным γ -твердым раствором на основе никеля с ГЦК-решеткой, выделениями α -Cr, нитридами титана и незначительной долей областей, претерпевших прерывистый распад.

По расчетам температурно-временного режима проектной аварии, выполненным в НИЦ «Курчатовский институт», при максимальной проектной аварии оболочка твэла будет находиться при температуре ~800-850°C в течение ~20–30 секунд (см. рисунок 2)

Исследование фазового состава образца после отжига при температуре 800 °С, имитирующего проектную аварию (режим 9), показало, что фазовый состав данного облученного пэла отличается от фазового состава образца, длительное время отжигавшегося при температуре 800°C (режим 5).

Как показали исследования НИЦ КИ, наблюдаемое резкое снижение пластичности облученных образцов из сплава 42ХНМ после длительных нагревов (по режимам ГНЦ НИИАР) может быть обусловлено образованием радиационно-индуцированных фаз по границам аустенитных зерен, отличающихся коэффициентом термического расширения от матрицы. Это может приводить к образованию микротрещин по границам зерен, которые дополнительно стимулируются присутствием гелия.

Для проверки влияния скорости нагрева и времени выдержки на пластические свойства сплава 42ХНМ были проведены испытания кольцевых образцов на растяжение при индукционном нагреве, обеспечивающем скорость нагрева в диапазоне (23-1000)°С не менее 100°С/с (что соответствует условиям максимальной проектной аварии). При этом пластичность образцов оценивалась как изменение внутреннего полупериметра кольцевых образцов после испытаний к длине рабочей области:

$$\delta = \frac{P_2^{\text{ВН}} - P_1^{\text{ВН}}}{2 \cdot l_p}$$

где l_p – рабочая длина, $P_1^{\text{ВН}}$ и $P_2^{\text{ВН}}$ – внутренние периметры кольцевых образцов до и после испытаний соответственно.

Рабочая длина l_p рассчитывалась из следующего соотношения:

$$l_p = \frac{\pi}{2} (D_{cp} - k \cdot (d_3 + h)),$$

где D_{cp} – среднее арифметическое значение между внутренним и внешним диаметром кольцевых образцов, d_3 – диаметр опор захватов, h – толщина кольцевых образцов.

Предварительные результаты таких испытаний облученных кольцевых образцов из сплава 42ХНМ, показали возможность сохранения пластичности на уровне $\geq 2\%$. Это дает основания полагать, что данный сплав, наряду с другими высокими эксплуатационными параметрами, будет также обладать достаточной пластичностью при использовании его в качестве оболочки твэла, в том числе, в условиях максимальной проектной аварии.

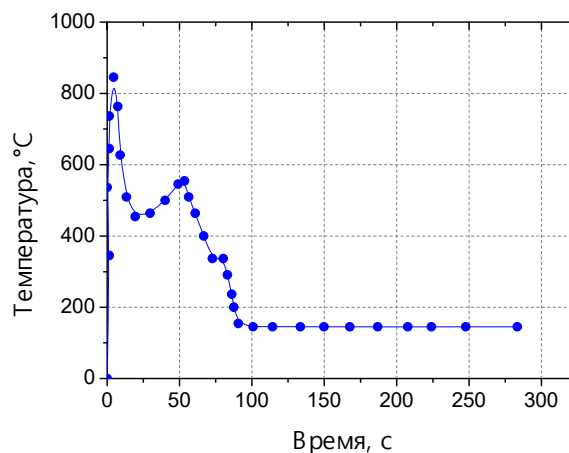


Рисунок 2 – Температурно-временной режим проектной аварии (по данным НИЦ КИ)

PHASE TRANSFORMATIONS IN IRRADIATED 42CrNiMo ALLOY AFTER ANNEALS AT ELEVATED TEMPERATURES, AND ALSO AFTER RAPID ANNEALING, SIMULATING THE MAXIMUM DESIGN BASIS ACCIDENT

B.A. Gurovich¹, A.S. Frolov¹, D.A. Maltsev¹, E.A. Kuleshova^{1,2}, S.V. Fedotova¹

¹NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

One of the promising tolerant fuel options is its use in conjunction with the 42CrNiMo alloy cladding. This high-tech alloy has a unique set of operational properties, including high corrosion resistance in the steam environment, absence of the tendency to intergranular stress corrosion cracking. JSC «SSC RIAR» found the main drawback that limits the use of this alloy – the plasticity drop at relatively long-term heating and exposure at temperatures of ~600-800°C after neutron irradiation.

In this regard, to predict the 42CrNiMo alloy behavior and to substantiate the fundamental possibility of using it as a particularly thin-walled fuel element cladding for operating and prospective reactors, the following studies were carried out. The fragments of irradiated control rod claddings after ~ 10 years of operation in the 1-st Kalinin NPP unit and subjected to different thermal treatments (isothermal annealing followed by the water quenching) were studied by the methods of transmission and scanning electron microscopy. The rapid heating up to the temperatures of 600-800 ° C that correspond to the actual design basis accident scenarios was also carried out. Table 1 presents the heat treatment modes. Heat treatment #9 was carried out with accelerated heating and subsequent water quenching to simulate the maximum design basis accident.

The microstructure of irradiated 42CrNiMo alloy specimens is represented by a supersaturated nickel-based γ -solid solution with fcc lattice containing α -Cr phases of low-density and titanium nitrides. Besides, the Frank dislocation loops and vacancy/gas-filled pores are present in the irradiated specimens of the control rods cladding fragments.

Annealing of the irradiated control rod claddings in the temperature range (400-500)°C (modes 1-2) doesn't lead to significant changes of the secondary phases' sizes and number densities compared to the initial state (see Table 1).

The annealing temperature increase up to 600°C (mode 3) leads to the beginning of the discontinuous (cellular) precipitation – formation of the zones near austenite grain boundaries with lamellar α -Cr precipitate in fcc matrix with increased Ni concentration compared to irradiated state.

Further temperature increase (700-800°C, modes 4-5) is accompanied by the volume fraction increase of discontinuous precipitation zones with the maximum at 800 °C, increase of the size and number density of α -Cr along austenite grain boundaries, formation of Cr-based carbides $(Cr,Ni)_{23}C_6$ at austenite grain boundaries preliminary and formation of lamellar α -Cr precipitates inside austenite grains (see Table 2 and Fig. 1).

Complete dissolution of α -Cr secondary phases and almost complete dissolution of $(Cr,Ni)_{23}C_6$ carbides accompanied by the size increase of undissolved ones is

observed under annealing in the temperature range (1000-1150)°C. Discontinuous precipitation zones almost disappear as well.

Table 1 – Volume fraction of secondary precipitates/discontinuous precipitation zones in irradiated control rod claddings after different heat treatment modes

Mode #	T, °C	F*, 10 ²⁶ n/m ²	Heating time, min	Exposure time, min	Volume fraction of α-Cr, %	Volume fraction of (Cr,Ni) ₂₃ C ₆ , %	Volume fraction of discontinuous precipitation zones, %
-	-	1.5-1.7	Irradiated state		0.4±0.1	-	-
1	400		65	60	0.5±0.1	-	-
2	500		62	60	0.6±0.1	-	-
3	600		61	60	0.8±0.1	0.03±0.01	0.8±0.1
4	700		63	60	2.4±0.3	0.10±0.01	14±2
5	800		70	60	6±1	0.30±0.05	35±5
6	900		75	60	6.5±1.0	0.6±0.1	2.0±0.4
7	1000		72	60	-	0.4±0.1	-
8	1150		100	60	-	-	-
9	800 Fast heating	0,2	0,7	0.9±0.1	<0.01	1.0±0.2	

*Fast neutron fluence, E>0.1 MeV

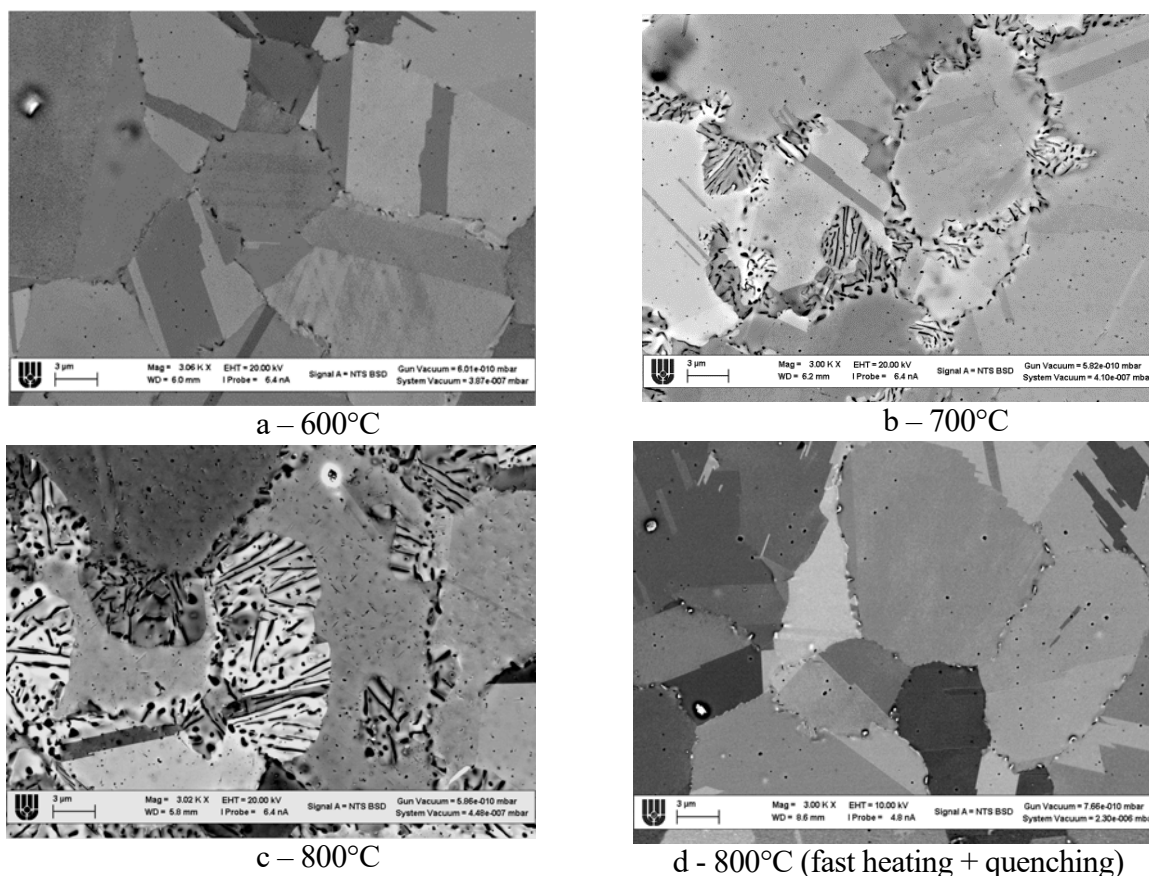


Figure 1 – Discontinuous precipitation zones in irradiated control rod claddings after annealing at temperatures ≥ 600 °C

Noteworthy is the fact that fast heating up to the temperature of 800 °C with the following water quenching simulating the maximum design dasis accident leads insignificant discontinuous precipitation compared to the long-term heating (see

Table 1, Fig. 1). The microstructure of the specimen subjected to the fast heating annealing at 800 °C is represented by the supersaturated nickel-based γ -solid solution with fcc lattice, α -Cr secondary phases, titanium nitrides and the slight fraction of discontinuous precipitatenion zones. The fraction of the structural components in this specimen is close to the structure of the specimens after long-term heating annealing at 600 °C.

According to Kurchatov institute calculation, during the maximum design basis accident fuel cladding will be subjected to the maximum temperature of ~800-850°C for ~20–30 seconds (see Fig. 2)

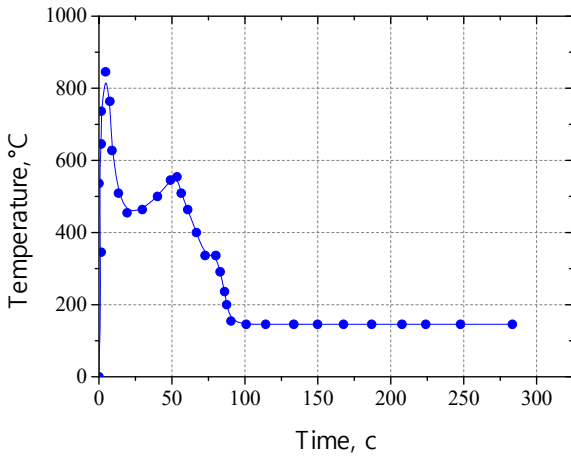


Figure 2 – Time-temperature mode of the maximum design basis accident (NRC KI data)

Phase composition of the specimen after fast annealing at 800 °C, simulating design basis accident (mode # 9) differs from that for the specimen after long-term annealing at 800 °C (mode #5).

Kurchatov institute studies showed that the observed drastic ductility decrease of irradiated 42CrNiMo alloy specimens after long-term heating (according to SSC RIAR test modes) can be due to radiation-induced phase formation along grain boundaries with different thermal expansion coefficient compared to matrix. This can lead to the microcrack formation which are additionally stimulated by the presence of helium.

To test the heating rate and exposure time effect on the 42CrNiMo alloy plasticity, tensile tests of the ring specimens were carried out. An induction heating, providing a heating rate not less than 100 °C/sec in the temperature range (23÷1000) °C, was used for the test, which corresponds to the maximum design basis accident conditions. At this, the plasticity was estimated as the change in the inner semi-perimeter of the ring specimens after the tests, related to the working area length:

$$\delta = \frac{P_2^{in} - P_1^{in}}{2 \cdot l_w}$$

where l_w – the working length, P_1^{in} and P_2^{in} – the corresponding inner perimeters of the ring spesimens before and after tests.

The working length l_p was calculated as following:

$$l_w = \frac{\pi}{2} (D_{av} - k \cdot (d_3 + h)),$$

where D_{av} – the arithmetic average value between the inner and outer diameter of the ring specimen, d_3 – diameter of the gripper supports, h - the thickness of the ring specimens.

Preliminary test results of irradiated 42CrNiMo alloy ring specimens showed the possibility of maintaining the plasticity level of $\geq 2\%$. Thus, it gives the reason to believe that 42CrNiMo alloy, along with other high performance parameters, will also have sufficient ductility when used as a fuel cladding, including the maximum design basis accident conditions.

ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 42ХНМ И ПЕРСПЕКТИВЫ ЕГО ВНЕДРЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ЭЛЕМЕНТОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР

Г.В. Кулаков¹, С.А. Ершов¹, Ю.В. Коновалов¹, М.В. Леонтьева-Смирнова¹,
В.Н. Речицкий¹, М.В. Скупов¹, В.В. Федотов¹,
В.Ю. Шишин², А.А. Шельдяков²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Сплав 42ХНМ - хромоникелевый сплав, содержащий 42 % хрома, 1 % молибдена, никель – остальное - широко применяется в качестве конструкционного материала элементов активных зон различного назначения [1-4]. Перспективно использование этого сплава в качестве конструкционного для элементов реакторов ВВЭР.

Сплав 42ХНМ обладает исключительно высокой коррозионной стойкостью. В отличие от сталей он не склонен к коррозионному растрескиванию под напряжением, в отличие от циркониевых сплавов в аварийных ситуациях он не подвержен реакциям с водяным паром, сопровождающимся повышенным выделением водорода.

Длительные испытания на межкристаллитное коррозионное растрескивание, которое проводили в специальных ампулах под внутренним давлением с градиентом температур 250-350 °С в коррозионно активных средах, показало, что разрушение образцов из сталей в таких условиях наступает уже через несколько сотен часов испытаний, образцы из сплава 42ХНМ выдержали 180 000 часов без разрушения, по результатам металлографических исследований никаких изменений не зафиксировано (см. рисунок 1).

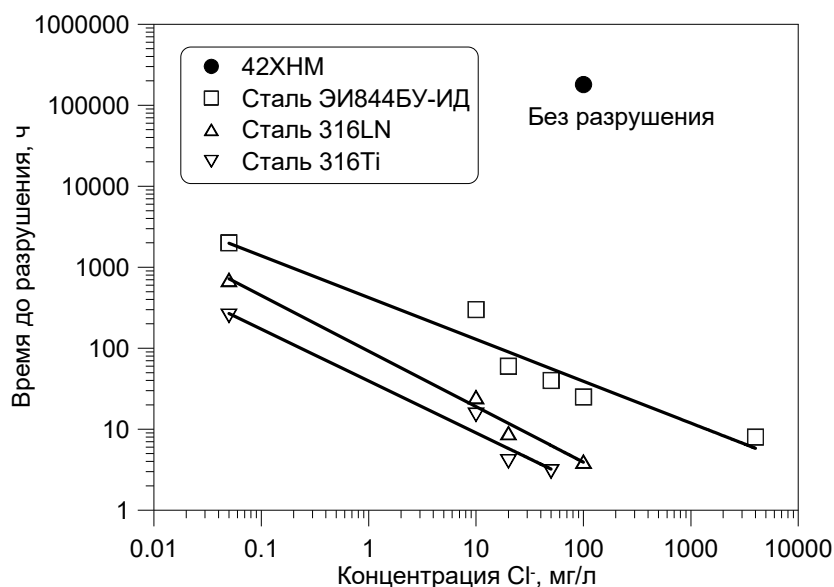


Рисунок 1 – Результаты ампульных испытаний образцов из сплава 42ХНМ и сталей

Положительным свойством сплава является высокая пластичность в облученном состоянии при температурах 300-400 °С, как кратковременная (см. рисунок 2), так и длительная (см. таблицу и рисунок 3).

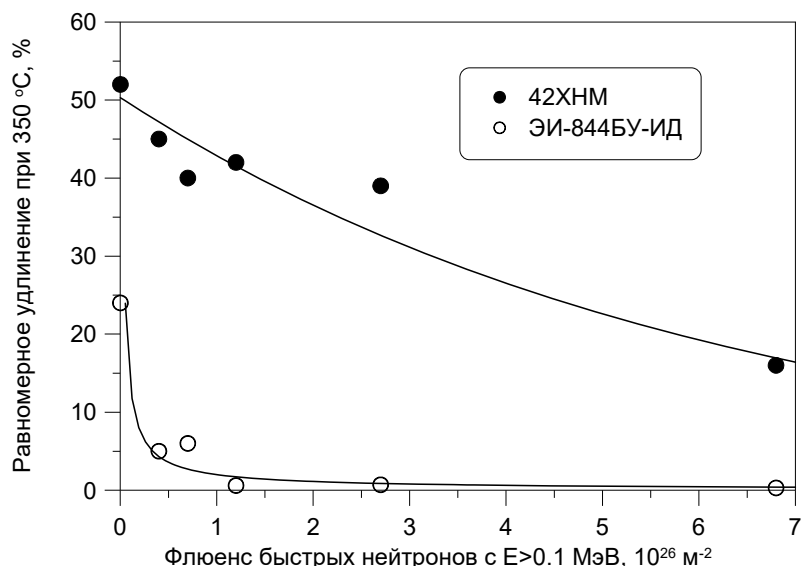


Рисунок 2 – Пластичность облученных образцов из сплава 42ХНМ и стали

Таблица - Результаты испытаний имитаторов твэлов с оболочками из сплава 42ХНМ и стали в реакторе СМ-2 в воде при температуре 290 °С

Материал оболочки	Время испытания, ч	Флюенс нейтронов, E>0,1 МэВ, м ⁻²	Количество имитаторов, шт.	Деформация оболочки, %	% разрушения
42ХНМ	2100	$3,8 \cdot 10^{25}$	9	3,2 - 4,1	0
42ХНМ	6300	$6,0 \cdot 10^{25}$	5	4,3 - 8,2	0
42ХНМ	6300	$4,5 \cdot 10^{25}$	18	4,0 - 6,2	0
ЭИ844БУ ИД			14	1,4 - 2,0	100
42ХНМ	12000	$1,2 \cdot 10^{26}$	16	2,7 - 3,2	0
ЭИ844БУ ИД			8	0,7 - 1,4	100
42ХНМ	10200	$8,4 \cdot 10^{25}$	14	4,8 - 8,2	0
ЭИ844БУ ИД			10	1,2 - 1,9	100



Рисунок 3 – Внешний вид облученного имитатора с оболочкой из сплава 42ХНМ

Сплав 42ХНМ уже успешно применяется в качестве оболочечного материала твэлов атомных ледоколов, а также поглощающих стержней системы управления и защиты (ПС СУЗ) реакторов ВВЭР. Перспективно применение этого сплава и в качестве оболочечного материала твэлов реакторов ВВЭР.

Список литературы

[1] Солонин М.И., Кондратьев В.П., Вотинов С.Н., Речицкий В.Н., Казеннов Ю.И., Алексеев А.Б., Колотушкин В.П. Сплав ХНМ-1 как перспективный материал для элементов конструкций ядерных и термоядерных реакторов с водным теплоносителем. ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы, 1995, вып. 1(52), с. 13-20

[2] Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. ХНМ-1 alloy as a promising structural material for water-cooled fusion reactor components. Journal of Nuclear Materials, 233-237 (1996), 586-591

[3] Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. Cr-Ni alloys for fusion reactors. Journal of Nuclear Materials, 258-263 (1998), 1762-1766

[4] Ватулин А.В., Кондратьев В.П., Речицкий В.Н., Солонин М.И. Исследование коррозионной и радиационной стойкости никель-хромового сплава «Бочвалой». Металловедение и термическая обработка металлов, № 11, 2004, с. 19-24

MAIN PROPERTIES OF THE Ni-Cr ALLOY 42KhNM AND THE PROSPECTS OF ITS IMPLEMENTATION AS A CONSTRUCTION MATERIAL OF VVER ELEMENTS

G.V. Kulakov¹, S.A. Ershov¹, Yu.V. Konovalov¹, M.V. Leontyeva-Smirnova¹, V.N. Rechitsky¹, M.V. Skupov¹, V.V. Fedotov¹, V.Yu. Shishin², A.A. Sheldyakov²

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Alloy 42KhNM is a chromium-nickel alloy containing 42% chromium, 1% molybdenum, nickel - the rest. It is widely used as a construction material for elements of various reactors [1-4]. It is promising to use this alloy as a construction material for elements of VVER reactor.

Alloy 42KhNM has an extremely high corrosion resistance. Unlike steel, it is not prone to stress corrosion cracking, unlike zirconium alloys in emergency situations, it is not susceptible to reactions with water vapor, accompanied by increased hydrogen output.

Long-term tests for intercrystalline corrosion cracking, which was carried out in special ampoules under internal pressure with a temperature gradient from 250 °C to 350 °C in corrosive-active media, showed that the destruction of steel samples under such conditions occurs within a few hundred hours of tests, samples of alloy 42KhNM survived 180 000 hours without damage; according to the results of metallographic studies, no changes were discovered (see Figure 1).

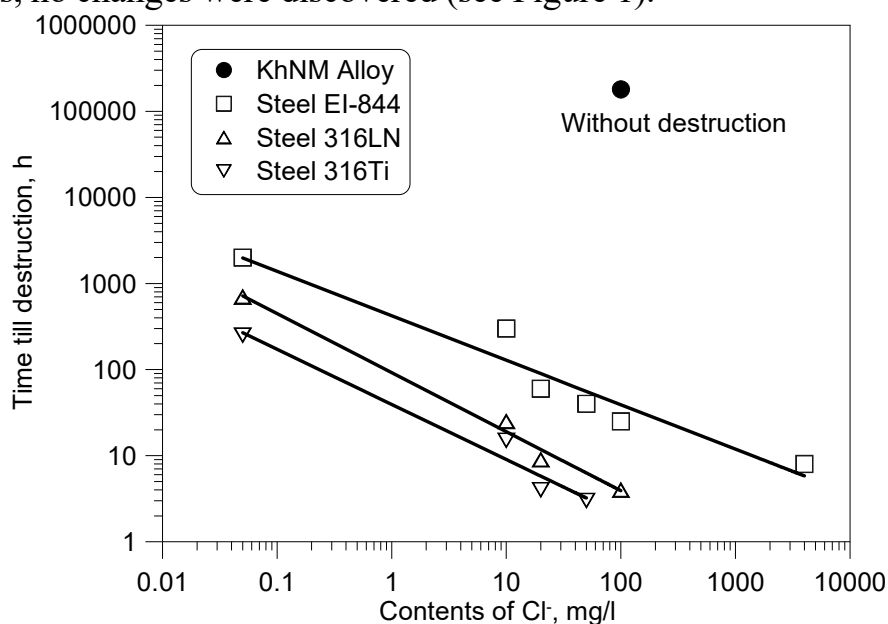


Figure 1 - Results of ampoule tests of samples of alloy 42HNM and steels

The positive property of the alloy is high plasticity in the irradiated state at temperatures of 300-400 ° C, both short-term (see Figure 2) and long-term (see table and Figure 3).

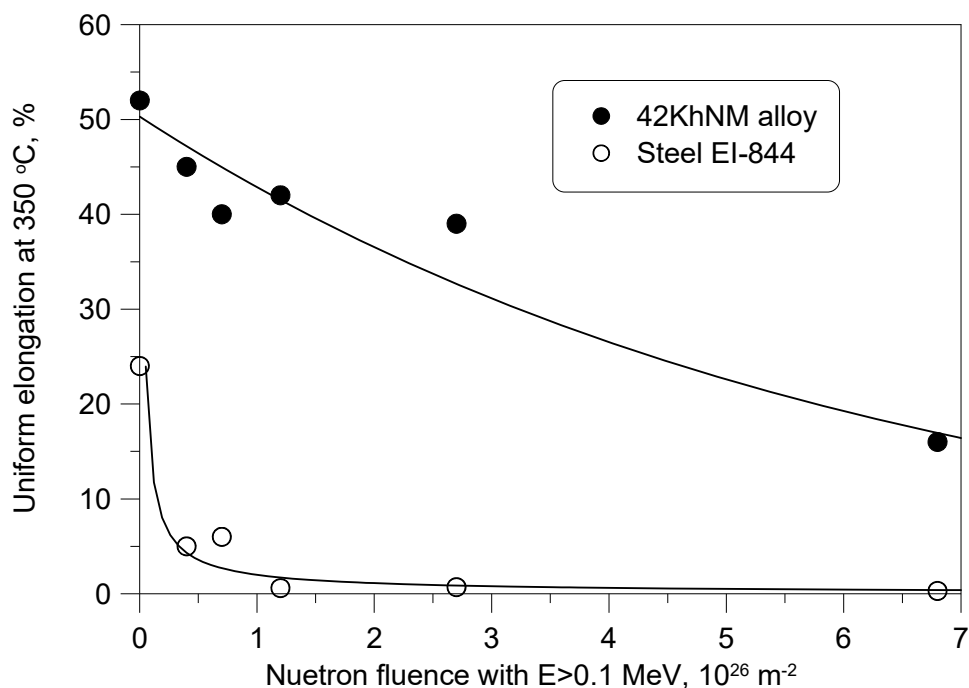


Figure 2 - Plasticity of irradiated specimens from alloy 42HNM and steel

Table - Test results of fuel rod models with claddings from alloy 42KhNM and steel in the SM-2 reactor in water at a temperature of 290 °C

Cladding material	Test time, h	Neutron fluence with $E>0.1 \text{ MeV}, \text{ m}^{-2}$	Number of models	Deformation of cladding, %	% of destruction
42KhNM	2100	$3.8 \cdot 10^{25}$	9	3.2 - 4.1	0
42KhNM	6300	$6.0 \cdot 10^{25}$	5	4.3 - 8.2	0
42KhNM	6300	$4.5 \cdot 10^{25}$	18	4.0 - 6.2	0
Steel EI-844			14	1.4 - 2.0	100
42KhNM	12000	$1.2 \cdot 10^{26}$	16	2.7 - 3.2	0
Steel EI-844			8	0.7 - 1.4	100
42KhNM	10200	$8.4 \cdot 10^{25}$	14	4.8 - 8.2	0
Steel EI-844			10	1.2 - 1.9	100



Figure 3 - Appearance of the irradiated model with cladding from 42KhNM alloy

Alloy 42KhNM has already been successfully used as a cladding material for fuel rods of nuclear icebreakers, as well as absorbing rods of the control and protection system of VVER reactors. The use of this alloy is also promising as a cladding material for fuel rods of VVER reactors.

References

- [1] Solonin M.I., Kondratiev V.P., Votinov S.N., Rechitsky V.N., Kazennov Yu.I., Alekseev A.B., Kolotushkin V.P. Alloy XHM-1 as a promising material for elements of nuclear and thermonuclear reactors with a water coolant. *Issues of Atomic Science and Engineering. Materials Science and Novel Materials*, 1995, No. 1 (52), p. 13-20
- [2] Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. XHM-1 alloy as a promising structural material for water-cooled fusion reactor components. *Journal of Nuclear Materials*, 233-237 (1996), 586-591
- [3] Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. Cr-Ni alloys for fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*, 258-263 (1998), 1762-1766
- [4] Vatulin A.V., Kondrat'ev V.P., Rechitsky V.N., Solonin M.I. Study of corrosive and radiation-resistance of "Bochvalloy" Ni-Cr alloy. *Metal Science and Heat Treatment*, No. 11, 2004, p. 19-24

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ АКТИВНЫХ ЗОН АТОМНЫХ ЛЕДОКОЛОВ НА БАЗЕ ОПЫТА ЭКСПЛУАТАЦИИ И ПОСЛЕРЕАКТОРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

О.Б. Самойлов, О.А. Морозов, А.Н. Лепехин, В.Ю. Силаев,
А.А. Захарычев, В.В. Васильев

АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

С момента ввода в эксплуатацию в 1959 году первого атомного ледокола отечественная судовая ядерная энергетика прошла большой путь развития и совершенствования: ресурс основного оборудования реакторных установок (РУ) повышен к настоящему времени от первоначального значения в 17-20 раз, энергоресурс активных зон увеличен в 6 раз, срок службы достиг 30 лет. Надежная работа активных зон позволила довести продолжительность кампании до 5-7 лет при высокой интенсивности эксплуатации и хороших радиационно-экологических показателях РУ.

Активные зоны судовых реакторов обладают целым рядом специфических особенностей, таких как неремонтопригодность, невозможность корректировки состава в ходе кампании, широкое применение выгорающих поглотителей, физического и гидравлического профилирования, что выдвигает чрезвычайно жесткие требования к надежности обоснования нейтронно-физических, теплогидравлических, ресурсных характеристик и ядерной безопасности на стадии проектирования, к точности и достоверности расчетных кодов, а также к конструктивной надежности и качеству изготовления.

Моделирование полного комплекса воздействия реакторных условий вне действующего реактора практически невозможно, поэтому основной базой для совершенствования активных зон является опыт эксплуатации, включая его важнейшую компоненту – данные послереакторных материаловедческих исследований облученных элементов.

В составе РУ типа КЛТ-40 атомных ледоколов, начиная с 1970г. находились в эксплуатации более 70 активных зон, включая опытные и серийные.

Испытания опытных активных зон выполнялись в ходе использования РУ по прямому назначению, что с учётом высокой интенсивности эксплуатации ледоколов способствовало минимизации затрат и продолжительности цикла испытаний.

Более 20 отработавших ТВС из этих активных зон были исследованы в «горячих камерах» НИИАР. С учетом результатов этих исследований в конструкцию ТВС были поэтапно внедрены усовершенствования в части материала чехла, оболочечного материала и конструкции твэла, конструкции системы дистанционирования, фракционного состава топлива, технологических параметров при изготовлении твэла, состава поглощающей композиции и технологии изготовления стержней с выгорающим поглотителем, состава борированных конструкционных элементов ТВС.

Данные эксплуатации по выгоранию активных зон в течение кампании обеспечивают также уникальную базу данных для верификации нейтронно-физических кодов, включая данные по точности прогноза энергозапаса, рабочим положениям КГ и условиям ядерной безопасности в ходе кампании.

Качественный скачок в совершенствовании характеристик активных зон действующих атомных ледоколов был обеспечен за счёт перехода на применение активных зон типа 14-10 с твэлом в гладкоцилиндрической оболочке из циркониевого сплава Э110, на основе освоенного дисперсионного топлива.

Внедрение серийных активных зон типа 14-10-3М позволило значительно улучшить технико-экономические показатели топливного цикла судовых ЯЭУ, повысить радиационно-экологическую безопасность атомных судов, снизить дозовые нагрузки персонала и объёмы РАО. Создание и внедрение активных зон типа 14-10-3М является значительным успехом российской ядерной энергетики.

Перспективы дальнейшего совершенствования активных зон для судовых реакторов связываются прежде всего с увеличением их ресурса и энергозапаса в обеспечение повышенных заданных темпов эксплуатации и продолжительности работы без перезарядки.

Для активных зон ближайших лет разработки включая активные зоны для РУ РИТМ-200(УАЛ) и РИТМ-400 («Лидер») наиболее обоснованным является применение коррозионно и радиационностойкого хромоникелевого сплава 42ХНМ в качестве оболочечного материала, а также освоенных циркониевых сплавов в составе конструкционных элементов ТВС, что всесторонне подтверждено опытом эксплуатации и послереакторных исследований.

Сохраняет свою актуальность и проблема повышения коррозионной стойкости циркониевых сплавов применительно к перспективным активным зонам с большим ресурсом. В этом плане представляют большой интерес материаловедческие исследования ОТВС из активной зоны 14-10-3У, завершившей в 2016г эксплуатацию в реакторе ледокола «Таймыр».

Особо стоит задача послереакторных исследований характеристик низкообогащенного металлокерамического топлива в обеспечение его лицензирования применительно к экспортно-ориентированным РУ АСММ на базе судовых технологий.

UPGRADING OF REACTOR CORES FOR NUCLEAR ICEBREAKERS BASED ON OPERATIONAL EXPERIENCE AND PIE

O.B. Samoylov, O.A. Morozov, A.N. Lepekhin, V.Yu. Silayev,
A.A. Zakharychev, V.V. Vasilyev

JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia

Russian marine power engineering industry has made a long way of development and improvement since the time when the first nuclear ice-breaker was placed into service in 1959. The lifetime of the main reactor plant equipment has been increased by 17-20 times as compared with the initial value, stored energy of the reactor cores has been scaled up by a factor of six and their service life has grown up to 30 years. Reliable operation of reactor cores made it possible to increase the cycle between refueling up to 5-7 years along with high operating rate and high-quality radiation protection and environmental safety characteristics of reactor plants.

Cores of marine reactor plants have a number of specific features such as non-maintainability, inability to change the configuration during fuel cycle, extensive use of burnable absorbers, physical and hydraulic zoning, which imposes extremely stringent requirements for reliable validation of nuclear, thermohydraulic and lifetime characteristics, and nuclear safety assessment at the design engineering stage, for accuracy and reliability of computer codes as well as for structural reliability and manufacturing quality.

It is practically impossible to simulate outside an operating reactor the entire set of impacts that occur under reactor conditions. Therefore, the upgrading of the reactor cores is mainly based on operational experience including its most critical component, i.e. post-irradiation materials science examination of irradiated components.

Since 1970s more than 70 reactor cores, both prototype and commercial ones, have been operated as part of KLT-40 type reactor plants of nuclear icebreakers. The prototype reactor cores were tested in the course of reactor plant operation for the intended purpose with account of high operating rate of nuclear icebreakers, which contributed to reduction of costs and duration of testing period.

More than 20 spent fuel assemblies (FAs) withdrawn from those cores were tested in hot chambers (cells) of SSC RIAR. Based on the examination results the FA design has been gradually improved as related to FA overpack material, cladding material, fuel rod design, design of spacer system, fuel fractional composition, process parameters in fuel rod manufacturing, content of absorbing composition, manufacturing technology of rods with burnable absorber, composition of FA borated structural components.

Operational data on reactor core burnup characteristics obtained during fuel cycle also provides a unique database which enables validation of computer codes used for neutronic analyses, including data on accuracy of core stored energy prediction, operating positions of compensating groups, and conditions of nuclear safety during fuel cycle.

A qualitative leap in improving characteristics of reactor cores of operating nuclear icebreakers was ensured by switching over to reactor cores of 14-10 type fuel rods with smooth cylinder-shaped cladding made of zirconium alloy E110 based on utilized dispersion fuel.

Implementation of commercial reactor cores of 14-10-3M type made it possible to substantially improve fuel cycle technical and economic performance indices for Marine Propulsion Nuclear Power Facilities, enhance radiation protection and environmental safety of nuclear vessels, decrease personnel radiation exposure doses and radwaste volumes. Development and implementation of 14-10-3M type reactor cores represents a significant breakthrough of the Russian nuclear industry.

Future expectations related to further reactor core improvements for marine reactor plants concern first of all enhancement of their lifetime and stored energy aimed at achieving increased assigned operation rates and operation period without refueling.

The short run expectations for the reactor cores to be developed during the next few year, including reactor cores for RITM-200 (multipurpose nuclear icebreaker) RP and RITM-400 “Leader”) RP are mainly based on the application of corrosion- and radiation-resistant nickel-chromium alloy 42CrNiMo as a cladding material as well as developed zirconium alloys used as part of FA structural elements which is extensively justified by operating experience and post-irradiation examinations.

It is still a challenging issue to enhance corrosion resistance of zirconium alloys as applied to advanced reactor cores with a long lifetime. In this regard, the materials science research work related to experimental fuel assemblies withdrawn from the 14-10-3U core which finished its operation in the reactor of nuclear icebreaker *Taimyr* in 2016 is of the utmost interest.

The main challenging task is the post-irradiation examination of low-enriched cermet fuel characteristics in support of its licensing applied to export-oriented reactor plants for low power nuclear stations based on marine technologies.

IRRADIATION PROJECTS ON STRUCTURAL MATERIALS IN CHINA EXPERIMENTAL FAST REACTOR

B. Long, Ch. Huang

CIAE, Beijing, China

This present report gives a brief introduction on the main technical parameters of CEFr, such as core arrangement, neutron energy spectrum, neutron flux and et al. Some important irradiation projects on structural materials in CEFr are also reviewed.

Топливо и твэлы энергетических реакторов

РЕАКТОРНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ ИЗ СПЛАВА Э110-М В ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ РЕАКТОРАХ И РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕРЕАКТОРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

А.Ю. Шевяков, В.А. Маркелов, В.В. Новиков, Н.С. Сабуров,
А.Ю. Гусев, В.Ф. Коньков, М.М. Перегуд

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Проанализированы результаты опытной эксплуатации твэлов с оболочкой из сплава Э110М в составе тепловыделяющих сборок типа ТВС-2М в реакторе ВВЭР-1000 блока 2 Балаковской АЭС в течение 3-х 18-ти месячных циклов. Данные осмотра трех опытных ТВС-2М, достигших выгорания (55 – 60) МВт·сут/кгU, свидетельствуют о высоком сопротивлении формоизменению и стойкости к коррозии сплава Э110М в сопоставлении с другими оболочечными материалами.

Подтверждают высокие характеристики сплава Э110М результаты сравнительных со сплавами Э110опт, Э125 и Э635М испытаний экспериментальных твэлов в Халден-реакторе в условиях водно-химического режима (ВХР) PWR. Облучение проводилось при заданной на оболочках расчетной температуре 351 °С в литиевом (до 10 ppm Li) ВХР с паросодержанием до 2,0 % объемных и длительностью 907 эффективных суток с достижением выгорания топлива до 60,55 МВт·сут/кгU.

В настоящем сообщении представлены результаты неразрушающих исследований в Халдене: кинетики роста оксидной пленки на твэлах и образцах по данным вихретоковых измерений, состояния их наружной поверхности по визуальным наблюдениям и данные измерений диаметра и удлинения твэлов в процессе проведения реакторных испытаний. Значения толщины оксида на оболочках из сплавов Э110опт и Э110М сопоставимы. Разрушающие послереакторные исследования по данным металлографии подтверждают результаты вихретоковых измерений толщины оксидной пленки на оболочках исследуемых сплавов. По наблюдениям в оптический микроскоп проанализировано слоистое строение оксидных пленок и картина распределения гидридов по толщине оболочки для каждого сплава. На приборе ЛЕСО методом плавления определено содержание водорода в исследуемых сплавах.

Результаты послереакторных исследований в Халдене сопоставлены с данными вне реакторных исследований образцов оболочек после автоклавных испы-

таний, проведенных в воде, при аналогичной, что и в реакторе, температуре и концентрации лития.

Полученные результаты показывают, что наилучшее сочетание свойств для оболочек ТВЭЛов под облучением в жестком литиевом водно-химическом режиме PWR Халден-реактора демонстрируют сплавы Э110опт и Э110М. При этом сплав Э110М имеет преимущество над Э110опт по сопротивлению ползучести, при одинаковой с ним коррозионной стойкости.

E110-M ALLOY FUEL ROD CLADDINGS IN-REACTOR TESTS IN WATER-COOLED REACTORS AND POST-IRRADIATION EXAMINATION RESULTS

A.Yu. Shevyakov, V.A. Markelov, V.V. Novikov, N.S. Saburov, A.Yu. Gusev,
V.F. Konkov, M.M. Peregud

JSC «VNIINM», Moscow, Russia

The results of trial operation of E110M alloy fuel rod claddings as part of TVS-2M type fuel assemblies in unit 2 of Balakovo NPP VVER-1000 reactor during 3 18-month-long cycles were analyzed. Inspection data of three experimental TVS-2M, which reached a burn-up of (55–60) MW·day/kgU, testifies to the high shaping and corrosion resistance of E110M alloy in comparison with other cladding materials.

High characteristics of the E110M alloy are confirmed by tests results of experimental fuel rods in the Halden reactor under conditions in water-chemical regime (WCR) PWR in comparison with E110opt, E125 and E635M alloys. Irradiation was carried out at a design temperature of 351 °C in lithium WCR (up to 10 ppm Li) with steam content up to 2.0% by volume and a duration of 907 effective days with a burn-up of 60.55 MW·day/kgU.

This report presents the results of non-destructive tests in Halden: oxide film growth kinetics on fuel rods and samples received by eddy current method, the state of their outer surface from visual observations and data on diameter measurements and elongation of fuel rods in the process of reactor tests. The oxide film thickness on E110opt and E110M alloys fuel rod claddings are comparable. Destructive post-irradiation examinations according to metallography confirm the results of eddy current measurements of the oxide film thickness on studied alloys fuel rod claddings. According to observations in an optical microscope, the layered structure of oxide films and the distribution of hydrides over the cladding thickness for each alloy were analyzed. Hydrogen content was determined using melting method on LECO device.

The results of post-irradiation examinations in Halden are compared with data from non-reactor examinations of cladding samples after autoclave tests carried out in water, at the same temperature and lithium concentration as for in-reactor tests.

Obtained results show that the best combination of properties for fuel claddings under irradiation in a hard lithium water-chemical mode of Halden-reactor are demonstrated by E110opt and E110M alloys. At the same time, E110M alloy has an advantage over E110opt in creep resistance, having the same corrosion resistance.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ТВЭЛОВ С ОБОЛОЧКАМИ ИЗ СПЛАВОВ Э110 И Э110 ОПТ., ОТРАБОТАВШИХ ДО ВЫГОРАНИЯ ТОПЛИВА 49,6–63,7 МВт·сут/кг УРАНА

А.В. Строжук, В.А. Жителев, И.Н. Волкова, Ю.Д. Гончаренко,
А.С. Хренов, Г.В. Шевляков, А.А. Боков

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Проведен сравнительный анализ формоизменения, коррозионного состояния и механических свойств твэлов с утонёнными оболочками из штатного сплава Э110 и опытных твэлов с оболочками из усовершенствованного сплава Э110 опт. на основе губчатого и электролитического циркония после опытно-промышленной эксплуатации на энергоблоке №1 Калининской АЭС. Усовершенствование сплава Э110 осуществлялось за счет увеличения содержания в нем двух легирующих компонентов: кислорода в диапазоне 600-990 ppm и железа в диапазоне 400-500 ppm. Оптимизация проводилась с целью повышения сопротивления радиационно-термической ползучести и нодулярной коррозии. Характеристики исследованных твэлов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристики исследованных твэлов

№ п/п	Выгорание топлива, МВт·сут/кгU	Материал оболочки твэлов	Основа материала	Содержание легирующих элементов в оболочке, ppm	
				кислород	железо
1	49,6–63,7	Э110	Губка	320–400	100–300
2	51,0–57,0	Э110 опт.	Губка производства Wah Chang	730–840	400–500
3	54,9–60,2	Э110 опт.	Электролитическая	640-660	400

Анализ экспериментальных данных по формоизменению, коррозионному состоянию и механическим свойствам опытных твэлов с оболочками из усовершенствованного сплава Э110 опт. на различных основах и штатных твэлов с оболочками из сплава Э110 выявил их различия. В диапазоне выгораний топлива 51,0–60,2 МВт·сут/кгU деформация ползучести оболочек после контакта с топливом опытных твэлов из сплава Э110 опт. примерно на 10 мкм меньше, чем у оболочек из штатного сплава Э110, а удлинения примерно на 3 мм больше (рисунки 1 и 2).

Существенных различий в формоизменении оболочек опытных твэлов из сплавов Э110 опт. на губчатой и электролитической основах не обнаружено.

Результаты измерения толщины оксидной плёнки на поверхности твэлов металлографическим методом показали, что её максимальная толщина для оболочек из сплава Э110 находится в диапазоне 4–7 мкм, а для оболочек опытных твэлов из сплава Э110 опт. – 9–13 мкм. При этом оксидная пленка равномерного типа без трещин и отслоений.

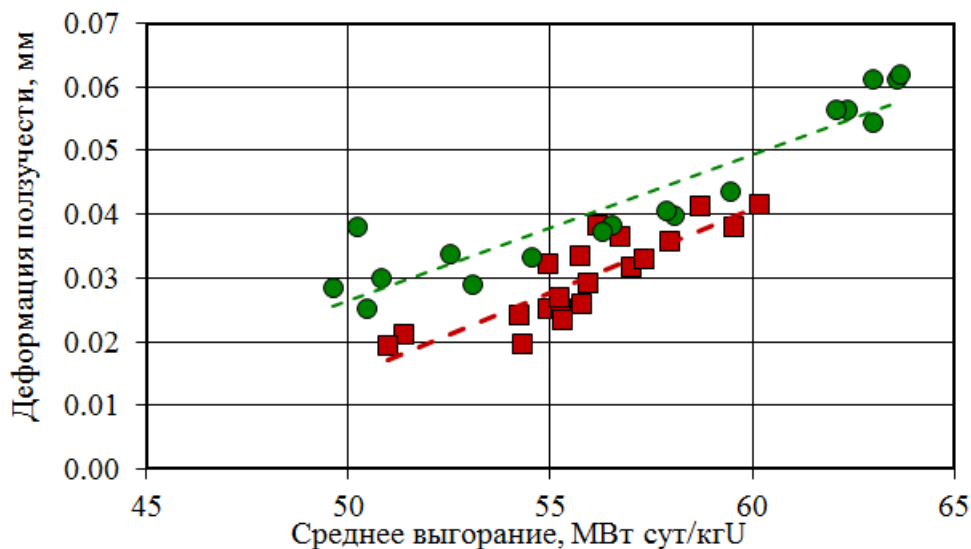


Рис. 1 – Деформация ползучести после контакта с топливом штатных и опытных твэлов с оболочками из сплавов Э110 (●) и Э110 опт. (■)

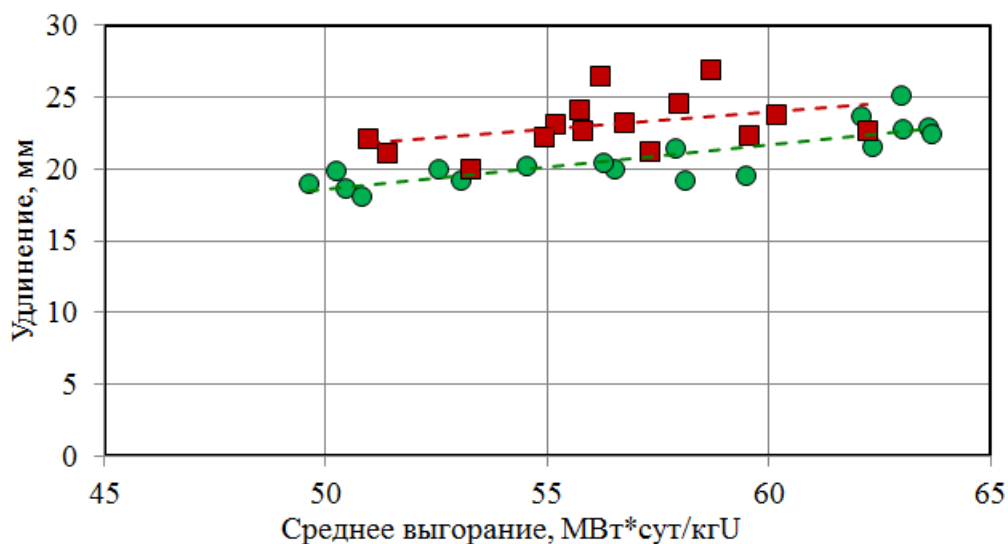


Рис. 2 – Удлинение штатных и опытных твэлов с оболочками из сплавов Э110 (●) и Э110 опт. (■)

Механические свойства оболочек в поперечном направлении при растяжении, проводимые на кольцевых образцах, показали лучшие прочностные характеристики сплава Э110 опт. (рис. 3). Если у оболочек из штатного сплава Э110 предел прочности при температуре 20°C находится в пределах 545–600 МПа, а при температуре 380°C – 330–385 МПа, то у оболочек из оптимизированного сплава Э110 опт. – 590–680 МПа и 355–435 МПа, соответственно. Существенных различий по общему относительному удлинению кольцевых образцов оболочек из сплава Э110 и Э110 опт. не наблюдается.

Таким образом, результаты послереакторных исследований опытных твэлов с оболочками из усовершенствованного сплава Э110 опт., отработавших в диапазоне выгорания топлива 51,0–60,2 МВт·сут/кгU, выявили отличия по формоизменению, коррозионным и механическим свойствам. Оболочки из сплава Э110 опт. характеризуются меньшей величиной деформация ползучести после контакта с топливом и более высокими прочностными свойствами.

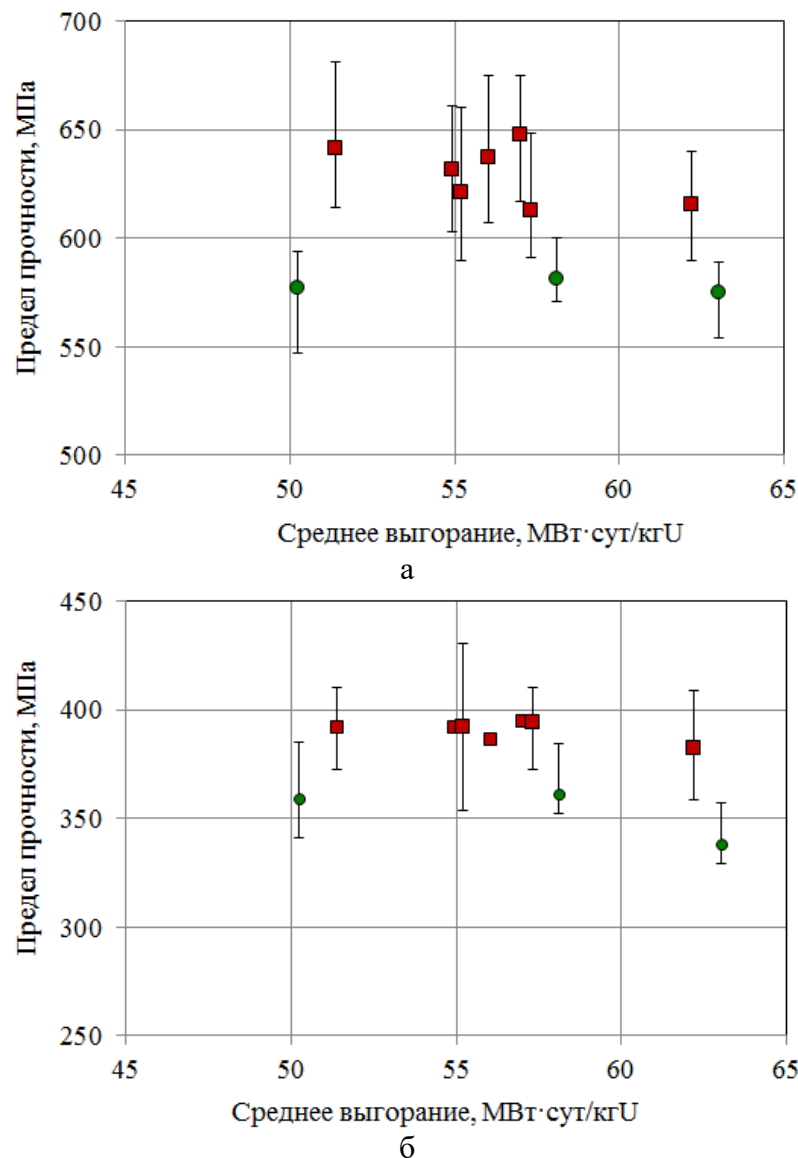


Рис. 3. Предел прочности кольцевых образцов оболочек штатных и опытных твэлов с оболочками из сплавов Э110 (●) и Э110 опт. (■) при температурах испытаний 20°C (а) и 380°C (б)

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE STATE OF E110 AND E110 OPT. FUEL ROD CLADDINGS SPENT UP TO 49.6–63.7 MW·DAY/KG U

A.V. Strozhuik, V.A. Zhitelev, I.N. Volkova, Yu.D. Goncharenko, A.S. Khrenov, G.V. Shevlyakov, A.A. Bokov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

A comparative analysis was done of the deformation, corrosion state and mechanical properties of fuel rods with thinned claddings from standard E110 and experimental fuel rods with claddings from advanced E110opt. alloy based of spongy and electrolytic zirconium after pilot operation at the Kalinin NPP, Unit 1. E110 alloy was improved by increasing the content of two alloying components, namely, oxygen in the range of 600-990ppm and iron in the range of 400-500ppm. The alloy was optimized to increase its resistance to irradiation-induced thermal creep

and nodular corrosion. The characteristics of examined fuel rods are presented in Table 1.

Table 1 – Characteristics of examined fuel rods

#	Burnup, MW·day/kgU	Cladding material	Material	Content of alloying elements in the cladding, ppm	
				oxygen	iron
1	49,6–63,7	E110	Sponge	320–400	100–300
2	51,0–57,0	E110 opt.	Wah Chang sponge	730–840	400–500
3	54,9–60,2	E110 opt.	Electrolytic	640–660	400

Analysis of experimental data on the deformation, corrosion state and mechanical properties of experimental fuel rods with claddings of advanced alloy E110 opt. on various bases and standard fuel rods with claddings from alloy E110 revealed their differences. In the burnup range 51.0–60.2 MW·day/kgU, after contact with fuel, the creep deformation of experimental claddings made of alloy E110 opt. is about 10µm less than that of standard E110 alloy claddings, and elongation is about 3mm more (Figures 1 and 2).

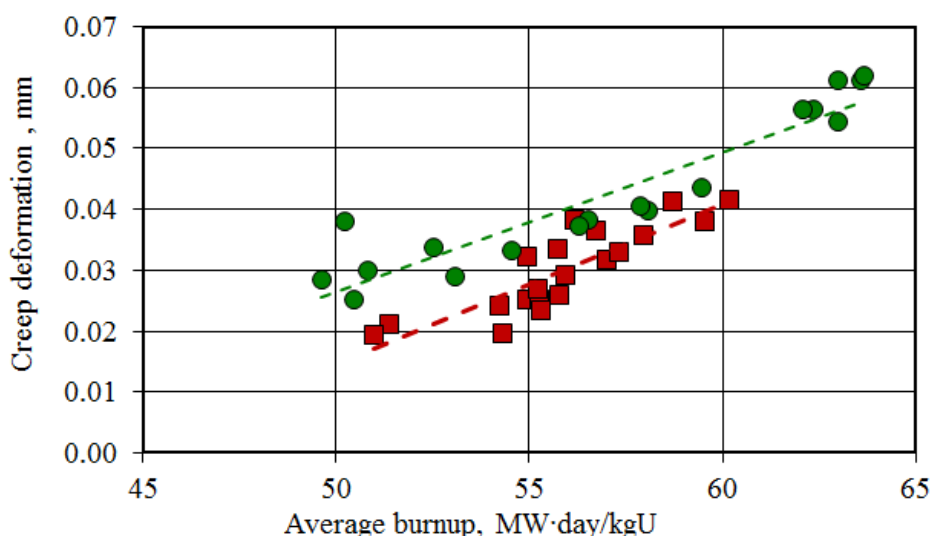


Fig. 1 – Creep deformation of standard and experimental claddings E110 (●)E110 opt. (■) after the contact with fuel

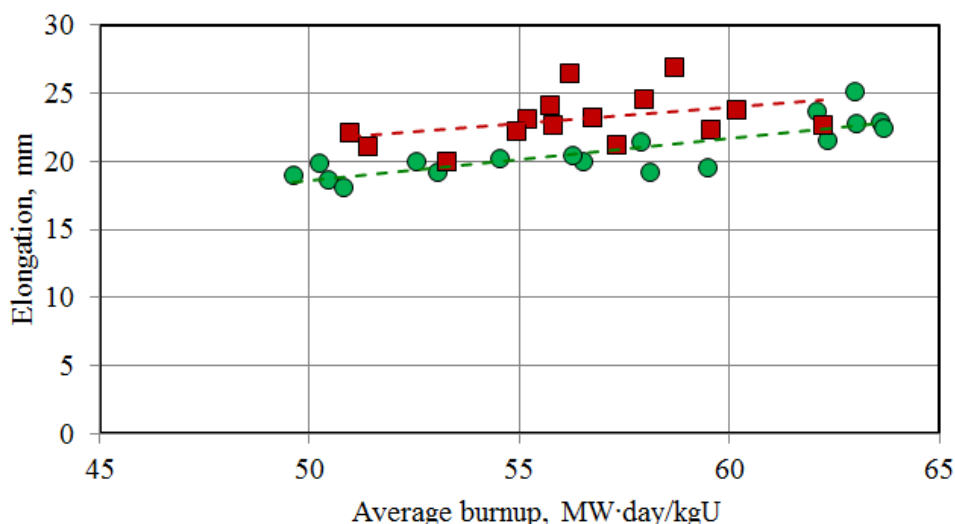


Fig. 2 – Elongation of standard and experimental claddings E110 (●) and E110 opt. (■)

No significant differences were found in the deformation of experimental claddings from E110 opt. alloy on spongy and electrolytic bases.

The results of the oxide film thickness measurements performed on the fuel rod surface by metallography showed that its maximum thickness for claddings made of E110 alloy was in the range of 4-7 μm , and for experimental claddings made of E110 opt. alloy it was 9-13 μm . At the same time, the oxide film was uniform with no cracks and delamination.

The mechanical properties of claddings in the transverse direction under tension applied to ring specimens showed better strength characteristics of alloy E110 opt. (Fig. 3). While tensile strength of claddings of standard E110 alloy is 545-600MPa at a temperature of 20°C, and 330-385MPa at a temperature of 380°C, for claddings made of an optimized E110 opt. alloy these values are 590-680MPa and 355-435MPa, respectively. No significant differences were observed in the overall relative elongation of the ring samples of claddings made of alloy E110 and E110 opt.

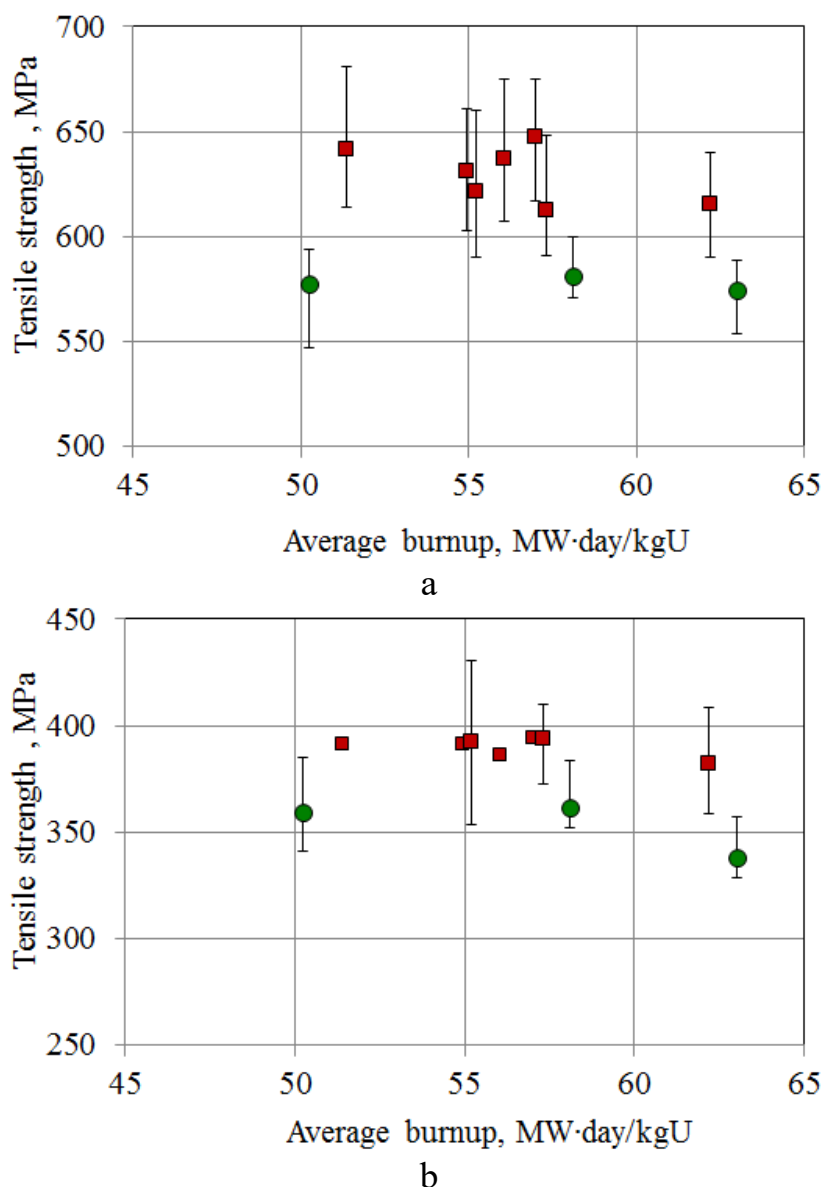


Fig. 3. Tensile strength of ring samples from standard and experimental claddings made of E110 (●) and E110 opt. (■) at test temperatures 20°C (a) and 380°C (b)

Thus, the results of post-irradiation examinations of experimental fuel rods with claddings made of advanced alloy E110 opt. spent in the burnup range 51.0–60.2 MWday/kgU, revealed differences in the deformation, corrosion and mechanical

properties. Cladding alloy E110 opt. is characterized by a lower creep deformation after contact with fuel and higher strength properties.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ИЗ СПЛАВОВ Э110 ОПТ. И Э110-М НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЕВОЙ ГУБКИ

А.Г. Мальгин¹, В.А. Маркелов¹, В.В. Новиков¹, И.А. Шелепов¹,
В.Е. Донников², В.И. Латунин²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²ОАО «ВТИ», г. Москва, Россия

В настоящем докладе представлены результаты работы по изучению высокотемпературного окисления в среде водяного пара сплавов Э110опт и Э110М на основе циркониевой губки.

Испытания по двустороннему окислению в паре при температурах от 900 до 1200 °С проводились на образцах промышленных оболочечных труб в состоянии поставки в соответствии с методиками NRC (США). При проведении высокотемпературных испытаний после достижения заданной длительности окисления образцы труб подвергались охлаждению в паре со скоростью > 2 °С/с до 800 °С с последующей закалкой в воду.

Выполнены исследования кинетики высокотемпературного окисления в паре и структурно-фазового состояния материалов, определены содержание поглощенного водорода и остаточная пластичности окисленных образцов после быстрого охлаждения.

Результаты работ показали, что процесс высокотемпературного окисления оболочечных труб из сплавов Э110опт и Э110М протекает одинаково без развития раннего «breakaway» эффекта и после окисления до 17 % ЛГО трубы сохраняют остаточную пластичность при 135 °С более 2 %, что удовлетворяет требованиям NRC.

RESEARCH OF HIGH-TEMPERATURE OXIDATION BEHAVIOR OF E110 OPT. AND E110-M SPONGE BASED ZIRCONIUM ALLOYS

A.G. Malgin¹, V.A. Markelov¹, V.V. Novikov¹, I.A. Shelepov¹,
V.E. Donnikov², V.I. Latunin²

¹JSC «VNIINM», Moscow, Russia

²JSC «VTI», Moscow, Russia

Double-sided oxidation experiments were carried out in the temperature range of 900 – 1200 °С on cladding tube samples in their as fabricated state according to the NRC LOCA test methodology. The cooling regime was used for samples after the oxidation test: slow cooling (> 2°C/s) to 800 °С with subsequent quenching.

A study of high-temperature oxidation kinetics, metallographic analysis, hydrogen content and residual ductility of quenched samples was performed. The presented paper contains high-temperature kinetics of E110opt and E110M cladding tubes, results of the metallographic analysis, hydrogen content evaluation, as well as the results of residual ductility evaluation after ring compression tests performed at 135°C. In addition to the above mentioned, a detailed discussion of these materials' high-temperature behavior compared to NRC LOCA requirements and other oxidation criteria is presented.

High-temperature oxidation tests have shown, that no breakaway oxidation was observed during the oxidation of E110opt and E110M alloys on sponge based. The high-temperature oxidation resistance of E110M is comparable with the E110opt alloy. The residual ductility of oxidized samples from E110M and E110opt alloy (900 – 1200 °C, $ECR_{C-P} < 17\%$) and tested at 135°C is higher than 2%, which meets the NRC LOCA requirements.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОКИСЛЕНИЕ СПЛАВА Э110 С ПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ Fe-Cr-Ni И Cr-Ni

А.С. Яшин¹, Б.А. Калинин¹, Н.В. Волков¹, Д.А. Сафонов¹, П.С. Джумаев¹,
В.В. Новиков², В.И. Кузнецов², П.В. Федотов²,
А.А. Мокрушин³, К.К. Полунин³

¹ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

³ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия

Разработка толерантного ядерного топлива, устойчивого к последствиям аварий с потерей теплоносителя является актуальной и важной задачей. Среди возможных способов усовершенствования оболочек твэлов для снижения коррозионного воздействия высокотемпературного водяного пара, одним из наиболее эффективных и технологичных является нанесение защитных покрытий.

В данной работе исследовались фрагменты оболочек твэлов из сплава Э110 с покрытиями на основе сплавов FeCrNi и NiCr. Покрытия наносились на установках ИЛУР-03 и КВК-10 в процессе комплексной ионно-пучковой обработки, включающей в себя воздействие пучка Ag^+ с энергией до 35 кэВ и магнетронное осаждение выбранных материалов. Покрытия имеют толщину 2-10 мкм и многослойную структуру, что можно видеть на рисунке 1. Испытания в высокотемпературном паре проходили в изотермическом режиме при 1200, 1000

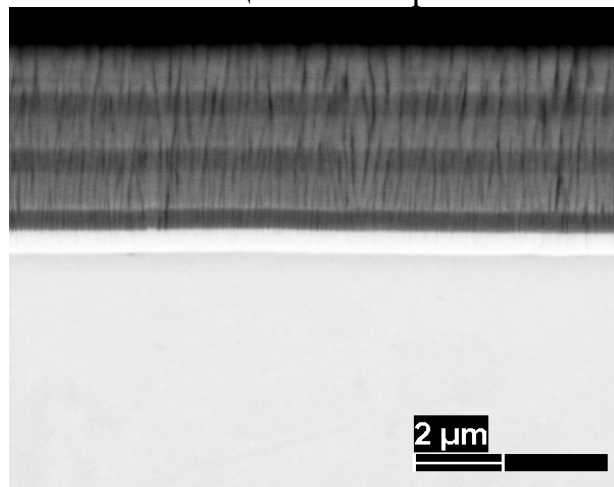


Рисунок 1 – Типичное поперечное строение покрытий на основе сплава CrNi, полученное методом РЭМ

и 800°C с выдержкой до 10,000 с. Как показал сравнительный анализ образцов после окисления при 1200 °C с выдержкой 400 с, сформированные покрытия значительно тормозят деструктивные коррозионные процессы, а именно: образование диоксида циркония ZrO_2 и насыщение кислородом металлического подслоя $\alpha-Zr(O)$, что можно видеть на рисунке 2. Причем, образцы с покрытиями на основе сплава FeCrNi обнаруживают привес $12,0 \pm 0,5$ мг/см², превышающий значение для образцов в исходном состоянии $10,9 \pm 0,2$ мг/см², что, вероятно, связано с активным окислением элементов покрытия, в частности железа. Образцы с покрытиями на основе CrNi имеют наименьший привес $6,6 \pm 0,5$ мг/см².

Покрyтия на основе сплава FeCrNi. Анализ результатов рентгеновского микроанализа показал, что атомы покрытия частично участвуют в образовании оксида на внешней поверхности образцов, а частично вытесняются на фронт движения кислорода, скапливаясь на границе $\alpha-Zr(O)$ и $\epsilon-\beta-Zr$, и тем самым, предположительно, создают барьер, который снижает скорость движения кислорода вглубь материала, что можно видеть из рисунка 3. Причём повышенная концентрация атомов хрома

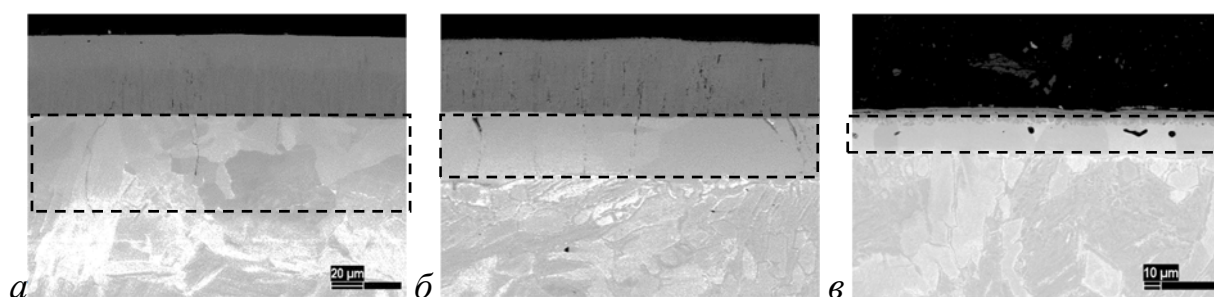


Рисунок 2 – Типичное поперечное строение образцов из сплава Э110 без покрытий (а), с покрытием на основе FeCrNi (б) и CrNi (в) после окисления в паре при 1200 °C 400 с: пунктиром показаны границы зоны $\alpha-Zr(O)$

наблюдается вплоть до глубин 100-150 мкм, а железа – до 200-300 мкм, после чего сигнал выходит на фоновые значения.

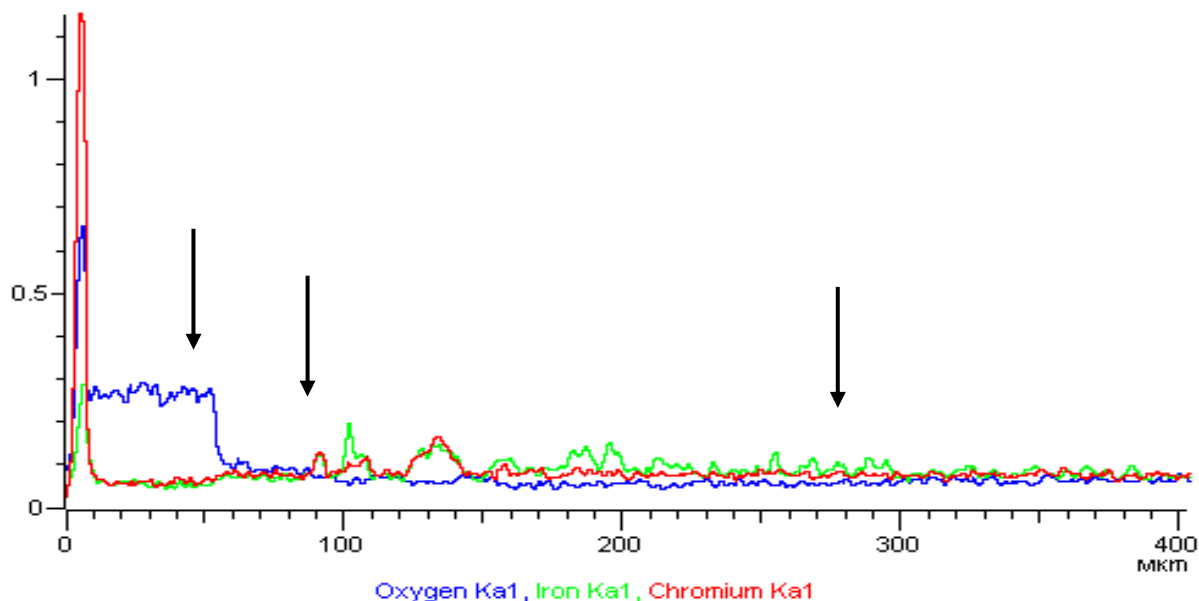


Рисунок 3 - Распределение кислорода, железа и хрома по глубине образца с покрытием на основе FeCrNi после окисления в паре при 1200 °C 400 с: стрелками показаны границы раздела зон $ZrO_2, \alpha-Zr(O)$ и максимального проникновения атомов покрытия (слева направо)

Покрyтия на основе сплава CrNi. Детальное изучение поперечной структуры окисленных образцов с покрyтиями на основе сплава CrNi показало то, что материал вблизи внешней поверхности имеет многослойное строение с различным содержанием элементов, которые, очевидно, перераспределяются в процессе высокотемпературного окисления. Оксидная плёнка на внешней поверхности, по-видимому, представляет собой оксид хрома Cr₂O₃, толщина которого не превышает 2-3 мкм, что можно видеть из рисунка 4, содержание кислорода резко снижается на глубине 5-10 мкм, на протяжении области α-Zr(O) отсутствует повышенное содержание элементов из покрyтия на поверхности. Однако имеется повышенное содержание хрома на границе α-Zr(O)/ZrCr₂, что вероятно и сдерживает проникновение кислорода в диффузионную зону, и пик интенсивности хрома на глубине около 35 мкм у окончания области α-Zr(O), что в свою очередь сдерживает диффузионную подвижность кислорода во внешней области и снижает более заметно (в 10 раз) рост диффузионной зоны α-Zr(O) вглубь образца.

В порядке сравнительной оценки замедления высокотемпературного окисления сплава Э110 покрyтиями, в таблице приведены средние значения размеров областей на внешней поверхности после проведения ВТО для образцов

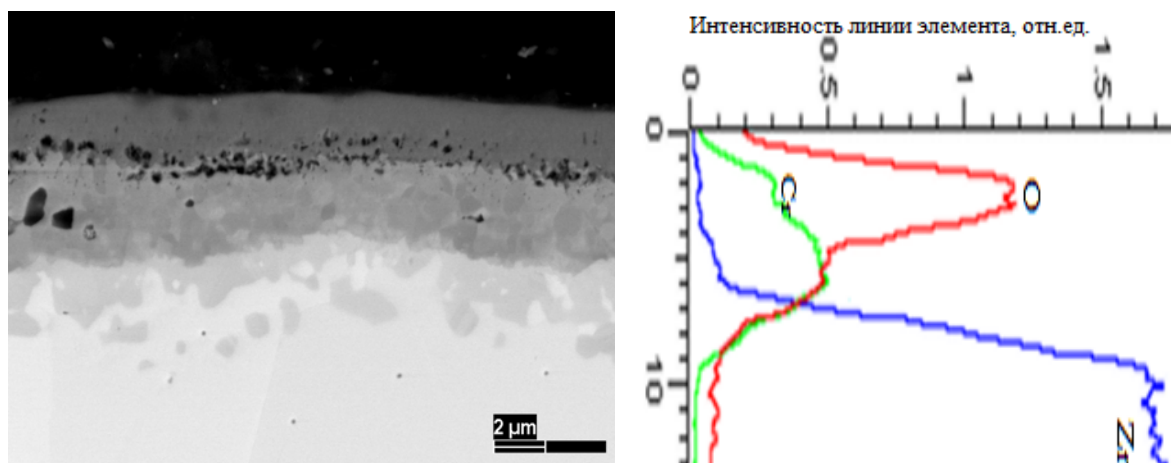


Рисунок 4— Внешняя поверхность образца С2/51 с покрyтием типа Cr-NiCr-Cr и соответствующее ему распределение кислорода, хрома и циркония по глубине внешнего поверхностного слоя. Состав слоев (сверху вниз): Cr+O, Cr+Zr + O, Cr+Zr+ Ni + O

без покрyтий и с покрyтиями. Данные для внутренней поверхности интереса не представляют, т.к. аналогичны внешней поверхности для образцов без покрyтия. В частности, из таблицы видно то, что по сравнению с образцами без покрyтий толщина оксидной пленки на внешней поверхности для покрyтия типа Cr-18CrFeNi-Cr не изменилась, при этом внешняя область α-Zr(O) значительно, в 2 раза, уменьшилась. В случае покрyтия типа Cr-NiCr-Cr внешняя область оксидов относительно образцов без покрyтия существенно уменьшилась.

Таблица— Средние значения размеров областей на внешней поверхности образцов из сплава Э110.ч без покрyтий и с покрyтиями после проведения ВТО при температуре 1200 °С, 400 с в водяном паре

Тип покрyтия	Внешняя область оксидов, мкм	Внешняя область α-Zr(O), мкм
Без покрyтия	58	86
Cr-18CrFeNi-Cr	58	43
Cr-NiCr-Cr	2	27

Важно отметить то, что при применении покрытия типа Cr-NiCr-Cr происходит образование эффективного диффузионного барьера для кислорода в виде оксида Cr_2O_3 и раствора хрома в диффузионной зоне $\alpha\text{-Zr(O)}$, сопровождаемое заметным снижением удельного привеса и ЛГО, практически полным отсутствием зоны диоксида циркония, сохранение "живого" сечения образца при ВТО.

HIGH TEMPERATURE OXIDATION OF THE ALLOY E110 WITH COATINGS BASED ON Fe-Cr-Ni AND Cr-Ni ALLOYS

A.S. Yashin¹, B.A. Kalin¹, N.V. Volkov¹, D.A. Safonov¹, P.S. Dzhumayev¹, V.V. Novikov², V.I. Kuznetsov², P.V. Fedotov², A.A. Mokrushin³, K.K. Polunin³

¹NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

³FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia

The development of an accident tolerant nuclear fuel that will be resistant to the consequences of accidents with a loss of coolant is an urgent and important task. The application of protective coatings is one of the most effective and technological methods among the possible ways of improving the claddings of fuel elements to decrease the corrosion action of high-temperature water vapor.

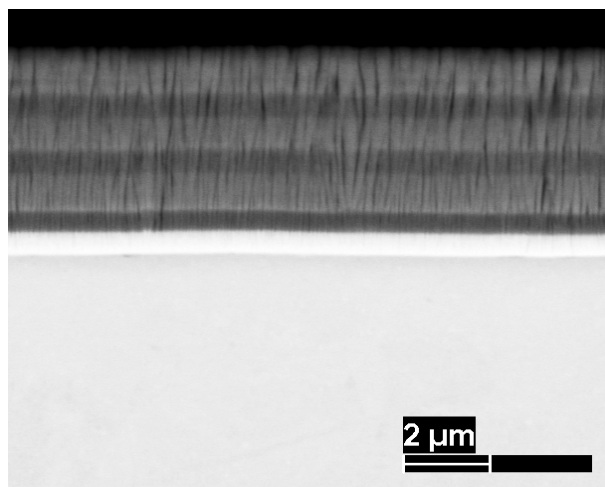


Fig. 1 A typical transverse structure of coatings based on the CrNi alloy, obtained by the SEM method

This work presents investigations of fragments of fuel claddings from the E110 alloy with coatings based on FeCrNi and NiCr alloys. The coatings were applied using the ILUR-03 and KVK-10 installations in the process of a complex ion-beam treatment including the action of an Ar^+ beam with the energy of up to 35 keV and magnetron deposition of the selected materials. As can be seen in Fig. 1, the coatings are 2-10 μm in thickness and have a multilayer structure. Tests in a high-temperature vapor were carried out under an isothermal regime at 1200, 1000 and 800 °C with exposure up to 10000 s.

As shown by a comparative analysis of the samples after oxidation at 1200 °C with exposure up to 400 s, the formed coatings significantly inhibit destructive corrosion processes, namely, the formation of zirconium dioxide (ZrO_2) and saturation of the $\alpha\text{-Zr(O)}$ metal sublayer with oxygen, which can be seen in Fig. 2. Moreover, the weight gain of the samples with coatings based on the FeCrNi alloy is $12.0 \pm 0.5 \text{ mg/cm}^2$ which is more than that of the samples in the initial state of $10.9 \pm 0.2 \text{ mg/cm}^2$. This is probably due to the active oxidation of the coating's elements, in particular of iron. The samples with coatings based on the CrNi alloy have the lowest weight gain of $6.6 \pm 0.5 \text{ mg/cm}^2$.

Coatings based on the FeCrNi alloy. An analysis of the results of X-ray micro-analysis shows that the coating's atoms partially participate in the formation of oxide

on the external surface of the samples and are partially forced out to the front of the oxygen movement, accumulating on the boundary of α -Zr(O) and ex. β -Zr, and thus, presumably, create a barrier that decreases the rate at which oxygen moves deeper into the material, which can be seen in Fig. 3. Moreover, an increased concentration of chromium atoms is observed at depths up to 100-150 μm , and for iron – up to 200-300 μm , after which the signal goes to the background values.

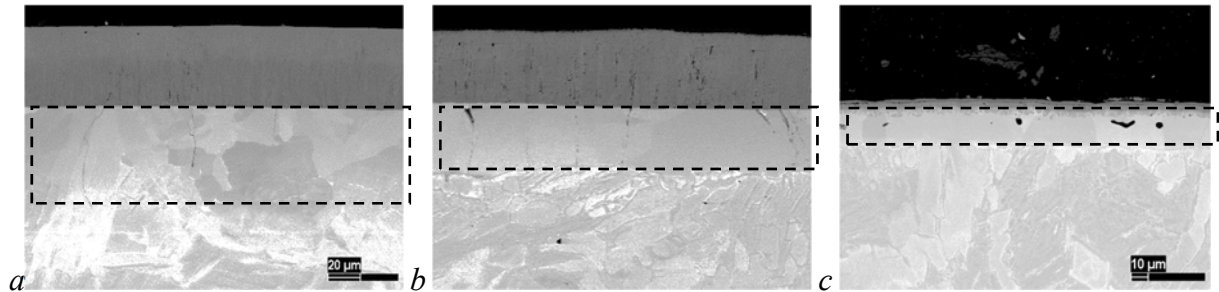


Fig. 2 A typical transverse structure of samples from the alloy E110: without coatings (a); with a coating on the basis of FeCrNi (b) and CrNi (c) alloys after oxidation in vapor at 1200 °C for 400 s; the dotted line shows the boundaries of the α -Zr(O) zone.

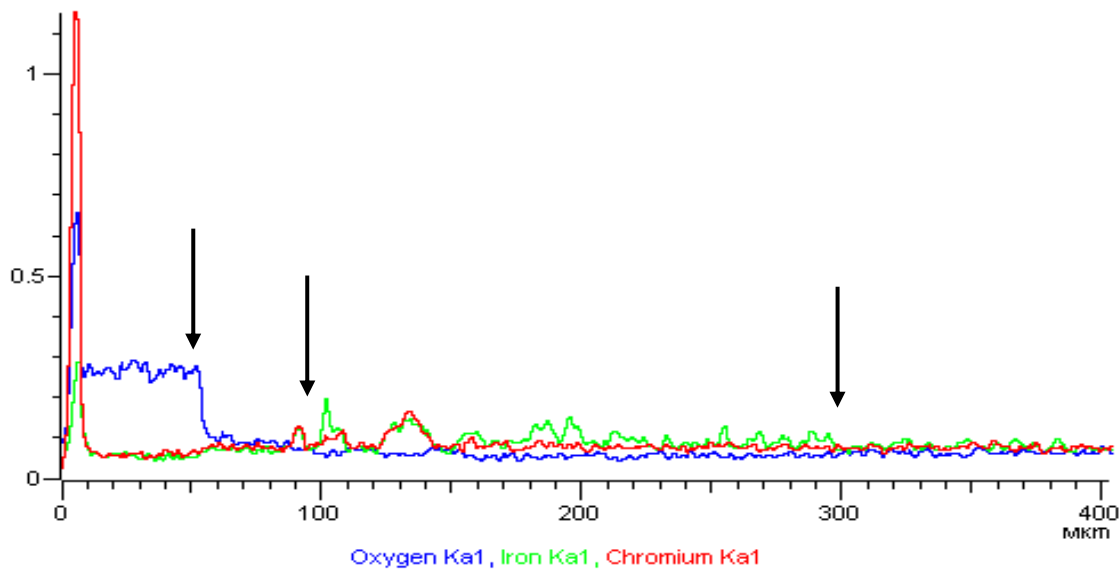


Fig. 3 The distribution of oxygen, iron and chromium over the depth of the sample with a coating based on the FeCrNi alloy after oxidation in vapor at 1200 °C for 400 s; the arrows show the zone interfaces of ZrO_2 , α -Zr(O), ex. β -Zr and the maximum penetration of the coating's atoms (from the left to the right).

Coatings based on the CrNi alloy. A detailed study of the transverse structure of the oxidized samples with coatings based on the CrNi alloy shows that the material near the external surface has a multilayer structure with a various content of elements that obviously are redistributed during the high-temperature oxidation. The oxide film on the external surface apparently is a chromium oxide (Cr_2O_3), of which the thickness does not exceed 2-3 μm , which can be seen in Fig. 4; the oxygen content decreases sharply at a depth of 5-10 μm ; there is no increased content of the coating's elements on the surface throughout the α -Zr(O) area. However, there is an increased chromium content at the α -Zr(O)/ZrCr₂ boundary, which probably inhibits the penetration of oxygen into the diffusion zone and the intensity peak of chromium at a depth of about 35 μm at the end of the α -Zr(O) area, which in turn inhibits the diffusion mobility

of oxygen in the external area and decreases more noticeably (by 10 times) the growth of the α -Zr(O) diffusion zone deep into the sample.

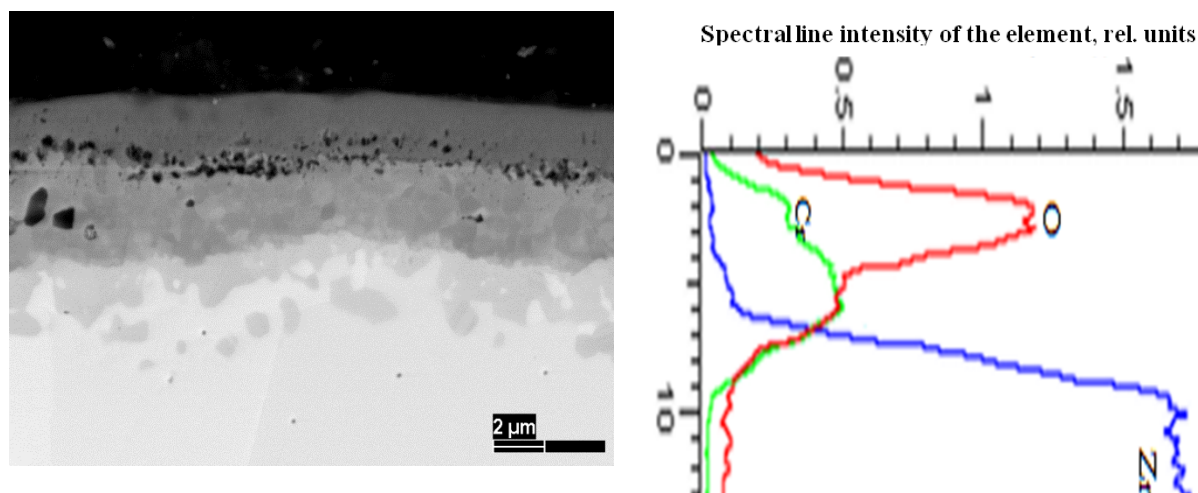


Fig. 4 The external surface of the C2/51 sample with a coating of the Cr-NiCr-Cr type and the corresponding distribution of oxygen, chromium and zirconium over the depth of the external surface layer. The composition of the layers (from the top to the bottom) is Cr+O, Cr+Zr+O, Cr+Zr+Ni+O

To make a comparative assessment of the deceleration of high-temperature oxidation of the E110 alloy by coatings, Table 1 presents average sizes of areas on the external surface of samples without and with coatings after the HTO. The data for the internal surface are of no interest, since they are similar to those for the external surface of the samples without coatings. In particular, the table shows that, in comparison with the samples without coatings, the thickness of the oxide film on the external surface for the Cr-18CrFeNi-Cr type coating did not change, while the external area of α -Zr(O) significantly (by 2 times) decreased. In case of the Cr-NiCr-Cr type coating, the external area of oxides significantly decreased in relation to the samples without a coating.

Table 1.

Average values of the sizes of areas on the external surface of samples from the E110o.ch alloy without and with coatings after the HTO in water vapor at the temperature of 1200 °C for 400 s.

A coating type	The external area of oxides, μm	The external area of α -Zr(O), μm
Without a coating	58	86
Cr-18CrFeNi-Cr	58	43
Cr-NiCr-Cr	2	27

It is important to note that with the use of the Cr-NiCr-Cr type coating, an effective diffusion barrier for oxygen is formed in the form of the Cr_2O_3 oxide and a chromium solution in the α -Zr(O) diffusion zone that is accompanied by a noticeable decrease in the specific weight gain and the local oxidation depth, an almost complete absence of the zirconium dioxide zone and conservation of the sample initial matrix layer at the HTO.

СОСТОЯНИЕ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЁТОК, ОТРАБОТАВШИХ В СОСТАВЕ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ СБОРОК РЕАКТОРА ВВЭР-1000 В ТЕЧЕНИЕ ТРЁХ — ПЯТИ ТОПЛИВНЫХ ЦИКЛОВ

И.Н. Волкова, В.А. Жителев, А.В. Строжук, Г.В. Шишалова

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Дистанционирующие решетки (ДР) являются элементами жесткого каркаса ТВС ВВЭР-1000, их состояние в значительной степени определяет прочностные характеристики ТВС на всех этапах жизненного цикла, как при облучении в реакторе, так и при обращении с ними при перегрузках топлива на АЭС и транспортировке к пунктам хранения и переработки топлива. Работа ДР при эксплуатации ТВС в реакторе, как известно, протекает в условиях действия на стенки ячеек растягивающих напряжений и сопровождается их коррозией и охрупчиванием. С увеличением времени эксплуатации, как правило, наблюдается ухудшение функциональных свойств ДР, и контроль их состояния является одной из приоритетных задач программ послереакторных исследований ТВС.

В докладе представлены результаты материаловедческих исследований ДР, отработавших в составе ТВСА-АЛЬФА №1 и ТВС-2М в течение 3-х топливных кампаний до выгораний топлива 42 и 51,17 МВт·сут/кгU соответственно, а также ТВСА-АЛЬФА №2 и ТВСА-5М – в течение 5 топливных кампаний до выгораний 57,6 и 65,4 МВт·сут/кгU соответственно. Цель исследований – оценка коррозионного состояния ДР ТВС ВВЭР-1000 различной конструкции после эксплуатации в течение различного времени до различных уровней выгорания топлива.

Коррозионное состояние ДР оценивали по толщине оксидной плёнки на поверхности ячеек, морфологии гидридов, содержанию водорода, поглощенного материалом ячеек. По результатам исследований каких-либо дефектов ячеек и их сварных соединений, существенно ограничивающих работоспособность ДР, не выявлено. Окисление стенок ячеек ДР незначительное. С ростом высотной координаты наблюдается увеличение степени окисления. Толщина оксидной пленки на различных участках на поверхностях ДР увеличивается от 2 до 7 мкм и от 3 до 12 мкм для ДР после трех и пяти лет эксплуатации соответственно. Максимальная степень коррозионного повреждения наблюдается вблизи сварных точек (в щелевом зазоре) «ячейка-ячейка» и «ячейка-обод», где толщина оксида составила 2-14 мкм для всех исследованных ДР. Распределение гидридов на различных участках ячеек имеет как тангенциальную, так и радиальную ориентацию. Массовая доля водорода в материале ДР составляет 0,0075-0,0143 % после трех лет и 0,0126-0,0244 % после пяти лет эксплуатации.

Полученные по результатам исследований экспериментальные данные показывают, что коррозионное состояние ДР ТВС ВВЭР-1000 типов ТВСА-АЛЬФА, ТВСА-5М и ТВС-2М, отработавших в течение 3 - 5 топливных циклов, каких-либо ограничений на работоспособность ТВС не накладывает.

CONDITION OF SPACER GRIDS IN THE VVER-1000 FUEL ASSEMBLIES OPERATED FOR THREE TO FIVE FUEL CYCLES

I.N. Volkova, V.A. Zhitelev, A.V. Strozhek, G.V. Shishalova

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Spacer grids (SG) form a part of a rigid skeleton of the VVER-1000 fuel assembly (FA) and their condition greatly affects strength properties of fuel assembly at all the stages of its operational lifetime both under irradiation and during fuel handling activities in the course of refueling operations in the nuclear power unit as well as during shipment to the storage facilities and fuel reprocessing plants. As it is known, spacer grids are operated as a part of fuel assembly in the reactor under the impact of tensile stresses on their cell walls and as a result of this they are exposed to corrosion and embrittlement. Usually longer operation leads to deterioration of spacer grid performance and thus, their condition is one of the priorities for post-irradiation examinations (PIE) of fuel assemblies.

The paper describes the PIE data of spacer grids operated in modified fuel assemblies TVSA-ALPHA No.1 and TVS-2M for 3 fuel cycles up to attaining burnup of 42MW·day/kgU and 51.17 MW·day/kgU, respectively as well as in TVSA-ALPHA No.2 and TVSA-5M for 5 fuel cycles up to attaining burnups of 57.6MW·day/kgU and 65.4MW·day/kgU, respectively. The purpose of PIE is to investigate corrosion of spacer grids in the VVER-1000 FAs of different design modifications after their operation for different periods of time and attaining different burnup levels.

Corrosion of spacer grids was investigated based on the oxide film thickness on the surface of SG cells, hydrides morphology and content of hydrogen absorbed with the SG cell material. As evidenced by the obtained PIE data, there were no any defects in the SG cells or their welded joints which could significantly limit operational performance of spacer grids. Walls of the SG cells were oxidized a little. However, oxidation state enhances once the elevation level becomes higher. The oxide film thickness tends to increase in the range of 2µm to 7µm on different parts of SG surface after a three-year operation and in the range of 3µm to 12 µm after a five-year operation. The highest degree of corrosion damage was revealed nearby the spot welds (in the slotted clearance) "cell-cell" and "cell-hoop" where the oxide was from 2 µm to 14 µm thick in all the spacer grids under examination. Hydrides exhibited both tangential and radial orientations at different parts of SG cells. Hydrogen mass percent was in the range of 0.0075 % to 0.0143 % in the SG material after a three-year operation and in the range of 0.0126 % to 0.0244 % after a five-year operation.

As evidenced by the obtained PIE data, corrosion of spacer grids in the VVER-1000 modified fuel assemblies TVSA-ALPHA, TVSA-5M and TVS-2M, which were under operation for three and five fuel cycles, do not limit their operational performance.

МОДЕЛИРОВАНИЕ УДЛИНЕНИЯ УРАНОГАДОЛИНИЕВЫХ ТВЭЛОВ РЕАКТОРА ВВЭР-1000

В.В. Новиков, В.И. Кузнецов, Б.И. Нестеров,
П.Г. Демьянов, А.С. Еременко

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Опыт эксплуатации UO_2 топлива ВВЭР-1000 с использованием интегрированного поглотителя в виде Gd_2O_3 показал, что удлинение ТВЭгов в первой половине ресурсного срока опережает удлинение ТВЭлов, а конце эксплуатации ТВЭлы и ТВЭги близки по удлинению. Это явление характерно как для российского топлива, так и для топлива реакторов PWR.

Проведен анализ экспериментальных данных формоизменения ТВЭлов и ТВЭгов российских сборок ВВЭР-1000 полученных специалистами АО «ГНЦ НИИАР» в ходе послереакторных исследований, кроме того, анализировались внутриреакторные экспериментальные данные сборки IFA-676 (Халден, Норвегия) и результаты визуального осмотра сборок, стоявших на АЭС Темелин (Чехия).

По результатам анализа экспериментальных данных были определены возможные причины повышенного роста ТВЭгов в начальный период эксплуатации и предложена билинейная модель распухания топлива, принимающая во внимание особенности размерного поведения топлива с выгорающим поглотителем.

Модель имплементирована в код СТАРТ-3А, проведен тестовый расчет, показавший качественное и количественное совпадение с экспериментальными данными.

MODELLING OF THE ELONGATION OF UO_2 - Gd_2O_3 FUEL RODS OF VVER-1000

V.V. Novikov, V.I. Kuznetsov, B.I. Nesterov,
P.G. Demyanov, A.S. Eremenko

JSC "VNIINM", Moscow, Russia

Experience in operating UO_2 VVER-1000 fuel using a built-in burnable absorber in the form of Gd_2O_3 showed that the elongation of Gd-fuel rods in the first exploitation period has bigger value than common fuel rods, and to the end of operation elongation of Gd-rods and common fuel rods becomes almost equal. This effect happens as for VVER as for PWR fuel rods.

The analysis of experimental data of Russian type VVER-1000 assemblies was undertaken, data of rod shape changes was obtained by specialists of JSC "RIIAR" during post-irradiation investigations. In-pile data of the IFA-676 experiments (Halden, Norway) was also analyzed as well as data from visual inspection of Temelin NPP fuel rods (Czech Republic).

According to the analysis of experimental data, possible reasons for the increased growth in the length of Gd-fuel in the initial period of operation were identified

and a bilinear model of fuel swelling was proposed, taking into account the peculiarities of the size-behavior of the fuel with a burnable absorber.

The model is implemented in the START-3A code, a test calculation is carried out, qualitative and quantitative matches with experimental data are obtained.

РЕАКТОРНАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ УРАНОГАДОЛИНИЕВОГО ОКСИДНОГО ТОПЛИВА ТИПА $(U_{0,927}, Gd_{0,073})O_{2-x}$ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 550–900 °С

А.В. Федотов¹, Е.Н. Михеев¹, Н.М. Рысев¹, В.В. Новиков¹, О.А. Бахтеев¹,
Н.А. Дегтярев¹, В.Б. Малыгин², Р.А. Панасенко², Е.Г. Белендрясова²,
А.Л. Ижутов³, А.В. Бурукин³, С.В. Серёдкин³,
Г.А. Ильиных³, И.Н. Волкова³

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Проведены реакторные испытания на ползучесть образцов уран-гадолиниевое топлива ВВЭР при средней температуре в центре топливного столба 550, 770, 870 °С и нагрузках 30, 40 МПа.

Определены эффективные температуры образцов топлива по полученным экспериментальным данным радиационной ползучести. Для первой загрузки (550–650 °С) $T_{эфф} = 568$ °С, для второй загрузки (700–800 °С) $T_{эфф} = 790$ °С и для третьей загрузки (850–950 °С) $T_{эфф} = 891$ °С.

Установлено, что значение скорости ползучести уран-гадолиниевое топлива ВВЭР в температурном интервале 800–900 °С совпадает с соответствующим значением для диоксида урана, полученным ранее при аналогичных условиях испытаний легированного топлива с размером зерна не менее 25 мкм. Для температуры 568 °С значение скорости ползучести примерно на полпорядка меньше соответствующих значений для диоксида урана при температуре 650–750 °С.

После реакторных исследований микроструктуры облученного топлива показали, что в процессе облучения в пределах ошибки определения средний размер зерна и пор не изменяется.

Сравнительный анализ микроструктуры (пористость, зерно) необлученного и облученного уран-гадолиниевое топлива показал тенденцию уменьшения субмикронной пористости в процессе облучения, что указывает на радиационную доспекаемость уран-гадолиниевое топлива.

IN-PILE CREEP OF URANIUM-GADOLINIUM OXIDE FUEL OF THE TYPE $(U_{0.927}, Gd_{0.073})O_{2-x}$ AT A TEMPERATURE OF 550–900 °C

A.V. Fedotov¹, E.N. Mikheev¹, N.M. Rysev¹, V.V. Novikov¹, O.A. Bakhteev¹,
N.A. Degtyarev¹, V.B. Malygin², R.A. Panasenکو², E.G. Belendryasova²,
A.L. Izhutov³, A.V. Burukin³, S.V. Seredkin³, G.A. Ilyinykh³, I.N. Volkova³

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

³JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The reactor creep tests of VVER uranium-gadolinium fuel samples were carried out at an average temperature in the center of the fuel column of 550, 770, 870 °C and loads of 30, 40 MPa.

The effective temperatures of the fuel samples were determined from the experimental radiation creep data obtained. For the first load (550–650 °C) $T_{eff} = 568$ °C, for the second load (700–800 °C) $T_{eff} = 790$ °C and for the third load (850–950 °C) $T_{eff} = 891$ °C.

It has been established that the creep rate of uranium-gadolinium VVER fuel in the temperature range 800–900 °C coincides with the corresponding value for uranium dioxide obtained earlier under similar test conditions for doped fuel with a grain size of at least 25 μm . For a temperature of 568 °C, the creep rate value is about half an order less than the corresponding values for uranium dioxide at a temperature of 650–750 °C.

Post-reactor studies of the microstructure of the in-pile fuel showed that during the irradiation process, within the limits of the determination error, the average grain size and pores do not change.

A comparative analysis of the microstructure (porosity, grain) of before-pile and in-pile uranium-gadolinium fuel showed a tendency to decrease the submicron porosity in the irradiation process, which indicates the in-pile re-sintering of uranium-gadolinium fuel.

РЕЗУЛЬТАТЫ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ТВЭЛОВ, ИСПЫТАННЫХ В РЕАКТОРЕ МИР В УСЛОВИЯХ PWR

А.Л. Ижухов, А.В. Бурукин, О.Н. Владимирова, А.И. Долгов, П.А. Ильин,
В.В. Калыгин, М.А. Мокеичев, В.А. Овчинников

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Петлевые установки (ПУ) реактора МИР позволяют реализовать широкий спектр исследований твэлов и конструкционных материалов водоохлаждаемых реакторов в различных режимах. Одно из направлений – испытания твэлов с оболочками из перспективных циркониевых сплавов в условиях, моделирующих их

работу в активной зоне энергетического реактора для обоснования безопасной эксплуатации вновь разработанных конструкций ТВЭЛов и лицензирования топлива. Цель экспериментов – получение данных по коррозионной стойкости усовершенствованных оболочечных материалов, а также изучение влияния химических и теплогидравлических параметров теплоносителя энергетической установки на поведение разработанных конструкций ТВЭЛов. Кроме того, они являются предварительным этапом перед проведением испытаний с моделированием проектных аварий типа RIA и LOCA.

Длительное облучение ТВЭЛов в составе экспериментальной ТВС проводят, поддерживая требуемые показатели водно-химического режима и ступенчато понижая линейные нагрузки при увеличении выгорания топлива.

Традиционно, по окончании реакторных испытаний, часть ТВЭЛов передают на материаловедческие исследования для изучения состояния оболочечных материалов и топлива. Однако такой подход позволяет получить данные только при одном значении выгорания топлива - на момент выгрузки ТВС из реактора. Для получения информации о кинетике изменения состояния ТВЭЛов испытания целесообразно сопровождать периодическими инспекциями. Поэтому в АО «ГНЦ НИИАР» разработан и эксплуатируется комплекс оборудования, предназначенный для проведения промежуточных исследований ТВЭЛов во время плановых остановок реактора, который включает специальный стенд инспекции и установку ультразвуковой очистки*.

В докладе представлены основные результаты испытаний экспериментальных ТВЭЛов с оболочками из усовершенствованных циркониевых сплавов в условиях PWR. Кроме того приведены результаты измерения толщины оксидной пленки на поверхности некоторых ТВЭЛов при различных значениях выгорания топлива. Работа проводилась с целью обоснования конструкции ТВС PWR российского дизайна. И была инициирована АО «ВНИИНМ» при финансовой поддержке АО «ТВЭЛ».

INTERIM EXAMINATIONS OF EXPERIMENTAL FUEL RODS TESTED IN THE MIR REACTOR UNDER PWR CONDITIONS

A.L. Izhutov, A.V. Burukin, O.N. Vladimirova, A.I. Dolgov, P.A. Ilyin,
V.V. Kalygin, M.A. Mokeichev, V.A. Ovchinnikov

JSC “SSC RIAR”, Dimitrovgrad, Russia

A wide range of tests with water-cooled reactor fuel rods and structural materials can be performed under various conditions in the MIR reactor loop facilities. One of the areas of focus is testing fuel rods with advanced zirconium alloy claddings under the conditions simulating a power reactor core in support of safe operation of newly developed fuel designs and fuel licensing. These tests are run to generate data

* Burukin A.V., Dolgov A.I., Izhutov A.L. et al. Equipment for Interim Examinations of Fuel Rods in the MIR Reactor Storage Pool. — Proc. of the 10-th International Conference on WWER Fuel Performance, Modelling and Experimental Support, 7-14 September 2013, Sandanski, Bulgaria, ISSN 1313-4531, p. 244-250.

on corrosion resistance of advanced cladding materials and to investigate how chemical and thermal-hydraulic coolant parameters affect the behavior of developed fuel designs. Moreover, they are the pre-phase in simulating design-basis accidents, such as RIA and LOCA.

The fuel rods contained in an experimental fuel assembly are irradiated for a long time with maintaining the required water chemistry and gradually lowering linear rates as the fuel burnup increases.

Once the irradiation testing is completed, some fuel rods undergo post-irradiation examinations to investigate the cladding and fuel state. However, this approach enables obtaining data only at one burnup value when the fuel assembly is discharged from the reactor. To acquire information about the kinetics of changing the fuel rod state, it would be reasonable to perform tests along with periodic inspections. For this purpose, RIAR has developed equipment including a special-purpose inspection stand and ultrasonic cleaning machine which are now running for interim examinations of fuel rods during reactor outages*.

The paper presents the key results of testing experimental fuel rods with advanced zirconium claddings under PWR conditions, as well as measured oxide film thickness on the surface of some fuel rods at various burnup levels. This work initiated by JSC “VNIINM” has been fulfilled with financial support from JSC “TVEL” to justify PWR fuel assemblies of Russian design.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТВЭЛОВ РЕАКТОРА ВВЭР-1000 ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ РЕЖИМОВ СО СКАЧКОМ МОЩНОСТИ

В.В. Новиков¹, В.И. Кузнецов¹, Б.И. Нестеров¹,
А.Л. Ижутов², А.Г. Ещеркин², В.А. Овчинников²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В 2012...2016 гг. на реакторе МИР в канале петлевой установки проведены три эксперимента на «скачок мощности» с полномасштабными твэлами (ПМТ) ВВЭР-1000. Твэлы содержали топливные таблетки без центрального отверстия диаметром 7,8 мм и размером зерна более 25 мкм. Высота топливного сердечника 3530 мм. Оболочки твэлов были изготовлены из сплава Э110 на основе губчатого циркония (диаметром 9,1 мм и толщиной стенки 0,585 мм). Эксперименты обозначены – NG1, NG4, NG5. В эксперименте NG1 было испытано три твэла в экспериментах NG4, NG5 по пять твэлов.

Максимальное выгорание топлива в твэлах:

- в эксперименте NG1 46,7 – 47,0 МВт·сут/кгU;
- в эксперименте NG4 38,9 – 44,7 МВт·сут/кгU;

* Burukin A.V., Dolgov A.I., Izhutov A.L. et al. Equipment for Interim Examinations of Fuel Rods in the MIR Reactor Storage Pool. — Proc. of the 10-th International Conference on WWER Fuel Performance, Modelling and Experimental Support, 7-14 September 2013, Sandanski, Bulgaria, ISSN 1313-4531, p. 244-250.

– в эксперименте NG5 48,3 – 60,9 МВт·сут/кгU.

Максимальные линейные нагрузки ТВЭЛОВ, достигнутые при испытании:

– в эксперименте NG1 402 Вт/см;

– в эксперименте NG4 424 Вт/см;

– в эксперименте NG5 297 Вт/см.

В экспериментах NG1 и NG4 было обнаружено по одному негерметичному ТВЭЛУ. Места разрушения были расположены в области скола топливной таблетки и в области стыка топливных таблеток. Остаточные деформации оболочек была в пределах 0,86 - 1,61 %.

В докладе представлены результаты испытаний и материаловедческих исследований ТВЭЛОВ после экспериментов.

STUDY OF THE BEHAVIOR OF VVER-1000 FUEL RODS IN SUPPORT OF POWER RAMP REGIMES

V.V. Novikov¹, V.I. Kuznetsov¹, B.I. Nesterov¹,
A.L. Izhutov², A.G. Eshcherkin², V.A. Ovchinnikov²

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

In 2012...2016, three experiments on the "power ramp" with full scaled fuel rods (PMT) VVER-1000 were carried out at the MIR reactor in the loop channel. Fuel rods contained fuel pellets without a central hole with a diameter of 7,8 mm and a grain size of more than 25 microns. The height of the fuel core 3530 mm. Cladding of the fuel rod were made of E110 alloy based on zirconium sponge (with a diameter of 9.1 mm and a wall thickness of 0,585 mm). Experiments are designated - NG1, NG4, NG5. In the NG1 experiment, three fuel rods were tested in NG4, NG5 experiments with five fuel rods.

The maximum fuel burnup in fuel rods:

– in the experiment NG1 of 46,7 - 47,0 MW·day/kgU;

– in the experiment NG4 of 38,9 - 44.7 MW·day/kgU;

– in the experiment NG5 of 48,3 - 60,9 MW·day/kgU.

The maximum linear load of fuel rods achieved during the test:

– in the experiment NG1 402 W/cm;

– in the experiment NG4 424 W/cm;

– in the experiment NG5 297 W/cm.

In experiments NG1 and NG4 was detected in one of the leaky fuel rods. Ground zero was located in the region of the chip of the fuel pellet and in the area of junction of the fuel pellets. The residual deformation of the cladding was within 0,86-1,61 %.

The report presents the results of material studies of fuel rods after experiments.

ИЗУЧЕНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТВЭЛОВ РЕАКТОРА ВВЭР-1000 В УСЛОВИЯХ АВАРИИ С ПОТЕРЕЙ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ (ЛОСА): РЕАКТОРНЫЕ ЭКСПЕРИМЕНТЫ МИР-ЛОСА/45 И МИР-ЛОСА/69

А.В. Алексеев¹, А.В. Горячев¹, О.И. Дреганов¹, А.Л. Ижутов¹,
Л.В. Киреева¹, И.В. Киселева¹, В.Н. Шулимов¹, В.И. Кузнецов²,
В.В. Новиков², А.В. Салатов², П.В. Федотов²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В 2016 году в канале реактора МИР были проведены эксперименты МИР-ЛОСА/45 и МИР-ЛОСА/69. Целью экспериментов являлось получение данных о поведении твэлов с повышенной ураноемкостью с высоким выгоранием топлива в условиях аварии с потерей теплоносителя, включая деформирование оболочки, параметры разгерметизации твэла и состояние материала оболочки после испытания.

В канале исследовательского реактора МИР испытывались рефабрикованные твэлы (РТ), изготовленные из твэлов ТВСА ВВЭР-1000, отработавших на 1-ом блоке Калининской АЭС. Максимальное выгорание топлива в РТ составляло 45 и 69 МВт·сут/кгU.

В составе экспериментального устройства испытывался один твэл, расположенный по центральной оси, что исключало неравномерность энерговыделения и, соответственно, температуры по периметру оболочки. РТ крепился в дистанционирующих решетках, расстояние между которыми 200 мм. В процессе испытания измерялись в режиме реального времени температура теплоносителя, температура оболочки твэла в трех точках по высоте, относительное энерговыделение, давление газа под оболочкой. Испытание РТ проводилось в пароаргоновой среде. Разогрев РТ с заданным темпом (2-3 К/с) осуществлялся увеличением мощности реактора.

На графиках рисунка представлено изменение температуры оболочки и давления газа в РТ в течение всего времени экспериментов МИР-ЛОСА/45 и МИР-ЛОСА/69 соответственно.

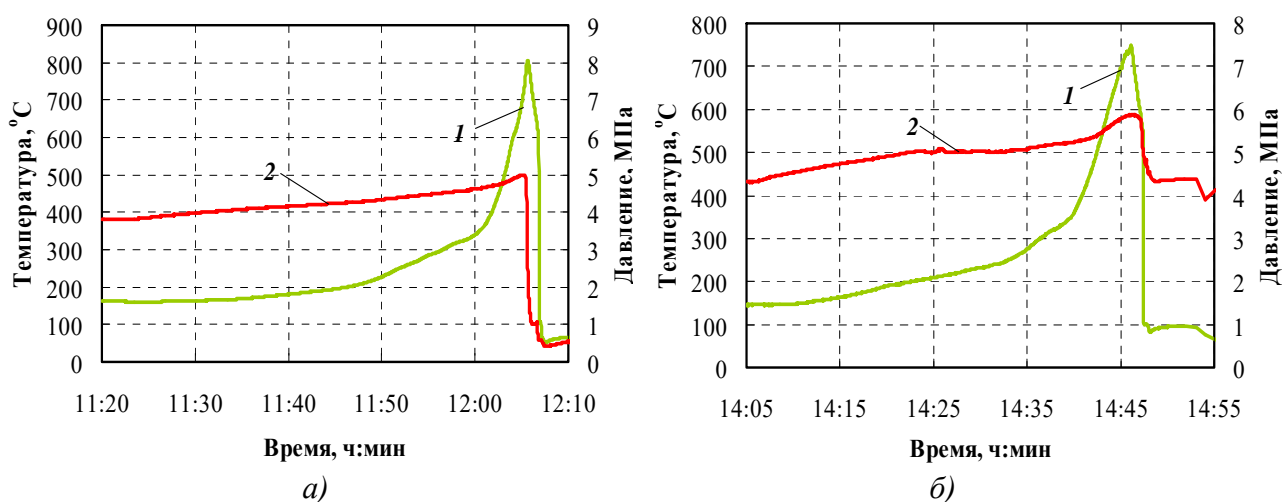


Рис. Результаты экспериментов: а) – МИР-ЛОСА/45; б) – МИР-ЛОСА/69

Максимальная температура оболочки твэла, достигнутая в эксперименте МИР-ЛОСА/45, составила 807 °С, в эксперименте МИР-ЛОСА/69 – 718 °С. В соответствии с показанием датчика давления газа под оболочкой РТ в эксперименте МИР-ЛОСА/45 разгерметизировался при температуре 770 °С и перепаде давления на оболочке 5 МПа, РТ в эксперименте МИР-ЛОСА/69 остался герметичным.

Получены экспериментальные данные о деформации оболочки и состоянии топлива и материала оболочки после испытания.

В настоящее время планируется проведения испытаний в канале реактора МИР в режиме с потерей теплоносителя твэлов из ТВС-КВАДРАТ, РЕМИКС, и по программе «Толерантное ядерное топливо».

STUDYING OF THE VVER-1000 FUEL RODS BEHAVIOUR UNDER THE LOSS-OF-COOLANT-ACCIDENT (LOCA) CONDITIONS: IN-PILE MIR-LOCA/45 AND MIR-LOCA/69 TESTS

A.V. Alekseev¹, A.V. Goryachev¹, O.I. Dreganov¹, A.L. Izhutov¹,
L.V. Kireeva¹, I.V. Kiseleva¹, V.N. Shulimov¹,
V.I. Kuznetsov², V.V. Novikov², A.V. Salatov², P.V. Fedotov²

¹JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

MIR-LOCA/45 and MIR-LOCA/69 tests have been fulfilled in the MIR reactor in 2016. Objective of the experiments was to obtain the data on the behavior of highly irradiated fuel rods with increased uranium content under loss-of-coolant-accident conditions, including cladding deformation, parameters of the fuel rod depressurization and cladding material state.

The experimental fuel rods tested in the MIR research reactor channel were refabricated from the VVER-1000 spent fuel rods irradiated in the 1 unit of Kalininsky NPP. Their maximal fuel burnups were 45 and 69 MWd/kgU.

The single rod was used in each test. It was located in the irradiation facility center so that to exclude power peaking and as a consequence the temperature nonuniformity along the cladding circumference.

Fuel rod was fixed in the spacer grids located in steps of of 200 mm. Testing was carried out in steam-argon environment. Heating of the fuel rod at a specified rate of 2-3 K/s was carried out by means of reactor power increase. The on-line measurements of coolant temperature, cladding temperature in three points along the fuel rod, relative power output and gas pressure under the cladding were made during the test. The evolution of cladding temperature and gas pressure in the fuel rods during the tests MIR-LOCA/45 and MIR-LOCA/69 is shown in the figure 1.

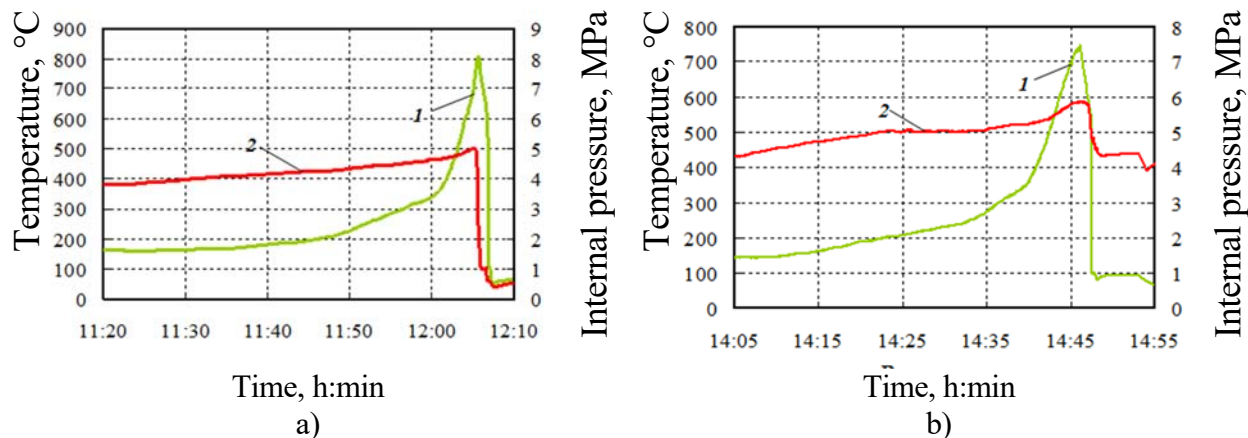


Figure 1 - Cladding temperature and gas pressure in the fuel rods during the tests MIR-LOCA/45 and MIR-LOCA/69

The fuel rod peak cladding temperature during the MIR-LOCA/45 test has amounted to 807°C, and in the test MIR-LOCA/69 test - 718 °C. According to the readings of gas pressure transducer in the MIR-LOCA/45 test the fuel rod has depressurized at the cladding temperature of 770°C and the cladding pressure differential of 5 MPa, In the MIR-LOCA/69 test the fuel rod has remained intact. As a result of posttest examinations the data on the cladding strain and fuel and cladding material state were obtained.

ИССЛЕДОВАНИЕ ШТАТНЫХ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ РЕАКТОРА ТИПА ВВЭР С ЗАЩИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ В УСЛОВИЯХ, ХАРАКТЕРНЫХ ДЛЯ АВАРИИ С ПОТЕРЕЙ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ

А.А. Урусов, А.А. Мокрушин, Д.М. Солдаткин, К.К. Полунин

ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия

В данной работе представлены результаты исследования оболочек твэлов ВВЭР-1000 с защитным хромовым покрытием, подвергнутых окислению в водяном паре при температуре 1200 °С. Установлен диапазон толщин покрытия, оптимальный для повышения коррозионной стойкости оболочки. Для образцов с покрытием отмечено снижение скорости коррозии. Увеличение толщины « α - β »-слоя, обусловленное отсутствием фазы α -Zr(O) со стороны покрытия, способствует сохранению остаточной пластичности выше 2%.

При высокотемпературном окислении, характерном для аварийных ситуаций с потерей теплоносителя, происходит снижение прочностных характеристик оболочки твэла. В настоящее время ведутся активные исследования и технологические разработки способов повышения безопасности твэлов легководных реакторов: использование защитных покрытий из различных материалов (Cr, FeCrAl, ZrSi₂, Ti₂AlC и TiN) на поверхности циркониевой оболочки, а также создание новых типов оболочек на основе FeCrAl сплавов и SiC-SiC композитов [1]. Наиболее легко реализуемым и экономически обоснованным способом повышения безопасности твэлов активных зон реакторов считается применение коррози-

онностойких покрытий на оболочки, обусловленное разнообразием вариантов покрытий и простотой сертификации нового твэла, что позволяет надеяться на внедрение нового топлива в достаточно короткий период времени (~5-7 лет). Выбор хрома в качестве материала защитного покрытия обусловлен его высокой стойкостью против окисления, теплопроводностью и низким сечением захвата тепловых нейтронов. Известно, что хромовые покрытия обладают высокой стойкостью к окислению на воздухе вплоть до 1100 °С. Слои хрома толщиной 4-5 мкм существенно снижают скорость окисления циркония в воде при 350 °С [2]. При температурах свыше 600 °С хром взаимодействует с кислородом, образуя оксид Cr₂O₃, имеющий высокую температуру плавления (2435 °С).

Для испытаний были подготовлены образцы из сплава Э110 на губчатой основе, вырезанные из штатных оболочек твэлов ВВЭР-1000.

Для достижения наилучшей адгезии защитного покрытия с оболочкой поверхность образцов подвергали предварительной механической обработке.

Защитное покрытие наносили электрохимическим методом путем погружения фрагментов циркониевой оболочки в раствор хромового ангидрида при различных режимных параметрах (время, плотность тока, концентрация и температура электролита). В ходе работы выполнены эксперименты по нанесению защитных покрытий толщиной до 20 мкм на внешнюю поверхность оболочек твэлов. Показано, что в пределах погрешности шероховатость поверхности сохраняется на уровне Ra = 0,52 ± 0,08 мкм вне зависимости от толщины покрытия.

Двустороннее окисление образцов оболочек проводили в изотермических условиях согласно методике, описанной в [3]. Окисление при температуре 1200 °С в течение 1000 секунд – это режим, в 2 раза превышающий временной порог охрупчивания (остаточная пластичность ниже 2 %). Установлено, что при толщине покрытия менее 3 и более 15 мкм под покрытием образуется оксид циркония (независимо от режимов нанесения). Для образцов с защитным

покрытием толщиной 12 мкм отмечено снижение удельного изменения массы (см. рис.).

Металлографические исследования испытанных оболочек включали в себя: анализ состояния поверхности образцов, определение остаточной пластичности оболочек, анализ структуры образцов, измерение микротвердости в поперечном сечении образцов. Увеличение толщины “ex-β”-слоя, обусловленное отсутствием фазы α-Zr(O) со стороны покрытия, способствует сохранению остаточной пластичности выше 2%.

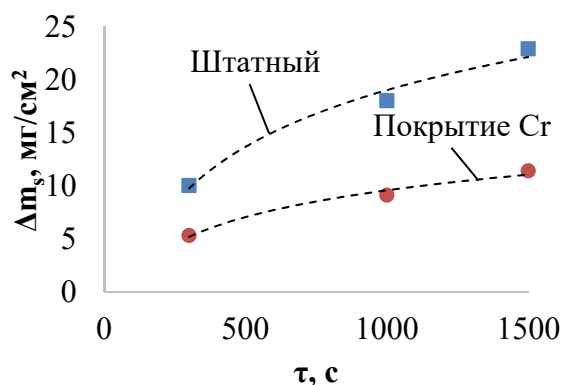


Рис. Зависимость удельного изменения массы образца оболочки от времени окисления в водяном паре при температуре 1200 °С

Литература

1. Evaluation of steam corrosion and water quenching behavior of zirconium-silicide coated LWR fuel claddings / H. Yeom, C. Lockhart, R. Mariani, P. Xu, M. Corradini, K. Sridharan // J. Nuclear Materials. 2018. № 499. P. 256–267.

2. Вакуумно-дуговые хромовые покрытия для защиты сплава Zr-1Nb от высокотемпературного окисления на воздухе / А.С. Куприн, В.А. Белоус, В.В. Брык, Р.Л. Василенко, В.Н. Воеводин, В.Д. Овчаренко, Г.Н. Толмачева, И.В. Колодий, В.М. Лунев, И.О. Клименко // ВАНТ. 2015. №2 (96). С. 111–118.
3. Исследование оболочек твэлов из сплава Э110 с хромовым покрытием в условиях LOCA / К.К. Полунин, А.А. Урусов, А.А. Мокрушин, Д.М. Солдаткин, Ю.А. Кузма-Кичта, Д.С. Киселев, Б.Н. Беспечалов, С.С. Базюк // Новое в российской электроэнергетике. 2018. №9. С. 62-71.

STUDY OF STAINED SHELLS OF THE FUELS OF REACTOR TYPE PWR WITH PROTECTIVE COATING IN CONDITIONS CHARACTERISTIC FOR AN ACCIDENT WITH HEAT CARRIER LOSS

А.А. Urusov, А.А. Mokrushin, D.M. Soldatkin, K.K. Polunin

FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia

This paper presents the results of the study of the fuel rods of PWR-1000 rods with a protective chrome coating, subjected to oxidation in water vapor at a temperature of 1200 °C. A range of coating thicknesses has been established that is optimal for increasing the corrosion resistance of the shell. For coated samples, a decrease in corrosion rate is noted. An increase in the thickness of the “ex-β” layer, due to the absence of the α-Zr (O) phase on the side of the coating, contributes to maintaining the residual plasticity above 2%.

Keywords: E110 sponge-based alloy, protective chromium coatings, loss of coolant accident, high-temperature corrosion tests.

With high-temperature oxidation, which is typical for emergencies with loss of coolant, there is a decrease in the strength characteristics of the fuel cladding. Currently, active research and technological development of ways to improve the safety of fuel rods of light-water reactors: the use of protective coatings of various materials (Cr, FeCrAl, ZrSi₂, Ti₂AlC and TiN) on the surface of the zirconium shell, as well as the creation of new types of shells based on FeCrAl alloys and SiC -SiC composites [1]. The most easily implemented and economically viable way to improve the safety of fuel rods of reactor cores is the use of corrosion-resistant coatings on the shells, due to the variety of coating options and ease of certification of new fuel elements, which gives hope for the introduction of new fuel in a relatively short period of time (~ 5-7 years). The choice of chromium as a protective coating material is due to its high resistance against oxidation, thermal conductivity and low cross section for the capture of thermal neutrons. It is known that chromium coatings are highly resistant to oxidation in air up to 1100 °C. Chromium layers with a thickness of 4–5 μm significantly reduce the rate of zirconium oxidation in water at 350 °C [2]. At temperatures above 600 °C, chromium interacts with oxygen to form Cr₂O₃ oxide, which has a high melting point (2435 °C).

For testing, samples were prepared from an alloy E110 on a spongy base, cut from the standard shells of PWR-1000 fuel rods. To achieve better adhesion between the protective coating and shell, the sample surfaces were subject to mechanical pre-treatment.

The protective coating was applied by an electrochemical method by immersing fragments of the zirconium shell in a solution of chromic anhydride under various operating conditions (time, current density, concentration and temperature of the electrolyte). In the course of the work, experiments were carried out on the application of protective coatings with a thickness of up to 20 μm on the external surface of the fuel claddings. It is shown that, within the limits of error, the surface roughness remains at the level of $R_a = 0.52 \pm 0.08 \mu\text{m}$, regardless of the coating thickness.

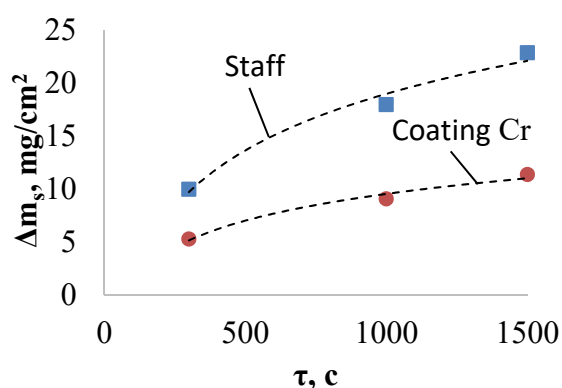


Fig. The dependence of the specific mass change of the sample shell from the time of oxidation in water vapor at a temperature of 1200 °C

Bilateral oxidation of shell samples was carried out under isothermal conditions according to the procedure described in [3]. Oxidation at a temperature of 1200 °C for 1000 seconds is a mode 2 times the time threshold of embrittlement (residual ductility below 2%). It is established that when the coating thickness is less than 3 or more than 15 microns, zirconium oxide is formed under the coating (regardless of the deposition modes). For samples with a protective coating thickness of 12 μm , a decrease in the specific mass change was noted (see figure).

Metallographic studies of the tested shells included: analyzing the state of the surface of the samples, determining the residual plasticity of the shells, analyzing the structure of the samples, measuring the microhardness in the cross section of the samples. An increase in the thickness of the “ex- β ” layer, due to the absence of the α -Zr (O) phase on the side of the coating, contributes to maintaining the residual plasticity above 2%.

Literature

1. Evaluation of steam corrosion and water quenching behavior of zirconium-silicide coated LWR fuel claddings / H. Yeom, C. Lockhart, R. Mariani, P. Xu, M. Corradini, K. Sridharan // *J. Nuclear Materials*. 2018. № 499. P. 256–267.
2. Chromium-arc coating to protect the alloy Zr-1Nb from high-temperature oxidation in air / A.S. Kuprin, V.A. Belous, V.V. Bryk, R.L. Vasilenko, V.N. Voevodin, V.D. Ovcharenko, G.N. Tolmacheva, I.V. Kolody, V.M. Lunev, I.O. Klymenko // *VAST*. 2015. № 2 (96). Pp. 111–118.
3. Investigation of fuel claddings from alloy E110 with chrome plating under LOCA / KK conditions. Polunin, A.A. Urusov, A.A. Mokrushin, D.M. Soldatkin, Yu.A. Kuzma-Kichta, D.S. Kiselev, B.N. Beschevalov, S.S. Bazyuk // *New in the Russian electric power industry*. 2018. №9. S. 62-71.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ПЛАНЫ ПО МОДЕРНИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИИ И МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА РЕАКТОРНЫХ УСТАНОВОК ВВЭР

С.А. Кушманов

АО «ОКБ "Гидропресс"», г. Подольск, Россия

В настоящее время в мире эксплуатируются 22 энергоблока с реакторными установками ВВЭР-440, 37 энергоблоков с реакторными установками ВВЭР-1000 и 3 энергоблока с реакторными установками ВВЭР-1200. Общее количество действующих реакторных установок ВВЭР по проектам, разработанным в ОКБ "ГИДРОПРЕСС", на сегодняшний день составляет 62 установки. На различных этапах планирования, проектирования и сооружения находятся порядка 30 энергоблоков с реакторными установками ВВЭР. Востребованность технологии ВВЭР определяется совокупностью технико-экономических характеристик АЭС, а также достигнутым уровнем технологичности, надежности и безопасности технологии ВВЭР. Технология ВВЭР создана эволюционным путем на базе теоретических и экспериментальных работ различных предприятий советской и российской атомной отрасли. Одним из ключевых создателей технологии ВВЭР является ГНЦ РФ "НИИАР" в лабораториях и исследовательских реакторах которого прошли проверку и получили право на применение многие технические решения и материалы как основного оборудования реакторных установок ВВЭР, так и ядерного топлива ВВЭР.

Объем эксплуатации реакторных установок ВВЭР ставит перед российскими исследовательскими и проектными организациями задачи по выполнению работ по обеспечению надежности, безопасности и конкурентоспособности ядерного топлива ВВЭР.

Конструкция активной зоны ВВЭР-440 на базе чехловых рабочих кассет и тепловыделяющих сборок разработана в ОКБ "ГИДРОПРЕСС" более 40 лет назад и в настоящее время обеспечивает надежную и безопасную эксплуатацию энергоблоков с ВВЭР-440. За последнее время проведены работы по повышению виброустойчивости и ураноемкости конструкции элементов активной зоны, повышению обогащения и использованию регенерированного топлива. Также проведены работы по обоснованию и обеспечению срока эксплуатации рабочих кассет и тепловыделяющих сборок до 6-ти лет и при работе энергоблока на мощности до 108% от номинальной. Проведена опытная эксплуатация партии бесчехловых рабочих кассет (РК-3) на Кольской АЭС в России. В настоящее время ведутся работы по разработке и внедрению рабочих кассет и тепловыделяющих сборок с оптимизированным водо-урановым отношением на АЭС "Пакш" в Венгрии и на АЭС "Ловииза" в Финляндии. Оптимизация водо-уранового отношения обеспечивается уменьшением внешнего диаметра оболочек твэлов с 9,1 мм до 8,9 мм. Планируется разработка и внедрение бесчехловых рабочих кассет на АЭС "Дукованы" в Чехии (РК3+) с модернизированной относительно РК-3 конструкцией. Модернизация конструкции РК3+ заключается в применении

более широкого по сравнению с РК-3 каркасного уголка, уменьшающего межкасетные перетечки в активной зоне.

Базовым элементом активной зоны реакторных установок большой мощности ВВЭР-1000, ВВЭР-1200 и ВВЭР-1300 является тепловыделяющая сборка типа ТВС-2М, разработанная в ОКБ "ГИДРОПРЕСС" и впервые установленная в действующий реактор в 2006 году. На сегодняшний день общее количество эксплуатирувавшихся ТВС-2М составляет более 4000 штук. Выполнено повышение мощности действующих энергоблоков ВВЭР-1000 до 104% от номинальной и увеличение длительности топливного цикла до 18 месяцев с активными зонами, состоящими из ТВС-2М. Результаты эксплуатации ТВС-2М демонстрирует ее высокий уровень надежности и безопасности по показателям герметичности оболочек ТВЭЛОВ, геометрической стабильности активной зоны и конструкционной целостности. В настоящее время организовываются работы по установке на опытную эксплуатацию ТВС-2М с толерантным и уран-плутониевым топливом. Также планируются работы по повышению ураноемкости и обогащения топлива ТВС-2М.

С целью оптимизации проектных решений, снижения консервативности проектных обоснований, а также выполнения новых требований современных федеральных норм и правил в области использования атомной энергии разработана и в настоящее время организуется реализация программы НИОКР «Совершенствование проектных решений традиционной технологии ВВЭР». В рамках совершенствования технологии ВВЭР требуется участие ГНЦ РФ «НИИАР» в работах по исследованию характеристик высоковыгоревшего топлива и поглотителей, включая уточнение приемочных критериев для анализов безопасности. Также с участием ГНЦ РФ «НИИАР» необходимо выполнение работ по обоснованию работоспособности активной зоны в маневренных режимах работы РУ ВВЭР.

Результаты эксплуатации российского ядерного топлива для РУ ВВЭР демонстрирует его высокий уровень надежности и безопасности. С учетом количества энергоблоков с ВВЭР, с целью сохранения конкурентоспособности российского ядерного топлива ВВЭР необходимо выполнение работ по его модернизации, разработке и применению новых технических решений, материалов и технологий.

MAIN EFFORTS AND PLANS FOR MODERNIZATION OF THE NUCLEAR FUEL STRUCTURE AND MATERIALS FOR VVER RP

S.A. Kushmanov

JSC «ОКБ "Gidropress"», Podolsk, Russia

At the present 22 Units with WWER-440 reactor plants, 37 Units with WWER-1000 reactor plants and 3 Units with WWER-1200 reactor plants are operated all over the world. To date there are 62 reactor plants developed by the designs in ОКБ "ГИДРОПРЕСС". About 30 Units with WWER reactor plants are at different

stages of planning, designing and construction. Much need for WWER technology is defined by a set of NPP performance characteristics, as well as by the achieved level of adaptability to manufacturing, reliability and safety of WWER technology. The WWER technology is developed by evolution based on theoretical work and experiments at different enterprises of Soviet and Russian nuclear industry. One of the key developer of the WWER technology is, unconditionally, SSC RF "RIAR" in the laboratories and at the research reactors of which many important engineering solutions and materials both of the main equipment of WWER reactor plants and WWER nuclear fuel are designed, tested and a right to their application is acquired.

The scope of operation of WWER reactor plants assigns to the Russian research and design organization the tasks aimed at performing the activities to ensure the reliability, safety and competitiveness of WWER nuclear fuel with implicit meeting the safety requirements.

The design of WWER-440 core based on jacket working assemblies and fuel assemblies is developed in OKB "GIDROPRESS" more than 40 years ago and at the present time it provides reliable and safe operation of the Units with WWER-440. Lately the activities aimed at improvement of vibration stability and uranium content for the structural components of the core, enhancement of enrichment and application of regenerated fuel are performed. The activities are performed to justify and ensure the service life of working assemblies and fuel assemblies to 6 years and during power operation of the Unit up to 108% of its nominal value. Pilot operation of a lot of jacket-free working assemblies (WA-3) is accomplished at Kola NPP in Russia. At the present time the activities aimed at development and application of working assemblies and fuel assemblies with the improved water-uranium ratio at NPP "Paks" in Hungary and NPP "Loviisa" in Finland are in progress. Water-uranium ratio is optimized by reduction of the outer diameter of fuel rod cladding from 9,1 mm to 8,9 mm. It is planned to develop and apply jacket-free working assemblies (WA3+) with the improved structure as against WA-3 at NPP "Dukovany" in Czechia. Improvement of the WA3+ structure consists in application of the wider skeleton angle-piece as against WA-3, this enables to reduce inter-assembly overflows in the core.

A base component of the WWER-1000, WWER-1200 and WWER-1300 high-power reactor plant core is the TVS-2M-type fuel assembly designed in OKB "GIDROPRESS" and mounted for the first time into the operating reactor in 2006. To date the total number of operated TVS-2M amounts more than 4000 pieces. Power of operating WWER-1000 Units is increased up to 104% of its nominal value and the length of fuel cycle is extended to 18 months with the reactor core made up of TVS-2M. The operation outcomes of TVS-2M demonstrate its high level of reliability and safety as to the parameters of the fuel rod cladding tightness, geometrical stability of the core and its structural integrity. At the present time the activities are arranged to put TVS-2M with tolerant and uranium-plutonium fuel into a pilot operation. The activities aimed at improvement of TVS-2M uranium content and fuel enrichment are planned.

To optimize design solutions, decrease in the conservatism of design justifications, as well as to meet new requirements of up-to-date Federal standards and regulations in the field of nuclear energy utilization the R&D program

“Improvement of design solutions for traditional technology of WWER” is elaborated and implementing at the present time. Within the framework of WWER technology improvement there is a need for involving SRC RF “NIIAR” in the activities aimed at study of high-burnt-up fuel and absorbers including specifying the acceptance criteria for safety analyses. The activities to justify the core operability under load-following modes of WWER RP need also for participation of SRC RF “NIIAR”.

The operation outcomes of Russian nuclear fuel for WWER RP demonstrate its high level of reliability and safety. Taking into account the number of WWER Units, to keep the competitiveness of Russian nuclear fuel of WWER it is required to perform work for its modernization, development and application of new engineering solutions, materials and technologies.

ИЗМЕНЕНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТВС-2 И ТВС-2М РЕАКТОРА ВВЭР-1000 И ИХ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ВО ВРЕМЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Г.В. Шевляков, А.В. Строжук, О.Г. Сидоренко, С.С. Сагалов,
А.С. Хренов, А.А. Боков

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

К настоящему времени в АО «ГНЦ НИИАР» проведены послереакторные исследования трёх ТВС-2 и трёх ТВС-2М различных модификаций.

Таблица 1 - Краткая характеристика исследованных ТВС-2 и ТВС-2М

Условный номер ТВС	Тип ТВС	Среднее выгорание топлива, МВт·сут/кгU	Краткая характеристика конструкции
1	ТВС-2	18,19	12 ДР
2		47,4	12 ДР
3		47,8	15 ДР
4	ТВС-2М	40,96	13 ДР
5		46,3	13 ДР
6		51,17	13 ДР, 3 ПР

В докладе представлены результаты измерений геометрических параметров ОТВС и их конструктивных элементов (дистанционирующих, перемещающих и нижней решеток, направляющих каналов и центральной трубы). Показано, что максимальное зарегистрированное удлинение ТВС составило 5,2 мм, максимальный размер «под ключ» - 235,6 мм, угол скручивания – 1,6°, стрела прогиба – 10,5 мм для ТВС-2 и 5,7 мм для ТВС-2М. Максимальное удлинение направляющих каналов ТВС-2М составило 4,6 мм, ТВС-2 – 3,5 мм. Увеличение диаметра направляющих каналов обусловлено их окислением, толщина оксидной пленки на наружной поверхности НК и ЦТ не превышает 43 мкм. Деформация дистанционирующих решеток ТВС-2 и ТВС-2М отсутствует.

Результаты послереакторных исследований подтвердили высокую геометрическую стабильность ТВС ВВЭР-1000 типа ТВС-2М и ТВС-2.

CHANGES IN THE GEOMETRY OF VVER-1000 TVS-2 AND TVS-2M AND THEIR COMPONENTS UNDER OPERATION

G.V. Shevlyakov, A.V. Stozhuk, O.G. Sidorenko, S.S. Sagalov,
A.S. Khrenov, A.A. Bokov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

As of today, JSC "SSC RIAR" has performed post-irradiation examinations of three TVS-2 and three TVS-2M fuel assemblies of different modifications.

Table 1 – Brief description of examined TVS-2 and TVS-2M

ID	Type	Average fuel burnup, MWd/kgU	Design
1	TVS-2	18.19	12 spacer grids
2		47.4	12 spacer grids
3		47.8	15 spacer grids
4	TVS-2M	40.96	13 spacer grids
5		46.3	13 spacer grids
6		51.17	13 spacer grids, 3 mixer grids

The paper presents the results of geometry measurement for spent FAs and their components (spacer grids, mixer and lower grids, guide and central tubes). The measured parameters are as follows: the maximum FA elongation – 5.2 mm, the maximum across-flats dimensions – 235.6 mm, twisting angle – 1.6°, deflection – 10.5 mm for TVS-2 and 5.7 mm for TVS-2M. The maximum elongation of the guide tubes in TVS-2M is 4.6 mm, and in TVS-2 – 3.5 mm. An increase in the diameter of the guide tubes results from their oxidation, the oxide film thickness on the outer surface of the guide and central tubes not exceeding 43 μm. There is no warp of the TVS-2 and TVS-2M spacer grids.

The PIE data confirm high geometric stability of VVER-1000 TVS-2M and TVS-2.

РАЗВИТИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДИК КОНТРОЛЯ ГЕРМЕТИЧНОСТИ ТОПЛИВА ВО ВРЕМЯ РАБОТЫ РЕАКТОРОВ ВВЭР

П.М. Калиничев, И.А. Евдокимов, В.В. Лиханский,
Е.Ю. Афанасьева, А.Г. Хромов

АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия

При эксплуатации ядерного топлива на АЭС возможна разгерметизация оболочек твэлов. Это может приводить к росту активности теплоносителя первого контура, повышению дозовых нагрузок на персонал, увеличению объема жидких радиоактивных отходов и необходимости проведения дополнительных операций для поиска и замены ТВС с негерметичными твэлами. Эти негативные факторы приводят к значительным финансовым потерям. Одним из серьезных последствий разгерметизации может быть вымывание топливной композиции

из негерметичных твэлов в теплоноситель. Для обеспечения радиационной безопасности энергоблоков и снижения негативных последствий разгерметизации твэлов проводят контроль герметичности оболочек (КГО) твэлов во время работы реактора.

Традиционные методики КГО предназначены для оценки количества негерметичных твэлов и выгорания топлива в них [1]. Однако эти методики не всегда дают надежную и полную информацию о параметрах негерметичных твэлов. В частности, методики [1], основанные на анализе активностей реперных радионуклидов йода, не всегда позволяют выявить факт разгерметизации в стационарном режиме работы реактора. Это возможно при высоком гидравлическом сопротивлении негерметичного твэла (при мелком дефекте в оболочке или при повышенном выгорании топлива, если дефект перекрывается поверхностью топливной таблетки). В этом случае основной вклад в активности радионуклидов йода могут вносить топливные отложения, и разгерметизация может быть незаметной на уровне фоновой активности.

Кроме того, методики [1] не позволяют однозначно выявлять вынос топлива из негерметичных твэлов во время работы реактора. Дело в том, что активности радионуклидов йода могут расти даже при отсутствии негерметичных твэлов. Это наблюдается на практике. Такой рост активности связан с изменением нуклидного состава топлива в отложениях. Для того, чтобы установить факт выноса топлива из негерметичных твэлов, необходимо различать ситуации когда рост активности связан с выносом топлива, а когда с изменением нуклидного состава топливных отложений. Своевременное выявление выноса топлива важно с точки зрения планирования корректирующих мероприятий и дальнейшего обращения с ТВС, в которых произошла разгерметизация твэлов.

Для повышения информативности КГО ведутся работы по модернизации существующих и разработки новых методов анализа активности теплоносителя [2]. В том числе разработаны 2 новые методики для более надежного выявления разгерметизации и выявления выноса топлива во время работы реактора:

1) Методика для выявления разгерметизации основана на анализе соотношения активностей радионуклидов ^{133}Xe и ^{135}Xe . Она обладает повышенной чувствительностью и позволяет более надежно и оперативно устанавливать факт разгерметизации топлива. Методика особенно актуальна при повышенном выгорании топлива в негерметичном твэле и при переходе на топливо со сплошными таблетками в твэлах.

2) Методика для выявления выноса топлива основана на анализе активности короткоживущего радионуклида ^{134}I (опционально ^{89}Rb). Она позволяет различать случаи, когда рост активности связан с изменением нуклидного состава отложений, а когда – с выносом топлива.

В работе кратко описаны указанные методики КГО на работающем реакторе. Приведены примеры их применения. Показано, как на практике на АЭС может использоваться информация, получаемая с помощью новых методик.

Список литературы

1. РД ЭО 1.1.2.10.0521-2009 «Сборки тепловыделяющие ядерных реакторов типа ВВЭР-1000. Типовая методика контроля герметичности оболочек тепловыделяющих элементов» с Изм. №2, АО «Концерн Росэнергоатом», 2016г.

2. И.А. Евдокимов, В.В. Лиханский, и др. «Модернизация методов КГО на работающем реакторе для современных типов топлива и топливных циклов», конф. «Опыт эксплуатации ядерного топлива российского производства на АЭС с ВВЭР-1000», Болгария, г. Несебр, 26-30 сентября 2016.

DEVELOPMENT AND APPLICATION OF TECHNIQUES FOR EVALUATION OF COOLANT ACTIVITY DURING OPERATION OF VVER POWER UNITS

P.M. Kalinichev, I.A. Evdokimov, V.V. Likhanskii, E.Yu. Afanasyeva, A.G. Khromov

JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia

Fuel failures may occur during operation of Nuclear Power Plants (NPPs). This may lead to the escalation of primary coolant activity, high dose rates for personnel, increase in the amount of liquid radioactive waste and the need for additional operations to search for and replace fuel assemblies with leaking fuel elements. These negative factors entail significant financial losses. As one of the consequences, fuel may be washed out from the leaking fuel rods into the coolant. Monitoring and analysis of primary coolant activity is used to ensure the radiation safety of power units and to mitigate the adverse effects of fuel failures.

Conventional techniques of coolant activity analysis are aimed at estimation of the number and burnup of leaking fuel rods [1]. But sometimes, these techniques do not provide reliable and complete information about parameters of leaking fuel rods. Moreover, fuel failures cannot be always clearly identified by these conventional techniques [1], based on analyses of iodine activity during steady state reactor operation. This is possible when the hydraulic resistance of the leaking fuel rod is high (in case of small defect in fuel cladding or when fuel burnup is high so that the defect is overlapped by the surface of the fuel pellet). In this case, the main contributor to the iodine activity may be fission product release from surface contamination (fuel deposits) in the core, and the fuel failures may remain unnoticeable against the background activity level.

Furthermore, techniques [1] are not capable of clear identification of fuel washout from the leaking fuel rods into the coolant. These techniques are based on monitoring of ^{134}I activity, which is considered to be an indicator of reactor contamination by fuel deposits. But the fact is that ^{134}I activity may increase even if there is no leaking fuel in reactor. This is supported by practice. Such activity increase is due to evolution of nuclide composition in fuel deposits. So, some methods are necessary to distinguish between situations when activity increase is due to fuel washout, and when it is associated with natural processes in fuel deposits. Prompt identification of fuel washout is important for planning of corrective actions and further handling of leaking fuel assemblies.

At present time some research is in progress to upgrade the existing techniques and to develop the new ones [2]. In particular, the following 2 new techniques are developed.

1) A technique, which makes it possible to detect fuel failures by analysis of ^{133}Xe and ^{135}Xe activities ratio. It is more sensitive to the fuel failure in contrast to the conven-

tional technique and it is capable of identifying leaking fuel more reliably and promptly. This technique is particularly crucial for leaking fuel with solid pellets and high burnup.

2) A technique for identification of fuel washout is based on analysis of short-lived ^{134}I activity (optionally ^{89}Rb). It is designed to distinguish between situations when activity increase is due to fuel washout, and when it is associated with evolution of nuclide composition in fuel deposits.

The paper gives a brief discussion of the above 2 techniques. Some examples of practical applications are given. It is also demonstrated how NPPs may use information, provided by these two techniques.

References

1. RD JeO 1.1.2.10.0521-2009 «Sborki teplovydeljajushhie jadernyh reaktorov tipa VVJeR-1000. Tipovaja metodika kontrolja germetichnosti obolochek teplovydeljajushhijh jelementov» s Izm. №2, AO «Koncern Rosjenergoatom», 2016g.
2. I.A. Evdolimov, V.V. Likhanskii, et al. «Modernizatsiya metodov KGO na rabotajuschem reactore dlya sovremennih tipov topliva I toplivnih ciklov», conf. «Opit expluatacii yadernogo topliva rossiyskogo proizvodstva na AES s WWER-1000», Bulgaria, Nessebar, 26-30 september 2016.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЕРМЕТИЧНОСТИ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ТВСА-АЛЬФА МЕТОДОМ ГАММА-СПЕКТРОМЕТРИИ ГАЗОСБОРНИКА

С.С. Сагалов, В.А. Жителев, Г.В. Шевляков,
А.В. Стржук, В.Г. Теплов, Е.Г. Ильина

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В 2017 году в АО «ГНЦ НИИАР» с блока 1 Калининской АЭС доставили сборку ТВСА-АЛЬФА №ЕД03296, которую по результатам контроля герметичности оболочек (КГО) твэлов пенальным методом идентифицировали на АЭС как негерметичную, не достигшую критерия отказа по активности ^{131}I . Согласно результатам первичных исследований в НИИАР негерметичные твэлы в составе ТВС отсутствовали.

Учитывая противоречивость выводов, сделанных специалистами АО «ГНЦ НИИАР» и Калининской АЭС, была проведена дополнительная проверка герметичности всех твэлов ТВС методом гамма-спектрометрии по содержанию радиоактивного продукта деления ^{85}Kr в области газосборника [1]. Контроль герметичности твэлов проводился в защитном контейнере с применением детектора из особо чистого германия и гамма-спектрометра ORTEC DSPEC jr 2.0. Выборочное сравнение данных гамма-спектрометрии с результатами разрушающих измерений парциального давления ^{85}Kr под оболочкой твэлов показало наличие линейной зависимости между ними и подтвердило правомерность применения гамма-спектрометрического метода КГО.

По результатам гамма-спектрометрии была получена хорошо выраженная зависимость площади пика полного поглощения (ППП) ^{85}Kr от среднего выгорания топлива в твэлах и твэгах. Результаты измерений ППП ^{85}Kr подчинялись закону нормального распределения, поэтому для выявления твэлов с аномально

низким содержанием криптона использовали статистический критерий «трёх сигм» [2]. Топливный элемент считался подозрительным на негерметичность, если для него значение площади ППП ^{85}Kr выходило за нижнюю границу доверительного интервала -3σ (σ – среднеквадратическое отклонение результата от среднего значения). Анализ полученных результатов показал отсутствие в составе сборки твэлов и твэгов с аномально низкой концентрацией ^{85}Kr , что подтвердило вывод о герметичности ТВСА-АЛЬФА №3296, сделанный по итогам первичных исследований в АО «ГНЦ НИИАР».

Список литературы:

1. Павлов С.В., Сухих А.В., Сагалов С.С. Гамма-спектрометрия в реакторном материаловедении. — Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2012. — 314 с.
2. Гмурман В. Е. Теория вероятностей и математическая статистика. — М.: Высшая школа, 2003. — 479 с.

INTEGRITY TESTING OF THE TVSA-ALFA FUEL ELEMENTS BY GAMMA-SPECTROMETRY OF THE GAS PLENUM

S.S. Sagalov, V.A. Zhitelev, G.V. Shevlyakov,
A.V. Stozhuk, V.G. Teplov, E.G. Ilyina

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

In 2017, the TVSA-ALFA fuel assembly No.ЕД03296 was shipped to JSC “SSC RIAR” from Unit1 of the Kalinin NPP. Based on the results of the cladding integrity control (CIC) conducted in the container-based storage place, the NPP staff identified the FA as the leaking one that did not reach the failure criterion on ^{131}I activity. The initial examinations performed in RIAR showed that there were no leaking fuel elements in the FA.

Considering the inconsistency of the conclusions made by the RIAR and Kalinin NPP specialists, an additional leakage test was performed for all fuel elements using the gamma-spectrometry as to the ^{85}Kr content in the gas plenum region [1]. The cladding integrity control was performed in a shielded canister using a high-purity germanium detector and ORTEC DSPEC jr 2.0 gamma-spectrometer. A selective comparison of the gamma-spectrometry data with the results of the destructive measurements of the ^{85}Kr partial pressure under the fuel claddings showed a linear dependence between them and confirmed the appropriateness of the gamma-spectrometry as the CIC method.

As a result of the gamma-spectrometry, a good dependence of the total-absorption peak (TAP) area and the average fuel burnup in the fuel rods and Gd-containing elements was obtained. Outcomes of the ^{85}Kr TAP measurements obeyed the normal distribution law. So, to find the fuel elements with the abnormally low content of Kr, the “three sigma” statistical criterion was used [2]. A fuel element was suspected in leaking if the value of the ^{85}Kr TAP area exceeded the confidence limits of -3σ (σ is a mean-square deviation from the average value). The analysis of the data obtained showed that there were no fuel rods and Gd-containing elements with abnormally low concentration of ^{85}Kr in the FA and confirmed the conclusion of the TVSA-ALFA No.3296 integrity made on the basis of the initial examinations performed in JSC “SSC RIAR”.

References:

1. Pavlov S.V., Sukhih A.B., Sagalov S.S. Gamma-spectrometry in reactor material science. — Dimitrovgrad: JSC “SSC RIAR”, 2012. — 314 p.
2. Gmurman V. E. Theory of Probability and Mathematical Statistics. — M.: Higher School, 2003. — 479 p.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ ВВЭР-1000 НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ВТОРЫХ ФАЗ В ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ Э110 И Э635

А.В. Обухов, Г.П. Кобылянский, С.С. Сагалов, А.Р. Белозерова

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Выделения вторых фаз в сплавах циркония, применяемых в качестве материала изделий активной зоны реактора ВВЭР-1000, являются структурными составляющими и претерпевают различные изменения под действием облучения. Облучение индуцирует и стимулирует процессы перераспределения элементов между твёрдым раствором матрицы и выделениями вторых фаз, в результате которых возможно появление частиц новых фаз, а такие характеристики, как форма, размеры, кристаллическая структура и элементный состав исходных выделений в сплаве могут измениться. Развитие этих процессов зависит от радиационных, температурных и силовых (механическая нагрузка) параметров, определяющих условия испытаний или эксплуатации образцов и изделий из сплавов циркония в ядерных реакторах.

Направляющие каналы (НК) тепловыделяющих сборок ВВЭР-1000 изготовлены из сплава Zr-1%Nb-1,2%Sn-0,4%Fe (Э635), который отличается от сплава Э110 исходным фазовым составом.

В данной работе приведены результаты исследования фазового состава сплава Э110, как материала оболочек твэлов и сплава Э635, как материала направляющих каналов, после их эксплуатации. В частности, представлены данные об изменении элементного состава фазы β -Nb и фазы Лавеса в зависимости от повреждающей дозы, о трансформации кристаллической решётки фазы Лавеса и о радиационно-индуцированной мелкодисперсной фазе.

С целью исследования эволюции фазового состава в процессе нейтронного облучения, образцы из отработавших оболочек твэлов и НК были вырезаны на разных высотных отметках, что позволило получить данные для различных степеней радиационного повреждения.

Следует отметить, что в качестве эксплуатационного параметра исследуемых тепловыделяющих сборок, как правило, используется выгорание топлива, а для удобства сравнения с радиационной повреждаемостью образцов, облучённых в исследовательских реакторах, целесообразно применять общепринятый эквивалент, характеризующий степень облучения, – повреждающую дозу, выражаемую в смещениях на атом (сна). Расчётное восстановление значений повреждающей дозы образцов оболочек твэлов и НК проведено на основе априорного спектра нейтронов для активной зоны реактора ВВЭР-1000, активности образцов, определенной по результатам гамма-спектрометрии, и её расчётной оценки для уточнения нейтронно-физических характеристик рассматриваемых изделий [1-3].

Список литературы

1. Shimansky G.A. TRANS_MU computer code for computation of transmutant formation kinetics in advanced structural materials for fusion reactors // J. Nucl. Mater. 271-272. 1999. 30-34.
2. A.R. Belozerova, S.V. Belozerov, V.K. Shamardin, ON THE PROBLEM OF MODELING OF NUCLEAR TRANSMUTATION EFFECTS UPON INVESTIGATION OF THE PHASE COMPOSITION OF IRRADIATED AUSTENITIC STEELS // The Physics of Metals and Metallography, 2018, Vol. 119, No. 5, pp. 413–420.
3. Greenwood L.R. SPECTER: Damage calculations for Materials Irradiations. ANL/FPP/TM-197, 1985.

EFFECT OF NEUTRON IRRADIATION IN THE VVER-1000 REACTOR ON THE CHARACTERISTICS OF SECONDARY PHASES IN ZIRCONIUM ALLOYS E110 AND E635

A.V. Obukhov, G.P. Kobylyansky, S.S. Sagalov, A.R. Belozerova

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

Secondary phase precipitates in zirconium-based alloys which have been widely used as materials for the VVER-1000 core components, are structural constituents and they go through different changes under irradiation. Irradiation induces and acts as a catalyst in redistribution of elements between the matrix in a solid state solution and secondary phase precipitates and thus these processes could initiate formation of new phase particles. However, such characteristics as shape, size, crystalline structure and elemental composition of initial precipitates can undergo changes in the alloy. Irradiation, temperature and mechanical stresses as the parameters governing the irradiation test conditions or operating conditions of test specimens and zirconium components in nuclear reactors, affect progression of these processes.

The guide tubes of the VVER-1000 fuel assemblies are made of alloy Zr-1%Nb-1.2%Sn-0.4%Fe (E635) that is different from the E110 alloy in its initial phase composition.

The paper is focused on investigation of the E110 phase composition as it is a fuel cladding material and E635 phase composition as it is a guide tube material after their operation in the reactor. In particular presented here is the information about changes in the elemental composition of β -Nb and Laves phases in relation to the damage dose, transformations of crystalline lattice in Laves phase and about fine-dispersed radiation-induced phase.

In order to study evolution of phase composition under irradiation, the test specimens were cut out from irradiated fuel claddings and guide tubes at different elevation levels so that to obtain irradiation-induced damage data as to different extent of damage.

It might be well to point out that fuel burnup is generally used as an operating parameter of fuel assemblies under examination but it is appropriate to apply a widely accepted equivalent characterizing severity of radiation exposure that is damage dose in displacements per atom (dpa) to ease the comparison with irradiation-induced damage of test specimens subjected to irradiation testing in research reactors. Recovery

calculations of the damage dose attained by fuel claddings and guide tube specimens were done based on an a priori neutron spectrum in the VVER-1000 core, activity level of the test specimens obtained with the use of gamma-spectrometry measurement data and its calculated data analysis in order to verify neutronic parameters of the aforesaid zirconium components [1-3].

REFERENCES

1. G.A. Shimansky TRANS_MU computer code for computation of transmutant formation kinetics in advanced structural materials for fusion reactors // J. Nucl. Mater. 271-272. 1999. 30-34.
2. A.R. Belozerova, S.V. Belozerov, V.K. Shamardin. ON THE PROBLEM OF MODELING OF NUCLEAR TRANSMUTATION EFFECTS UPON INVESTIGATION OF THE PHASE COMPOSITION OF IRRADIATED AUSTENITIC STEELS // The Physics of Metals and Metallography, 2018, Vol. 119, No. 5, pp. 413–420.
3. L.R. Greenwood SPECTER: Damage calculations for Materials Irradiations. ANL/FPP/TM-197, 1985.

ИНЖЕНЕРНО-ЭКОНОМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА В ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

В.В. Харитонов, Б.А. Калинин, А.Н. Силенко, Ю.А. Ульянин

ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

В докладе рассматривается возможное влияние толерантного топлива (Accident Tolerant Fuels - ATF) на экономические характеристики АЭС. Основное внимание уделено изменению стоимости производимой на АЭС электроэнергии как одному из главных критериев конкурентоспособности АЭС. Выделено пять групп «факторов влияния» толерантного топлива на экономику АЭС:

1. Изменение топливной составляющей стоимости электроэнергии за счет изменения состава и обогащения топлива или (и) изменения материала (или технологии обработки) оболочек ТВЭЛОВ.
2. Изменение коэффициента использования установленной мощности (КИУМ) и связанного с ним количества выработанной за год электроэнергии в результате изменения глубины выгорания топлива и топливной кампании.
3. Снижение капитальной составляющей стоимости электроэнергии за счет сокращения затрат на некоторые инженерные барьеры безопасности вследствие повышения устойчивости толерантного топлива к аварийным ситуациям.
4. Снижение расходов на страхование АЭС вследствие снижения рисков аварий благодаря большей устойчивости толерантного топлива.
5. Изменение рыночной доли топливной компании на глобальном рынке ядерного топлива вследствие опережения (опоздания) промышленного освоения эффективного толерантного топлива.

Первые четыре фактора можно назвать микроэкономическими, поскольку они влияют на экономические характеристики конкретного реактора. Однако, массовое внедрение (или не внедрение) толерантного топлива может сказаться и на макроэкономических показателях экономики ядерной энергетики. Поэтому нами был выделен еще один фактор (п. 5).

Выражение для приведенной стоимости электроэнергии $LCOE$ (Levelized Cost of Electricity) (долл./кВт·ч) в наиболее общем виде выглядит так [1,2]:

$$LCOE = \frac{AK + Y}{E} = C_K + C_Y. \quad (1)$$

Числитель в выражении (1) принято называть среднегодовыми приведенными затратами (долл./год); K – инвестиции в сооружение АЭС (долл.); A – эффективная норма амортизации капитальных затрат (1/год); Y – эксплуатационные затраты (долл./год), включая топливные Y_T ; E – годовое производство электроэнергии (кВт·ч/год); $C_K = AK/E$ – капитальная составляющая стоимости электроэнергии, $C_Y = Y/E$ – эксплуатационная составляющая. Топливная составляющая стоимости электроэнергии Y_T/E обычно не превышает 30-50% от эксплуатационной составляющей C_Y , которая в 1,5-2 раза меньше капитальной составляющей стоимости электроэнергии АЭС [1,2].

Например, реактор установленной мощности 1200 МВт с капитальными затратами $K=5$ млрд. долл. при КИУМ=0,88 вырабатывает за год около 9 ТВт·ч электроэнергии и характеризуется приведенной стоимостью отпускаемой электроэнергии около $LCOE=65$ долл./МВт·ч, включающей $C_K=43$ долл./МВт·ч и $C_Y=22$ долл./МВт·ч, в том числе 6-10 долл./МВт·ч топливной составляющей (в этом случае эффективная норма амортизации капитальных затрат $A=7,7\%$ /год).

Изменение материалов или обработки оболочек твэлов и, тем более, замена состава топлива, могут вызвать увеличение необходимого обогащения топлива (для компенсации поглощения нейтронов) и затрат на работу разделения, что в итоге приводит к увеличению затрат на толерантное топливо на $\Delta Y_T = \varepsilon Y$, где ε – относительное увеличение эксплуатационных затрат за счет внедрения нового топлива ATF. Так, себестоимость ионно-пучковой обработки циркониевых твэльных труб для получения антикоррозионных износостойких барьерных слоёв на установке «ИЛУР» НИЯУ МИФИ при объеме производства более 10 тыс.м/год оценивается в 10-15 долл./м. Для ежегодной перегрузки топлива в реакторе мощностью 1200 МВт с глубиной выгорания 55-70 МВт·сут/кгU требуется обработать 40-50 км/год циркониевых труб, что требует дополнительных затрат $\Delta Y_T \approx 0,4-0,8$ млн. долл./год. Эти затраты составляют $\varepsilon=2-4\%$ от эксплуатационных затрат, что вызовет увеличение приведенной стоимости электроэнергии на 0,6-1,2%.

Наряду с ростом эксплуатационных затрат новое топливо может способствовать увеличению КИУМ и, тем самым, увеличению выработки электроэнергии АЭС на $\Delta E = \mu E$ за счет повышения глубины выгорания ATF. Благодаря повышению глубины выгорания ATF снижается масса отработанного топлива (ОЯТ), что важно для экономики «back-end» ЯТЦ. Кроме того, технология ATF может в некоторой степени способствовать приближению к известной парадигме «чем безопаснее, тем дешевле» [3]. Благодаря повышенной устойчивости толерантного топлива к аварийным ситуациям возможно сокращение затрат на некоторые инженерные барьеры безопасности, что позволит сократить инвестиции на сооружение блока АЭС на относительную величину $i = -\Delta K/K$. Поскольку капитальная составляющая стоимости электроэнергии АЭС достигает 65-70%, то снижение капитальных затрат за счет ATF всего на $i=5\%$ позволяет снизить стоимость электроэнергии до 4%.

Ежегодные отчисления из доходов АЭС на страхование (страховые тарифы) $Y_{СТР}$ должны учитывать вероятную частоту аварийных ситуаций и возможный экономический ущерб [4,5]. Если предположить, что внедрение ATF будет способствовать снижению как частоты аварий, так и величины ущерба от них (например, из-за отсутствия образования водорода), то есть снижению $Y_{СТР}$ на относительную величину $\psi = -\Delta Y_{СТР}/Y$, то в итоге выражение (1) для приведенной стоимости электроэнергии АЭС с толерантным топливом приобретет вид:

$$LCOE = \frac{(1 - i)AK + (1 + \epsilon - \psi)Y}{(1 + \mu)E}. \quad (2)$$

Таким образом, влияние нового топлива ATF на стоимость электроэнергии (на микроэкономическом уровне) может сказываться как на капитальной составляющей, так и на эксплуатационной составляющей. Корректная оценка приведенной стоимости электроэнергии АЭС (а также других критериев эффективности инвестиций в АЭС) с новым топливом ATF возможна только при адекватном расчете вышеприведенных коэффициентов влияния i, ψ, ϵ, μ . В частном случае, когда $i = \psi = \epsilon = \mu = 7\%$, получаем из (2) $LCOE = 58$ долл./МВт·ч, что на 12 % меньше приведенной стоимости электроэнергии стандартного блока. То есть, не смотря на дополнительные затраты на производство толерантного топлива, возможно снижение стоимости электроэнергии благодаря сочетанию других «факторов влияния». При текущем состоянии исследований в области технологий ATF сделать более строгие оценки представляется затруднительным.

В докладе рассмотрено также влияние ATF на возможные изменения рыночной доли топливных компаний на глобальном рынке ядерного топлива. В 2017 году в 11 странах мира работали 74 энергетических реактора российского дизайна, в том числе 39 реакторов за пределами России [6]. Все эти реакторы, вырабатывающие около 15% электроэнергии всех АЭС мира, использовали топливо, произведенное в России. Почти 75% из ныне действующих 450 реакторов в мире работают на топливе «ТВС-квадрат» (за вычетом CANDU и ВВЭР) зарубежных компаний.

Сейчас ситуация на рынке ТВС изменяется. Во-первых, мировые производственные возможности фабрикаций ТВС для легководных реакторов, оцениваемые в ≈ 15 кт/год (WNA, 2017), недогружены заказами, поскольку производственные возможности превышают потребности ядерной энергетики не только в настоящее время (почти вдвое), но и в ближайшие десятилетия. Во-вторых, в 2015 году стартовал проект Европейской Комиссии об упрощенном лицензировании альтернативного топлива для реакторов российского дизайна. Компания Westinghouse Electric Sweden (в Швеции) начала поставки топлива для реакторов ВВЭР-1000 в Украине и готовится делать это и в других странах. В-третьих, приближается время вывода из эксплуатации 14 реакторов ВВЭР-440, работающих за рубежом.

Вышеизложенное свидетельствует о резком возрастании конкуренции на глобальном рынке ТВС и вытеснении российской топливной компании из традиционных для нее мест. Если отечественные предприятия опоздают с производством и выходом на мировой рынок «ТВС-квадрат», содержащим толерантное топливо, а зарубежные топливные компании начнут его массовое производство раньше отечественной топливной компании, то глобальный рынок для нас может быть проигран, что чревато существенными потерями экспортных доходов.

Список литературы

1. Харитонов В.В., Костерин Н.Н. Критерии окупаемости инвестиций в ядерную энергетику// Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2017. – №2. –С.157-168.
2. Харитонов В.В., Косолапова Н.В., Ульянин Ю.А. Прогнозирование эффективности инвестиций в многоблочные электростанции // Вестник НИЯУ МИФИ.–2018.– Том 7, –№ 6.–С. 1–18.
3. Белая книга ядерной энергетики/Под общей редакцией проф. Е.О.Адамова. М.: Изд-во ГУП НИКИЭТ, 2001. - 270 с.
4. Харитонов В.В. Динамика развития ядерной энергетики. Экономико-аналитические модели. - М.: НИЯУ МИФИ, 2014.-328 с.
5. Кархов А.Н. Безопасность и экономика атомной энергетики. http://www.ibrae.ac.ru/images/stories/ibrae/directions/bezopasnost_ekonomika_aes_karhov.pdf
6. World Nuclear Association website. <http://www.world-nuclear.org/information-library.aspx>

ENGINEERING-ECONOMIC ANALYSIS OF THE USE OF ACCIDENT TOLERANT FUEL IN NUCLEAR POWER ENGINEERING

V.V. Kharitonov, B.A. Kalin, A.N. Silenko, Yu.A. Ul'yanin

NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

Possible impact of accident tolerant fuels (ATFs) on economic characteristics of nuclear power plants is discussed in the report. The emphasis is placed on changes in the cost of electricity produced by nuclear power plants (NPPs) as one of the main criteria for the competitiveness of NPPs. We identified five groups of factors of ATF impact on the economy of NPPs.:

(1) a change in the fuel component of the cost of the electricity due to changes in the fuel composition and enrichment and (or) change in the material (or processing technology) of fuel cladding;

(2) a change in the capacity factor CF and the associated amount of electricity generated per year as a result of changes in the depth of fuel burn-up and the fuel campaign;

(3) reduction of the capital component of the cost of electricity by reducing the cost of some engineering safety barriers due to increased ATF resistance to accidents;

(4) reduction of the NPP insurance cost by lowering the risk of accidents due to the higher tolerance of ATFs;

(5) a change in the market share of a fuel company in the global nuclear fuel market due to the advance (delay) of the industrial development of efficient ATFs.

The first four factors are microeconomic factors, since they affect the economic characteristics of a particular reactor. However, mass introduction (or non-introduction) of ATF may affect the macroeconomic indicators of the nuclear power engineering economy. Therefore, we have identified one more factor (paragraph 5).

The most general form of the expression for the levelized cost of electricity $LCOE$ (US\$/kW h) looks like [1, 2]:

$$LCOE = \frac{AK + Y}{E} = C_K + C_Y. \quad (1)$$

The numerator in Eq. (1) is commonly referred to as the average annual reduced cost (US\$/year), K is investment in construction of NPPs (US\$), A is the effective capital expenditure depreciation rate (1/year), Y is the operating cost (US\$/year) that includes the fuel cost Y_f , E is the annual electricity production (kW h/year), $C_K = AK/E$ is the capital component of the cost of electricity, and $C_Y = Y/E$ is the operational component. The fuel component of the cost of electricity Y_f/E usually does not exceed 30–50% of the operational component C_Y , which is 1.5–2 times less than the capital component of the cost of nuclear power [1, 2].

For example, a reactor with a rated capacity of 1200 MW with capital cost $K = \$ 5$ billion and $CF = 0.88$ produces electricity of about 9 TW h per year and is characterized by a levelized cost of sold electricity $LCOE = 65$ US\$/(MW h), which includes $C_K = 43$ US\$/(MW h) and $C_Y = 22$ US\$/(MW h) including the fuel component of 6–10 US\$/(MW h) (in this case, the effective capital expenditure depreciation rate $A = 7.7$ %/year).

Changes in the materials or treatment of fuel cladding and, particularly, in the fuel composition can cause an increase in the required fuel enrichment (to compensate for neutron absorption) and the cost of separation work, which eventually leads to an increase of $\Delta Y_f = \varepsilon Y$ in the ATF cost, where ε is a relative increase in the operating cost due to the introduction of a new ATF. Thus, the cost of ion-beam treatment of zirconium fuel tubes for obtaining anti-corrosion wear-resistant barrier layers at the ILUR facility (National Research Nuclear University MEPhI) with an output of more than 10 000 m/year is estimated at 10–15 US\$/m. The quantity of zirconium tubes that must be treated for the annual refueling of the reactor with a capacity of 1200 MW and a burnout depth of 55–70 (MW day)/kg of U is 40–50 km/year, which requires additional costs $\Delta Y_T \approx 0.4$ –0.8 million US\$/year. These costs make $\varepsilon = 2$ –4% of the operating costs, which will increase the $LCOE$ by 0.6–1.2%.

Along with the increase in the operating costs, the new fuel may contribute to an increase in the CF and thus to an increase of $\Delta E = \mu E$ in the nuclear power generation by increasing the ATF burnout depth. An increase in the ATF burnout depth reduces the weight of the spent nuclear fuel (SNF) that is important for the “back-end” economy of the nuclear fuel cycle. In addition, the ATF technology may facilitate, to some extent, the approximation to the well-known “the safer the cheaper” paradigm [3]. Due to the increased ATF tolerance to accidents, it is possible to reduce the cost of some engineering safety barriers, which will make it possible to reduce the investment in the construction of an NPP unit by a relative value of $i = -\Delta K/K$. Since the capital component of the electricity cost is as high as 65–70%, the reduction of the capital costs due to the ATF by only $i = 5\%$ allows the electricity cost to be lowered to 4%.

Annual insurance contributions from NPP revenues (i.e., the insurance rates) of the Y_{ins} should take into account the probable frequency of accidents and possible economic damage [4, 5]. Assume that the introduction of ATF will help to reduce both the frequency of accidents and the magnitude of damage from them (e.g., due to the lack of hydrogen production), i.e., to reduce the Y_{ins} by a relative value of $\psi = -\Delta Y_{ins}/Y$; therefore, Eq. (1) for the $LCOE$ of the NPP with the ATF takes the form:

$$LCOE = \frac{(1 - i)AK + (1 + \epsilon - \psi)Y}{(1 + \mu)E}. \quad (2)$$

Thus, the impact of the new ATF fuel on the electricity cost (at the micro-economic level) can affect both the capital and operational components. The NPP *LCOE* (as well as other criteria for the efficiency of investments in NPPs) with the new ATF can be correctly assessed only with adequate calculation of the above impact factors *i*, ψ , ϵ , and μ . In the particular case when $i = \psi = \epsilon = \mu = 7\%$, we obtain from Eq. (2) that $LCOE = 58 \text{ US\$/}(MW \text{ h})$, which is 12% less than the *LCOE* of the standard unit. In other words, despite the additional costs for the ATF production, it is possible to reduce the electricity cost owing to the combination of the other impact factors. At the current state of research in the field of the ATF technology, it is difficult to make more accurate assessments.

The impact of the ATF on possible changes in the market share of fuel companies in the global nuclear fuel market is also examined in the report. In 2017, 74 Russian-designed power reactors, including 39 reactors outside Russia, were operating in 11 countries [6]. All these reactors, which generate about 15% of the world's nuclear power, used fuel produced in Russia. Almost 75% of the currently operating 450 reactors in the world (minus CANDU- and WWER-type reactors) use square-type fuel assemblies of foreign companies.

Now the situation on the market of fuel assemblies is changing. First, the global production capacity of fuel-assembly fabrication for light-water reactors, which are estimated at $\approx 15 \text{ kt/year}$ (WNA, 2017), is underutilized by orders, since the production capacity exceeds the needs of nuclear power not only at present (almost twofold), but also in the coming decades. Second, in 2015, the European Commission launched a project on the simplified licensing of alternative fuel for Russian-designed reactors. Westinghouse Electric Sweden (in Sweden) has started supplying fuel for WWER-1000 reactors in Ukraine and is ready to do so in other countries. Third, the time of decommissioning of 14 WWER-440 reactors operating abroad is approaching.

The above indicates a sharp increase in the competition in the global market of fuel assemblies and the expulsion of the Russian fuel company from its traditional places. If domestic enterprises are late with the production and access to the world market of square-type ATF- containing fuel assemblies and foreign fuel companies start their mass production earlier than the domestic fuel company does, the global market may be lost for us, which is fraught with a significant loss of export revenues.

References

1. Kharitonov, V.V. and Kosterin, N.N., Criteria of return on investment in nuclear energy, *Izv. Vuzov. Yadernaya Energetika*, 2017, no. 2, pp. 157–168.
2. Kharitonov, V.V., Kosolapova, N.V., and Ul'yanin, Yu.A, Prediction of efficiency of investments into multi-unit power plants, *Vestnik NIYaU MIFI*, 2018, vol. 7, no. 6, pp. 1–18.
3. *Belaya Kniga Yadernoi Energeniki* (White Paper on Nuclear Energy), Adamov, E.O., Ed., Moscow: Izd. GUP NIKIET, 2001.
4. Kharitonov, V.V., *Dinamika Razvitiya Yadernoy Energetiki. Ekonomiko-Analiticheskiye Modeli* (Dynamics of nuclear power development. Economic and analytical models), Moscow: NIYaU MIFI, 2014.

5. Karhov, A.N., *Bezopasnost' i ekonomika atomnoy energetiki* (Safety and economy of nuclear energy), http://www.ibrae.ac.ru/images/stories/ibrae/directions/bezopasnost_ekonomika_aes_karhov.pdf
6. World Nuclear Association Website. <http://www.world-nuclear.org/information-library.aspx>

АНАЛИЗ ПРИЧИН ИЗМЕНЕНИЯ ДЛИНЫ ТВЭЛОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ, МОДЕЛИРУЮЩИХ РЕЖИМЫ СУХОГО ХРАНЕНИЯ

Г.П. Кобылянский, А.О. Мазаев, Е.А. Звир, П.А. Ильин, А.В. Обухов

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В АО «ГНЦ НИИАР» проводили термические испытания твэлов ВВЭР-1000 с различным выгоранием топлива в экспериментах по обоснованию безопасности сухого хранения. Испытания проводили в электрообогреваемых модулях в гелиевой среде в двух режимах: стационарном (с выдержкой при температуре 380 °С в течение 468 сут.) и термоциклировании (при нагреве от комнатной температуры до 380 °С в количестве 48 термоциклов с временем выдержки при температуре 380 °С, изменяющимся от 1 до 10 сут., и общим временем испытаний 427 сут.).

Исследовали влияние термических испытаний на удлинение твэлов, обработавших в реакторах ВВЭР-1000 в течение одного года (до среднего выгорания топлива ~20 МВт·сут/кгU) и в течение шести лет (до выгорания ~70 МВт·сут/кгU). Установлено, что твэлы с высоким выгоранием топлива удлинялись в меньшей мере, чем с низким. Максимальные значения удлинения 6,0 мм и 9,5 мм зарегистрированы у твэлов с низким выгоранием топлива при испытании в стационарных условиях и в режиме термоциклирования соответственно. Окружная деформация твэлов за время испытаний увеличилась при этом незначительно. Термические испытания не привели к дополнительному выходу ГПД из топлива. Поэтому давление газа под оболочкой твэлов, подвергнутых термическим испытаниям, существенно не отличается от внутритвэльного давления газов в твэлах-свидетелях.

Проведён критический анализ влияния разных факторов, которые могли бы быть причиной удлинения исследованных твэлов при термических испытаниях.

Наличие давления газа под оболочкой обеспечивает растягивающие напряжения в ней, увеличивающиеся при повышении температуры, создавая условия для реализации термической ползучести, т.е. изменения размеров оболочки.

Частичный возврат к исходным значениям механических свойств, который может быть не одинаковым в продольном и поперечном направлениях, является фактором, способствующим установлению большей скорости ползучести оболочки, чем у оболочек твэлов-свидетелей, за счёт большего эффективного уровня напряжений в оболочке от воздействия внутритвэльной среды (т.е. отношения создаваемого напряжения к пределу текучести). Он связан с наблюдаемым при ТЭМ-исследованиях отжигом радиационных дефектов, проявляемом в снижении линейной плотности дислокаций радиационного происхождения и в пере-

распределении элементов между твёрдым раствором и частицами второй фазы. Этот процесс может сопровождаться анизотропным перемещением вакансий и междоузлий на различно ориентированные стоки для точечных дефектов (дислокации, частицы выделений, границы зёрен и пр.) с учётом определённого предпочтения (преференса) их к вакансиям и к междоузлиям, приводя к приросту размеров в одних направлениях оболочки и к сокращению в других.

Гидриды циркония, сформировавшиеся в микроструктуре оболочек твэлов вследствие коррозионного взаимодействия её с теплоносителем, имеют плотность ниже, чем сплав Э110 (материал оболочки), что может привести к увеличению соответствующих размеров оболочки в направлениях, согласующихся с ориентацией гидридов.

Наличие кристаллографической текстуры в циркониевых сплавах обуславливает анизотропию размерных изменений изделий при отсутствии или наличии механических напряжений. В случае её отклонения от исходной текстуры (в необлучённой оболочечной трубе и в оболочке твэла-свидетеля) при термических испытаниях, вклад этого отклонения в анизотропию размерных изменений необходимо учитывать.

Анизотропное перемещение элементов, наблюдаемое при отжиге радиационных дефектов в условиях термической ползучести, которая реализуется в исследуемых оболочках твэлов, является процессом реализации самого механизма термической ползучести. Аналогичное влияние на анизотропию ползучести оказывает и текстура, которая существенно не изменилась под действием термических испытаний. Вклад гидридов циркония и их переориентации в размерные изменения твэлов в результате термических испытаний оценивается незначительным из-за малого содержания их в оболочке.

У твэлов, отработавших в реакторе в течение одногодичной кампании, диаметральный зазор между топливом и оболочкой не был исчерпан по всей высоте топливного столба. Но в аксиальном направлении топливный столб через контакт с пружинным фиксатором создаёт в оболочке растягивающие аксиальные напряжения. Поэтому такие твэлы можно рассматривать как модель газонаполненного трубчатого образца, в котором от газового давления при температуре 380°C действуют аксиальные растягивающие напряжения по величине в 2 раза меньшие, чем тангенциальные, и приложена дополнительная растягивающая нагрузка в аксиальном направлении. В твэлах, отработавших до высокого выгорания топлива, модель газонаполненного трубчатого образца применима лишь для той части оболочки, где отсутствует контакт топлива с оболочкой, т.е. для меньшей длины по сравнению с твэлами с низкой глубиной выгорания.

Таким образом, обосновано представление, объясняющее наблюдаемое удлинение твэлов в результате термических испытаний, по которому основным механизмом увеличения длины твэлов является термическая ползучесть оболочки под действием аксиальных напряжений, возникающих от внутритвэльного газа и взаимодействия топливного столба с пружинным фиксатором в газосборнике. Термоциклирование, увеличивающее скорость ползучести материалов, внесло дополнительный вклад в удлинение твэлов.

Работа выполнена по заказу АО «ТВЭЛ» с частичной финансовой поддержкой РФФИ исследований фундаментальных аспектов радиационно-индуцированных явлений в оболочках твэлов в рамках проекта № 19-08-00799 А.

ANALYSIS OF VVER-1000 FUEL RODS ELONGATION UNDER THERMAL TESTS SIMULATING DRY STORAGE CONDITIONS

G.P. Kobylansky, A.O Mazaev, E.A. Zvir, P.A. Ilyin, A.V. Obukhov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

JSC "SSC RIAR" performed thermal tests of VVER-1000 fuel rods with different burnups to justify dry storage safety. The tests were done in electrically-heated modules in helium atmosphere under two modes: stationary mode (exposure at 380°C for 468 days) and thermocycling mode (heating from ambient temperature to 380°C, 48 thermocycles, exposure at 380°C for time periods from 1 to 10 days and total testing time 427days).

Studied was the effect of thermal tests on the elongation of fuel rods spent in VVER-1000 reactors for one year (up to ~20MW·day/kgU) and for six years (up to 70MW·day/kgU). The elongation of high-burnup fuel rods was stated to be less as compared to the low-burnup ones. The maximal elongation of 6.0mm and 9.5mm was recorded for low-burnup fuel rods tested under stationary and thermocycling conditions, respectively. The hoop strain increased insignificantly during the tests. The thermal tests did not cause any additional FGR, so the gas pressure under the claddings of fuel rods subjected to thermal tests did not significantly differ from in-rod gas pressure in the witness fuel rods.

Analyzed was the effect of different factors that could cause the elongation of fuel rods subject to thermal tests.

Under-the-cladding gas causes tensile stress that increases at elevating temperature thus resulting in thermal creep, i.e. cladding dimensional changes.

A partial return to the initial mechanical property values, that can be different in the transverse and longitudinal directions, is a factor causing a higher cladding creep rate as compared to witness claddings due to higher effective level of stress in the cladding because of in-rod environment effect (i.e. created stress vs. yield strength). It is related to irradiation defects annealing observed by TEM and revealed by a decrease in the linear density of irradiation-induced dislocations and re-distribution of elements between the solid solution and secondary phase particles. This process can be accompanied with anisotropic displacement of vacancies and interstitials to differently-oriented sinks for point defects (dislocations, precipitates particles, grain boundaries) accounting the preference to their vacancies and interstitials thus leading to an increase in dimensions in one cladding directions and to their decrease in the others.

Zirconium hydrides appeared in the cladding microstructure because of its corrosion interaction with the coolant have lower density than cladding alloy E110 that can cause an increase in the cladding dimensions in the directions corresponding to the hydrides orientations.

The crystallographic texture in zirconium alloys causes anisotropy of dimensional changes in case of either absence or presence of mechanical stresses. In case of its deviation from the initial structure (in the unirradiated cladding and witness cladding) under thermal tests, the contribution of this deviation into the anisotropy of dimensional changes has to be taken into account.

The anisotropic movement of elements observed at the irradiation defects annealing under thermal creep appeared in the claddings is the thermal creep mechanism itself. The texture that remained practically unchanged under thermal tests has the same effect on the creep anisotropy. The contribution of zirconium hydrides and their re-orientation into the fuel rod dimensional changes is insignificant due to their low content in the cladding.

Fuel rods spent for a year preserved a fuel-to-cladding gap heightwise the fuel column. However, in the axial direction, the fuel column contacts with the spring stopper thus creating tensile axial stress in the cladding. So, these fuel rods can be considered as gas-filled tubular samples, where gas pressure creates axial tensile stress at 380°C that is twice less than tangential ones and additional tensile load is applied in the axial direction. High-burnup fuel rods could be gas-filled samples only for that part of cladding, where there is no any fuel-to-cladding contact, i.e. for the length less than low-burnup fuel rods.

Thus, the fuel rod elongation during the thermal tests was explained. The key mechanism of fuel rod elongation is the cladding thermal creep under axial stress caused by in-rod gas and interaction between the fuel column and spring stopper in the plenum. Thermocycling also contributed to the fuel rod elongation by increasing the creep rate.

The work was performed by JSC TVEL order with RFFI partial financial support of the study of the fundamental aspects of irradiation-induced phenomena in claddings under Project No. 19-08-00799 A.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЭЛЬНЫХ ОБОЛОЧЕК ДЛЯ УСЛОВИЙ СУХОГО ХРАНЕНИЯ

В.В. Лиханский¹, Т.Н. Алиев¹, М.Ю. Колесник¹, О.В. Хоружий¹,
В.Г. Зборовский¹, И.А. Евдокимов¹, А.А. Сорокин¹, К.Е. Улыбышев¹,
Б.А. Гурович², О.О. Забусов², Д.А. Журко², А.С. Фролов²,
Е.А. Звир³, П.А. Ильин³

¹АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия

²ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Технология сухого хранения отработанного ядерного топлива широко используется в мире. Эта технология показала свою надежность и эффективность. В настоящее время имеется необходимость экспериментального и расчетно-теоретического обоснования сухого хранения российского ядерного топлива при поставках топлива за рубеж. В нормальных условиях допустимая регламентируемая температура на начало сухого хранения не превышает 400-420 °С. В ходе сухого хранения максимальная температура топлива постепенно снижается. Чем выше выгорание топлива, тем выше давление газовых продуктов деления под оболочкой и тем медленнее спад остаточного тепловыделения в твэле и спад температуры топлива. Требования безопасности вводят следующие ограничения на механическое поведение оболочки. Во-первых, безопасность технологических операций с топливом после хранения требует, чтобы оболочка твэлов сохраняла пластичность. Это создает ограничения на морфологию гидридов и их

ориентацию. Деформация термической ползучести не должна превышать порог до разрушения. Поскольку в ходе сухого хранения происходит частичный отжиг радиационных дефектов, сопротивляемость ползучести снижается тем сильнее, чем выше начальная температура топлива и чем медленнее ее спад. Обоснование безопасности производится с использованием расчетных средств. С этой целью в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» разработан расчетный комплекс для обоснования безопасного сухого хранения отработанного ядерного топлива (ОЯТ) российского производства. Расчетный комплекс состоит из теплогидравлического модуля РТЕМ-СХ, топливного модуля РТОП-СХ и модуля статистической обработки результатов расчетов.

Для снижения консерватизма моделей, заложенных в текущую версию топливного кода РТОП-СХ, проводится верификация физических моделей кода с привлечением новых данных. В докладе представлены физические модели, описывающие изменение механических свойств оболочки твэла. При высоких температурах это механизмы ползучести, отжига радиационных дефектов и выпадение гидридов радиальной ориентации. При низких температурах это процессы, определяющие пластичность оболочек: разрушение окружных и радиальных гидридов, пластический рост образующихся трещин и их объединение. Наибольшую опасность представляют радиальные гидриды, так как их растрескивание формирует продольные трещины. Равномерное удлинение оболочек оценивается на основании критериев геометрической устойчивости Монкмана-Гранта для ползучести и критерия Хилла для пластической деформации. Полное удлинение до разрушения оценивается с учетом зарождения пор на границах зерен и на трещинах в гидридах, дальнейшего роста и объединения пор с учетом морфологии гидридов и эволюции напряженно-деформированного состояния в шейке. Модели разрушения согласованно учитывают характеристики гидридов и циркониевой матрицы, в том числе изменение свойств циркониевой матрицы в ходе отжига радиационных дефектов. Отжиг радиационных дефектов описывается коалесценцией радиационно-индуцированных петель по механизму испарения и конденсации вакансий. Приведены результаты верификации моделей ползучести, отжига дефектов и разрушения на данных для зарубежных и отечественных сплавов. Также приведены результаты интегральной верификации на данных НИИАР по деформации ползучести полномасштабных твэлов.

MODELING OF FUEL CLADDINGS MECHANICAL PROPERTIES UNDER DRY STORAGE CONDITIONS

V.V. Likhanskii¹, T.N. Aliev¹, M.Yu. Kolesnik¹, O.V. Khoruzhiy¹,
V.G. Zborovsky¹, I.A. Evdokimov¹, A.A. Sorokin¹, K.E. Ulybyshev¹,
B.A. Gurovich², O.O. Zabusov², D.A. Zhurko², A.S. Frolov²,
E.A. Zvir³, P.A. Ilyin³

¹JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia

²NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia

³JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The dry storage technology for spent nuclear fuel is widely used in the world. This technology has proven its reliability and efficiency. Currently, there is a need to justify experimentally and theoretically the dry storage of Russian nuclear fuel for export fuel supplies. Under normal conditions, the regulatory limit for temperature at the beginning of dry storage does not exceed 400-420 °C. In the course of dry storage, the maximum fuel temperature gradually decreases. The higher the burnup of the fuel, the higher the pressure of gas fission products on the fuel cladding and the slower the decrease in residual heat release in the fuel element and the resulting decrease in the fuel temperature. Safety requirements impose restrictions on the mechanical properties of the fuel cladding. First, the safety of technological operations with fuel after storage requires some adequate level of residual ductility. This creates restrictions on the hydrides morphology and their orientation. Second, the thermal creep deformation should not exceed the threshold for creep fracture. Since during the dry storage a partial annealing of radiation defects occurs, the creep resistance decreases the stronger, the higher the initial temperature of the fuel and the slower its decline. The safety analysis must be done with validated codes. For this purpose, JSC SSC RF TRINITI has developed a software package to justify the safe dry storage of spent nuclear fuel (SNF) of Russian production. The software package includes the thermal-hydraulic module RTEM-DS, the fuel module RTOP-DS and the module for statistical processing of calculation results.

To reduce the conservatism of the models incorporated in the current version of the RTOP-DS fuel code, the physical models of the code are verified against new data. The presentation discusses physical models accounting for the change in the mechanical properties of the fuel cladding. At high temperatures, these are mechanisms of creep, annealing of radiation defects and precipitation of hydrides of radial orientation. At low temperatures, these are the processes that determine the ductility of the cladding: the fracture of circumferential and radial hydrides, the plastic growth of cracks at hydrides and their coalescence. Radial hydrides are the most dangerous because their cracking forms longitudinal cracks. The uniform elongation of the cladding is estimated on the basis of the Monkman-Grant geometric stability criteria for creep fracture and Hill criterion for plastic fracture. Full elongation in case of plastic fracture is estimated taking into account the nucleation of pores at the grain boundaries and cracks in hydrides, further growth and coalescence of pores with taking into account the morphology of hydrides and the evolution of the stress-strain state in the neck. The fracture models consistently take into account the characteristics of the hydrides and the zirconium matrix, including the change in the properties of the zirconium matrix during the annealing of radiation defects. Annealing of radiation defects is described by the coalescence of radiation-induced loops by the mechanism of evaporation and condensation of vacancies. The results of verification for creep models, annealing of defects and fracture against the data for Russian and foreign alloys are presented. The results of the integral verification against the RIAR data on the creep deformation for full-scale fuel elements are also presented.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБОЛОЧКАХ ТВЭЛОВ ИЗ СПЛАВА Э110 В УСЛОВИЯХ СУХОГО ХРАНЕНИЯ

А.С. Фролов¹, Б.А. Гурович¹, Е.А. Кулешова^{1,2},
Д.А. Мальцев¹, Д.В. Сафонов¹, Е.В. Алексеева¹

¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

Основным материалом топливных оболочек реакторов типа ВВЭР является сплав Э110, поскольку он обладает хорошей технологичностью, приемлемой радиационной стойкостью и небольшим поперечным сечением захвата тепловых нейтронов.

В некоторых работах [1–4] было показано, что в сплавах на основе циркония в условиях эксплуатации происходит эволюция структурно-фазового состояния с образованием вторичных фаз и радиационных дислокационных петель, которые при определенных условиях могут образовывать периодические структуры. Также при нейтронном облучении происходит перераспределение легирующих элементов как по составу вторичных фаз, так и в матрице ГПУ-решетки циркония [5,6].

Перечисленные фазовые превращения (особенно образование петель <a>-типа) приводят к деградации механических свойств - снижению пластичности, увеличение предела текучести/твердости и т.д. [7–9].

Кроме того для легированных ниобием циркониевых сплавов (такие как E110 и E635 и др.) при нейтронном облучении характерно образование периодических структур мелкодисперсной дисперсной фазы на основе ниобия [5,10–12]. Однако данные, представленные в литературе, не содержат количественных параметров этих фаз при сравнительно малых повреждающих дозах.

Наблюдаемые структурно фазовые превращения приводят к значительному перераспределению ниобия в материале оболочки топлива из-за образования мелкодисперсных выделений с большой объемной плотностью ($\sim 2,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$). Кроме того, данных о структурных и фазовых превращениях, происходящих в сплаве Э110 при нейтронном облучении недостаточно (особенно при низкой дозе облучения), чтобы получить полную картину поведения этого материала во время работы в составе тепловыделяющих сборок.

Во время эксплуатации ядерного реактора для каждого топливного элемента в составе ТВС характерно наличие градиента потока быстрых нейтронов, особенно для области газосборника, что приводит к неомогенности структурно-фазового состояния по высоте твэлов. Это необходимо учитывать при обосновании «сухого хранения» отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) [13–15].

Поэтому в данной работе были проведены детальные структурные исследования оболочек твэлов из сплава Э110 после облучения в составе ТВС ВВЭР-1000 до различных повреждающих доз (до 13 сна).

Установлено, что в сплавах Zr-1% Nb происходят значительные микро-структурные изменения под воздействием эксплуатационных факторов:

- в призматических плоскостях решетки ГПУ-циркония образуются Дислокационные петли типа <a>. В этом диапазоне флюенса быстрых нейтронов объемная плотность этих структурных элементов находится на стадии насыщения, соответствующей значению $(3-4) \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$;
- при сравнительно высоких дозах ($\sim 5,6$ сна и более) типично образование дислокационных структур с <c>-компонентой с относительно низкой объемной плотностью, что затрудняет количественную оценку дефектов этого типа;
- впервые было показано, что зависимость плотности мелкодисперсной фазы от дозы облучения имеет максимум при малых дозах ($\sim 1,5$ сна), что объясняется начальной стадией образования данных фазовых выделений с последующей их коагуляцией.
- увеличивается средний размер и снижается плотность глобулярных выделений $\beta\text{-Nb}$, а также уменьшается содержание в них ниобия, что приводит к перераспределению данного элемента в матрице.
- наблюдается изменение элементного состава частиц фазы Лавеса $\text{Zr}(\text{Nb}, \text{Fe}, \text{Cr})_2$ с образованием зоны, обедненной хромом.
- происходит образование δ - и γ -гидридов, преимущественно ориентированных вдоль базисных плоскостей ГПУ-решетки матрицы циркония. Для более крупных гидридных выделений характерно расположение под некоторым углом к базисным плоскостям.

Кроме того, проведены структурные исследования фрагментов тепловыделяющих элементов после испытаний на ползучесть.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yang W.J.S., Tucker R.P., Cheng B., Adamson R.B. Precipitates in zircaloy: Identification and the effects of irradiation and thermal treatment // J. Nucl. Mater. 1986. Vol. 138, № 2–3. P. 185–195.
2. Griffiths M., Gilbert R.W., Carpenter G.J.C. Phase instability, decomposition and redistribution of intermetallic precipitates in Zircaloy-2 and -4 during neutron irradiation // J. Nucl. Mater. 1987. Vol. 150, № 1. P. 53–66.
3. Griffiths M. A review of microstructure evolution in zirconium alloys during irradiation // J. Nucl. Mater. 1988. Vol. 159. P. 190–218.
4. Yang W.J.S. Precipitate stability in neutron-irradiated Zircaloy-4 // J. Nucl. Mater. 1988. Vol. 158. P. 71–80.
5. Светухин В.В., Львов П.Е., Новоселов А.Е. и др. Моделирование процесса роста ниобиевых преципитатов в сплаве Zr-1\%Nb при облучении // Физико-математические науки. Физика. 2007. Том. 4. С. 105–111.
6. Kobilyanskyi G.P., Novoselov A.E., Obukhov A.V., et al. Radiation damage of alloy E635 in structural elements of FA of WWER-1000 // VANT. 2009. Vol. 5. P. 57–68.
7. Ribis J., Onimus F., Béchade J.-L., et al. Experimental study and numerical modeling of the irradiation damage recovery in zirconium alloys // J. Nucl. Mater. Elsevier B.V., 2010. Vol. 403, № 1–3. P. 135–146.
8. Doriot S., Gilbon D., Bechade J.-L., et al. Microstructural Stability of M5™ Alloy Irradiated up to High Neutron Fluences // J. ASTM Int. 2005. Vol. 2, № 7. P. 12332.

9. Hashimoto N., Byun T.S. Localized Deformation in Neutron-Irradiated Zirconium and Zircaloy-4 // *Mater. Sci. Forum.* 2007. Vol. 561–565. P. 1769–1772.
10. Doriot S., Verhaeghe B., Béchade J.-L., et al. Microstructural Evolution of M5 TM7 Alloy Irradiated in PWRs up to High Fluences—Comparison With Other Zr-Based Alloys // *Zircon. Nucl. Ind.* 17th Vol. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 2015. P. 759–799.
11. Doriot S., Onimus F., Gilbon D., et al. Transmission electron microscopy study of second phase particles irradiated by 2 MeV protons at 350 °C in Zr alloys // *J. Nucl. Mater.* Elsevier B.V, 2017. Vol. 494. P. 398–410.
12. Novikov V. V., Markelov V.A., Tselishchev A. V., et al. Structure-phase changes and corrosion behavior of e110 and e635 claddings of fuels in water cooled reactors // *J. Nucl. Sci. Technol.* 2006. Vol. 43, № 9. P. 991–997.
13. Romanato L.S. Advantages of Dry Hardened Cask Storage Over Wet Storage for Spent Nuclear Fuel // 2011 Int. Nucl. Atl. Conf. - Ina. 2011 Belo Horizonte, MG, Brazil, Oct. 24-28, 2011 Assoc. Bras. Energ. Nucl. - ABEN. 2011.
14. Desgranges L., Ferroud-Plattet M.P., Alloncle R., et al. Behavior of a defective nuclear fuel rod in dry storage conditions studied with a new experimental setup // *Nucl. Technol.* 2008. Vol. 163, № 2. P. 252–260.
15. Kuleshova E.A., Frolov A.S., Maltsev D.A., et al. Structure and Phase Composition of Zirconium Fuel Claddings in Initial State and after Creep Tests // *KnE Mater. Sci.* 15th Int. Sch. “New Mater. - Mater. Innov. energy.” 2017.

PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN THE FUEL CLADDING RODS FROM E110 ALLOY IN THE CONDITIONS OF DRY STORAGE

A.S. Frolov¹, B.A. Gurovich¹, E.A. Kuleshova^{1,2},
D.A. Maltsev¹, D.V. Safonov¹, E.V. Alekseeva¹

¹ NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

The main material for fuel cladding of VVER-type reactors is a zirconium-based alloy with the addition of 1% niobium (E110) since it has good processability, acceptable radiation resistance, and a small thermal neutron capture cross-section.

In some [1–4] it was shown that in Zr-based alloys during operational conditions there occurs an evolution of the structural-phase state with the formation of secondary phases and radiation-induced dislocation loops that can form periodic structures under certain conditions.

Also during neutron irradiation, redistribution of alloying elements occurs both in the secondary phases composition and in the matrix of zirconium hcp lattice of [5,6]. The listed phase transformations (especially <a>-type loops formation) cause the degradation of mechanical properties – a decrease in ductility, an increase in the yield strength/hardness, etc. [7–9].

Along with the above mentioned, Nb-containing zirconium alloys (such as E110 and E635, etc.) under the neutron irradiation are characterized by the formation of periodic structures of a finely dispersed phase based on niobium [5,10–12]. However,

the data presented in the literature do not contain quantitative parameters of these phases related to small dose neutron irradiation.

The observed phase effects lead to significant niobium redistribution in the fuel cladding material due to the formation of high-density fine precipitates, which requires specification of the dose dependence of fine precipitates density during irradiation. Besides, data on the structural and phase transformations occurring in alloy E110 under irradiation is not enough (especially at low irradiation dose) to obtain the complete picture of this material behavior during operation as part of fuel assemblies. During the FA operation, each fuel element is characterized by a gradient of fast neutrons flux, especially for the gas collector area, which determines the structure-phase state heterogeneity. So these processes need to be considered in justifying "dry storage" for spent nuclear fuel (SNF) [13–15].

It was established that in the Zr-1% Nb alloys there are significant microstructural changes under the influence of operational factors:

- $\langle a \rangle$ -type dislocation loops are formed in the prismatic planes of the hcp-zirconium lattice. In this range of fast neutron fluences, the number density of these structural elements is at the saturation stage corresponding to the value $(3-4) \cdot 10^{22} \text{m}^{-3}$;
- formation of dislocation structures with a $\langle c \rangle$ -component at comparatively high doses (~ 5.6 dpa) is typical, but their bulk density is low that makes it difficult to quantify the defects of this type;
- for the first time, it was shown that the dependence of the fine phase number density on the irradiation dose has a maximum at small fluences (~ 1.5 dpa), which is explained by the initial stage of fine precipitates formation with their subsequent coagulation.
- • the average size of the globular β -Nb particles increases and its density decreases, which leads to the redistribution of this element in the matrix.
- a change in the elemental composition of Laves phases ($\text{Zr}(\text{Nb}, \text{Fe}, \text{Cr})_2$) is observed with the formation of a chromium depleted zone.
- formation of δ - and γ -hydrides, mainly oriented along the basal planes of the hcp lattice of zirconium matrix, occurs. For larger hydrides, the arrangement at a certain angle to the basal planes is characteristic.

In addition, structural studies of the fuel element fragments after creep tests were carried out.

REFERENCES

1. Yang W.J.S., Tucker R.P., Cheng B., Adamson R.B. Precipitates in zircaloy: Identification and the effects of irradiation and thermal treatment // J. Nucl. Mater. 1986. Vol. 138, № 2–3. P. 185–195.
2. Griffiths M., Gilbert R.W., Carpenter G.J.C. Phase instability, decomposition and redistribution of intermetallic precipitates in Zircaloy-2 and -4 during neutron irradiation // J. Nucl. Mater. 1987. Vol. 150, № 1. P. 53–66.
3. Griffiths M. A review of microstructure evolution in zirconium alloys during irradiation // J. Nucl. Mater. 1988. Vol. 159. P. 190–218.
4. Yang W.J.S. Precipitate stability in neutron-irradiated Zircaloy-4 // J. Nucl. Mater. 1988. Vol. 158. P. 71–80.
5. Светухин В.В., Львов П.Е., Новоселов А.Е. и др. Моделирование процесса роста ниобиевых преципитатов в сплаве Zr-1%Nb при облучении // Физико-математические науки. Физика. 2007. Vol. 4. P. 105–111.

6. Kobilyanskyi G.P., Novoselov A.E., Obukhov A.V., et al. Radiation damage of alloy E635 in structural elements of FA of WWER-1000 // VANT. 2009. Vol. 5. P. 57–68.
7. Ribis J., Onimus F., Béchade J.-L., et al. Experimental study and numerical modelling of the irradiation damage recovery in zirconium alloys // J. Nucl. Mater. Elsevier B.V., 2010. Vol. 403, № 1–3. P. 135–146.
8. Doriot S., Gilbon D., Bechade J.-L., et al. Microstructural Stability of M5TM Alloy Irradiated up to High Neutron Fluences // J. ASTM Int. 2005. Vol. 2, № 7. P. 12332.
9. Hashimoto N., Byun T.S. Localized Deformation in Neutron-Irradiated Zirconium and Zircaloy-4 // Mater. Sci. Forum. 2007. Vol. 561–565. P. 1769–1772.
10. Doriot S., Verhaeghe B., Béchade J.-L., et al. Microstructural Evolution of M5 TM7 Alloy Irradiated in PWRs up to High Fluences—Comparison With Other Zr-Based Alloys // Zircon. Nucl. Ind. 17th Vol. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 2015. P. 759–799.
11. Doriot S., Onimus F., Gilbon D., et al. Transmission electron microscopy study of second phase particles irradiated by 2 MeV protons at 350 °C in Zr alloys // J. Nucl. Mater. Elsevier B.V., 2017. Vol. 494. P. 398–410.
12. Novikov V. V., Markelov V.A., Tselishchev A. V., et al. Structure-phase changes and corrosion behavior of e110 and e635 claddings of fuels in water cooled reactors // J. Nucl. Sci. Technol. 2006. Vol. 43, № 9. P. 991–997.
13. Romanato L.S. Advantages of Dry Hardened Cask Storage Over Wet Storage for Spent Nuclear Fuel // 2011 Int. Nucl. Atl. Conf. - Ina. 2011 Belo Horizonte, MG, Brazil, Oct. 24-28, 2011 Assoc. Bras. Energ. Nucl. - ABEN. 2011.
14. Desgranges L., Ferroud-Plattet M.P., Alloncle R., et al. Behavior of a defective nuclear fuel rod in dry storage conditions studied with a new experimental setup // Nucl. Technol. 2008. Vol. 163, № 2. P. 252–260.
15. Kuleshova E.A., Frolov A.S., Maltsev D.A., et al. Structure and Phase Composition of Zirconium Fuel Claddings in Initial State and after Creep Tests // KnE Mater. Sci. 15th Int. Sch. “New Mater. - Mater. Innov. energy.” 2017.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЗАМЕДЛЕННОГО ГИДРИДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЕРОЯТНОСТИ ИХ РАЗГЕРМЕТИЗАЦИИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ И СУХОМ ХРАНЕНИИ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Н.С. Сабуров, В.А. Маркелов, С.А. Бекренев,
И.А. Шелепов, А.Ю. Гусев, И.М. Гончаров

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Замедленное гидридное растрескивание (ЗГР) один из наиболее вероятных механизмов деградации изделий из сплавов циркония вследствие наводороживания при эксплуатации в активной зоне водоохлаждаемых реакторов и сухом хранении ОЯТ.

В работе сформулированы и обоснованы критические параметры для ЗГР (C_H , $T_{пред}$ и K_{IH}) и предложен подход к обоснованию вероятности гидридного растрескивания оболочки твэла при эксплуатации сухом хранении ОЯТ. С использованием такого подхода проведены исследования оболочек твэлов из сплавов Э110опт, Э635М и Zircaloy-4 и определены значения критических параметров ЗГР для каждого сплава.

DETERMINATION OF DELAYED HYDRIDE CRACKING PARAMETERS TO ASSESS THE PROBABILITY OF THEIR DEPRESSURIZATION DURING OPERATION AND DRY STORAGE

N.S. Saburov, V.A. Markelov, S.A. Bekrenev,
I.A. Shelepov, A.Yu. Gusev, I.M. Goncharov

JSC «VNIINM», Moscow, Russia

Delayed Hydride Cracking (DHC) is a likely degradation mechanism of zirconium alloy items in water-cooled reactor during operation and dry storage.

In this work critical parameters of a DHC (C_H , T_{lim} and K_{IH}) have been formulated and substantiated and an approach to a rationale of a probability of the delayed hydride cracking of a fuel cladding during operation and dry storage. Using that approach investigations of fuel claddings produced from alloys E110opt, E635M and Zircaloy-4 have been conducted and values of critical parameters of the DHC for each alloy have been determined.

К ВОПРОСУ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭФФЕКТОВ ЯДЕРНОЙ ТРАНСМУТАЦИИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.Р. Белозерова, С.В. Белозеров, В.К. Шамардин, Г.П. Кобылянский

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

При эксплуатации изделий из циркониевых сплавов в активной зоне реакторов могут изменяться их размеры и форма. Одна из причин – радиационный рост циркониевых сплавов, который по природе своей анизотропен, зависит от текстуры и наблюдается при отсутствии внешних напряжений (в отличие от радиационной ползучести). На радиационный рост влияют различные факторы: металлургические особенности сплавов и условия деформации при получении изделий, флюенс нейтронов, температура облучения [1, 2]. Значительные формоизменения изделий из циркониевых сплавов (Zr+1%Nb и Zr+2,5%Nb) наблюдались при их длительном облучении в активной зоне высокопоточного реактора СМ-2 при температуре ~373 К [3]. Проведенные исследования геометрических размеров изделий, микротвердости, макроскопической и рентгеновской плотности образцов, а также химический анализ образцов, позволили сделать

обоснованное заключение о влиянии молибдена, накопленного при реакторном облучении на процессы формоизменений изделий.

В настоящей работе проведены численные оценки содержания молибдена в циркониевых сплавах различных составов при облучении в исследовательских реакторах. Расчеты проведены на основе модели изонуклидной трансмутации элементов, ранее успешно апробированной при расчетах трансмутации в сталях аустенитного класса [4–6]. Реакторное облучение приводит к существенному накоплению молибдена в сплаве $Zr+2,5\%Nb$ в результате ядерных реакций: концентрация молибдена увеличивается примерно до 0,7 % с ростом флюенса нейтронов ($E>0,1$ МэВ) до 1×10^{23} см⁻². По результатам расчетов оценена динамика накопления молибдена при облучении в реакторе СМ, и последующей выдержке образцов за один год по результатам расчета в циркониевых сплавах: $Zr+2,5\%Nb+0,5\%Mo$; $Zr+1\%Nb+0,5\%Mo$; $Zr+2,5\%Nb$; $Zr+1\%Nb$. Проведенные расчеты могут служить основанием при разработке циркониевых сплавов с дополнительным легированием молибденом, которые могут обеспечить оптимальные физико-механические свойства, в частности характеристики радиационного роста.

Список литературы

1. Murgatroyd R., Rogerson A. – J. Nucl. Mater., 1980, v. 90, p. 240.
2. Fidleris V. – A. Review, Chalk River Nuclear Laboratories, AECL-7053, 1980.
3. Цыканов В.А., Давыдов Е.Ф., Куприенко В.А., Шамардин В.К., Покровский А.С., Кобылянский Г.П., Косенков В.М., Гончаренко Ю.Д. Изменение размеров изделий из циркониевых сплавов, облученных в реакторе СМ-2 до большого флюенса. // Атомная энергия, т.55, с. 211-214, вып.4, октябрь 1983.
4. Shimansky G.A. TRANS_MU computer code for computation of transmutant formation kinetics in advanced structural materials for fusion reactors // J. Nucl. Mater. 271-272. 1999. 30-34.
5. A.R. Belozeroва, G.A. Shimanskii, S.V. Belozerov, NUCLEAR TRANSMUTATION IN STEELS // The Physics of Metals and Metallography, 2009, Vol. 107, No. 5, pp. 492–501.
6. Белозерова А.Р., Белозеров С.В., Шиманский Г.А., Жемков И.Ю. Ядерная трансмутация в стали X18H10T // «X Российской конференции по реакторному материаловедению», Сб.тезисов и докладов, Димитровград, 27 - 31 мая 2013г.

MODELLING THE EFFECTS OF NUCLEAR TRANSMUTATION IN THE STUDY OF THE PHYSICAL PROPERTIES OF ZIRCONIUM ALLOYS

A.R. Belozeroва, S.V. Belozerov, V.K. Shamardin, G.P. Kobylyansky

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

During the operation of zirconium alloy products in the reactor core, their size and shape may change. One of the reasons is the radiation growth of zirconium alloys, which is anisotropic by nature, depends on the texture and is observed in the absence of external stresses (as opposed to radiation creep). Radiation growth is influenced by various factors: metallurgical features of alloys and deformation conditions in the production of products, neutron fluence, irradiation temperature [1, 2]. Significant form changes of zirconium alloy products (Zr+1%Nb and Zr + 2.5%Nb) were observed during their long-term irradiation in the core of a high-flow reactor SM-2 at temperature ~ 373 K [3]. The studies of the geometric dimensions of the products, microhardness, macroscopic and x-ray density of the samples, as well as chemical analysis of the samples, allowed us to make a reasonable conclusion about the effect of molybdenum accumulated during reactor irradiation on the processes of forming products.

In this paper, numerical estimates of the content of molybdenum in zirconium alloys of different compositions under irradiation in research reactors are carried out. The calculations are performed based on the model ionuclides transmutation of elements, previously successfully tested in the calculation of transmutation in steels austenitic [4–6]. Reactor irradiation leads to a significant accumulation of molybdenum in alloy Zr + 2.5%Nb as a result of nuclear reactions: molybdenum concentration increases to about 0.7 % with the growth of neutron fluence ($E > 0.1$ MeV) up to 1×10^{23} cm⁻². According to the results of calculations, the dynamics of molybdenum accumulation during irradiation in the SM reactor and subsequent aging of samples in one year was estimated based on the calculation results in zirconium alloys: Zr+2.5% Nb+0.5% Mo; Zr+1% Nb+0.5% Mo; Zr+2.5% Nb; Zr+1% Nb. The calculations can serve as a basis for the development of zirconium alloys with additional molybdenum alloying, which can provide optimal physical and mechanical properties, in particular the characteristics of radiation growth.

List of references:

1. Murgatroyd R., Rogerson A. – J. Nucl. Mater., 1980, v. 90, p. 240.
2. Fidleris V. – A. Review, Chalk River Nuclear Laboratories, AECL-7053, 1980.
3. Tsykanov V.A., Davydov E.F., Kuprienko V.A., Shamardin V.K., Pokrovsky A.S., Kobilyansky G.P., Kosenkov V.M., Goncharenko Yu.D. Changing the size of products from zirconium alloys irradiated in the SM-2 reactor to large fluence // J. Atomic energy. v.5, iss.4, 1983. 211-214.
4. Shimansky G.A. TRANS_MU computer code for computation of transmutant formation kinetics in advanced structural materials for fusion reactors // J. Nucl. Mater. 271-272. 1999. 30-34.
5. A.R. Belozerova, G.A. Shimanskii, S.V. Belozerov, Nuclear transmutation in steels // The Physics of Metals and Metallography, 2009, Vol. 107, No. 5, pp. 492–501.
6. A.R. Belozerova, S.V. Belozerov, G.A. Shimanskii, I.Yu. Zhemkov Nuclear transmutation in steel Cr18-Ni10-Ti // «X-th Russian conference of reactor material science», Thesis and reports, Dimitrovgrad, 27 - 31 May 2013.

МОДЕРНИЗАЦИЯ МОДЕЛЕЙ ПОВЕДЕНИЯ СМЕШАННОГО НИТРИДНОГО УРАНОПЛУТОНИЕВОГО ТОПЛИВА В КОДЕ «КОРАТ» И ИХ ВЕРИФИКАЦИЯ НА ДАННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

О.В. Хоружий¹, В.Г. Зборовский¹, Н.Н. Елкин¹, Я.Р. Лифанов¹,
В.В. Лиханский¹, О.Н. Никитин², А.В. Беляева², Ю.А. Иванов³,
А.Ю. Иванов³, И.В. Кожевникова³, Г.А. Киреев³, М.В. Скупов³

¹АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

³АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Код КОРАТ, разработанный в АО «ВНИИНМ», предназначен для численного моделирования температур и напряженно-деформированного состояния стержневых цилиндрических твэлов, эксплуатирующихся в стационарных, переходных и маневренных режимах работы в реакторах на быстрых нейтронах.

В последнее время большое внимание уделяется обоснованию возможности использования в реакторах на быстрых нейтронах плотного смешанного нитридного уран-плутониевого (СНУП) топлива. Данный вид топлива является относительно малоисследованным по сравнению с оксидным, в результате чего подходы к моделированию его поведения под облучением только начинают формироваться.

Большой частью моделирование СНУП в существующих твэльных кодах основано на корреляциях, полученных в США в рамках нескольких программ создания космического ядерного двигателя на основе нитридного топлива [1–5]. Данный подход представляется недостаточно обоснованным, поскольку имеющиеся экспериментальные данные показывают существенную зависимость свойств нитридного топлива от технологии производства, состава и количества примесей, условий облучения. По этой причине была выполнена работа по модернизации имеющихся корреляций для их использования в коде КОРАТ для описания поведения отечественного СНУП.

Для модернизации были использованы имеющиеся корреляции, задающие общий диапазон изменения целевых характеристик (выхода газовых продуктов деления и распухания топлива), результаты мелкомасштабных экспериментов по измерению свойств СНУП и общие физические представления о поведении СНУП под облучением.

В докладе представлены результаты модернизации моделей теплопроводности, выхода ГПД, распухания и СНУП. Также приведены результаты верификации развитых моделей на результатах реакторных экспериментов Бора-Бора, ОУ-1, КЭТВС-1, КЭТВС-6 без дополнительной подгонки параметров моделей или характеристик топлива.

Показано, что в рамках развитых моделей, используя единый набор исходных параметров твэла, получаемый из его паспортных характеристик, удастся описать весь спектр измеряемых параметров, включая изменение диаметра топливного столба, его длины, зазора топливо-оболочка, распухания топлива, выхода

ГПД и гелия под оболочку твэлов. При этом воспроизводятся не только экстремальные значения параметров, но и их распределение по высоте топливного столба.

В качестве примера на рисунках 1–5 приведены результаты верификации для твэлов КЭТВС-1.

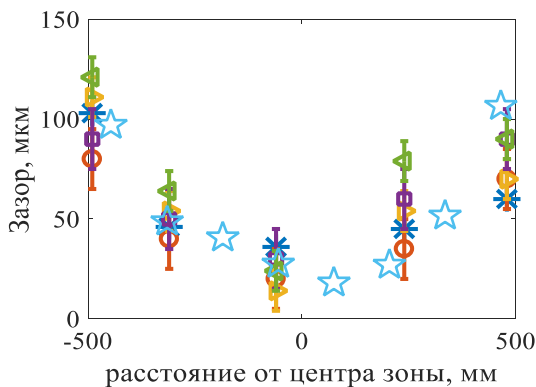


Рисунок 1. Сравнение измеренного и рассчитанного распределения зазора топливо-оболочка по высоте твэла 123 КЭТВС-1. Символы — результаты различных измерений геометрических характеристик твэла, звездочки — результаты расчета

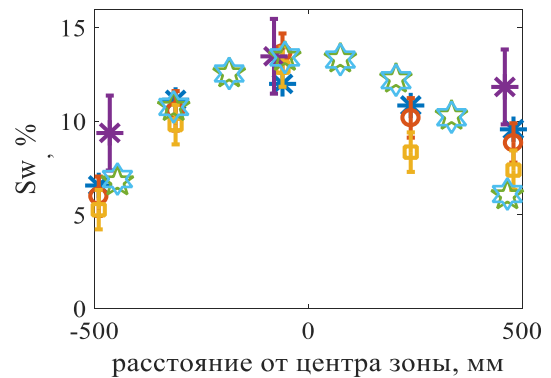


Рисунок 2. Сравнение измеренного и рассчитанного распределения распухания топлива по высоте твэла 123 КЭТВС-1. Символы — результаты различных измерений, звездочки — результаты расчета

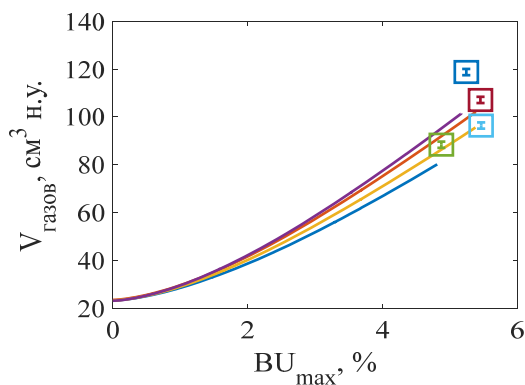


Рисунок 3. Сравнение измеренного и рассчитанного относительного выхода ГПД из твэлов КЭТВС-1. Символы — результаты измерений, линии — результаты расчета

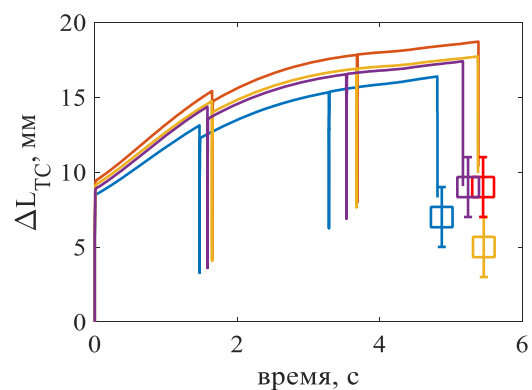


Рисунок 4. Сравнение измеренного и рассчитанного количества газов под оболочкой твэлов КЭТВС-1. Символы — результаты измерений, линии — результаты расчета

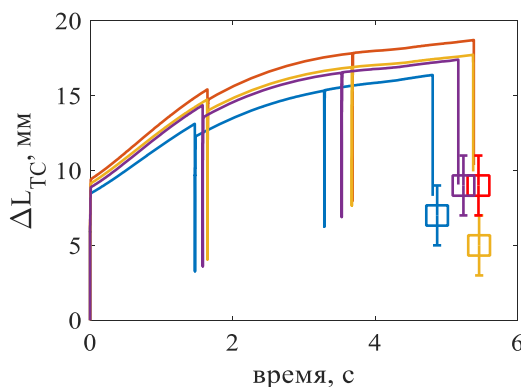


Рисунок 5. Сравнение измеренного и рассчитанного удлинения топливного столба твэлов КЭТВС-1. Символы — результаты измерений, линии — результаты расчета

Список литературы

1. Makenas B. J. et al. SP-100 Fuel Pin Performance: Results from Irradiation Testing // AIP Conference Proceedings. – AIP, 1994. — Т. 301. — №. 1. — С. 403–412.

2. Brozak D. E., Thomas J. K., Peddicord K. L. An irradiation performance data base for nitride fuels //Transactions of the Fifth Symposium on Space Nuclear Power Systems. — 1988 — C. 317–320.
3. Ross S. B., El-Genk M. S., Matthews R. B. Uranium nitride fuel swelling correlation //Journal of Nuclear Materials. — 1990. — T. 170. — №. 2. — C. 169–177.
4. Thomas J. K. et al. Material property and irradiation performance correlations for nitride fuels // Transactions of the Fifth Symposium on Space Nuclear Power Systems. — 1988. — C. 535–542.
5. Mignanelli M. A., Thetford R., Williams D. A. Fuel performance modelling of nitride fuels // International Conference on Future nuclear systems, GLOBAL. — 1999. — T. 99.

MODERNIZATION OF MODELS DESCRIBING BEHAVIOR OF MIXED URANIUM-PLUTONIUM NITRIDE FUEL IN CODE "KORAT" AND THEIR VERIFICATION ON EXPERIMENTAL DATA

O.V. Khoruzhii¹, V.G. Zborovskii¹, N.N. Elkin¹, Ya.R. Lifanov¹,
V.V. Likhanskii¹, O.N. Nikitin², A.V. Belyaeva², Yu.A. Ivanov³, A.Yu. Ivanov³,
I.V. Kozhevnikova³, G.A. Kireev³, M.V. Skupov³

¹JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia

²JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

³JSC "VNIINM", Moscow, Russia

The KORAT code developed by JSC "VNIINM" is used for numerical simulation of temperatures and stress-strain state (SSS) of cylindrical fuel rods operated in stationary and transient regimes in fast neutron reactors.

Recently, much attention has been paid to the justification of the possibility to explore in fast neutron reactors a dense mixed uranium-plutonium nitride (MN) fuel. This type of fuel is relatively unexplored in comparison with the oxide. As a result, approaches to modelling its behaviour under irradiation are not fixed.

For the most part, simulation of MN fuel in existing fuel rod codes is based on correlations obtained in the United States in several programs for the development of a space nuclear engine based on nitride fuel [1–5]. This approach seems to be insufficiently justified, since the available experimental data show a significant dependence of the properties of nitride fuel on the production technology, composition and amount of impurities, irradiation conditions. For this reason, the work has been performed for modernization of the existing correlations to use in the KORAT code in modelling the behaviour of the domestic MN fuel.

The modernization is based on the existing correlations setting the total range of variation of target characteristics (the release of gaseous fission products and swelling of the fuel). As well the results are used of small-scale experiments on the properties of MN fuel. The form of new correlations is chosen from the general physical understanding of the behaviour of the MN fuel under irradiation.

The report presents the modernization for models of heat conduction, fission gas release, swelling and change in geometry of the MN fuel. The models are verified on the

results of reactor experiments Bora-Bora, OU-1, KETVS-1 and KETVS-6 without additional adjustment of model parameters or characteristics of the fuel.

It is shown that within the developed models, using a single set of initial parameters of fuel rod obtained from its passport characteristics, it is possible to describe the entire range of measured parameters, including the change in the diameter of the fuel column, its length, fuel-cladding gap, fuel swelling, the release of FGs and helium. The modelling predicts not only extreme values of the parameters but also their distribution along the height of the fuel column.

As an example, figures 1–5 present the results of the verification for fuel elements of KETVS-1.

The analysis of sensitivity of predictions of the developed models to various fuel parameters showed that the key parameter is the fraction of open porosity. Taking into account the variation of this parameter in different experimental fuel rods allows to explain the observed variation of the measurement results.

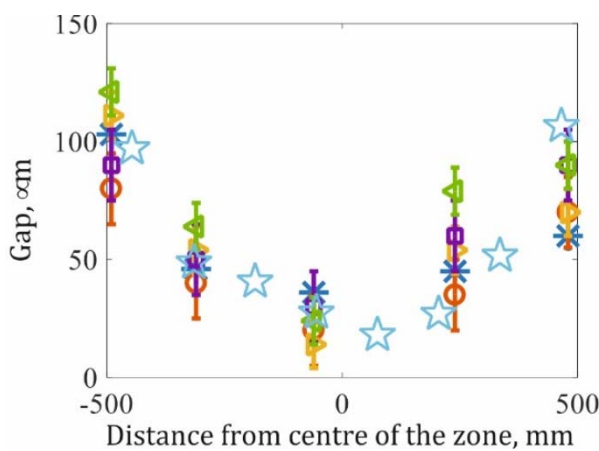


Figure 1. Comparison of measured and calculated axial distributions of fuel-cladding gap in rod 123 KETVS-1. Symbols — the results of the various measurements of geometric characteristics of the fuel rod, stars — calculation results

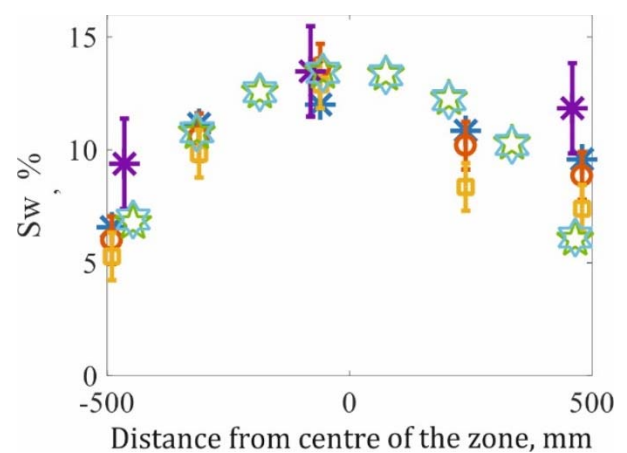


Figure 2. Comparison of measured and calculated axial distributions of fuel swelling in rod 123 KETVS-1. Symbols — the results of the various measurements of geometric characteristics of the fuel rod, stars — calculation

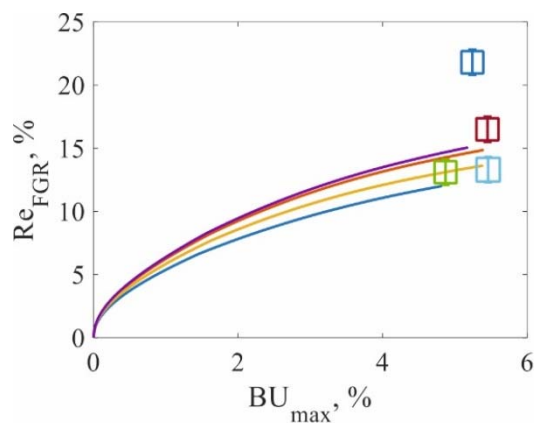


Figure 3. Comparison of measured and calculated fission gas release in different rods of KETVS-1. Symbols — the results of measurements, lines — calculation results

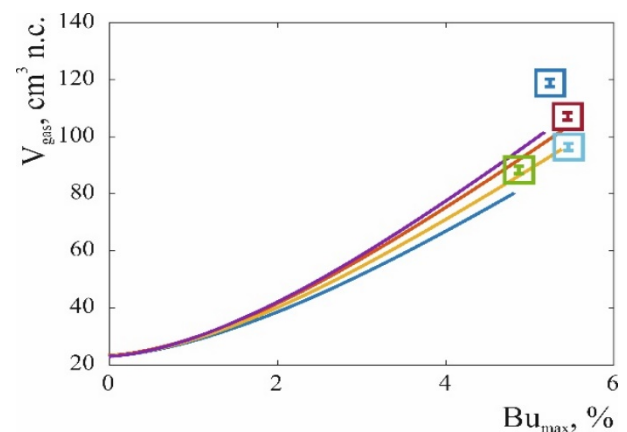


Figure 4. Comparison of measured and calculated amounts of gases under cladding in different rods of KETVS-1. Symbols — the results of the measurements, lines — calculation

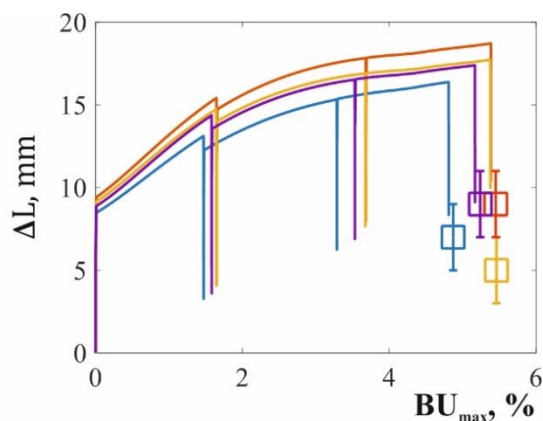


Figure 5. Comparison of measured and calculated lengths of fuel column in different rods of KETVS-1. Symbols — the results of the measurements, lines — calculation

References

1. Makenas B. J. et al. SP-100 Fuel Pin Performance: Results from Irradiation Testing // AIP Conference Proceedings. — AIP, 1994. — T. 301. — №. 1. — С. 403–412.
2. Brozak D. E., Thomas J. K., Peddicord K. L. An irradiation performance data base for nitride fuels // Transactions of the Fifth Symposium on Space Nuclear Power Systems. — 1988 — С. 317-320.
3. Ross S. B., El-Genk M. S., Matthews R. B. Uranium nitride fuel swelling correlation // Journal of Nuclear Materials. — 1990. — T. 170. — №. 2. — С. 169–177.
4. Thomas J. K. et al. Material property and irradiation performance correlations for nitride fuels // Transactions of the Fifth Symposium on Space Nuclear Power Systems. — 1988. — С. 535–542.
5. Mignanelli M. A., Thetford R., Williams D. A. Fuel performance modelling of nitride fuels // International Conference on Future nuclear systems, GLOBAL. — 1999. — Т. 99.

ОСОБЕННОСТИ РАСПУХАНИЯ УРАНОПЛУТОНИЕВОГО НИТРИДНОГО ТОПЛИВА В ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ТВЭЛАХ С ГАЗОВЫМ И ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИМ ПОДСЛОЕМ

А.В. Беляева, Ф.Н. Крюков, О.Н. Никитин, С.В. Кузьмин

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Топливные композиции на основе нитридов урана и плутония, изготовленные методом прямого синтеза из металлов, облучались в реакторе БОР-60 в составе экспериментальных ТВЭлов с гелиевым и свинцовым подслоем. В зависимости от температурных условий облучения, обусловленных теплопроводностью материала, заполняющего зазор между топливом и оболочкой ТВЭла (гелий или свинец), изменения микроструктуры топлива и поведение продуктов деления — их распределение, химическое состояние и фазовый состав имели отличия.

В результате исследования структурно-фазового состояния, элементного состава, плотности и размерных характеристик топлива после облучения получены экспериментальные данные о механизмах набухания уран-плутониевого нитридного топлива при различных температурных условиях.

Распухание топлива при облучении в составе ТВЭлов со свинцовым подслоем до выгорания 4 % т.а., происходило за счет увеличения числа элементарных кристаллических ячеек с изменением параметра кристаллической решетки твёрдого раствора вследствие образования и накопления продуктов

деления в топливной матрице. Продолжение облучения до более высокого выгорания привело к изменению микроструктуры топлива, обусловленному явлением реструктуризации. Указанное явление было обнаружено в нитридном топливе после низкотемпературного облучения до выгорания 5,5 % т.а. и характеризовалось формированием субзёрненной структуры (рисунок 1) и выходом газообразных продуктов деления в образовавшиеся поры. В результате реструктуризации топлива уменьшается скорость набухания твёрдой фазы вследствие выхода части газообразных и летучих продуктов деления в поры, но появляется дополнительный фактор в виде субмикронной пористости, влияющий на общее набухание топливной композиции. Совокупность данных по влиянию облучения на набухание топлива в ТВЭлах со свинцовым подслоем показана на рисунке 2.

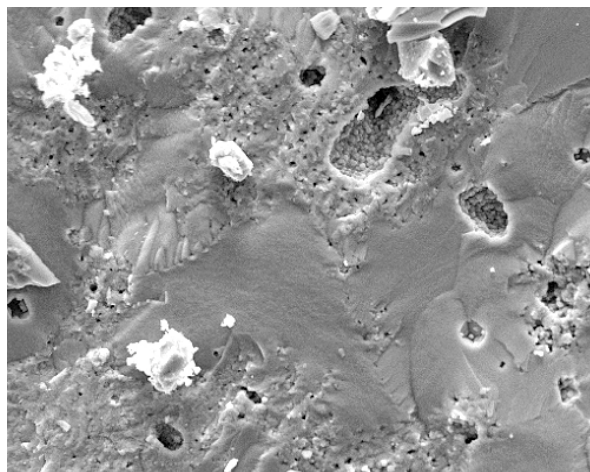


Рисунок 1 — Микроструктура топлива, облученного до выгорания 5,5 т.а., на изломе — изолированные поры, окруженные реструктурированной матрицей

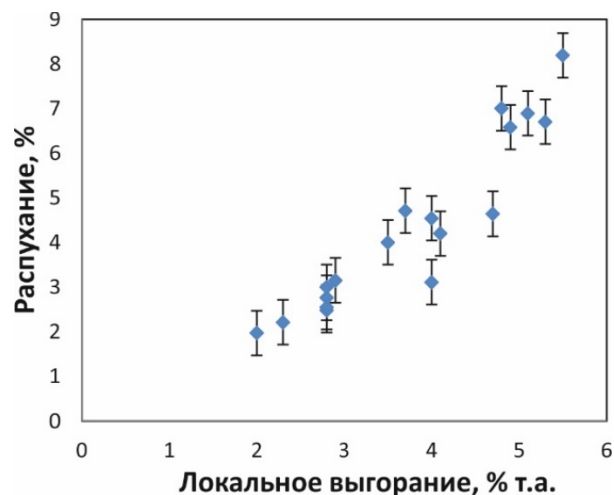


Рисунок 2 — Изменение распухания уран-плутониевого нитридного топлива в зависимости от локального в сечении ТВЭла выгорания

Распухание уран-плутониевого нитридного топлива, облучаемого в составе ТВЭлов с гелиевым подслоем, происходило вследствие совокупного влияния следующих факторов:

- увеличения объёма твёрдой фазы за счёт растворения продуктов деления;
- увеличения параметра элементарной кристаллической ячейки многокомпонентного твёрдого раствора на основе $(U, Pu)N$;
- выделения вторых фаз, содержащих продукты деления;
- увеличения пористости за счёт образования и роста всех разновидностей газовых пор (внутри и на границе зерен) вследствие накопления и выделения газообразных продуктов деления.

При анализе набухания топлива в ТВЭлах с гелиевым подслоем были выделены две стадии — стадия свободного набухания до контакта топлива с оболочкой, который произошёл при выгорании около 5 % т.а., и стадия набухания топлива в условиях механического сдерживания оболочкой в интервале выгорания примерно от 5 до 12 % т.а. Средняя скорость набухания топлива до контакта с оболочкой равна $1,8 \pm 0,2$ %/% т.а., после контакта — $1,2 \pm 0,1$ %/% т.а. Уменьшение скорости набухания произошло в результате снижения температуры топлива и влияния сжимающих напряжений со стороны оболочки ТВЭла.

SPECIFIC DETAILS OF SWELLING IN URANIUM-PLUTONIUM NITRIDE FUEL USED FOR FABRICATION OF HELIUM GAS- AND LIQUID METAL-BONDED TEST FUEL RODS

A.V. Belyaeva, F.N. Kryukov, O.N. Nikitin, S.V. Kuzmin

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Uranium- and plutonium nitride-based fuel compositions fabricated through direct synthesis by nitriding metals were subjected to irradiation testing in the BOR-60 reactor as fuel of helium gas- and liquid-metal-bonded test fuel rods. Changes in fuel microstructure, distribution of fission products, the chemical state and phase composition of fuel were different due to different irradiation temperatures conditioned by thermal conductivity of the gas-filling material in the fuel-cladding gap of fuel rod (helium or lead).

Post-irradiation examinations (PIE) such as investigation of fuel structure and phase composition, distribution of elements, density and dimensional measurements made it possible to obtain experimental data on swelling mechanisms occurred in uranium-plutonium nitride fuel at different irradiation temperatures.

Irradiation-induced swelling occurred in lead-bonded test fuel rods at burnup no higher than 4 at.% due to increase in the number of elementary crystal cells followed by changes in crystalline lattice parameter of the solid-state solution because of generation and accumulation of fission products in fuel matrix. Burnup extension irradiation caused changes in fuel microstructure due to restructuring. This phenomenon was revealed in nitride fuel subjected to low-temperature irradiation testing up to burnup of 5.5 at. % and it exhibited formation of subgrain structure (Fig. 1) and fission gas escape towards developed pores. Nuclear fuel restructuring led to decrease in swelling rate of solid phase due to release of some fission gas and volatile fission products in pores. However, an additional factor began manifesting itself as submicron porosity that affects the total swelling of fuel composition. Shown in Figure 2 is a cumulative evidence of irradiation effect on fuel swelling in lead-bonded test fuel rods.

Swelling of uranium-plutonium nitride fuel in helium-bonded test fuel rods occurred due to the aggregate impact of the following factors:

- Increase of solid phase volume due to dissolution of fission products;
- Higher value of elementary crystal cell parameter in the (U, Pu)N-based multicomponent solid solution;
- Precipitation of secondary phases which incorporated fission products;
- Enhanced porosity due to formation and grow of all the types of gas pores (inside and at the grain boundary) induced by buildup and escape of gaseous fission products.

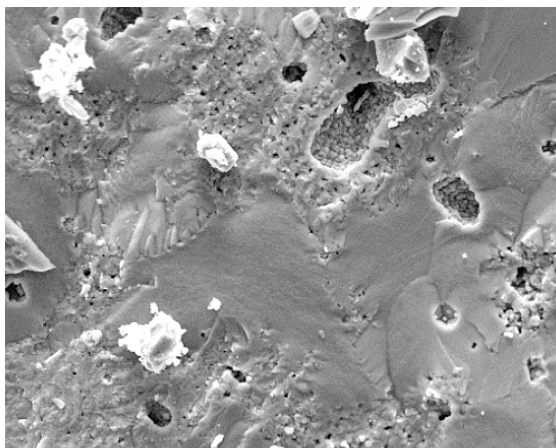


Figure 1. Microstructure of fuel attained a burnup of 5.5 at. %, there are isolated pores on the fracture surface which are surrounded by restructured fuel matrix.

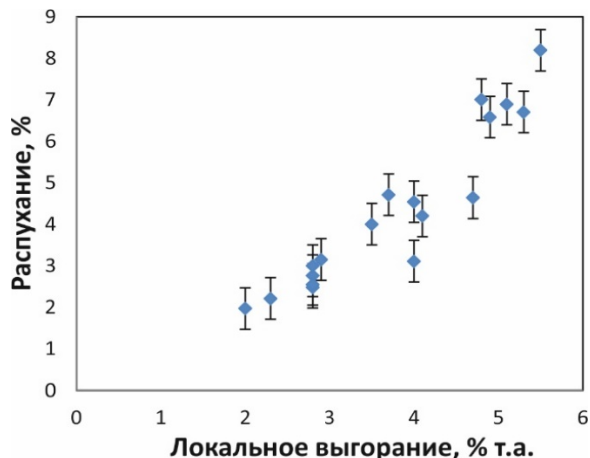


Figure 2. Changes in swelling of uranium-plutonium nitride fuel in relation to local burnup at the fuel cross-section.

Study of fuel swelling in helium-bonded test fuel rods made it possible to reveal two stages i.e. unrestrained swelling prior to fuel-cladding contact that took place at a burnup of about 5 at.% and nuclear fuel swelling in the presence of fuel-cladding mechanical interaction within a burnup range of 5 to 12 at.%. An average rate of fuel swelling was 1.8 ± 0.2 at.% prior to fuel-cladding contact and 1.2 ± 0.1 at.% after fuel-cladding mechanical interaction. Decrease in swelling rate was initiated by decreased fuel temperature and compressive stresses from the fuel cladding.

СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНОГО ПОЛУТОРНОГО НИТРИДА В СМЕШАННОМ НИТРИДНОМ УРАНОПЛУТОНИЕВОМ ТОПЛИВЕ

М.П. Кривов¹, Г.А. Киреев¹, А.В. Давыдов¹, А.В. Тенишев²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

Использование в быстрых реакторах типа БРЕСТ смешанного нитридного уран-плутониевого топлива высокой плотности и теплопроводности делает возможным обеспечить заданные нейтронно-физические и теплогидравлические свойства реактора, основанного на принципах естественной безопасности. За счет высокой плотности (свыше 12 г/см^3) обеспечиваются $\text{КВА} \approx 1,06$, с отказом от уранового blankets и возможность работы в равновесном режиме с минимальным запасом реактивности. Низкая температура топлива способствует предотвращению перегрева и разрушения оболочек при аварийных потере охлаждения и вводе реактивности [1].

Несмотря на целый ряд преимуществ, нитридное топливо не лишено своих недостатков, одним из которых является термохимическая нестабильность, в результате которой возможно разложение нитрида на соответствующий актинид и азот. Разложение нитридов актининов может привести к неприемлемым проблемам для безопасной эксплуатации ядерного реактора [2].

Для определения термохимической стабильности в данной работе проводились термогравиметрические (ТГ) исследования СНУП топлива в потоке высокочистого гелия при помощи термоанализатора NETZSCH STA 449 F1, совмещенного с квадрупольным масс-спектрометром для анализа газовой атмосферы в печи.

Фрагмент таблетки нитридного топлива помещался в вольфрамовый тигель, который устанавливался на держатель образца с вольфрам-рениевой термопарой. Методика эксперимента включала в себя нагрев образца в вольфрамовой печи с постоянной скоростью. В качестве образцов использовались составы СНУП топлива с массовой долей плутония в сумме урана и плутония 5,9; 9,8; 12 и 20 %.

В ходе исследования термохимической стабильности у всех образцов СНУП топлива была обнаружена потеря массы в низкотемпературной области (<1 500 °С). При этом процесс потери массы идет в 2 стадии, что отражается ступенями на кривой ТГ, а также двумя пиками выделения азота, регистрируемыми масс-спектрометром (рис.1). По литературным данным потеря массы в этой области не связана с разложением моонитридов урана или плутония.

Так как Pu образует с азотом только одно соединение — PuN, то потеря массы в низкотемпературном сегменте (<1 500 °С) может быть связана только с разложением остаточного полуторного нитрида урана (U_2N_3) до UN по уравнению:



U_2N_3 разлагается в вакууме при температуре 765 °С до UN [3]. При этом разложение U_2N_3 может иметь дополнительную стадию: переход α - β , который происходит при температуре выше 800 °С [3], что мы и наблюдаем на рис. 1.

Допуская, что моонитрид урана и плутония являются строго стехиометрическими соединениями вплоть до температур 1 500 °С, а также, что весь выделившийся азот был связан с ураном в виде соединения U_2N_3 , можно рассчитать содержание полуторного нитрида в составе СНУП топлива (табл. 1).

Полуторный нитрид может образовываться на последнем этапе изготовления нитридного топлива, а именно, при охлаждении после спекания таблеток. Само спекание происходит в атмосфере азота, который используется для предотвращения разложения нитридов при высоких температурах. При охлаждении после спекания происходит смена атмосферы с азота на аргон и дальнейшее охлаждение в атмосфере аргона. Остаточный азот может вступить во взаимодействие с моонитридом урана и образовать фазу полуторного нитрида. Также на содержание азота в печи во время замещения атмосферы будет сильно влиять чистота аргона.

Кроме того, наиболее трудно удаляемый азот содержится в порах нитридного топлива (пористость топлива составляет ~15 %), и может оставаться там даже при многократном замещении объема печи новым газом.

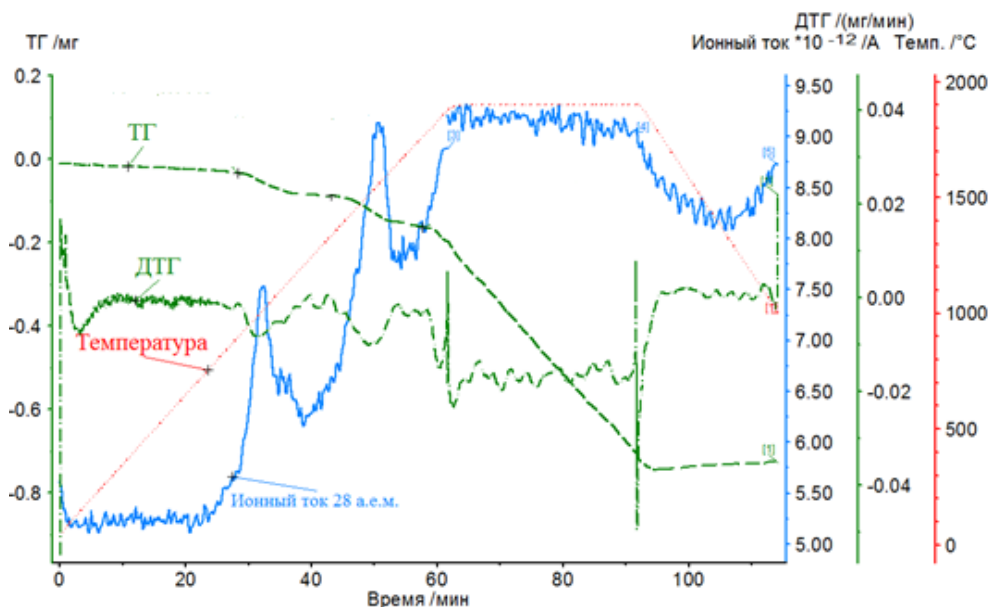


Рис. 1. ТГ исследование образца $(U_{0,902}Pu_{0,098})N$ массой 259,7 мг

Таблица 1

Содержание полупуторного нитрида в СНУП топливе,
рассчитанное по данным термогравиметрического анализа

Содержание плутония, масс.%	Потеря массы в низко-температурной области, масс.%	Содержание полупуторного нитрида урана U_2N_3 , масс.%
5,9	0,03	$1,12 \pm 0,11$
9,8	0,05	$1,7 \pm 0,14$
	0,04	$1,35 \pm 0,33$
12	0,03	$0,95 \pm 0,07$
	0,03	$1,23 \pm 0,31$
20	0,01	$0,47 \pm 0,12$
	0,03	$0,96 \pm 0,06$

Полупуторный нитрид нерастворим в мононитриде урана и имеет меньшую плотность. При нагреве топлива в реакторе U_2N_3 разложится, а часть выделившегося азота выйдет под оболочку твэла. При охлаждении топлива, которое может произойти во время плановых работ, перегрузке и пр., ранее выделившийся азот может вновь вступить в реакцию с UN. В результате нескольких таких циклов разложения-образования U_2N_3 целостность таблеток может быть нарушена, что может сказаться на работоспособности твэла. В связи с этим важно контролировать количество остаточного полупуторного нитрида, который может содержаться в СНУП топливе.

Литература

1. Troyanov V.M. и др. Prospects for Using Nitride Fuel in Fast Reactors with a Closed Nuclear Fuel Cycle // At. Energy. 2014. Т. 117. № 2. С. 85–91.
2. Алексеев С.В., Зайцев В.А. Нитридное топливо для ядерной энергетики. Москва: Техносфера, 2013. 240 с.
3. Wang X. и др. Study of the Decomposition and Phase Transition of Uranium Nitride under UHV Conditions via TDS, XRD, SEM, and XPS // Inorg. Chem. 2016. Т. 55. № 21. С. 10835–10838.

THE METHOD OF THE URANIUM SESQUINITRIDE RESIDUAL AMOUNT FOR DETERMINING IN MIXED NITRIDE NUCLEAR FUEL

M.P. Krivov¹, G.A. Kireev¹, A.V. Davydov¹, A.V. Tennishev²

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

The using of mixed uranium-plutonium nitride (MNIT) fuel of high density and thermal conductivity in fast reactors of the BREST type makes it possible to ensure the specified neutron-physical and thermal-hydraulic properties of the reactor, based on the principles of natural safety. The high density of nitride fuel (over 12 g/cm³) provides breeding ratio (BR) \approx 1.06, with a rejection of the uranium blanket and the possibility of operating in an equilibrium mode with the minimum reactivity. The low temperature of the fuel helps to prevent the overheating and destruction of the fuel cladding in accident conditions [1].

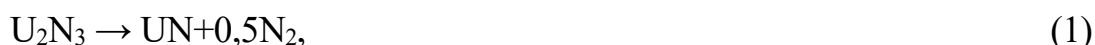
In spite of the many advantages, nitride fuel has some drawbacks, one of that is thermochemical instability, which is possible to decompose of nitride into the corresponding actinide and nitrogen. The decomposition of actinide nitrides can lead to enormous problems in the safe operation of a nuclear reactor [2].

To determine thermochemical stability in this work, thermogravimetric (TG) investigations of MNIT fuel was conducted in a flow of high-purity helium using the NETZSCH STA 449 F1 thermal analyzer, which was combined with a quadrupole mass spectrometer to analyze the gas atmosphere in the furnace.

A tablet fragment of nitride fuel was placed in a tungsten crucible, which was set on a sample holder with a tungsten-rhenium thermocouple. The experimental procedure involved heating the sample in a tungsten furnace at a constant rate. The samples were MNIT fuel compositions with a mass fraction of plutonium the sum of uranium and plutonium 5.9, 9.8, 12 and 20%.

During the investigation of thermochemical stability, the mass loss in the low range of temperature (<1 500 °C) was found in all samples MNIT fuel. In this case, the mass loss is occurring in 2 stages, which is reflected by steps on the TG curve and is accompanied by the release of nitrogen, recorded by a mass spectrometer (Fig. 1). According to published data, the mass loss in this range of temperature is not connected with the decomposition of uranium or plutonium mononitrides.

Pu forms nitrogen only one compound - PuN, thus mass loss in the low temperature segment (<1 500 °C) can be only related to the decomposition of residual uranium sesquinitride (U₂N₃) to the UN by the equation:



U₂N₃ decomposes in vacuum at a temperature of 765 °C to UN [3]. In this case, the decomposition of U₂N₃ can have an additional stage: the α - β transition, which occurs at a temperature above 800 °C [3], that we observe in Fig. 1.

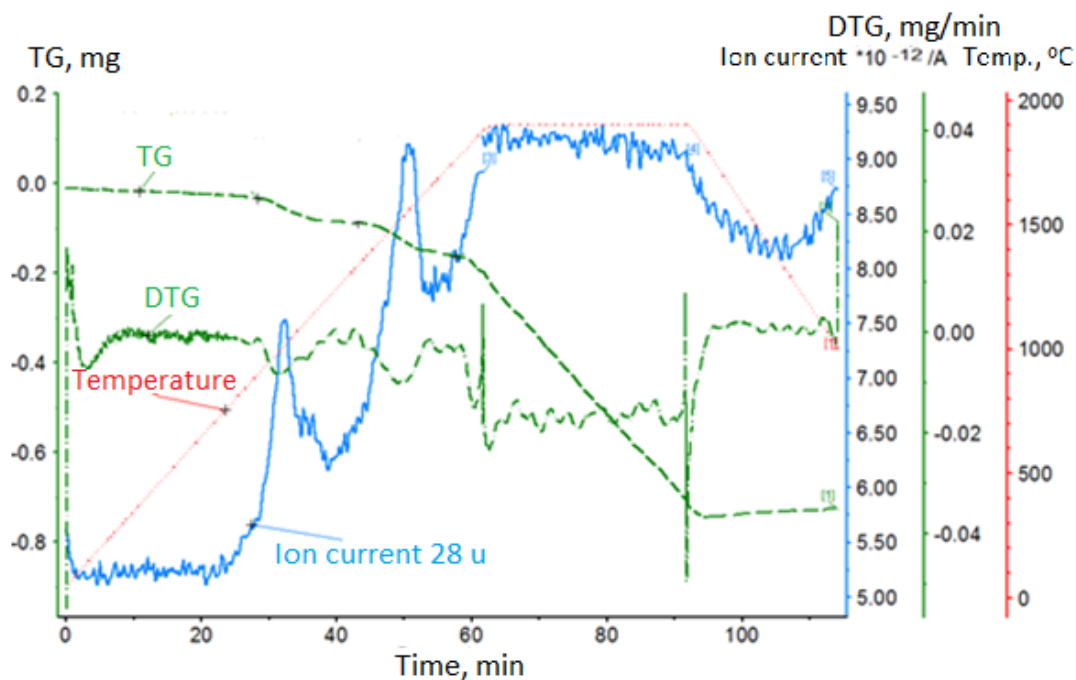


Fig. 1 TG investigation sample ($U_{0.902}Pu_{0.098}N$) weight 259.7 mg

It is assumed, that uranium and plutonium mononitride are strictly stoichiometric compounds up to temperatures of 1500 °C, and also that all the released nitrogen was related to uranium in the form of the U_2N_3 compound, it can be calculated the content of sesquinitride as part of the MNIT of the fuel (table 1).

Table 1

The content of uranium sesquinitride in MNIT fuel, calculated according to thermogravimetric analysis

Plutonium content, wt.%	Mass loss in the low-temperature range, wt.%	The content of uranium sesquinitride U_2N_3 , wt.%
5.9	0.03	1.12 ± 0.11
9.8	0.05	1.7 ± 0.14
	0.04	1.35 ± 0.33
12	0.03	0.95 ± 0.07
	0.03	1.23 ± 0.31
20	0.01	0.47 ± 0.12
	0.03	0.96 ± 0.06

Uranium sesquinitride can be formed at the last stage of the fabrication of nitride fuel, during the cooling after sintering the tablets. Sintering is occurring a nitrogen atmosphere, which is used to prevent the decomposition of nitrides at high temperatures. After sintering, when samples are cooled, the atmosphere is changed from nitrogen to argon and the further cooling is in an argon atmosphere. The residual nitrogen can interact with uranium mononitride and can form a phase of nitride. Also the purity of argon will be greatly affected the nitrogen content in the furnace during atmospheric replacement.

In addition to this, it is difficult to remove nitrogen, that is contained in the pores of the nitride fuel (the porosity of the fuel is ~ 15%), and it can remain even as multiple replacement of the furnace volume for a new gas.

The sesquinitride is insoluble in uranium mononitride and has a lower density. When the fuel is heated in the reactor, U_2N_3 will decompose, and a part of the released nitrogen will be released under the fuel cladding. When the fuel is cooling, that may occur during scheduled operations, overload, etc., the previously released nitrogen may react again with UN. As a result of several decomposition-formation cycles of U_2N_3 , the integrity of the tablets can be destroyed, that can influence the lifetime of the fuel rod. In this regard, it is important to control the amount of residual sesquinitride, which can be contained in the MNIT fuel.

References

1. Troyanov V.M. и др. Prospects for Using Nitride Fuel in Fast Reactors with a Closed Nuclear Fuel Cycle // *At. Energy*. 2014. V. 117. № 2. P. 85–91.
2. Alekseev S.V., Zaitsev V.A. Nitride fuel for nuclear power / S.V. Alekseev, V.A. Zaitsev, Moscow: Tekhnosfera, 2013. 240 p.
3. Wang X. et al. Study of the Decomposition and Phase Transition of Uranium Nitride under UHV Conditions via TDS, XRD, SEM, and XPS // *Inorg. Chem*. 2016. V. 55. № 21. P. 10835–10838.

УРАНОЦИРКОНИЕВОЕ КАРБОНИТРИДНОЕ ТОПЛИВО: ПОДГОТОВКА К ИССЛЕДОВАНИЯМ НА КРИТИЧЕСКИХ СБОРКАХ И РЕАКТОРНЫМ ИСПЫТАНИЯМ

А.Н. Бахин¹, Ш.Т. Тухватулин¹, А.Л. Ижутов³, И.Э. Галев¹,
В.Ю. Вишневский¹, С.Н. Сикорин², А.В. Кузьмин², С.Г. Мандик²,
С.А. Полозов², Т.К. Григорович², С.В. Серёдкин³

¹ФГУП «НИИ «НПО "Луч"», г. Подольск, Россия

²ГНУ «ОИЭЯИ — Сосны», г. Минск, Белоруссия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Во ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ» было разработано высокоплотное высокотемпературное топливо на основе уран-циркониевого карбонитрида ($UZrCN$). Топливо на основе уран-циркониевого карбонитрида (КНТ) является логической модификацией UN, практически сохраняющей все положительные качества мононитрида. Это топливо обладает достаточно высокой емкостью, высокой теплопроводностью. Уран-циркониевое карбонитридное топливо более безопасно, т.к. обладает повышенной устойчивостью (инерционностью) к развитию аварийных процессов. Благодаря своим характеристикам, $UZrCN$ является привлекательным кандидатным материалом для использования в различных типах реакторов, в том числе в реакторах на быстрых нейтронах и высокотемпературных газоохлаждаемых реакторах. Основным недостатком $UZrCN$ является ограниченный объем данных о характеристиках и поведении этого топлива при облучении, особенно при больших уровнях выгорания. Для устранения данного недостатка в настоящее время осуществляется подготовка к проведению реакторного эксперимента, направленного на изучение свойств КНТ при достижении выгорания $\approx 40\%$ в реакторе СМ-3. Параметры реакторного эксперимента:

температура на оболочке — не более 1 400 К, длительность реакторного эксперимента — 5 лет, энерговыделение — не более 550 Вт/см³. Для проведения реакторных испытаний таблеток UZrCN при выгорании была разработана экспериментальная капсула (рисунок 1), устанавливаемая в облучательное устройство.

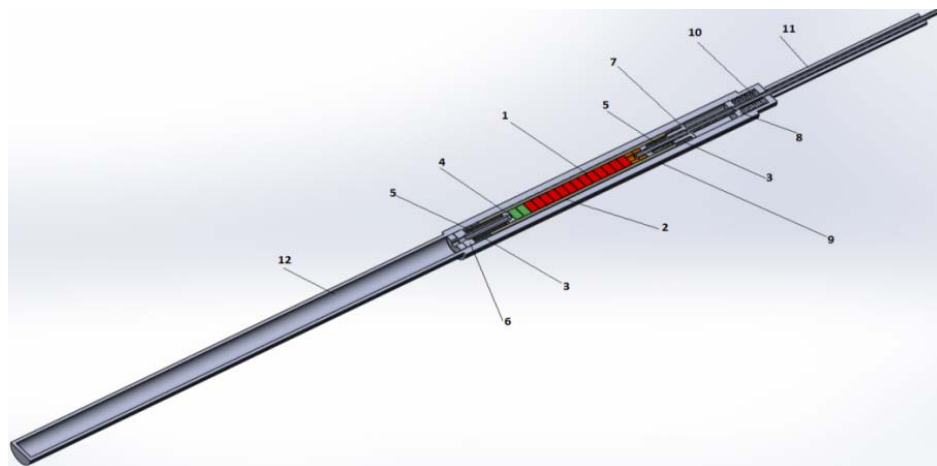


Рисунок 1 — Схематическое изображение экспериментальной капсулы: 1 — топливный столб, 2 — вольфрамовая оболочка, 3 — концевые пружины (4 шт.), 4 — вольфрамовый стол, 5 — Мо трубка, 6 — нижний дистанциатор молибденовой трубки, 7 — внутренний фиксатор ТЭП чехла (W), 8 — верхний дистанциатор молибденовой трубки, 9 — герметичный молибденовый чехол, 10 — узел термокомпенсации, 11 — Мо трубка для вывода ТЭП, 12 — объем для сбора ГПД.

Для подтверждения правильности выбора конструкции экспериментальной капсулы и облучательного устройства были проведены нейтронно-физические и теплофизические расчеты и реализована программа вне реакторных экспериментов, а именно экспериментально определены коэффициенты эффективной теплопроводности мест контактов элементов ЭК и ОУ, проведены термоциклические испытания оболочки ОУ, продемонстрирован и экспериментально подтвержден уровень взаимодействия КНТ с материалом оболочки. Расчет нейтронно-физических параметров эксперимента проводился с помощью компьютерной программы MCU-RR. В компьютерной программе использован алгоритм решения уравнения нейтронного переноса методом Монте-Карло. Целью нейтронно-физических расчетов являлось определение уровня энерговыделений в топливных таблетках и элементах конструкции облучательного устройства на начало и конец кампании. На основании данных нейтронно-физических расчетов были проведены теплофизические и прочностные расчеты облучательного устройства. Теплофизические расчеты выполнялись с использованием программ ANSYS, COMSOL, и PARAM-TG. Расчеты проводились итеративно, с учетом изменений геометрической формы и размеров модели в результате теплового расширения, а также зависимости теплофизических свойств твердых тел, жидкостей и газов от температуры. Моделирование температурного режима проводилось с учетом изменяемости геометрической формы и размеров топлива UZrCN и выхода газообразных продуктов деления. При выполнении расчетов набухание таблеток UZrCN и состав газовой среды считались постоянными. Расчеты были проведены для двух состояний активной зоны, соответствующих началу и концу кампании по достижении уровня выгорания 40% от числа делящихся атомов. Результаты проведенных расчетов и дореакторных экспериментов подтверждают возможность реализации параметров реакторного эксперимента.

Параллельно с проведением реакторного эксперимента будут реализованы эксперименты на критических стендах «Гиацинт» и «Кристалл», находящихся в Объединенном институте энергетических и ядерных исследований — Сосны Национальной академии наук Беларуси. Критические стенды «Гиацинт» и «Кристалл» будут использоваться для исследования нейтронно-физических характеристик критических и подкритических сборок на быстрых нейтронах, моделирующих физические особенности активных зон перспективных реакторных и электроядерных установок, охлаждаемых газовыми и жидкометаллическими теплоносителями. Топливная кассета критической сборки, моделирующей активную зону реактора с газовым теплоносителем, представлена на рисунке 2.

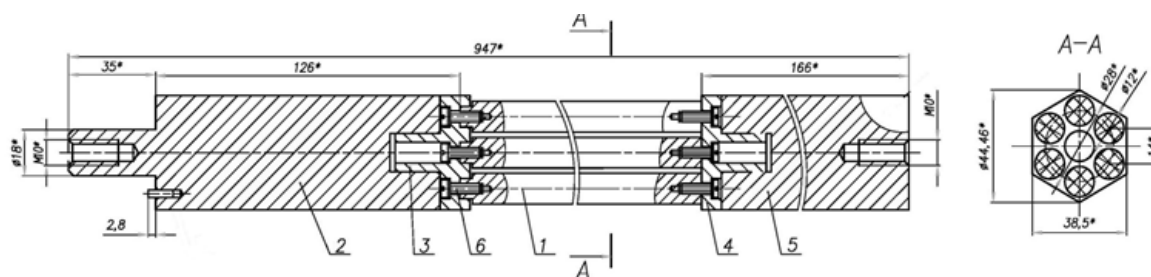


Рисунок 2 — Топливная кассета критической сборки: 1 — твэл; 2 — хвостовик; 3 — нижняя трубная пластина; 4 — верхняя трубная пластина; 5 — головка; 6 — винт.

В докладе подробно описывается программа и проектные данные испытаний (в том числе экспериментальная капсула и облучательное устройство), которые будут осуществлены на реакторе СМ-3, и обсуждаются результаты расчетов и дореакторных экспериментов, которые были выполнены, чтобы показать, что реакторные испытания будут отвечать всем поставленным целям. Также представлены программа экспериментов и описания конструкции и состава критических сборок с UZrCN топливом.

URANIUM-ZIRCONIUM CARBONITRIDE FUEL: PREPARATION FOR STUDIES AT CRITICAL ASSEMBLIES AND IN-PILE TESTS

A.N. Bakhin¹, Sh.T. Tukhvatulin¹, A.L. Izhutov³, I.E. Galev¹,
V.Yu. Vishnevsky¹, S.N. Sikorin², A.V. Kuzmin², S.G. Mandik²,
S.A. Polozov², T.K. Grigorovich², S.V. Seregin³

¹FSUE «SRI «SIA "Luch"», Podolsk, Russia

²Scientific Institution "JIPNR — Sosny", Minsk, Belarus

³JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

A high-density high-temperature fuel based on uranium-zirconium carbonitride has been developed at FSUE «SRI SIA "LUCH"». The fuel based on uranium-zirconium carbonitride (CNF) is a logical modification of UN retaining virtually all advantages of the mononitride. This fuel boasts quite a high uranium density and high thermal conductivity. Uranium-zirconium carbonitride fuel is safer due to its higher resistance (inertia) to development of accident processes. Thanks to its optimal performance, UZrCN is an attractive candidate material for using in various reactor types including fast reactors and high-temperature gas-cooled reactors. The main drawback of UZrCN

is limited amounts of data on the fuel's performance and behavior under irradiation, especially at high burnup. To eliminate this drawback, currently an in-pile test is going to be conducted in order to study the CNF properties with reaching a burnup of $\approx 40\%$ in SM-3 reactor. The parameters of the in-pile experiment are as follows: temperature at the cladding — not exceeding 1 400 K, Period of performance — 5 years, power density — not exceeding 550 W/cm^3 . To perform the in-pile testing of UZrCN pellets at high burnup, an experimental capsule (Fig. 1) to be placed into the irradiation device has been developed.

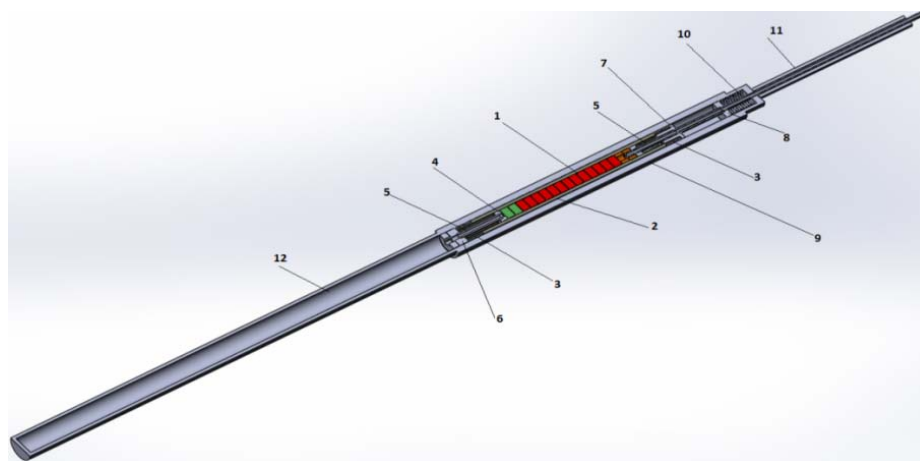


Fig. 1 — Schematics of the experimental capsule: 1 — fuel stack, 2 — tungsten cladding, 3 — end-springs (4 items), 4 — tungsten pellet, 5 — molybdenum pipe, 6 — bottom spacer of the molybdenum pipe, 7 — internal lock of the thermoelectric transducer (TT) casing (W), 8 — top spacer of the molybdenum pipe, 9 — sealed molybdenum jacket, 10 — thermal expansion absorber, 11 — molybdenum pipe for TT leads, 12 — volume for fission gas accumulation.

To confirm the correctness of choice of the design of the experimental capsule and the irradiating device, neutronic and thermophysical calculations have been performed and the programme of out-of-pile experiments has been completed. Namely, the effective thermal conductivity of the EC-ID interfaces, thermal cycling tests of the ID casing were conducted, the level of interaction between the CNF and the cladding material has been demonstrated and verified by experiment. The neutronic parameters of the experiment were calculated using MCU-RR software. The software used the algorithm of solving the neutron transport equation by Monte-Carlo method. The goal of the neutronic calculations was to define the level of power density in the fuel pellets and irradiation device structural elements as of the beginning and the end of the campaign. Basing on the data of the neutronic calculations thermophysical and mechanical calculations of the irradiation device have been carried out. The thermophysical calculations were performed using the following software: ANSYS, COMSOL, and PARAM-TG. The calculations were carried out iteratively, taking into account the variation of geometry and dimensions of the simulation model resulting from thermal expansion as well as the temperature dependence of thermophysical properties of solids, liquids and gases. The temperature conditions were simulated taking into account variability of the geometry and dimensions of UZrCN fuel and the fission gas release. For the purposes of calculations it was assumed that the rate of swelling of the fuel pellets and the composition of the gaseous environment are constant. The calculations were carried out for two conditions of the core corresponding to the beginning and the end of the campaign

upon reaching a burnup of 40 % FIMA. The results of the calculations and experiments performed indicate that the in-pile irradiation experiment will be successful.

Alongside the in-pile experiment, other experiments will be carried out at «Hyacinth» and «Crystal» test benches located at the Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus. The «Hyacinth» and «Crystal» critical test benches will be used for investigation of the neutronic characteristics of fast critical and subcritical assemblies simulating the physical features of the cores of advanced reactor systems and subcritical accelerator-driven systems (ADS), cooled with gaseous and liquid metal coolants. The design model of the fuel cassette is presented on Fig. 2.

The paper provides a detailed description of the programme and the design specifications (including the experimental capsule and irradiation device) of the tests to be performed at SM-3 reactor and a discussion of the results of calculations and pre-irradiation experiments completed in order to demonstrate that the in-pile experiments are going to meet all the purposes specified. Also the experimental programme and description of the design and composition of the critical assemblies with UZrCN fuel are provided.

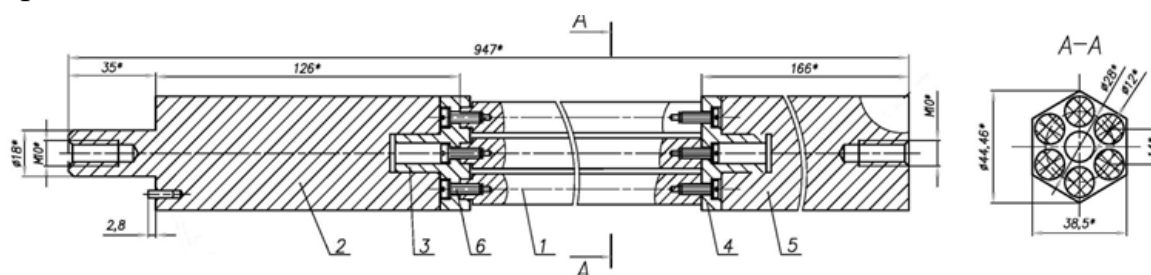


Fig. 2 — Design model of type 1 (type 2) fuel cassette: 1 — type 1 (type 2) fuel rod; 2 — bottom nozzle; 3 — bottom tube plate; 4 — top tube plate; 5 — top nozzle; 6 — screw.

ОПЫТ И ВОЗМОЖНОСТИ СОВМЕСТНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В РЕАКТОРАХ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ ОКСИДНОГО, НИТРИДНОГО ТОПЛИВА И МЕТАЛЛИЧЕСКОГО УРАНА

Ю.М. Головченко¹, М.В. Скупов²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В действующих и разрабатываемых в России реакторах на быстрых нейтронах типа БН (БН-600, БН-800, БН-1200) используется или планируется к использованию оксидное (UO_2 , $UPuO_2$) или нитридное ($UPuN$) топливо.

Для достижения экономической конкурентоспособности этих реакторов необходима безопасная эксплуатация твэлов до максимально возможно глубоких выгораний. Для достижения максимально возможных значений параметров безопасности (внутренней самозащищённости) коэффициент воспроизводства топлива в активной зоне должен соответствовать значениям $K_{\text{ВА}} > 1,0$.

Препятствия к достижению сверхглубоких выгораний оксидного и нитридного топлива обусловлены как недостаточно высокими радиационно-термическими свойствами имеющихся оболочечных сталей, так и некоторыми

специфическими(неблагоприятными) свойствами этих топлив (физико-механических, радиационно-термических, коррозионных).

Достижение значений $K_{BA} > 1,0$ в активной зоне с оксидным топливом невозможно. Это обусловлено низкой теоретической плотностью оксидов UO_2 , $UPuO_2$ (11 г т.а./см³), низкой эффективной плотностью тяжёлых атомов (U, Pu) в твэлах (менее 9 г т.а./см³) и, соответственно, низкой плотностью воспроизводящих атомов (U-238) в объёме активной зоны реактора.

Преодоление названных несовершенств оксидного топлива, твэлов, ТВС и активных зон с этим топливом возможно за счёт совместного использования в твэлах, ТВС, активных зонах топлив более плотных, чем оксидные, и дополнительно обладающих такими благоприятными свойствами как высокая теплопроводность, пониженная теплоёмкость и др. К этим топливам относятся металлический уран и СНУП топливо.

Обсуждены различные варианты (конструктивные и технологические решения) совместного использования керамического (оксидного, нитридного) топлива и металлического урана в твэлах, ТВС, активных зонах БН-реакторов.

Описан опыт разработок, изготовления, облучения в реакторах БОР-60 и БН-350 элементов и ТВС, содержащих одновременно оксидное топливо и металлический уран.

Приведены иллюстрации выявленных радиационно-термических эффектов. Рассмотрены возможности достижения различных положительных эффектов (технологических, экологических, эксплуатационных) при совместном использовании керамических топлив (СНУП, МОКС) и металлического урана в БН-реакторах.

EXPERIENCE AND FEASIBILITY OF CO-USING OXIDE AND NITRIDE FUELS AND METAL URANIUM IN BN-REACTORS

Yu.M. Golovchenko¹, M.V. Skupov²

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

Currently, either oxide (UO_2 , $UPuO_2$) or nitride ($UPuN$) fuel is used or planned to in Russia's BN-type fast neutron reactors (BN-600, BN-800, BN-1200) both under operation and development.

For these reactors to be economically competitive, the safe operation of fuel pins up to the maximal high burnup is of high importance. To achieve the maximum possible safety parameters (inherent safety), the breeding ratio of the core should be > 1.0 .

Obstacles to achieving ultra-high burnup of oxide and nitride fuels are caused by both insufficiently high radiation-thermal properties of cladding steels available and some specific (unfavorable) properties of these fuels (physical and mechanical, radiation-thermal, corrosion, etc.).

It is impossible to achieve $BRC > 1,0$ in the core with oxide fuel because of low theoretical density of UO_2 , $UPuO_2$ oxides (11g h.a./cm³), low smear density of heavy atoms (U,Pu) in fuel pins (less than 9g h.a./cm³), and low density of breeding atoms (U-238) in the core.

The disadvantages of oxide fuels, as well as fuel pins, FAs and cores with these fuels, can be avoided by co-using more dense fuels having such advantages as high thermal conductivity, low heat capacity and others. These fuels include metal uranium and mixed nitride uranium-plutonium fuel.

Various options, both design and engineering, are being discussed to co-use ceramic (oxide, nitride) fuel and metal uranium in the BN fuel pins, FAs and cores.

Experience is shared in developing, manufacturing and irradiating in BOR-60 and BN-350 pins and FAs containing both oxide fuel and metal uranium.

Figures of revealed irradiation-induced thermal defects are presented. Ways are considered to achieve positive effects (design, operational, ecological) when co-using ceramic fuels (SNUP, MOX) and metal uranium in BN reactors.

СОСТОЯНИЕ И НАПРАВЛЕНИЕ РАЗВИТИЯ АКТИВНЫХ ЗОН ЛЕДОКОЛЬНЫХ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК И АТОМНЫХ СТАНЦИЙ МАЛОЙ МОЩНОСТИ

А.И. Романов, В.Ю. Папотин, А.Н. Лепехин, А.А. Захарычев, С.Г. Петров

АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

В докладе рассмотрены сегодняшнее состояние разработок транспортных активных зон и основные данные по опыту эксплуатации активных зон атомных ледоколов.

Приводятся также анализ опыта эксплуатации ледокольных активных зон 14-10-3М (ЗМП) и 14-5/04УМ.

Показано усовершенствование активной зоны 14-5/04УМ (увеличен расчетный энергоресурс на 200 тыс. МВт.ч) с заменой гадoliniевых СВП на трубки-вытеснители, при этом учтён опыт разработки, апробированный практикой эксплуатации серийных ледокольных активных зон 14-10-3М и 14-10-3МП.

В том числе рассматривается активная для ледокола «Лидер». Представлены основные характеристики активной зоны и её особенности.

Перспективы развития активных зон типа 14-14 (плавучий энергоблок) для наземных атомных станций малой мощности и оптимизированного плавучего энергоблока на базе дисперсионного металлокерамического топлива с максимальным обогащением урана 19,7% и стержневого ТВЭЛ в хромоникелевой оболочке (сплав 42ХНМ), разработанного АО «ВНИИНМ», конструктивно аналогичного ТВЭЛУ серийных ледоколов активных зон, а также инновационной кассетной ТВС в шестигранной циркониевой чехловой трубе в целом обеспечивают повышенную ураноёмкость активной зоны и приемлемые технико-экономические показатели топливного цикла в условиях ограничения по обогащению.

Учитывая существенное влияние на экономику топливного цикла реализуемого в проектах энергетического потенциала ТВЭЛ, важной задачей реакторного материаловедения является обоснование и подтверждение металлокерамического топлива до максимально достижимого выгорания в реакторе «МИР». В прошлом году опытно — петлевая ТВС (ПТВС-31М) завершила облучение с максимальным выгоранием 1,05 г/см³. В рамках НИОКР АО «ОКБМ Африкан-

тов» рассматривает возможности дальнейших реакторных испытаний с металло-керамическим топливом до максимального выгорания 1,15-1,2 г/см³, в том или ином виде, а именно:

- дожигание оставшихся ТВЭЛ (не попавших в исследование) от ПТВС-31М;
- или создание и реакторные испытания в реакторе «МИР» новой петлевой ТВС с ТВЭлами с различной комплектацией;
- или создание и реакторные испытания в реакторе «МИР» в облучающем устройстве «ГИРЛЯНДА» укороченных ТВЭЛОВ с различной комплектацией.

CONDITION AND DEVELOPMENT DIRECTION OF CORES OF ICE-BREAKER NPP AND SMR

A.I. Romanov, V.Yu. Papotin, A.N. Lepekhin, A.A. Zakharychev, S.G. Petrov

JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia

The report presents the present condition of development of the propulsion cores and the main data of the operation experience of ice-breaker cores.

There is also presented the analysis of the operation experience of cores 14–10–3М (3МП) and 14–5/04УМ.

There is shown the improvement of the core 14–5/04УМ (the design energy resource is increased by 200 thousand MW.h) with changed gadolinium BPR to spacer-tubes, at that the here is considered the development experience proved by the experience of operation of the serial ice-breaker cores 14–10–3М and 14–10–3МП.

Among them the core for ice-breaker “Leader” is discussed. The main characteristics of the and its peculiarities are presented.

The development perspectives of the 14–14 cores (floating power unit) for ground based small power nuclear power plants and optimized floating power unit based on the dispersive ceramic-metal fuel with maximum uranium enrichment 19.7% and rod fuel pin in chromium-nickel cladding (alloy 42XHM) developed in JSC VNI-INM, by design similar to the serial ice-breaker cores, and innovative cassette FA in a hexagon zirconium cladding tube, at large, provides increased uranium capacity of the core and acceptable technical and economical parameters of the fuel cycle in the conditions of limited enrichment.

Considering the significant influence to the economics of the fuel cycle realized in the projects of a fuel pin energy potential, the important task of the reactor material science is validation and confirmation of ceramic-metal fuel to reachable burn-up in the MIR reactor. Last year the experimental loop FA (ПТВС-31М) completed its irradiation with maximum burn-up 1.05 г/см³. In the frames of R&D works JSC «Afrikantov OKBM» looks for possibilities of further reactor tests with ceramic-metal fuel to maximum burn-up 1.15–1.2 г/см³, in one form or another, namely:

- afterburning of the balance fuel pins (which were used in the tests) of ПТВС-31М;
- or creation and reactor test of new loop FA with fuel pins of various layout in the MIR reactor;
- or creation and reactor tests of shortened fuel pins with various layout in the «GIRLYANDA» device in the MIR reactor.

АКТИВНЫЕ ЗОНЫ ДЛЯ АТОМНЫХ СТАНЦИЙ МАЛОЙ МОЩНОСТИ

А.А. Захарычев¹, В.Ю. Папотин¹, Д.М. Стадник¹,
А.А. Шельдяков², С.И. Коровушкин³

¹АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

³ПАО «МСЗ», г. Электросталь, Россия

В России и в мире в целом сохраняется значительный интерес к созданию атомных станций малой мощности с выполнением требований о нераспространении ядерных материалов и технологий, хотя существуют трудности, в основном, экономического и законодательного характера.

В докладе представлены основные характеристики активной зоны и требования к реакторным материалам для атомных станций малой мощности на базе дисперсионного металлокерамического топлива с максимальным обогащением урана 19,7% в хромоникелевой оболочке.

В активной зоне для АСММ используются тепловыделяющие сборки симбиоза конструкций тепловыделяющих сборок, созданных для проектов активных зон 14–14 ПЭБ (плавучий энергоблок) и 14-15-1 УАЛ (универсальный атомный ледокол). В проекте используется твэл увеличенных габаритов по сравнению с аналогами. На данный момент оборудование для производства и контроля твэл увеличенной высотой до 1 800 мм ПАО «МСЗ» закуплено и установлено. В ПАО «МСЗ» совместно с АО «ВНИИНМ» при участии АО «ОКБМ Африкантов» идет подготовка к производству макетов и опытных твэл увеличенной длины.

Активная зона для АСММ является эволюционным развитием активной зоны 14–14 для ПЭБ (плавучего энергоблока). В прошлом году произошло знаменательное и долгожданное событие — загрузка топлива в ПЭБ, его физический пуск и энергопуск. В докладе представлены основные итоги загрузки двух активных зон 14–14 в ПЭБ.

Реакторные испытания в реакторе «МИР в обоснование кассетной структуры и металлокерамического топлива» с последующими послереакторными исследованиями показали:

- облучающее устройство «ГИРЛЯНДА» и ПТВС 14–14 с металлокерамическим топливом дали дорогу данной топливной композиции (проведенные материаловедческие исследования и результаты испытаний показали, что коррозионно — эрозионная стойкость керметного топлива по крайней мере не хуже интерметаллидного)
- петлевая ТВС ПТВС-75 показала невозможность в кассетной структуре установки твэл в угловые ячейки за дистанционирующим уголком;
- петлевая ТВС ПТВС-31М показала:
- возможность достижения в металлокерамической топливной композиции максимального выгорания 1,05 г/см³ на настоящий момент;
- ряд преимуществ стального компенсатора перед циркониевым.

В ближайшем будущем, на мой взгляд, перед НИИАР и нами будет стоять задача реакторных испытаний в реакторе «МИР» опытных твэл с металлокерами-

ческим топливом с выгоранием свыше 1,05 г/см³. Также стоит задача дополнительных послереакторных исследований характеристик низкообогащенного металлокерамического топлива (в частности теплопроводности топлива) в обеспечение его лицензирования применительно к экспортно-ориентированным РУ АСММ на базе судовых технологий.

A CORE FOR SMALL POWER NUCLEAR POWER PLANTS

A.A. Zakharychev¹, V.Yu. Papotin¹, D.M. Stadnik¹,
A.A. Sheldyakov², S.I. Korovushkin³

¹JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia

²JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

³PJSC "Mashinostroitelny Zavod", Electrostal, Russia

In Russia and in the world significant interest is kept for creation of small power nuclear power plants (SNPP) with meeting the requirements of non-proliferation of nuclear materials and technologies, although some difficulties are exist mainly of economic and legislation origin.

The report presents main characteristics of the core and requirements to the reactor materials for SNPP based on the dispersive ceramic-metal fuel with maximum uranium enrichment 19.7% in chromium-nickel cladding.

In the core of SNPP there is used an FA of symbiosis of an FA created for the core design 14-14 ПЭБ (floating power unit) and 14-15-1 УАЛ (multi-purpose ice-breaker). A fuel pin with increased dimensions is used in the project in comparison with analogues. At present the equipment for production and quality control of fuel pins with increase height to 1 800 mm is procured and installed in PJSC Mashinostroitelny Zavod. The preparation for production of mock-ups and pilot fuel pins with increased length is progress in PJSC Mashinostroitelny Zavod with the help of JCS VNIINM and JCS "Afrikantov OKBM".

The SNPP core is evolutionary development of the core 14-14 for the floating power unit. Last year an important and long awaited event took place - loading of fuel in the floating power plant and its physical and power start-up. The report presents main results of lading of two cores 14-14 in the floating power unit.

The reactor tests in the MIR reactor, validating the cassette structure and ceramic-metal fuel with post irradiation research, showed:

- the irradiation device "GIRLYANDA" and pilot FA 14-14 with ceramic-metal fuel has given the way to this fuel composition (the completed material research and test results showed that corrosion and erosion resistance of the ceramic fuel at least not worse than of the intermetallic one).
- the loop FA ИТБС-75 showed that it is impossible to install fuel pin in the corner cell behind spacer angle bar in the cassette structure;
- the loop FA ИТБС-31М showed:
- possibility to reach maximum burnup 1.05 g/cm³ in the ceramic-metal fuel composition at present;
- a number of advantages of the steel compensator over zirconium.

In the nearest future, in my opinion, we and RIAR will challenge the task of reactor testing of experimental fuel pins with ceramic-metal fuel with burn-up higher than 1.05 g/cm^3 in the MIR reactor. Also, one more task is additional post irradiation testing of the characteristics of low enrichment ceramic-metal fuel (w.r.t. thermal conductivity) to provide its licensing for export oriented SMR based on the marine technologies.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА 42ХНМ

А.А. Шельдяков¹, В.Ю. Шишин¹, В.В. Яковлев¹,
Г.В. Кулаков², Ю.В. Коновалов²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В настоящее время в качестве оболочечного материала элементов активных зон ядерных реакторов применяется российский хромоникелевый сплав 42ХНМ, обладающий чрезвычайно высокой коррозионной стойкостью.

Механические свойства материала, являясь одной из важнейших характеристик, определяющей работоспособность элементов, представляют значимый интерес. В том числе и потому, что особенностью сплава 42ХНМ является его высокотемпературное радиационное охрупчивание — при температурах $600 \text{ }^\circ\text{C}$ и выше пластичность облучённого сплава снижается практически до нуля (рисунок 1).

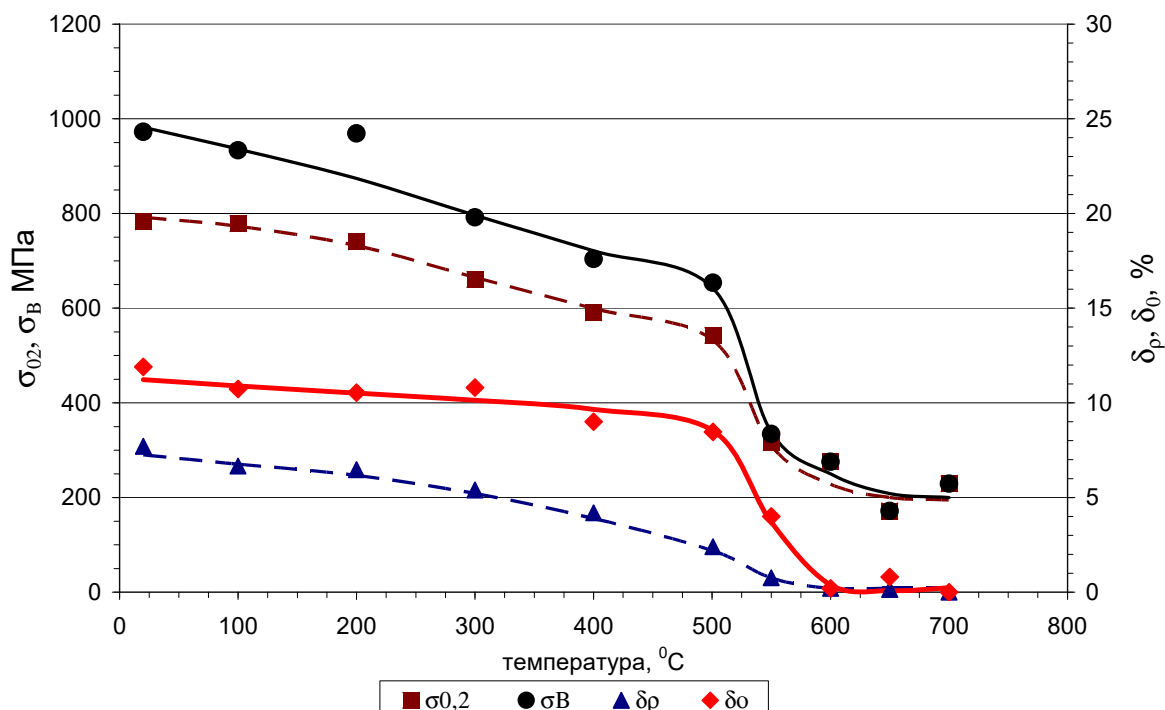


Рисунок 1 – Механические свойства оболочки стержневого выгорающего поглотителя

В докладе представлены результаты исследований механических свойств оболочек элементов (ТВЭЛы, СВП) тепловыделяющих сборок, отработавших

в составе активных зон различных ядерных реакторов, а также петлевых ТВС, облучавшихся в реакторе МИР. В целом прочность и пластичность оболочечного материала — сплава 42ХНМ в интервале рабочих температур (300–400 °С) находятся на высоком уровне: временный предел прочности (σ_B) лежит в диапазоне 800–900 МПа, общее относительное удлинение (δ_0) — 7–12 %.

Кроме того, представлены результаты структурных исследований данных оболочек и проведён анализ влияния основных эксплуатационных факторов на физико-механические свойства и структуру сплава 42ХНМ. По результатам анализа выдвинуты возможные причины высокотемпературного радиационного охрупчивания сплава.

Список литературы

1. Гринчук П.П., Голованов В.Н., Солонин М.И., Кондратьев В.П., Речицкий В.Н. Радиационная и коррозионная стойкость сплава ХНМ-1. Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы, 2005, выпуск 1 (64), с. 273–280
2. Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. XHM-1 alloy as a promising structural material for water-cooled fusion reactor components. Journal of Nuclear Materials, 233–237 (1996), 586–591

EFFECT OF IRRADIATION ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF CHROMIUM-NICKEL ALLOY 42XHM

A.A. Sheldyakov¹, V.Yu. Shishin¹, V.V. Yakovlev¹,
G.V. Kulakov², Yu.V. Konovalov²

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

At present, the Russian chromium-nickel alloy 42XHM, which has an extremely high corrosion resistance, is used as the cladding material for nuclear reactor core components.

The mechanical properties of this material, being one of the most important characteristics determining the performance of components, are of considerable interest, not least because of a peculiar feature of the 42XHM alloy that is high-temperature radiation embrittlement — at 600°C and higher the ductility of the irradiated alloy tends to zero (Figure 1)

The paper presents the examination results of mechanical properties of fuel rod and absorber claddings from fuel assemblies spent in the cores of various nuclear reactors, as well as from loop fuel assemblies irradiated in the MIR reactor. In general, the strength and ductility of the cladding material (alloy 42HNM) in the operating temperatures range (300–400°C) are at a high level: the temporary ultimate strength (σ_B) is in the range of 800–900 МПа, the total relative elongation (δ_0) is 7–12 %.

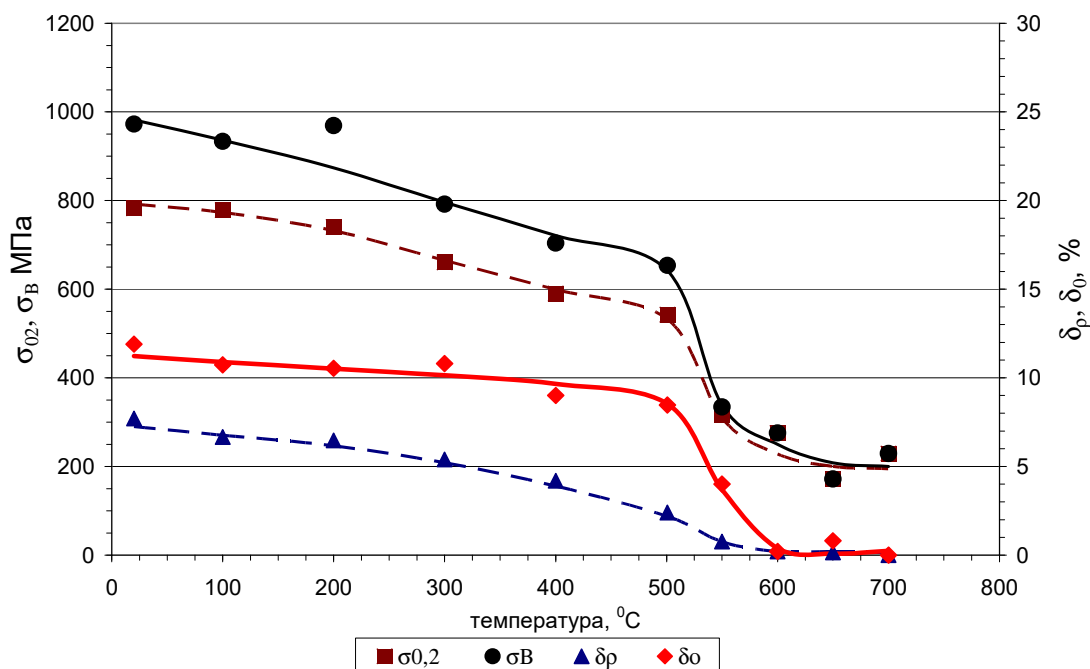


Figure 1 — Mechanical properties of pin-type burnable absorber cladding

In addition, the structural examination results are presented for these claddings and the effect of the key operational factors on the physical and mechanical properties and structure of the 42XHM alloy was analyzed. According to the analysis results, possible causes of the high-temperature radiation embrittlement of the alloy were put forward.

References

1. Grinchuk P.P., Golovanov V.N., Solonin M.I., Kondratiev V.P., Rechitsky V.N. Radiation and corrosion resistance of alloy XHM-1. Questions of atomic science and technology. Series: Materials Science and New Materials, 2005, Issue 1 (64), p. 273–280
2. Solonin M.I., V.P. Kondrat'ev, V.N. Rechitsky, S.N. Votinov et al. XHM-1 alloy as a promising structural material for water-cooled fusion reactor components. Journal of Nuclear Materials, 233–237 (1996), 586–591

ДОРЕАКТОРНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ФРАГМЕНТОВ УРАНОЦИРКОНИЕВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЭЛОВ В ХОДЕ КОНВЕРСИИ АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРА ИВГ.1М

К.К. Полунин, А.Н. Бахин, Д.А. Зайцев, Д.М. Солдаткин, В.А. Солнцев

ФГУП «НИИ «НПО "Луч"», г. Подольск, Россия

В реакторной технике в качестве топлива широко обсуждаются и анализируются сплавы урана с алюминием, молибденом и цирконием. На практике такие сплавы используются в твэлах исследовательских реакторов. На предприятии ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ» исследование технологии уран-циркониевых сплавов началось в конце 1980-х гг. Уран-циркониевый сплав был использован в качестве сердечника для твэлов при модернизации реактора ИВГ.1М (Республика Казахстан), при переходе с газового теплоносителя на легководный. Из соображений

получения максимального значения нейтронного потока в испытательном канале реактора в сердечниках твэлов технологической зоны был использован сплав циркония с ураном 90 % обогащения по изотопу-235, при этом массовая доля урана составляла (2–4) %.

Согласно «Программе снижения обогащения топлива исследовательских и испытательных реакторов» в 2014 г. началась модернизация реактора ИВГ.1М, заключающаяся в замене урана 90 % обогащения на уран с обогащением 19,75 % по изотопу-235. При модернизации за основу был взят опыт успешной эксплуатации ИВГ.1М с водоохлаждаемым технологическим каналом (ВОТК) первой комплектации. Была разработана конструкция и технология спирально-стержневых двухлопастных самодистанционирующихся твэлов, представляющая собой матрицу из сплава Э110 с почти равномерно распределенными по поперечному сечению стержневого твэла соосными волокнами из металлического урана (число волокон — 133, средний размер волокон — ~ 50 мкм). Максимальное содержание урана в матрице из сплава Э110 не превышает (20–25) масс. %.

В 2004 г. было проведено техническое освидетельствование реактора ИВГ.1М, в процессе которого был извлечен четвертый ВОТК и определены его флюенс и выгорание: 1 018 н/см² и 1,82 г (U-235), соответственно. На момент проведения данного освидетельствования, канал № 4 имел энерговыработку, равную 35 МВт·ч. Эти параметры были приняты за базовые для планирования будущих режимов и ресурса эксплуатации твэлов ВОТК-НОУ. По предварительным оценкам, для достижения такого же выгорания и флюенса в опытном ВОТК-НОУ первого ряда, необходимо провести 30 пусков реактора общей продолжительностью около 200 ч.

Многokrратно повторяющиеся циклические изменения температуры образцов, или так называемая циклическая термическая обработка (ЦТО), вызывают в поликристаллических образцах урана и его сплавах размерную нестабильность, выражающуюся в направленном изменении размеров, короблении и огрублении поверхности, растрескивании образцов, изменении их микроструктуры [1]. В литературе [2] рекомендуется легирование урана цирконием, существенно улучшающим размерную стабильность при термоциклировании.

ЦТО урановых стержней с переходом через температуры $\alpha \leftrightarrow \beta$ - и $\beta \leftrightarrow \gamma$ -превращений могут приводить к весьма большим размерным изменениям. Например, диаметр стержня из чистого урана, полученного магниетермическим способом, после 75 циклов с переходом через $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращение увеличивается на 4 % [1].

При ЦТО может наблюдаться образование значительной пористости. Поры имеют тенденцию к вытягиванию вдоль направления роста размеров образца. Предполагается, что пластическое течение при фазовых превращениях определяется напряжениями, возникающими в результате изменения объема при превращении, относительной механической прочностью двух фаз, а также направлением и формой поверхности раздела фаз при превращении. Так, при $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращении в металле, находящемся в α -фазе, возникают напряжения растяжения, а в металле, находящемся в β -фазе, — напряжения сжатия. В результате участки α -фазы будут сокращаться в осевом направлении и увеличиваться в радиальном. При ЦТО с переходом через температуру $\beta \leftrightarrow \gamma$ -превращения на поверхности раздела двух фаз

также возникают напряжения, причем в металле, находящемся в β -фазе, — напряжения растяжения, а в γ -фазе — сжатия. Но так как β -фаза менее пластичная чем γ -фаза, то деформироваться будет последняя, что приведет к сокращению по диаметру и увеличению высоты образца [1].

Целью данной работы является оценка термического распухания топливной композиции твэлов ВОРК-НОУ реактора ИВГ.1М для прогнозирования ее поведения во всем диапазоне температур возможных режимов работы реактора, вплоть до температуры плавления урана.

Для анализа влияния финишных деформационных технологических операций на термическое распухание образцов при ЦТО выбраны следующие образцы:

- цилиндрический образец (перед плющением) (диаметр — (2,33–2,36) мм);
- образец после операции плющения;
- витой образец (фрагмент штатного твэла) (диаметр — 2,8 мм).

На рисунке 1 показан характерный внешний вид гетерогенных уран-циркониевых образцов твэлов.



1 — цилиндрический образец; 2 — витой образец

Рисунок 1 — Характерный внешний вид образцов до испытаний

Испытания образцов длиной 150 мм проводились в герметичной стальной ампуле (12X18Н10Т), размещенной внутри муфельной печи. Набор образцов защищался от контакта со стальной ампулой кварцевыми колбами. Во входной полости контейнера размещалась предварительно отожженная циркониевая стружка в качестве геттера (рисунок 2). Ампула с образцами промывалась путем вакуумирования и наполнением газа аргоном в несколько этапов, после чего в рабочем участке создавалось избыточное давление аргона 0,01 МПа. В таблице 1 приведены данные по температурным и временным режимам термических испытаний.

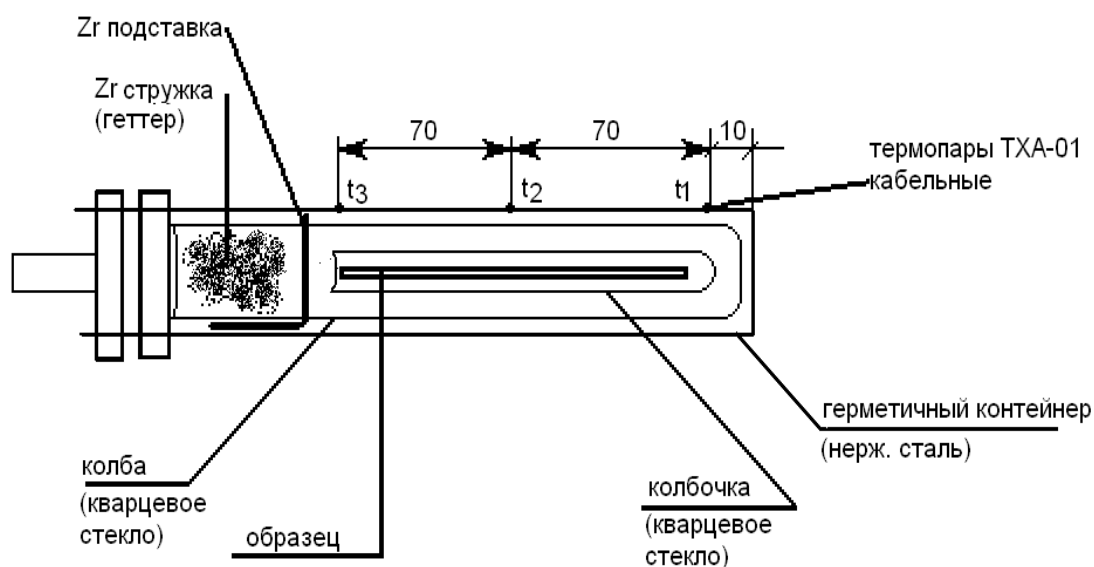


Рисунок 2 — Конструкция рабочего участка для испытаний по ЦТО

Режимы термических испытаний

Температура, °С	Суммарный ресурс, ч	Количество циклов	Примечание
350±5	200	30	
675±5	30	5	Температура $\alpha \leftrightarrow \beta$ перехода (667 °С)
780±5	30	5	Температура $\beta \leftrightarrow \gamma$ перехода (775 °С)
1140±5	6	2	Температура плавления урана (1130 °С)

Посттестовый анализ образцов заключался в визуальном осмотре образцов, измерении геометрических размеров и плотности, рентгенофазовом анализе, исследовании шлифов поперечных сечений с помощью электронной и оптической микроскопии, измерении микротвердости.

В результате визуального контроля, измерения геометрических размеров и плотности образцов до и после испытаний не зафиксировано эффекта термического распухания топливной композиции ВОТК в реализованном температурно-временном диапазоне.

Показано, что после испытаний при 350 °С, количество интерметаллидной фазы UZ_{r2} , образующейся на границе раздела топливного элемента и матрицы, по сравнению с исходным состоянием не увеличивается. Интенсивное образование интерметаллидной фазы отмечено после испытаний при 675 °С и выше. После испытаний при 780 °С металлического урана в твэле не обнаружено, при этом наблюдается образование продольных каналов диаметром ~ 20 мкм, располагающихся в средней части поперечного сечения топливных элементов. Происхождение каналов связано с нескомпенсированным диффузионным потоком урана из топливных элементов, в основном по границам зерен, в циркониевую матрицу.

Стабильность микротвердости циркониевой матрицы и оболочки образцов после испытаний позволяет прогнозировать достаточно хорошие механические свойства данной уран-циркониевой композиции. Анализ диаграмм нагружений (растяжение, сжатие, изгиб) показывает, что термические отжиги в диапазоне температур (350–675) °С на пластические свойства образцов практически не повлияли. Стоит отметить заметное повышение пластичности при изгибе (почти в два раза) образцов после технологической операции плющения.

Список использованных источников

1. Физическое материаловедение: Учебник для вузов. / Под общей ред. Б.А. Калина. — М.: НИЯУ МИФИ, 2012. Том 7. Ядерные топливные материалы / В.Г. Баранов, Ю.Г. Годин, А.В. Тенишев, А.В. Хлунов, В.В. Новиков. — М.: МИФИ, 2012. — 640 с.
2. Реакторное материаловедение [Текст] / Д.М. Скоров, Ю.Ф. Бычков, А.И. Дашковский; Под ред. Скорова Д.М. — 2-е изд., перераб. и доп. — Москва: Атомиздат, 1979. — 344 с.: ил.; 27 см.

PRE-REACTOR TESTS OF FRAGMENTS OF URANIUM-ZIRCONIUM METAL FUEL RODS OBTAINED DURING THE MODERNIZATION OF THE REACTOR CORE IVG.1M

K.K. Polunin, A.N. Bakhin, D.A. Zaytsev, D.M. Soldatkin, V.A. Solntsev

FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia

In reactor technology, alloys of uranium with aluminum, molybdenum and zirconium are widely discussed and analyzed as fuel. In practice, such alloys are used in fuel rods of research reactors. Research of uranium-zirconium alloys technology began in the late 1980s at FSUE «SRI SIA "LUCH"». The uranium-zirconium alloy was used as a core for fuel rods during the modernization of the IVG.1M reactor (Republic of Kazakhstan), when switching from gas-cooled to light-water. To obtain the maximum neutron flux in the test channel of the reactor in the cores of the fuel rods of the technological zone, a zirconium alloy with uranium of 90 % enrichment in the isotope-235 was used, while the mass fraction of uranium was (2–4) %.

According to the «Reduced Enrichment for Research and Test Reactors» in 2014, the modernization of the IVG.1M reactor began, consisting in the replacement uranium 90 % enrichment of uranium enrichment to 19,75 % in the isotope-235. The modernization was based on the experience of successful operation of IVG.1M with a water-cooled technological channel (VOTK) of the first configuration. The design and technology of spiral-rod two-blade self-spaced fuel rods, which is a matrix of alloy E110 with almost uniformly distributed across the cross section of the rod fuel with coaxial fibers of uranium metal (133 fibers, average fiber size ~ 50 microns), was developed. The maximum concentration of uranium in the matrix of alloy E110 does not exceed (20–25) wt. %.

In 2004, a technical examination of the IVG.1M reactor was carried out, during which the fourth VOTK was extracted and its energy production, fluence and burnout were determined: 35 MW·h, 1018 n/cm² and 1,82 g (²³⁵U), respectively. These parameters were taken as the basic ones for planning future modes and resource of fuel element operation at VOTK-NOU. According to preliminary estimates, to achieve the same burnout and fluence in an experimental VOTK-NOU, 30 reactor starts with a total duration of about 200 hours are required.

Multiple cyclic temperature changes of samples (cyclic heat treatment — CHT) lead to dimensional instability in polycrystalline samples of uranium and its alloys, consisting in directional resizing, warping and coarsening of the surface, cracking of samples, changing their microstructure [1]. In the literature [2], doping of uranium with zirconium, which significantly improves dimensional stability during thermal cycling, is recommended.

CHT of uranium rods with transition through temperatures of $\alpha \leftrightarrow \beta$ and $\beta \leftrightarrow \gamma$ transformations can lead to very large dimensional changes. For example, the diameter of a rod of pure uranium after 75 cycles with a transition through the $\alpha \leftrightarrow \beta$ transformation increases by 4% [1].

During CHT, the formation of significant porosity can be observed. Pores tend to stretch along the direction of increasing sample size. It is assumed that the plastic flow during phase transformations is determined by the stresses resulting from volume

changes, the relative mechanical strength of the two phases, and the direction and shape of the interface. Thus, in the $\alpha \leftrightarrow \beta$ transformation in a metal in the α -phase, tensile stresses occur, and in a metal in the β -phase, compression stresses occur. As a result, the areas of the α -phase will decrease in the axial direction and increase in the radial direction. During CHT with transition through the $\beta \leftrightarrow \gamma$ transformation temperature, stresses also appear at the interface between the two phases, and tensile stresses occur in the β -phase metal, and compression in the γ -phase. Since the β -phase is less plastic, the γ -phase will be deformed, which will lead to a reduction in diameter and an increase in the height of the sample [1].

The aim of the work is to estimate the thermal swelling of the VOTK-NOU fuel composition of an IVG.1M reactor in order to predict its behavior in the entire temperature range of possible operating modes of the reactor, up to the melting point of uranium.

To analyze the effect of finishing deformation technological operations on thermal swelling of samples during cyclic heat treatment, the following samples were selected:

- cylindrical specimen (before flattening) (diameter – (2,33–2,36) mm);
- specimen after flattening operation;
- twisted pattern (fragment of regular fuel) (diameter — 2,8 mm).
- Figure 1 shows the characteristic appearance of heterogeneous uranium-zirconium fuel rod samples.



Figure 1 — Typical appearance of pre-test specimens: 1 — cylindrical specimen; 2 — twisted pattern

Tests of samples with a length of 150 mm were carried out in a sealed steel ampoule placed inside a muffle furnace. The set of samples was protected from contact with the steel ampoule by quartz flasks. In the entrance cavity of the container, a previously annealed zirconium chip was placed as a getter (Figure 2). The ampoule with the samples was washed by vacuuming and filling the argon gas in several stages, after which an excess pressure of argon of 0,01 MPa was created in the working section. Table 1 shows data on temperature and time regimes of thermal testing.

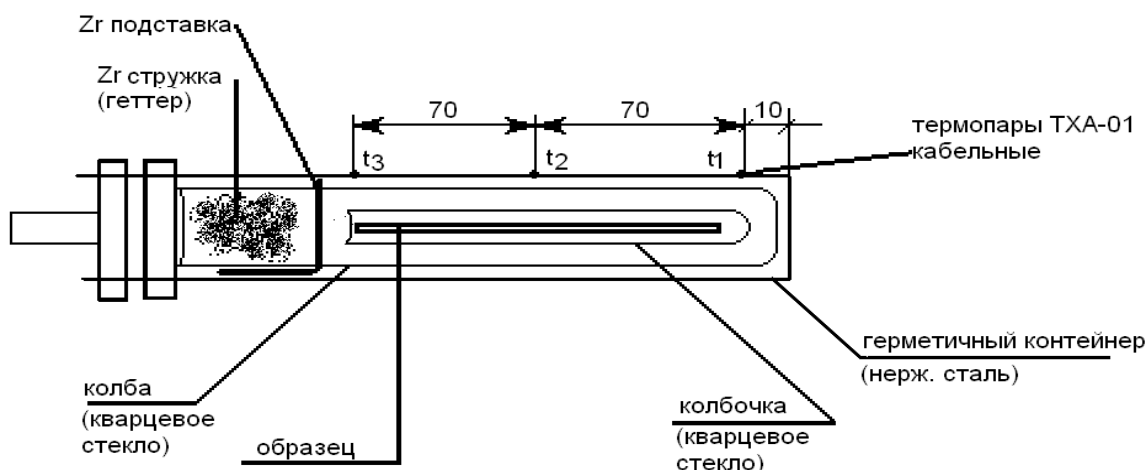


Figure 2 — The design of the working area for testing CHT

Table 1

Thermal Test Modes

Temperature, °C	Total exposure time, h	The number of cycles	Note
350±5	200	30	
675±5	30	5	$\alpha \leftrightarrow \beta$ transition temperature (667 °C)
780±5	30	5	$\beta \leftrightarrow \gamma$ transition temperature (775 °C)
1140±5	6	2	Uranium melting point (1130 °C)

Post-test analysis of the samples consisted in visual inspection of the samples, measurement of geometric dimensions and density, X-ray phase analysis, cross-sectional analysis using electronic and optical microscopy, measurement of microhardness.

As a result of visual inspection, measurements of the geometric dimensions and density of the samples before and after the tests, the effect of thermal swelling of the VOTK fuel composition in the realized temperature and time range was not recorded.

It is shown that after testing at 350 °C, the amount of the intermetallic phase of UZ_{12} formed at the boundary of the fuel cell and the matrix does not increase compared with the initial state. Intensive formation of the intermetallic phase was observed after testing at 675 °C and above. After testing at 780 °C, metallic uranium is not detected in the fuel element, and the formation of longitudinal channels with a diameter of ~ 20 μm , located in the middle part of the cross section of fuel cells, is observed. The formation of the channels is associated with an uncompensated diffusion flow of uranium from fuel cells, mainly along the grain boundaries, into the zirconium matrix.

The stability of the microhardness of the tested samples makes it possible to predict sufficiently good mechanical properties of this uranium-zirconium composition. Analysis of the loading diagrams (tension, compression, bending) shows that thermal annealing in the temperature range (350–675) °C has practically no effect on the plastic properties of the samples. It is worth noting a significant increase in plasticity in bending (almost twice) of the samples after the technological operation of flattening.

References

1. Baranov V.G., Godin Yu.G., Tenishev A.V., Khlunov A.V., Novikov V.V. Fizicheskoe materialovedenie: Uchebnik dlya vuzov. Tom 7. Yadernye toplivnye materialy [Physical Materials: Textbook for universities. Volume 7. Nuclear fuel materials]. Moscow, MEFH Publ., 2012. — 640 p.
2. Skorov D.M., Bychkov Yu.F., Dashkovskiy A.I. Reaktornoe materialovedenie [Reactor materials science]. Moscow, Atomizdat Publ., 1979. — 344 p.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТВЭЛОВ С МАЛЫМ ВРЕДНЫМ ПОГЛОЩЕНИЕМ ДЛЯ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ СБОРОК МОДЕРНИЗИРОВАННОЙ АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРА СМ

Е.Л. Санников, В.В. Лемехов, В.Г. Колосовский,
Р.С. Коротков, Е.Л. Лупанина

ПАО «МСЗ», г. Электросталь, Россия

В АО «ГНЦ НИИАР» в настоящее время эксплуатируется исследовательский высокопоточный реактор СМ, который занимает особое место среди отечественных исследовательских реакторов благодаря следующим особенностям:

- активная зона характеризуется жёстким нейтронным спектром, скорость накопления повреждений близка к таковой для реакторов на быстрых нейтронах;
- в реакторе СМ можно организовать облучение образцов при температурах 270–300 °С, требуемых режимами работы энергетических реакторов ВВЭР и PWR [1].

Твэл, который используется в реакторе СМ в качестве штатного, имеет подтвержденную многолетним опытом эксплуатации работоспособность при высокой плотности теплового потока с поверхности.

Однако, штатный твэл для реактора СМ имеет недостаток — большое сечение захвата нейтронов матрицей из медного сплава [2]. Замена конструкционных материалов с уменьшенным захватом нейтронов позволит улучшить баланс нейтронов в реакторе и увеличить эффективность использования реактора. Дополнительно, это позволит восполнить дефицит топлива, и как следствие, оперативный запас реактивности при размещении дополнительных облучательных объёмов вместо части твэлов.

Разработка нового твэла на основе материалов с малым сечением захвата нейтронов делает работу актуальной.

В настоящем докладе приведены результаты работ по отработке технологии и изготовлению опытной партии твэлов с малым вредным поглощением (далее — МВП-твэлы) для ТВС модернизированной активной зоны реактора СМ-3. Технический проект твэла с малым вредным поглощением разработан АО «ВНИИНМ».

В результате проведенных работ разработана технологическая схема изготовления, выработаны параметры основных технологических операций (в частности, термообработки и заливки), усовершенствована технологическая оснастка, выработаны технические требования к компонентам топливной композиции (крупке интерметаллида урана и АЦ-53) и изготовлена опытная партия твэлов, подтвердившая принципиальную возможность изготовления МВП-твэлов на площадке ПАО «МСЗ».

Список литературы

1. Цыканов В.А. Сравнение высокопоточных исследовательских реакторов – Дмитровград: Ниияр, 1971 — 15 с.
2. Цыканов В.А. Тепловыделяющие элементы для исследовательских реакторов. — Дмитровград: НИИАР, 2001. — 248 с.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY OF MANUFACTURING TVELS WITH SMALL HARMFUL ABSORPTION FOR FAs OF A MODERNIZED ACTIVE ZONE OF THE SM REACTOR

E.L. Sannikov, V.V. Lemekhov, V.G. Kolosovsky, R.S. Korotkov, E.L. Lupanina

PJSC "Mashinostroitelny Zavod", Electrostal, Russia

The JSC SRC NIAR currently operates a high-flux SM research reactor, which occupies a special place among domestic research reactors due to the following features:

- the core is characterized by a hard neutron spectrum, the damage accumulation rate is close to that of fast neutron reactors;
- in the SM reactor, it is possible to organize the irradiation of samples at temperatures of 270–300 °C, required by the operation modes of the power reactors VVER and PWR [1].

TVEL, which is used in the SM reactor as a regular one, has a operability at high-density heat flow from the surface, confirmed by years of experience in operation.

However, a regular fuel element for a SM reactor has a drawback - a large cross section for neutron capture by a copper alloy matrix [2]. Replacing structural materials with reduced neutron capture will improve the neutron balance in the reactor and increase the efficiency of reactor utilization. Additionally, this will allow to compensate for the fuel shortage, and as a result, the operational reactivity margin when placing additional irradiating volumes instead of a part of fuel rods.

The development of a new fuel element based on materials with a small neutron capture cross section makes the work relevant.

This report presents the results of work on the development of technology and the manufacture of an experimental batch of fuel elements with low harmful absorption (hereinafter referred to as MVP-fuel elements) for fuel assemblies of the modernized reactor core SM-3. The technical project of a fuel element with a low harmful absorption has been developed by JSC VNIINM.

As a result of the work carried out, a technological scheme of manufacturing has been developed, the parameters of the main technological operations (in particular, heat treatment and pouring) have been developed, the technological equipment has been improved, technical requirements for the components of the fuel composition (grit of uranium intermetallic and AC-53) have been developed, and the fundamental possibility of manufacturing a profit center fuel element at the site of MSZ.

Bibliography

1. Tsykanov V.A. Comparison of high-flux research reactors — Dimitrovgrad: Niyar, 1971 — 15 p.
2. Tsykanov V.A. Fuel elements for research reactors. — Dimitrovgrad: NIIAR, 2001. — 248 p.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ОПЫТНЫХ ДИСПЕРСИОННЫХ ТОПЛИВНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЭЛОВ С МАЛЫМ ВРЕДНЫМ ПОГЛОЩЕНИЕМ ДЛЯ РЕАКТОРА СМ

Илгиз Ф. Гильмутдинов, В.Ю. Шишин, Ф.Н. Крюков,
В.В. Пименов, Е.И. Ефимов

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Для сохранения привлекательности и конкурентоспособности на международном уровне российского высокопоточного реактора СМ проводится его модернизация, целями которой являются расширение его экспериментальных возможностей для высокодозного облучения материалов атомной техники и повышения производительности наработки изотопной продукции [1]. Концепцией

модернизации продиктована необходимость частичной или полной замены в штатных твэлах дисперсионной топливной композиции UO_2 — бериллиевая бронза на композицию с малым сечением захвата нейтронов. Разработаны и обоснованы три варианта сердечников дисперсионного типа (дисперсий) со слабо поглощающей нейтроны матрицей: 25 об. % UO_2 — силумин; 45 об. % UO_2 — силумин с вытеснителем; 50 об. % $U(Al, Si)_3$ — силумин [2, 3].

Твэлы с опытными композициями — штатной геометрии, крестообразного профиля, изготовлены по существующей в АО «ВНИИНМ» технологии пропитки «под давлением в вакуум» предварительно засыпанных в оболочку и виброуплотнённых частиц (крупки) топлива расплавленным матричным материалом (силумином). Масса ^{235}U в сердечниках всех вариантов примерно одинаковая и не превышает 5 г. В сплошном сердечнике с дисперсией 25 об. % UO_2 — силумин получено наименее равномерное из всех трех вариантов распределение топливных частиц из-за их малой объёмной доли. Сердечник с дисперсией 45 об. % UO_2 — силумин характеризуется наличием вытеснителя из низколегированного алюминия в центре и расположением композиции в четырёх симметричных участках — ребрах. Вытеснитель предназначен для более равномерного распределения гранул диоксида и улучшения условий работы топливной композиции, чем в сплошном сердечнике с дисперсией 25 об. % UO_2 — силумин. В дисперсии 50 об. % $U(Al, Si)_3$ — силумин из-за меньшей по сравнению с UO_2 ураноемкости интерметаллида доля топливных частиц достаточно высокая, и их распределение в сердечнике наиболее равномерное.

Реакторные испытания опытных композиций проведены в сравнимых условиях, соответствующих предполагаемым для модернизированной активной зоны реактора: когда локальная температура сердечников близка к пороговому значению температуры начала газового распухания (330–400 °С), выгорание составляет более 50 %, а время облучения (кампания) сравнительно мало [5]. Полученные в работе данные о поведении дисперсий 25 об. % UO_2 — силумин, 45 об. % UO_2 — силумин и 50 об. % $U(Al, Si)_3$ — силумин под облучением указанных условиях позволят установить их работоспособность и выбрать наиболее оптимальный вариант для решения основных задач модернизации реактора СМ.

Список литературы

1. Волков В.С., Клинов А.В., Старков В.А., Морозов А.В. и др. Разработка твэла с малым вредным поглощением нейтронов для высокопоточного исследовательского реактора СМ // Атомная энергия. — 2009. — Т. 106. — Вып. 6. — С. 314–318.
2. Гильмутдинов И.Ф., Шишин В.Ю., Старков В.А., Федосеев В.Е. и др. Исследование опытных дисперсионных твэлов с матрицей на основе алюминия для высокопоточных исследовательских реакторов // Атомная энергия. — 2015. — Т.118. — Вып. 2. — С. 80–84.
3. Гильмутдинов И. Ф., Шишин В. Ю., Крюков Ф. Н., Кузьмин С. В. и др. Распухание дисперсионной топливной композиции диоксид урана–силумин в опытных твэлах реактора СМ // Атомная энергия. — 2018. — Т. 124. — Вып. 1. — С. 23–29.
4. Клинов А.В., Калинина Н.К., Пименов В.В. и др. Испытания экспериментальных ТВС с малым вредным поглощением нейтронов в реакторе СМ. — Изв. вузов. Ядерная энергетика. — 2013. — №2. — С. 114–122.

EXAMINATION OF EXPERIMENTAL DISPERSED FUEL COMPOSITIONS TO JUSTIFY THE PERFORMANCE OF LOW NEUTRON POISONING FUEL RODS TO BE USED IN THE SM REACTOR

Ilgiz F. Gilmutdinov, V.Yu. Shishin, F.N. Kryukov, V.V. Pimenov, E.I. Efimov
JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The Russia's high-flux reactor SM will be refurbished so as to keep it attractive and competitive at the international level and to enlarge its experimental capabilities in terms of high-dose irradiation of nuclear materials and improved efficiency of radioisotope accumulation [1]. The refurbishment concept addresses the need to partially or fully replace the current dispersed fuel composition of UO_2 -beryllium bronze in the fuel rods with the one having a small neutron capture cross-section. Three options have been developed and justified for a dispersed fuel meat with a low neutron capture matrix: 25 vol. % UO_2 -silumin; 45 vol. % UO_2 -silumin with a displacer; 50 vol. % $\text{U}(\text{Al}, \text{Si})_3$ -silumin [2, 3].

Fuel rods with experimental compositions are x-shaped and have standard geometry. They are manufactured with the use of a method available at JSC "VNIINM" that implies pressure impregnation into vacuum of the fuel particles poured into the cladding and vibropacked with a matrix melt (silumin). The mass of ^{235}U in all three options is almost the same and does not exceed 5 g. In the solid fuel meat of 25 vol. % UO_2 -silumin there is the least uniform distribution of the fuel particles due to their small volume fraction. The fuel meat of 45 vol. % UO_2 -silumin has a low-alloyed aluminium displacer in the middle with a composition located in four symmetrical regions – ribs. The displacer is used for more uniform distribution of uranium dioxide pellets and better performance of the fuel composition as compared to the 25 vol. % UO_2 -silumin fuel meat. In the 50 vol. % $\text{U}(\text{Al}, \text{Si})_3$ -silumin fuel meat due to a lower uranium mass in the intermetallic as compared to UO_2 , the fraction of the fuel particles is rather high, and thus there is the most uniform distribution of these particles in the fuel meat.

The experimental compositions have been irradiated under the comparable conditions similar to the expected ones after the reactor core refurbishment: when the local temperature of the fuel meats is close to a threshold temperature at the beginning of gas swelling (330-400 °C), burnup is more than 50 % and irradiation time (reactor run) is rather short [4]. The generated data on the behavior of 25 vol. % UO_2 -silumin, 45 vol. % UO_2 -silumin and 50 vol. % $\text{U}(\text{Al}, \text{Si})_3$ -silumin under irradiation have made it possible to reveal their performance and select the most optimal option for resolving the key objectives of the SM reactor refurbishment.

References

1. V.S. Volkov, A.V. Klinov, V.A. Starkov, A.V. Morozov, et al. Development of a low neutron poisoning fuel rod for the high-flux research reactor SM // Atomic Energy Journal. – 2009. – V. 106. – Issue 6. – P. 314-318.
2. I.F. Gilmutdinov, V.Yu. Shishin, V.A. Starkov, V.E. Fedoseev, et al. Examination of experimental dispersed fuel rods with an aluminium-based matrix for high-flux research reactors // Atomic Energy Journal. – 2015. – V.118. – Issue 2. – P. 80-84.
3. I.F. Gilmutdinov, V.Yu. Shishin, F.N. Kryukov, S.V. Kuzmin, et al. Swelling of a dispersed fuel composition of uranium dioxide-silumin in experimental fuel rods of the SM reactor // Atomic Energy Journal. – 2018. – V. 124. – Issue 1. – P. 23-29.

4. A.V. Klinov, N.K. Kalinina, V.V. Pimenov, et al. Testing of experimental low neutron poisoning FAs in the SM reactor. – Bulletin of Higher Educational Institutions. Nuclear Power Energy. – 2013. – #2. – P. 114–122.

POST IRRADIATION EXAMINATIONS OF THREE TVEL FUEL RODS IRRADIATED IN RINGHALS NPP DURING THREE REACTOR CYCLES

K.I. Lafchiev¹, K.D. Johnson¹, D.G. Jädernäs¹, A.Yu. Shevyakov²,
A.B. Dolgov³, A.V. Ugryumov³

¹Studsvik Nuclear AB, Studsvik, Sweden

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

³JSC "TVEL", Moscow, Russia

Three fuel rods owned by TVEL Fuel Company were transported from the Ringhals Nuclear Power Plant to the Studsvik Hot Cell Laboratories (HCL). The rods were equipped with E110opt cladding and were irradiated in Ringhals 3 during three reactor cycles reaching burnup of slightly over 40 MWd/kgU.

An extensive program of non-destructive and destructive examinations is ongoing in Studsvik HCL. The purpose of the examinations is to validate the operability of the E110opt cladding material in terms of its corrosion resistance in the water chemistry of a typical Swedish PWR reactor. This paper will provide an outline of the full experimental program as well as provide highlights of the examinations which have thus far been completed.

The non-destructive examinations to be performed are:

- Visual inspection with photo and video fixing the external state of the fuel rod claddings;
- Measurement of the fuel rod claddings geometrical parameters: length, diameter, ovality;
- Gamma-scanning of fuel rods with determination of fuel burn-up and spring lock position;
- Measurement of oxide film thickness on the outer surface of fuel rod claddings by eddy current method;
- Puncture of claddings, determination of pressure, quantity and composition of gas under the cladding of fuel rods.

The destructive examination to be performed are:

- Cutting fuel rods into fragments, fuel removing, cutting samples from cladding fragments for subsequent post-irradiation examination by destructive methods;
- Conducting metallographic studies of the top and bottom welds and fuel claddings, including determination of orientation, distribution and density of hydrides (gradient of hydrogen over the cladding thickness), determination of oxide film thickness and its morphology, the state of the “metal-oxide” interface, measurement of the gap between fuel and cladding, as well as ceramographic testing of fuel;
- Conducting SEM studies and electron-probe x-ray spectral microanalysis of fuel, including the distribution of uranium, plutonium and fission products along

- the radius of the fuel pellet, assessment of fuel burn-up, and plotting the radial pore-size distribution in the fuel;
- Measuring fuel density with assessment of fuel swelling in operation;
 - Obtaining structural-phase characteristics by the transmission electron microscopy (TEM) method, including assessment of the recrystallization degree, average grain size, size and concentration of second-phase precipitates, irradiation-induced phase particles, their composition and solid solution composition by X-ray microanalysis (EDX), dislocation structure determination (density and size of c-dislocations and a-type dislocation loops);
 - X-ray diffraction analysis of the fuel rod claddings texture. Determination of Kearns factors and irradiation influence on the fuel rod claddings texture.
 - Determination of hydrogen content in the oxide film and cladding metal by hot vacuum extraction method;
 - Determination of short-term mechanical properties of fuel rod claddings in longitudinal and lateral direction at temperatures of 20 °C, 350 and 380 °C;
 - Ring samples testing for fatigue strength of fuel rod claddings at 360 °C during 106 – 107 load cycles;
 - Hardening relaxation tests at temperatures of 350 and 380°C with obtaining deformation up to 0.5 % and 1.0 % during 50 hours, including visual inspection and laser profilometry of the sample prior to and after the test;
 - Creep to rupture tests under internal pressure of fuel rod claddings at temperatures of 350 °C with strain level of 200, 230, 260, 300 MPa, including visual inspection and laser profilometry of the sample prior to and after the test;
 - Refabrication of ramp rodlets including gamma scan and visual inspection after refabrication.

РЕЗУЛЬТАТЫ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА ИЗ СПЛАВА Э110 ОПТ. НА ОСНОВЕ ГУБКИ, ОТРАБОТАВШЕГО В СОСТАВЕ ТВСА-АЛЬФА ДО ВЫГОРАНИЯ 42 МВТ·СУТ/КГ УРАНА, ДЛЯ СОЗДАНИЯ БАНКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И ЛИЦЕНЗИРОВАНИЯ РОССИЙСКОГО ТОПЛИВА ДЛЯ АЭС С РЕАКТОРАМИ PWR

Ю.Д. Гончаренко¹, С.Г. Еремин¹, Е.В. Чертопьятов¹, А.В. Обухов¹,
Т.М. Буланова¹, Г.В. Шишалова¹, А.Ю. Шевяков², С.А. Бекренев²,
В.В. Новиков², В.А. Маркелов²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия
²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В АО «ГНЦ НИИАР» в течение многих лет проводятся послереакторные материаловедческие исследования различных конструктивных элементов ТВС энергетических реакторов. Традиционно послереакторные разрушающие материаловедческие исследования оболочки твэл из сплавов на основе циркония включают в себя:

- металлографические исследования на поперечных шлифах, с оценкой состояния оксидной пленки с внутренней и наружной стороны и распределения по размерам и ориентации гидридов;
- исследования микроструктуры оболочки с применением метода трансмиссионной электронной микроскопии;
- измерения содержания водорода в материале оболочки;
- измерение механических свойств оболочки в поперечном направлении при комнатной и рабочей температуре.

Измерения и исследования оболочки твэла проводятся на трех-четыре высотных уровнях.

В настоящее время для создания банка данных по свойствам облученных оболочечных материалов, в том числе в связи с лицензированием российского топлива для реакторов западного дизайна, поставлена задача определения механических свойств оболочки твэла в продольном направлении.

В работе представлены результаты механических испытаний образцов, вырезанных из оболочки твэла в продольном направлении, дополненные исследованиями микроструктуры и измерениями содержания водорода. Исследуемый твэл облучался в составе ТВСА-АЛЬФА, отработавшей три кампании на блоке 1 Калининской АЭС. Оболочка твэл была изготовлена из сплава Э110 опт. на основе губки.

Для получения экспериментальных результатов о механических свойствах облученных оболочек были выбраны сегментные образцы, которые широко применяются в практике зарубежных «горячих» лабораторий. Вырезка образцов производилась электроэрозионным способом с графитовым электродом.

RESULTS OF POST-IRRADIATION EXAMINATIONS OF THE SPONGE-BASED E110 OPT. ALLOY OPERATED AS FUEL CLADDING MATERIAL IN ALTERNATIVE TVSA-ALPHA UP TO ATTAINING A BURNUP OF 42 MW·DAY/KG U TO ESTABLISH THE EXPERIMENTAL DATABANK IN SUPPORT OF RUSSIAN FUEL LICENSING FOR PWR PLANTS

Yu.D. Goncharenko¹, S.G. Eremin¹, E.V. Chertopyatov¹, A.V. Obukhov¹,
T.M. Bulanova¹, G.V. Shishalova¹, A.Yu. Shevyakov², S.A. Bekrenev²,
V.V. Novikov², V.A. Markelov²

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

For many years, JSC «SSC RIAR» has been involved in post-irradiation examinations (PIE) of different components for fuel assemblies (FA) of power reactors. Generally post-irradiation examinations of zirconium alloy fuel cladding include the following examinations:

- Metallographic examinations performed on section metallographic specimens provided for the oxide film examination on the inside and outside, determination of hydrides as to their size and orientation;

- Investigation of the fuel cladding microstructure with the use of transmission electron microscopy;
- Hydrogen content determination in the fuel cladding material;
- Testing of mechanical properties in the transverse direction at room and operating temperatures.

Post-test measurements and PIE of the fuel cladding carried out at three to four points throughout the height of fuel rod.

Nowadays the objective is to test mechanical properties of the fuel cladding in the longitudinal direction to establish databank for irradiated cladding materials and license Russian fuel intended for nuclear plants of Western design among the other things.

The paper describes the results of mechanical tests performed on the test specimens cut out from the fuel cladding in the longitudinal direction complemented with the microstructure investigation data and hydrogen analysis data. The fuel rod under examination was irradiated as a part of TVSA-ALPHA operated for three cycles in nuclear unit #1 at Kalinin NPP. The cladding of fuel rod was made of sponge-based E110 opt alloy.

To obtain mechanical properties of irradiated cladding materials, tests were conducted on segment specimens that have been widely used for testing in Western hot laboratories. The test specimens were cut out with the electrospark machine with the use of graphite electrode.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ВОДОРОДА В ОКСИДНЫХ ПЛЁНКАХ И В МЕТАЛЛЕ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ СБОРОК ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

Г.В. Шишалова, Г.П. Кобылянский, А.М. Новиков, И.Н. Волкова

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Результатом эксплуатации циркониевых сплавов, основного конструкционного материала ответственных элементов тепловыделяющих сборок (ТВС) атомных энергетических реакторов, является окисление металла с образованием на его поверхности оксидных плёнок, а также наводороживание с образованием гидридной фазы в структуре сплавов.

Известно, что важную роль в образовании и развитии дефектов в циркониевых сплавах играет водород, поэтому неперменной составляющей послереакторных исследований является определение количественного содержания водорода с использованием точных и чувствительных методов анализа. Одним из таких методов, применяемых в АО «ГНЦ НИИАР», является метод высокотемпературной экстракции в потоке инертного газа (ВТЭИГ).

Всесторонний анализ многолетних результатов послереакторных исследований показал, что содержание водорода, измеряемое в облучённых циркониевых материалах методом газового анализа, не всегда коррелирует с количеством и размерами гидридов циркония, определяемых металлографическим анализом [1].

Одной из основных причин этого, на наш взгляд, является тот факт, что гидридные включения при металлографическом исследовании изучают только в металле образца без учёта его оксидной плёнки, поскольку, в процессе дополнительно проведённых исследований, было установлено, что водород содержится и в оксидных плёнках исследуемых образцов. Это означает, что для объективного сопоставления данных газового и металлографического анализов необходимо определять содержание водорода отдельно в металле образца. В связи с этим была разработана методика, позволяющая, без предварительного удаления оксида, определять массовую долю водорода отдельно в металле образца, а также учитывать массовую долю вклада водорода из его оксидной плёнки в общее содержание водорода в образце [2].

В данной работе сообщается о результатах определения и сопоставления содержания водорода в различных образцах вместе с их оксидной плёнкой, отдельно в металле и в оксидной плёнке каждого образца. Установлено, что массовая доля водорода в оксидных плёнках не зависит от их толщины, однако зависимость от толщины оксида существует, но только для массовой доли водорода в оксидной плёнке, отнесённой к общей массе образца (металл+оксид).

Разработанная методика позволит провести дальнейшие исследования с целью установления соотношения массовой доли водорода в металле, определяемой методом ВТЭИГ, с количеством и размерами гидридов циркония, определяемых металлографическим анализом по соответствующей методике.

Список литературы

1. Шишалова Г.В., Заморский Д.В., Повстанко А.В., Маёршина Г.И. Определение содержания водорода в облучённых циркониевых сплавах / Физика и химия обработки материалов. №1, 2009. С.19–22.
2. Шишалова Г.В., Кобылянский Г.П., Шельдяков А.А., Шишин В.Ю., Новиков А.М. Особенности применения метода газовой экстракции для определения содержания водорода в образцах из облучённых циркониевых материалов / Физика и химия обработки материалов. №5, 2018. С.53–62.

MEASUREMENT OF HYDROGEN CONTENT IN OXIDE FILMS AND METAL OF WATER-COOLED REACTOR FA COMPONENTS MADE OF ZIRCONIUM ALLOYS

G.V. Shishalova, G.P. Kobylyansky, A.M. Novikov, I.N. Volkova

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The operation of zirconium alloys that are the key structural materials of the nuclear power reactors FA components results in metal oxidation and appearance of oxide films on its surface as well as hydrogenation and generation of a hydride phase in the alloy structure.

It is well-known that hydrogen plays an important role in the generation and evolution of defects in zirconium alloys; that is why an obligatory part of PIEs is to measure the hydrogen content using accurate and sensitive methods. One of such methods applied at JSC «SSC RIAR» is a method of high-temperature inert gas extraction.

A comprehensive analysis of yearslong PIE results shows that the hydrogen content measured in Zr materials by the gas analysis does not always correlate with the quantity and size of zirconium hydrides determined by metallography [1].

To our mind, one of the reasons is that the metallography studies hydride inclusions in the sample metal only and does not account its oxide film, though hydrogen was stated to contain in oxide films as well. It means that to objectively compare the gas analysis and metallography data, the hydrogen content in the sample metal has to be measured separately. To do it, a technique was developed allowing measuring the hydrogen mass fraction in the sample metal without preliminary removal of oxide as well as accounting the hydrogen mass fraction contribution from the oxide film into the total hydrogen content in the sample [2].

The paper presents the results of measurement and comparison of hydrogen content in different samples both together with the oxide film, only in metal and in the oxide film of each sample. It was stated that the hydrogen mass fraction in oxide films does not depend on their thickness; however, there is such dependence on the oxide thickness but only for the hydrogen mass fraction in the oxide film referred to the total sample mass (metal+oxide).

The developed technique will allow further study to find the relation between the hydrogen mass fraction in the metal determined by the high-temperature inert gas extraction method and quantity and size of Zr hydrides determined by metallography.

Bibliography

1. Shishalova. G.V., Zamorskiy D.V., Povstyanko A.V., Mayorshina G.I. Determination of hydrogen content in irradiated zirconium alloys / Physics and chemistry of materials processing. No. 1, 2009. P.19–22.
2. Shishalova G.V., Kobylyansky G.P., Sheldyakov A.A., Shishin V.Yu., Novikov A.M. Features of the gas extraction method for determining the hydrogen content in samples of irradiated zirconium materials / Physics and chemistry of materials processing. No. 5, 2018. P.53–62.

ПРОБЛЕМЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИОКСИДОВ УРАНА И ПЛУТОНИЯ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ, ВОЗМОЖНЫЕ СПОСОБЫ ИХ РЕШЕНИЯ, ПОДБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА КОНТРОЛЯ СМЕШАННОГО УРАНОПЛУТОНИЕВОГО ТОПЛИВА ДЛЯ РЕАКТОРА БН-800

А.А. Мальцев, М.А. Литвинова

ФГУП «ПО "Маяк"», г. Озёрск, Россия

Целью работы являлось подготовка аппаратурно-технологического оформления процесса исследования диоксидов урана и плутония с целью соблюдения норм безопасности при проведении исследований и разработка новых технических решений при контроле МОКС-топлива для сокращения времени проведения исследований.

Для решения поставленных задач были проведены работы по поиску подходящего оборудования и технологического оснащения участка для исследо-

ваний диоксидов урана и плутония, на котором успешно были отработаны операции пробоподготовки и, непосредственно, были проведены исследования порошков диоксида урана.

Другой частью работы являлось исследование наиболее оптимального режима контроля таблетки МОКС-топлива (далее — таблетка) с помощью сканирующего электронного микроскопа Mira 3 LMN фирмы TESCAN (далее — СЭМ) и автоматизированной системы энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа с детектором X-MAX 80 производства Oxford Instruments (далее — ЭДС).

Основной сложностью исследования диоксидов урана и плутония с помощью СЭМ является их радиотоксичность и нестабильность, которая приводит к ряду технологических и методических проблем.

Контроль таблеток с применением СЭМ и ЭДС необходим для определения площади участков с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза от исследуемой площади сечения шлифа таблетки и определения их линейных характеристик в таблетках смешанного оксидного уран-плутониевого топлива. Под участками с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза понимаются участки шлифа с массовым содержанием плутония более 36 %. Под линейными характеристиками участков с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза понимается число таких участков, линейные размеры которых превышают 100 мкм.

Скорость накопления результатов исследований и их качество в режиме картирования «Quant Map» в программном обеспечении СЭМ «Aztec», позволяющем получить количественные карты элементов с визуализацией пространственного распределения концентраций химических элементов на поверхности исследуемого образца, зависит от ряда факторов, основные из которых: разрешение, количество элементов в списке количественного анализа и частота «полезного» сигнала, которая характеризуется накоплением достаточного количества импульсов для спектральных данных в каждом пикселе.

В процессе подбора оптимального способа исследования таблеток с помощью СЭМ и ЭДС в режиме картирования «Quant Map», был обнаружен ряд проблем, мешающих получению точного результата, связанный с собственным излучением таблетки, а именно:

- вероятность повреждения детектирующего окошка ЭДС и его быстрый выход из эксплуатации;
- высокое «мёртвое» время детектора ЭДС и, как следствие, небольшое количество «полезного» сигнала, поступающего с поверхности исследуемого образца;
- большие временные затраты для уточненного анализа площадей таблетки (три поля по 1 мм²).

В ходе проведённых исследований была оптимизирована схема проведения анализа, в результате чего удалось уменьшить в три раза время контроля одной таблетки.

На данный момент исследования в области возможностей контроля таблеток с помощью СЭМ и ЭДС продолжаются. Планируется достичь оптимального режима анализа поверхности таблетки по всей контролируемой площади образца с максимально точным количественным результатом анализа распределения химических элементов.

PROBLEMS OF EXAMINING URANIUM AND PLUTONIUM DIOXIDES USING SCANNING ELECTRONIC MICROSCOPY, POSSIBLE WAYS TO SOLVE THE PROBLEMS, SELECTING OPTIMUM MODE FOR EXAMINATION OF MOX-FUEL FOR BN-800 REACTORS

A.A. Maltsev, M.A. Litvinova

FSUE «PA "Mayak"», Ozyorsk, Russia

The research objective was to select equipment and methods for examination of uranium and plutonium dioxides with a view to observing Safety Regulations when conducting surveys, and to develop new technical solutions of MOX-fuel examination with a view to reducing the time required for the examination.

To solve the problems, the appropriate equipment and methods were selected for the work area intended for examination of uranium and plutonium dioxides. The area was successfully used for sample-preparation development and actual examination of uranium dioxide powders.

The other research objective was to find the optimal mode for examining MOX fuel pellets (hereinafter 'pellets') through the use of a scanning electron microscope Mire 3 LMH manufactured by TESCAN (hereinafter SEM) and an automated system of energy dispersive X-ray microanalysis with a detector X-MAX 80 manufactured by Oxford Instruments (hereinafter EDS).

The main complication of the examination of uranium and plutonium dioxides using SEM is their radiotoxicity and instability that cause a number of engineering and procedural problems.

There is a need to examine pellets with the help of SEM and EDS to determine the area of sections with increased Pu content (which differs from the rated value by a factor of two) in comparison to the area of pellet section slice under study and to identify their linear characteristics in pellets of mixed oxide uranium-plutonium fuel. Sections with increased Pu content (which differs from the rated value by a factor of two) are understood as slice sections with Pu mass content of more than 36 %. Linear characteristics of sections with increased Pu content (which differs from the rated value by a factor of two) are understood as a number of sections, linear dimensions of which exceed 100 μm .

The result accumulation rate and the result quality in the 'Quant Map' mapping mode, which allows accumulating quantitative maps of elements with the visualization of spatial distribution of concentration of elements on the surface of the sample under study, depend on a number of factors, the primary of which are resolution and number of elements in a list of quantitative analysis. It is also very important to accumulate sufficient amount of impulses for spectral data in each pixel.

In the course of selection of optimal method for examination of pellets using SEM and EDS in the mapping mode 'Quant Map', some problems were identified which hamper obtaining accurate results and relate to pellet self-radiation that are:

- possible damage of EDS window and its quick failure;
- significant dead time of ESD detectors and, as a result, insufficient number of desired signals coming from the surface of the sample under study;

- substantial time spent on the adjusted analysis of the pellet areas (3 zones of 1 mm² each).

As a result of the research, the analysis layout was optimized and the time required for examination of one pellet was reduced by a factor of three.

As of now, studies of possibilities of pellet examination using SEM and EDS are underway. It is planned to attain the optimal mode for analyzing the pellet surface all over the controlled sample area with the most accurate quantitative result for the element distribution analysis.

ВОДНО-ХИМИЧЕСКИЕ РЕЖИМЫ ПЕТЛЕВЫХ УСТАНОВОК РЕАКТОРА МИР ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НОВЫХ ВИДОВ ТОПЛИВА И МАТЕРИАЛОВ

А.Л. Ижутов, А.Л. Петелин, В.А. Свистунов, О.Н. Владимирова,
В.И. Васильев, С.А. Двойнишникова, Е.О. Демидовская

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Испытания конструкционных и топливных материалов в исследовательском реакторе с последующими материаловедческими исследованиями — неотъемлемая часть работ по обоснованию их работоспособности в ядерных энергетических установках. Большинство из них проводится в петлевых установках реактора МИР, физические и технологические характеристики которого позволяют реализовывать необходимые мощностные и теплогидравлические параметры экспериментов. Представительность испытаний обеспечивается в том числе созданием соответствующих водно-химических режимов: аммиачного, аммиачно-борно-калиевого реакторов типа ВВЭР и борно-литиевого с дозированием газообразного водорода зарубежных установок PWR.

В докладе представлены:

- основные характеристики петлевых установок реактора МИР и принципиальная схема одной из них;
- обзор технологических возможностей ПУ в части организации водно-химических режимов различного состава;
- результаты технической модернизации систем дозирования химических реагентов: смонтирована линия введения газообразного водорода, отработывается технология непрерывного дозирования ионов цинка в теплоноситель первого контура ПУ;
- возможности методической базы химического контроля теплоносителей, обеспечивающей представительные измерения широкой номенклатуры контролируемых параметров.

Выполненный комплекс работ позволил начать реакторные испытания российского толерантного топлива с различными сочетаниями материалов оболочки и топливной матрицы в сравнительных условиях иононасыщенных теплоносителей ЯЭУ, а также расширить деятельность института в области международного сотрудничества.

WATER CHEMISTRY OF MIR REACTOR LOOPS TO TEST NEW FUELS AND MATERIALS

A.L. Izhutov, A.L. Petelin, V.A. Svistunov, O.N. Vladimirova, V.I. Vasiliev,
S.A. Dvoinishnikova, E.O. Demidovskaya

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Tests of structural and fuel materials in a research reactor with further post-irradiation examinations is an integral part of the justification of their performance in nuclear power reactors. The majority of tests is performed in MIR reactor loops, of which physical and process characteristics allow implementing the required power and thermohydraulic experimental parameters. The representativity of tests is also provided by creating the correspondent water chemistry, both VVER and PWR: ammonia, ammonia-boron-potassium and boron-lithium with dosed gaseous hydrogen.

The paper presents:

- key characteristics of MIR reactor loops and layout of one of them;
- description of loop capabilities in creating different water chemistry;
- upgrading of chemical reagents dosing system, namely, a line to add gaseous hydrogen and technology for continuous dosing of zinc ions to the loop primary coolant;
- capabilities of coolant chemical control system that provides representative measurements of a wide range of parameters.

The performed activities allowed us to start testing Russian ATF fuel with different combinations of cladding materials and fuel matrices under comparative conditions of power reactor ion-saturated coolants as well as to enlarge the RIAR's international cooperation.

Конструкционные материалы ядерных и термоядерных реакторов

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ С НАТРИЕВЫМ И СВИНЦОВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ

М.В. Леонтьева-Смирнова, М.В. Скупов, А.А. Никитина,
И.А. Науменко, Н.М. Митрофанова

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Цель работ - разработка конструкционных материалов (КМ) для модернизации существующих и создания перспективных активных зон реакторов на быстрых нейтронах с жидкометаллическими теплоносителями.

Тематические направления базируются на комплексе требований по физико-механическим, радиационным и коррозионным свойствам материалов. Основной критерий, обеспечивающий работоспособность КМ реакторов на быстрых нейтронах, – непревышение предела распухания оболочек твэлов до 15 об.%, что обуславливает преемственность КМ по мере развития топливных композиций, конструктива твэла и повышения повреждающей дозы на оболочке.

Основные технологические направления при разработке КМ: оптимизация металлургии и технологий производства комплектующих твэлов и ТВС, комплекс свойств в исходном и облученном состояниях, аттестация материалов.

Реакторы с натриевым теплоносителем (БН-600, БН-800, БН-1200, МБИР).

Сталь ЧС68: главный результат – отсутствие разгерметизации твэлов в а.з. 01М2 реактора БН-600, начиная с 2006 года. Обосновано применение до дозы ~ 95 сна.

Сталь ЭК164: результаты комплексных исследований и реакторных испытаний в БН-600 до 100 сна дают прогноз до повреждающей дозы ~ 120 сна.

Стали ЭК181 и ЧС139 (повреждающие дозы свыше 120 сна, опыт на ЭП450 до 160 сна): получены данные по комплексу свойств в исходном состоянии. Промышленно освоено изготовление компонентов твэлов. Радиационные свойства изучаются посредством облучения материаловедческих сборок БН-600 (планируемые параметры: ~ 87, ~ 145 и ~ 169 сна, $T_{\text{обл}}$ до 700°C).

Реактор БРЕСТ-ОД-300.

Основной КМ а.з. – сталь ЭП823: получен комплекс физико-механических и коррозионных свойств, промышленно освоено и изготовлено более

35 наименований металлопродукции. Радиационная стойкость продемонстрирована на образцах МС БН-600 ($T_{\text{обл}}$ до 500°C, доза 108 сна), на шестигранных чехлах ТВС реактора БН-600 ($T_{\text{обл}}$ до 600 °C, доза до 60 сна). В 2018 г. получены удовлетворительные результаты по эксплуатации трех КЭТВС БН-600, максимальное выгорание СНУП топлива более 5% т.а., повреждающая доза 70 сна.

Сталь ЭП900: жаропрочная модификация стали ЭП823. Обладает повышенной структурной стабильностью за счет дисперсных частиц нитридов хрома. Прогноз - продление ресурса твэлов, выгорание СНУП до 9% т.а.

ДУО стали - наиболее перспективный класс материалов для РУ с различным типом теплоносителя (ЭП450 ДУО, ЭП823 ДУО, ДУО с алюминием). Успешно освоены технологические схемы получения порошков, трубных заготовок и оболочечных труб. Показана структурная стабильность оксидных частиц после облучения в БН-600 при 1000 °C и 80 сна. Комплекс радиационных свойств будет получен после облучения материаловедческих сборок в БН-600 (конец 2019г. – 87 сна; конец 2021 г. – 145 сна).

Перспективными так же являются сплавы ванадия на базе V-4Ti-4Cr и V-W-Zr. Освоено опытное производство сплавов на базе АО ВНИИНМ. Для определения радиационных свойств запланировано облучение в ОУ БОР-60 и МС БН-600.

STRUCTURAL MATERIALS FOR FAST NEUTRON REACTORS WITH SODIUM AND LEAD COOLANTS

M.V. Leontyeva-Smirnova, M.V. Skupov, A.A. Nikitina,
I.A. Naumenko, N.M. Mitrofanova

JSC "VNIINM", Moscow, Russia

The aim of the work is development of structural materials (SM) for the modernization of existing and creation of promising cores of fast neutron reactors with liquid metal coolants.

Thematic areas are based on a set of requirements for the physico-mechanical, radiation and corrosion properties of materials. The main criterion that ensures the operability of SM for fast neutrons reactors is not exceeding the swelling limit of the fuel claddings to 15 vol.%. It determines the continuity of the SM as fuel compositions develop, the fuel element builds up and the damage dose on the cladding increases.

The main technological directions in the development of SM are: optimization of metallurgy and production technologies of components of fuel rods and fuel assemblies, a set of properties in the initial and irradiated states, certification of materials.

Reactors with sodium coolant (BN-600, BN-800, BN-1200, MBIR).

Steel ChS68: the main result is the absence of depressurization of the fuel pins in 01M2 core of the reactor BN-600, starting from 2006. The use of up to a dose of 95 dpa has been substantiated.

Steel EK164: the results of complex studies and reactor tests in BN-600 up to 100 dpa give a prediction to a damaging dose of ~120 dpa.

Steels EK181 and ChS139 (damaging doses of more than 120 dpa, experience on EP450 to 160 dpa): data on the complex of properties in the initial state were obtained. Manufacturing of fuel pin components is industrially developed. Radiation properties are studied by irradiating BN-600 material-science assemblies (planned parameters: ~ 87, ~ 145 and ~ 169 dpa, T_{irrad} up to 700°C).

Reactor BREST-OD-300.

The main core SM - steel EP823: a complex of physico-mechanical and corrosion properties was obtained, more than 35 types of metal products were industrially mastered and manufactured. Radiation resistance was demonstrated on samples from material-science assembly of BN-600 (T_{irrad} up to 500°C, dose of 108 dpa), on six-sided covers of fuel assemblies of the reactor BN-600 (T_{irrad} up to 600 °C, dose to 60 dpa). In 2018 satisfactory results were obtained for the operation of three combined experimental fuel assemblies of BN-600, the maximum burn-up of nitride fuel was more than 5%, and the damaging dose was 70 dpa.

Steel EP900: heat-resistant modification of steel EP823. It has increased structural stability due to dispersed particles of chromium nitrides. Forecast - prolongation of the life of fuel pins, burn-up of nitride fuel up to 9% h.a.

ODS steels - the most promising class of materials for the reactors with different types of coolant (EP450 ODS, EP823 ODS, ferritic ODS with aluminum). Successfully mastered the technological scheme of obtaining powders, tube shells and cladding tubes. The structural stability of oxide particles after irradiation in BN-600 at 1000 °C and 80 dpa is shown. The complex of radiation properties will be obtained after irradiation of material-science assemblies in the BN-600 (the end of 2019 - 87 dpa; the end of 2021 - 145 dpa).

Vanadium alloys based on V-4Ti-4Cr and V-W-Zr are also promising. Pilot production of alloys on the basis of JSC VNIINM was mastered. To determine the radiation properties, radiation is planned at irradiation device in BOR-60 and material-science assembly of BN-600.

РОЛЬ АО «ОКБ "ГИДРОПРЕСС"», АО «ГНЦ НИИАР» И ФГУП «ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ"» В МЕЖДУНАРОДНОМ ПРОЕКТЕ TACIS-2002 (R2/01.02)

В.М. Комолов¹, В.В. Евдокименко¹, В.А. Пиминов¹, И.О. Трегубов¹,
В.И. Цофин¹, Б.З. Марголин², А.А. Сорокин², А.И. Минкин²,
И.Ю. Жемков³, В.С. Неустроев³, В.К. Шамардин³

¹АО «ОКБ "Гидропресс"», г. Подольск, Россия

²ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Результаты работы по Проекту TACIS R 2.01/02 «Воздействие нейтронного облучения на свойства материала внутрикорпусных устройств реактора ВВЭР» были рассмотрены в ОКБ «Гидропресс» 25.02.10г. на заключительном се-

минаре. В семинаре участвовали представители Европейских и Российских организаций участвовавших в выполнении проекта, а также представители АЭС эксплуатирующие РУ с ВВЭР (включая зарубежные).

Руководителем экспериментов (РЭ) по проекту являлся ОКБ «Гидропресс». В консорциум Руководителя экспериментов входили ЦНИИ КМ «Прометей» и ГНЦ НИИАР.

Рассмотрение и согласование технического задания по проекту, а также результатов работ осуществлялось путем проведения рабочих совещаний, консультаций с представителями JRC и ЕС. Совещания проводились в Концерне «Росэнергоатом», Департаменте по атомной энергии Росатома и ОКБ «Гидропресс» при участии представителей ЦНИИ КМ «Прометей» и ГНЦ НИИАР.

Глобальной целью являлось оказание помощи Российской Федерации по всем вопросам безопасности, связанным с проектом и эксплуатацией АЭС с реакторами ВВЭР, чтобы они не вызывали беспокойства со стороны международных ядерных организаций, таких как Международное агентство по атомной энергии (МАГАТЭ) и Агентство по атомной энергии (NEA).

Конкретной целью проекта было предоставление Росатому и эксплуатирующей организации «Росэнергоатом» полного комплекта проверенных экспериментальных данных и научной/технической методики, учитывающей современный международный опыт и необходимой для решения вопроса о структурной целостности ВКУ после длительного облучения.

Принимая во внимание опыт ОКБ «Гидропресс» в проектировании и проведении расчетов, а также знания, накопленные за годы конструирования и строительства АЭС с ВВЭР, становилось очевидной ведущая роль ОКБ «Гидропресс». Тем не менее в ходе осуществления проекта планировалось широко использовать экспериментальное оборудование и проводить исследования материалов (анализ свойств). Поэтому к экспериментальной и аналитической части проекта были привлечены такие организации как ЦНИИ КМ «Прометей» и ГНЦ НИИАР. Объединенные усилия консорциума послужили успешному осуществлению данного проекта.

Работы по проекту со стороны РЭ выполнялись в соответствии с разработанными программами обеспечения качества. Программы обеспечения качества при выполнении работ по проекту TACIS R2.01/02 были разработаны с учетом требований ИСО 9001-2000 и рекомендаций МАГАТЭ по безопасности серии 50-C/SG-Q.

Проект состоял из 11 Задач.

Задача 1: Подготовка проекта. Она включала вопросы по организации проекта со стороны Руководителя экспериментов.

В рамках выполнения Задачи 1 были РЭ разработаны следующие материалы:

1. Стартовый отчет.
2. Логическая основа Руководителя эксперимента.
3. Программа обеспечения качества при выполнении работ по проекту TACIS R2.01/02.

Целью Задачи 2 «Обзор текущей ситуации по структурной целостности ВКУ ВВЭР» являлся анализ доступных экспериментальных данных по заданному вопросу и оценка текущей ситуации.

Выполненный обзор включал:

- сведения о ВКУ ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, включая материалы;
- предварительные заключения о влиянии облучения на механические свойства, набухание, радиационную ползучесть, вязкость разрушения, сопротивление росту усталостной трещины хромоникелевых аустенитных сталей типа 18-10;
- предварительное заключение о влиянии высокотемпературной водной среды на сопротивление усталости хромоникелевых аустенитных сталей типа 18-10.

Задача 3. Оценка плотности нейтронного потока на ВКУ реактора.

Задача 3 включала в себя определение плотности нейтронного потока в четырех различных конфигурациях активной зоны, используя расчетные модели и информацию из проектной документации блоков-прототипов.

Рассматривались 2 блока прототипа – Кольская АЭС блок 2 (ВВЭР-440) и Балаковская блок 1 (ВВЭР-1000).

Для реактора ВВЭР-440 рассматривалась полная загрузка активной зоны и загрузка активной зоны с 36 кассетами-экранами.

Для реактора ВВЭР-1000 рассматривалась активная зона со свежими ТВС на периферии и зона с уменьшенной утечкой нейтронов.

В рамках задачи 3 определялись значения плотности потока быстрых нейтронов с энергией выше 0,1 МэВ, воздействующих на металл ВКУ, включая распределение по азимуту, высоте и толщине ВКУ реакторов. Также определялись значения скорости накопления числа смещений на атом в металле ВКУ реакторов.

Задача 4. Анализ структурной целостности ВКУ. В рамках задачи выполнены:

1. Анализы прочности ВКУ при разрыве главного трубопровода ВВЭР 440 и при разрыве главного трубопровода ВВЭР 1000.
2. Определение напряжений в наиболее облученных элементах ВКУ от энерговыделений для ВВЭР-440 и ВВЭР-1000.
3. Определение температурных полей и напряжений в элементах ВКУ в режимах пуска, стационарного останова и аварии с большой потерей теплоносителя.
4. Определение наиболее критических точек ВКУ и критических размеров трещин для них.

Задача 5. Программа проведения экспериментов для достижения результатов проекта. Целью работ являлась подготовка полной программы для облучения и испытаний образцов для последующей ее реализации согласно требованиям Проекта ТАСИС R2.01/02. В программе были указаны тип и количество образцов для облучения и испытаний.

Задача 6. Облучение отобранных образцов материала ВКУ 08X18H10T и соответствующего сварного шва. Целью работ являлось облучение образцов, изготовленных из материалов ВКУ (сталь 08X18H10T и металл ее сварного шва). Облучение образцов из стали 08X18H10T и металла ее сварного шва выполнялось в исследовательском реакторе БОР-60 в ГНЦ НИИАР. Тип и количество облучаемых образцов были установлены программой Проекта ТАСИС R2.01/02. Для определения влияния нейтронного облучения на свойства материалов ВКУ

облучение было выполнено в условиях, наиболее приближенным к условиям эксплуатации ВВЭР-1000. Температура облучения составляла 320-350°C, облучение выполнялось до трех различных уровней повреждающей дозы (5-7, 25, 40сна), установленных программой Проекта TACIS R2.01/02.

Задача 7. Тестирование на растяжение и вязкость разрушения облученного материала (08X18H10T со сварным швом), в сравнении с необлученным материалом ВКУ (контрольный материал). Целью работ являлось экспериментальное исследование по определению характеристик механических свойств при растяжении, вязкости разрушения и циклической трещиностойкости (скорость роста усталостных трещин $da/dN=f(\Delta K)$) материалов ВКУ ВВЭР (сталь 08X18H10T и металла ее сварных швов) в исходном (необлученном) состоянии и после нейтронного облучения различными повреждающими дозами. Испытания были выполнены в лаборатории радиационного материаловедения ЦНИИ КМ «Прометей».

Испытания на растяжение образцов материалов в облученном и исходном состояниях были выполнены в горячей лаборатории ГНЦ НИИАР.

Задача 8: Испытание облученных материалов на коррозионное растрескивание под напряжением (SCC) в сравнении с необлученными контрольными материалами ВКУ. Работы по задаче 8 были выполнены ЦНИИ КМ «Прометей».

Задача 9. Исследование эффектов набухания в облученном материале ВКУ. Целью работ являлось определение набухания и оценка влияния дозы радиационного повреждения на набухание материалов ВКУ ВВЭР (сталь 08X18H10T и металл ее сварного шва).

Набухание определяли методом сравнительного исследования плотности образцов исследуемых материалов в исходном и облученном состояниях. Все испытания были проведены в двух лабораториях радиационного материаловедения: в ЦНИИ КМ «Прометей» и ГНЦ НИИАР.

Задача 10. Оценка общего научно-технического значения результатов. Рекомендации по проектированию и эксплуатации АЭС. Целью работы являлось подготовка и выпуск отчета по анализу научно-технического значения общего результата, полученного в результате испытаний и исследований, выполненных в рамках данного проекта.

Данный отчет по оценке научно-технического значения результатов и рекомендаций по проектированию и эксплуатации АЭС, обобщил все результаты выполненных работ по Задачам 1÷9 проекта R2.01/02, программы TACIS 2002, в соответствии с техническим заданием к проекту.

Завершением проекта стало выполнение Задачи 11. Проведение в ОКБ «Гидропресс» заключительного международного семинара.

Результатами выполненных работ стало реализация в полном объеме требований предусмотренных программой TACIS 2002 по проекту R2.01/02. Это стало возможным при наличии облучаемой и экспериментальной базы в организациях ЦНИИ КМ «Прометей» и ГНЦ НИИАР, а также активного участия специалистов этих предприятий в проекте.

ROLE OF JSC «OKB "GIDROPRESS"», JSC "SSC RIAR" AND CRISM "PROMETEY" IN INTERNATIONAL PROJECT TACIS-2002 (R2/01.02)

V.M. Komolov¹, V.V. Evdokimenko¹, V.A. Piminov¹, I.O. Tregubov¹,
V.I. Tsofin¹, B.Z. Margolin², A.A. Sorokin², A.I. Minkin²,
I.Yu. Zhemkov³, V.S. Neustroev³, V.K. Shamardin³

¹JSC «OKB "Gidropress"», Podolsk, Russia

²NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia

³JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The results of work under TACIS R 2.01/02 project *"Impact of neutron irradiation on the properties of materials of VVER reactor internals"* were discussed in OKB "Gidropress" at the closure workshop on 25.02.10. The workshop was attended by representatives of European and Russian entities involved in implementation of this project, and also representatives of NPPs operating RP with VVER (including NPPs abroad).

The Experiments Leader (hereinafter EL) under the project was OKB "Gidropress". EL consortium included CNII KM "Prometey" and GNC NIAR.

Review and approval of Terms of Reference and work results under the project were carried out through arranging work meetings and consultations with JRC and EU representatives. Meetings were held in Concern "Rosenergoatom", Nuclear Energy Department of Rosatom and OKB "Gidropress" with participation of representatives of CNII KM "Prometey" and GNC NIAR.

The global objective was to provide assistance to the Russian Federation on all safety issues relating to design and operation of NPP with VVER so that to avoid concern of international nuclear organizations, e.g. International Atomic Energy Agency (IAEA) and Nuclear Energy Agency (NEA).

Specific objective of the project was to provide to Rosatom and operating organization "Rosenergoatom" a full set of verified experimental data and scientific/ technical methods that consider state-of-the-art international experience and must be used for solving an issue of structural integrity of internals after long-term irradiation.

In view of Gidropress design and calculation experience as well as knowledge gained for the years of designing and constructing NPPs with VVER, the leading role of OKB "Gidropress" was obvious. However the extensive use of experimental equipment and study of materials (analysis of properties) was planned for implementation of the project. Therefore, such organizations as CNII KM "Prometey" and GNC NIAR were involved into experimental and analytical parts of the project. Joint efforts of the consortium members contributed to successful completion of the project.

EL performed its work under the project according to Quality Control Programs. Quality Control Programs for implementation of work under project TACIS R2.01/02 were developed with regard for ISO 9001-2000 and recommendations of IAEA NPP Safety Series 50-C/SG-Q.

The project included 11 Tasks.

Task 1: Project preparation. This task involved project preparation activities for which EL is responsible for.

Under Task 1 EL developed the following documents:

1. Inception Report.

2. Logical basis of Experiment Leader.

3. Quality Control Program for TACIS R2.01/02 project.

The objective of Task 2 “Review of the current status of structural integrity of VVER internals” was analysis of available experimental data for this problem and assessment of the current situation.

The review included:

- data on the internals of VVER-440 and VVER-1000 including materials;
- preliminary conclusions on the impact of irradiation on mechanical properties, swelling, irradiation creep, fracture toughness, fatigue crack growth resistance of chromium-nickel austenitic steels 18-10;
- preliminary conclusion on the impact of high temperature water environment on fatigue resistance of chromium-nickel austenitic steels 18-10.

Task 3. Evaluation of neutron flux on reactor internals.

Task 3 included evaluation of neutron flux in four different core configurations using calculation models and information from design documents of prototype Units.

Two prototype Units were considered – Kola NPP Unit 2 (VVER-440) and Balakovo NPP Unit 1 (VVER-1000).

For VVER-440 consideration was given to complete core fuelling and core fuelling with 36 shield fuel assemblies.

For reactor VVER-1000 the core with fresh FA on periphery was considered and the core with lowered leak of neutrons.

Task 3 involved determination of values of fast neutron flux with energy above 0.1 MeV acting on metal of internals including distribution over the azimuth, height and thickness of reactor internals. Task 3 also involved determination of rates of accumulation of the number of displacements per atom in metal of reactor internals.

Task 4. Analysis of structural integrity of internals. Under Task 4 the following was done:

1. Strength analysis of internals under the break of main coolant pipeline of VVER 440 and under the break of main coolant pipeline of VVER 1000.
2. Determination of power induced stresses in most irradiated components of internals of VVER-440 and VVER-1000.
3. Determination of temperature fields and stresses in components of internals in start-up, shutdown and large break loss of coolant accidents.
4. Determination of most critical points of internals and critical sizes of cracks for them.

Task 5. Program of experiments for achieving the project results. The purpose of the work was preparation of full program of irradiation and tests of specimens for subsequent implementation according to the requirements of TACIS R2.01/02 project. The program defines the type and quantity of specimens for irradiation and tests.

Task 6. Irradiation of selected specimens of internals material 08X18H10T and respective weld. The purpose of the work was irradiation of specimens made of materials of the internals (steel 08X18H10T and its weld metal). Irradiation of specimens of steel 08X18H10T and its weld metal was done in BOR-60 research reactor at GNC NI-IAR. Type and quantity of irradiated specimens were defined in the Program of Project TACIS R2.01/02. To determine the impact of neutron irradiation on properties of materials of the internals, created irradiation conditions were at maximum extent close to VVER-1000 operating conditions. Irradiation temperature was 320-350°C, irradiation

was maintained up to the three different levels of damaging dose (5-7, 25, 40dpa) as established in the Program of TACIS project R2.01/02.

Task 7. Tensile and fracture toughness tests of irradiated material (08X18H10T with weld) in comparison with non-irradiated material of internals (control material). The purpose of the work was experimental study aimed at defining mechanical properties under tensile, fracture toughness and cyclic crack resistance (rate of fatigue strength growth $da/dN=f(\Delta K)$) of materials of VVER internals (steel 08X18H10T and metal of its welds) in the initial (non-irradiated) status and after neutron irradiation with various damaging doses. The tests were performed in the radiative material study laboratory of CNII KM "Prometey".

Tensile tests of specimens of materials in irradiated and initial states were performed in GNC NIAR hot laboratory.

Task 8: Stress corrosion cracking (SCC) test of irradiated materials in comparison with non-irradiated control materials of internals. Work under Task 8 was performed by CNII KM "Prometey".

Task 9. Study of swelling effect in irradiated material of internals. The purpose of the work was determination of swelling and assessment of impact of irradiation damage dose on swelling of materials of VVER internals (steel 08X18H10T and its weld metal).

Swelling was determined using method of comparison study of density of specimens of studied materials both in the initial and irradiated states. All the tests were carried out in two radiative material study laboratories: in CNII KM "Prometey" and GNC NIAR.

Task 10. Assessment of general scientific and technical significance of the results. Recommendations on NPP designing and operation. The purpose of the work was preparation and issue of the report on analysis of scientific and technical importance of general result obtained from tests and studies conducted under this project.

This report on assessment of scientific and technical significance of the results and recommendations regarding NPP designing and operation has summed up all the results of work performed under Tasks 1÷9 of R2.01/02 Project, TACIS 2002 code, according to Terms of Reference for the project.

The project was finalized by completion of Task 11. International closure workshop was held in OKB "Gidropress".

The result of this work was implementation in a full scope of the requirements of TACIS 2002 code under project R2.01/02. This became possible due to the availability of irradiated and experimental base in CNII KM "Prometey" and GNC NIAR, and active participation of specialists of these entities in the project.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА ВНУТРИКОРПУСНЫХ УСТРОЙСТВ РЕАКТОРА ВВЭР-440 НОВОВОРОНЕЖСКОЙ АЭС ПОСЛЕ 45 ЛЕТ ЭКСПЛУАТАЦИИ

А.И. Минкин, Б.З. Марголин, В.Н. Фоменко, В.И. Смирнов,
А.Я. Варовин, Н.Е. Пирогова, В.А. Швецова

ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ KM "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

Температурно-дозовые зависимости трещиностойкости, принятые в действующих методиках расчета прочности и срока безопасной эксплуатации внутрикорпусных устройств (ВКУ) реакторов типа ВВЭР, были разработаны преимущественно на базе данных, полученных при ускоренном облучении аустенитных сталей типа X18H9 и X18H10T в исследовательских реакторах. Для верификации этих зависимостей ранее были проведены исследования металла, который облучался в реакторах на быстрых нейтронах (металл экранных сборок бокового отражателя реактора БОР-60 и металл пакета-имитатора реактора БН-600), однако эти данные не давали полной картины, так спектр нейтронов этих реакторов отличается от спектра реакторов ВВЭР. После вывода из эксплуатации третьего энергоблока Нововоронежской АЭС (НВОАЭС) появилась уникальная возможность провести отбор металла ВКУ, облучавшегося в реальных условиях эксплуатации реактора ВВЭР-440 в течение 45 лет в объеме, достаточном для проведения полноценных исследований металла.

Наибольшему нейтронному облучению в ходе эксплуатации (до повреждающих доз D порядка 50 сна) подвергалась выгородка корзины выемной. Этот элемент ВКУ изготовлен из стали марки 08X18H10T и представляет собой профилированные листы толщиной 8 мм, повторяющие геометрию активной зоны и закрепленные винтами к кольцам сегментов, приваренных к внутренней поверхности обечайки корзины выемной. Такая конструкция определила как требования к вырезке фрагментов для исследований, так и к образцам, которые можно было изготовить из этих фрагментов.

Для вырезки фрагментов было разработано специальное оборудование, которое обеспечило отбор фрагментов в виде дисков (трепанов) $\varnothing 45$ мм на толщину выгородки (8 мм) с технологическим отверстием $\varnothing 8$ мм в центре для извлечения трепана.

Вырезка трепанов была проведена на разных по высоте уровнях выгородки, что соответствовало разной повреждающей дозе нейтронного облучения металла (15,7 33,7 и 47,2 сна). На каждом уровне было вырезано по 4 трепана. Схема корзины выемной с указанием мест вырезки трепанов из выгородки показана на рисунке 1.

Геометрия трепанов не позволяла изготовить стандартные образцы для испытаний на трещиностойкость. На базе компактного образца типа СТ-0,5Т были разработаны специальные образцы, отличающиеся малой толщиной, глубокими боковыми канавками (50% от толщины), закруглением задней части, отверстием в центре и прорезями от передней поверхности до отверстий для установки «пальцев» (что обусловлено технологией изготовления на электроэрозионном проволочно-вырезном станке без использования сверления). Схема вырезки такого образца и его эскиз показаны на рисунках 2 и 3.

Ясно, что жесткость таких образцов и стандартных образцов типа СТ различна. Для учета влияния геометрии специальных образцов на трещиностойкость проведены расчеты нагружения образцов с использованием метода конечных элементов в 2D и 3D постановке при упругом и упругопластическом поведении материала. Расчеты показали, что центральным отверстием в образце можно пренебречь, а наличие боковых канавок глубиной 50% от толщины образца и закругления поверхности у заднего торца должно учитываться при рас-

чете коэффициента интенсивности напряжений для упругого решения K_e введением поправочного коэффициента 1,25. Также показано, что для учета прорезей у отверстий под «пальцы» образца измерение перемещений надо проводить на торце образца (по раскрытию кромок надреза образца), а не по линии действия силы (по перемещению захватов), так как в противном случае оценка J -интеграла будет завышена.

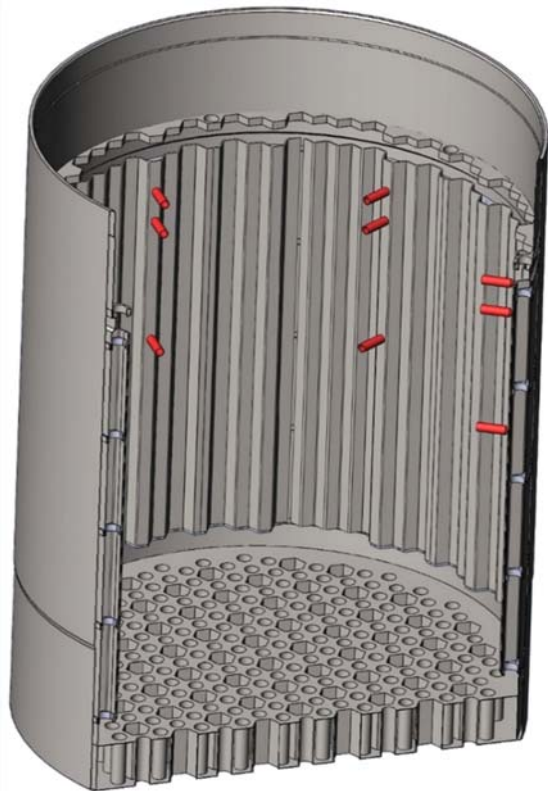


Рисунок 1. Места отбора трепанов из выгородки корзины выемной реактора ВВЭР-440 НВОАЭС-3

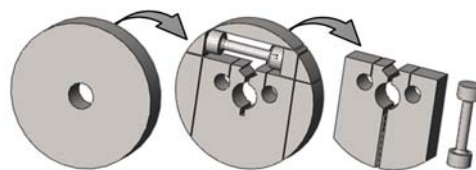


Рисунок 2. Схема вырезки образцов из трепана выгородки

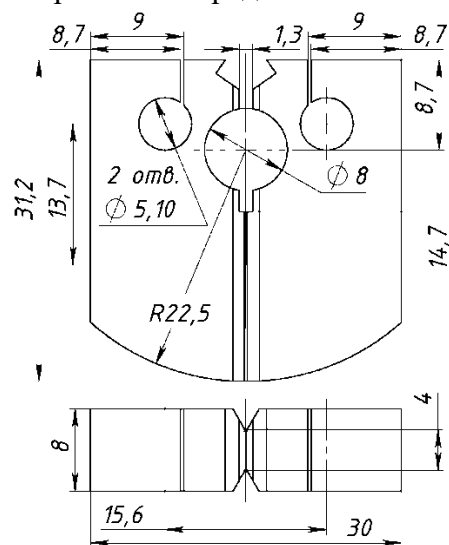


Рисунок 3. Схема специального образца для испытаний на трещиностойкость

Экспериментально-расчетным методом для специального образца была построена безразмерная зависимость податливости образца C^{SS} (отношения перемещения кромок надреза образца Δ к приложенной нагрузке P) от относительной длины трещины (отношения длины трещины a к ширине образца W) в виде:

$$C^{SS} = E \cdot B_e \cdot \frac{\Delta}{P} = \frac{69,36}{(1 - \alpha)^2} \times (-0,9826 + 7,789 \cdot \alpha - 20,213 \cdot \alpha^2 + 23,475 \cdot \alpha^3 - 9,934 \cdot \alpha^4),$$

где E – модуль упругости, МПа; Δ – перемещение кромок надреза образца, мм; P – нагрузка, Н; B_e – эффективная толщина образца, с учетом боковых канавок глубиной 50% от толщины образца равная 0,75 толщины образца B , мм; $\alpha = a/W$.

Эта зависимость и поправочный коэффициент для учета геометрии образца были использованы для обработки результатов испытаний с использованием разработанной компьютерной программы.

Оценка циклической трещиностойкости (скорости роста усталостной трещины da/dN) и статической трещиностойкости (критического J -интеграла J_c) выполнена на одних образцах, поэтому была применена схема испытаний, объединяющая стадии инициирования и роста трещины в один процесс. Это позволяет значительно увеличить длину участка трещины для определения кинетики ее роста и достаточно точно измерить длину исходной усталостной трещины (глубину надреза) на изломе образца.

Испытания на циклическую трещиностойкость проведены при температурах 20, 80 и 290°C с коэффициентом асимметрии цикла R в пределах $0,05 \div 0,2$. Кинетические диаграммы усталостного роста трещины « ΔK (размах коэффициента интенсивности напряжений) – da/dN » на II участке (участке Пэриса) описаны уравнением

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{0,25}} \right)^m,$$

в котором коэффициент m принят таким же, как в нормативной зависимости (3,3) для материалов ВКУ реакторов ВВЭР, а коэффициент C определен методом наименьших квадратов по зависимости $\lg(da/dN)$ от $\lg(\Delta K)$. Ряд примеров полученных кинетических диаграмм показан на рисунке 4, где пунктиром показана нормативная зависимость.

Показано, что в диапазоне рабочих температур ВКУ (80-290°C) скорость роста усталостной трещины не превышает действующую нормативную зависимость. Для 20°C в ряде случаев получены скорости роста усталостной трещины выше нормативной.

Испытания на статическую трещиностойкость проведены по методу частичных разгрузок при температурах 20, 80 и 290°C. Результаты определения J_c показаны на рисунке 5. При рабочих температурах ВКУ трещиностойкость исследованного металла практически не меняется во всем диапазоне повреждающих доз, что согласуется с зависимостью трещиностойкости J_c от повреждающей дозы нейтронного облучения D для аустенитных сталей: согласно имеющимся данным при $D \geq 10-15$ сна $J_c \rightarrow const, min$. При снижении температуры испытаний до 20°C вместо монотонного роста значений J_c , наблюдавшегося на аустенитных материалах, облучавшихся в реакторах на быстрых нейтронах, наблюдается падение значений J_c . Фрактографические исследования показали, что при снижении температуры до 20°C произошла смена механизма разрушения от вязкого внутриверенного разрушения к смешанному с участками хрупкого межзеренного разрушения (до 50%). Появление хрупкого межзеренного разрушения, по-видимому, связано с двумя процессами: ослаблением границ зерен вследствие диффузии гелия, образовавшегося в процессе облучения, и упрочнением тела зерна в результате мартенситного превращения, которое реализуется при деформировании при 20°C.

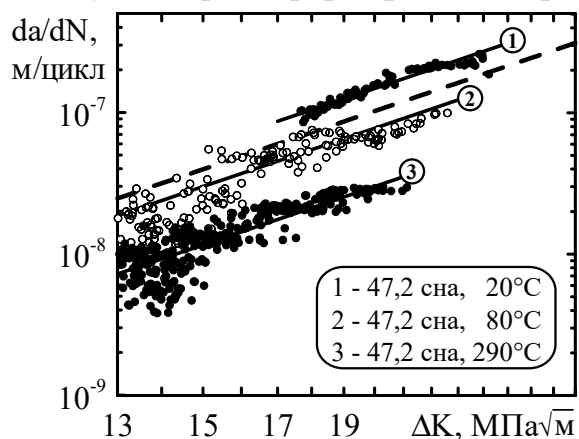


Рисунок 4. Примеры кинетических диаграмм усталостного роста трещины

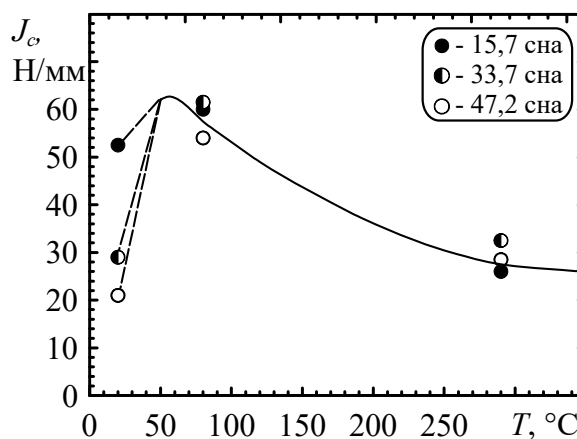


Рисунок 5. Результаты испытаний на статическую трещиностойкость

INVESTIGATION OF FRACTURE TOUGHNESS OF THE PVI METAL AFTER 45 YEARS OPERATION IN VVER-440 REACTOR OF NOVovorONEZH NPP

A.I. Minkin, B.Z. Margolin, V.N. Fomenko, V.I. Smirnov,
A.Ya. Varovin, N.E. Pirogova, V.A. Shvetsova

NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia

Temperature-dose dependences of fracture toughness those are included in Standards for calculations of strength and safe lifetime of pressure vessel internals (PVI) for WWER-type reactors were developed mainly on the basis of data obtained during accelerated irradiation of austenitic steels of 304-type and 321-type in research reactors. To verify these dependencies the investigations earlier were carried out using the metal irradiated in fast neutron reactors (metal of the BOR-60 reactor shield assemblies and of the BN-600 reactor simulator assembly). However the obtained data did not give a complete picture since the neutron spectrum of these reactors differ from the one of the WWER-type reactors. Decommission of Novovoronezh NPP Unit 3 had allowed one to have a unique opportunity to make sampling in sufficient for thorough researches volume from the PVI metal that during 45 years was irradiated under actual operating conditions of WWER-440 reactor.

Baffle is the PVI component that was most irradiated during operation (up to neutron damage doses D about 50 dpa). Baffle made from steel of 08Kh18N10T grade and it is the assembly of profiled plates of 8 mm thickness that corresponds to the core geometry. Baffle plates are bolted to the segments of forming rings welded to the core barrel. The design of baffle defines both the requirements for sampling of PVI fragments for investigations and the type of specimens that could be made from these fragments.

The special equipment for sampling was developed that allows one cutting out from the baffle plates disk-shape fragments with $\varnothing 45$ mm and with central bore for its discharging.

Fragments have been cut out at the three different height levels corresponding to different neutron damage dose of the baffle metal (of 15.7 33.7 and 47.2 dpa). At each level four disk-shape fragments have been cut out. Sketch of the assembly of baffle and core barrel with indication of zones of fragments cutting out is shown in the figure 1.

Geometry of fragments did not allow manufacturing standard specimens for fracture toughness tests. Therefore special specimens were designed on the basis of compact specimen CT-0,5T. These specimens differ small thickness, deep side grooves (50% of thickness), rounding of back edge, bore in the center and cuts from front edge to pin holes (it is caused by technology of specimens manufacturing using erosive cutting machine without drilling). Sketch of cutting such special specimen and its draft are shown in the figures 2 and 3.

It is clear that constrain of special specimen differ from constrain of CT specimen. To take into account the effect of geometry of special specimen on fracture toughness the 2D and 3D FEM calculations of specimen loading were carried out for elastic and elastic-plastic materials. The calculations showed that the central bore in the specimen can be neglected but when calculating the stress intensity factor for elastic solutions (K_e) the side grooves with depth 50% of the specimen thickness and the rounding of back

edge should be taken into account by correcting for coefficient of 1.25. It was also shown that to take into account the cuts from front edge of specimen to pin holes it is necessary to measure displacement on the front edge (crack-mouth opening displacement) instead of load-line displacements (testing machine crossheads displacement) otherwise J -integral will be overestimated.

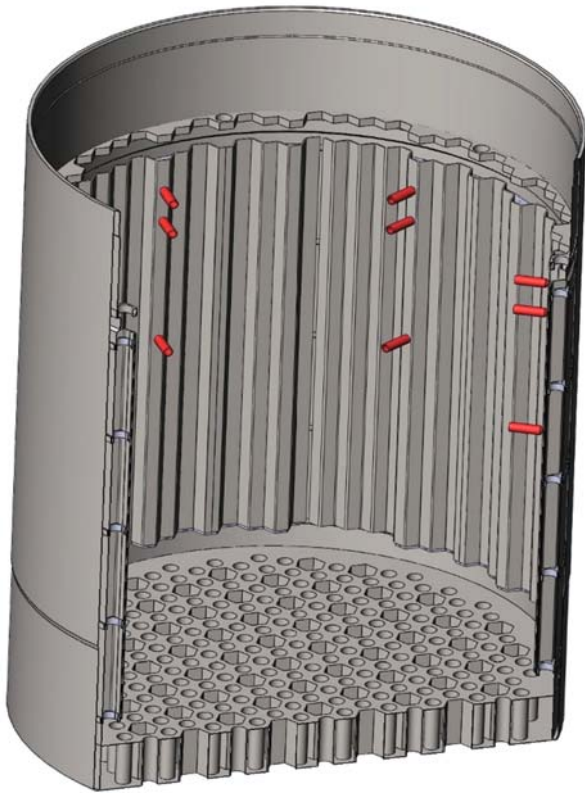


Figure 1. Zones of fragments cutting out from the assembly of baffle and core barrel of WWER-440 reactor of Novovoronezh NPP Unit 3

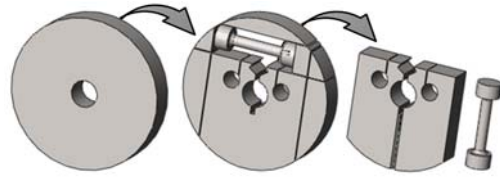


Figure 2. Sketch of cutting out the special specimen from fragment of baffle plate

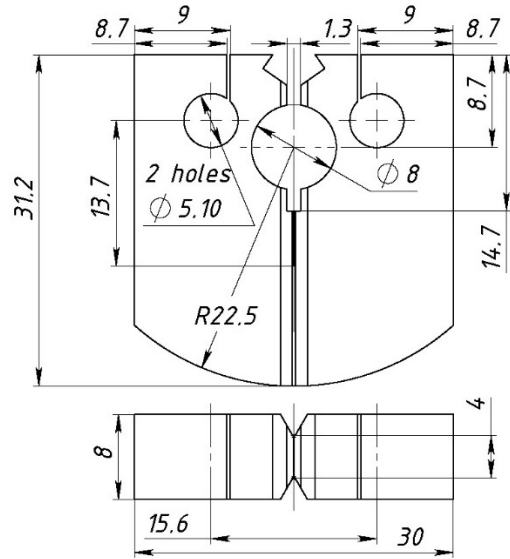


Figure 3. Draft of the special specimen for fracture toughness testing

Dimensionless dependence of the special specimen compliance C^{SS} (ratio of the crack-mouth opening displacement range Δ to applied load range P) on relative crack length (ratio of crack length a to the specimen width) was constructed by experiment-calculated method. This dependence has the following form:

$$C^{SS} = E \cdot B_e \cdot \frac{\Delta}{P} = \frac{69.36}{(1-\alpha)^2} \times (-0.9826 + 7.789 \cdot \alpha - 20.213 \cdot \alpha^2 + 23.475 \cdot \alpha^3 - 9.934 \cdot \alpha^4),$$

where E is Young's modulus, MPa; Δ is crack-mouth opening displacement, mm; P is load, H; B_e is effective specimen thickness that is equal to 0.75 of specimen thickness for side grooves with depth 50% of the specimen thickness, mm; $\alpha = a/W$.

This dependence and the correcting coefficient for specimen geometry were used for processing of fracture toughness tests data with the authoring software.

Estimation of cyclic fracture toughness (fatigue crack growth rate (FCGR)) and static fracture toughness J_c were carried out on the same specimens therefore the testing scheme was used that combines stage of crack initiation and stage of crack growth to the unified process. It allows one to significantly increase the portion of crack length for estimation of FCGR and to accurately measure the initial crack length on the fracture surface of specimen.

Tests for estimation of FCGR were carried out at test temperatures of 20, 80 and 290°C with stress ratio range of 0.05 ÷ 0.2. Kinetic diagrams of fatigue crack growth i.e. dependences of FCGR da/dN on stress intensity factor range ΔK for stage II of Paris law were described by equation

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{0.25}} \right)^m$$

In this equation coefficient m was taken equal to coefficient in the standard dependence of FCGR for PVI materials of WWER-type reactors (m was equal 3.3) and coefficient C was assessed by least-squares method on the basis of dependence « $\lg(\Delta K)$ vs. $\lg(da/dN)$ ». Some examples of obtained FCGR diagrams are shown in the figure 4. Dotted line in the figure shows the standard dependence of FCGR for PVI materials of WWER-type reactors.

It is shown that obtained values of FCGR do not exceed the standard dependence of FCGR at the operating temperature range of PVI (80-290°C). In some cases obtained values of FCGR at 20° C exceed the standard dependence of FCGR.

Fracture toughness tests were carried out at test temperatures of 20, 80 and 290°C using elastic compliance technique. Results of J_c estimation are shown in the figure 5. At the operating temperatures the fracture toughness of PVI metal practically unchanged throughout the range of investigated neutron damage doses D . This result corresponds to dependence of J_c on D for austenitic steels: according to the available data $J_c \rightarrow const, min$ when $D \geq 10-15$ dpa.

There is a drop of J_c values with decreasing of test temperature to 20°C instead of the monotonic increasing of J_c typical for austenitic materials irradiated in fast neutron reactors.

Fractographic investigations show that there was a change in the fracture mechanism with decreasing of test temperature to 20°C from ductile transgranular fracture to mixed fracture mode with areas of brittle intergranular fracture (up to 50%). The appearance of brittle intergranular fracture seems to be associated with two processes: the weakening of grain boundaries due to diffusion of helium accumulated under irradiation and the hardening of the grain body as a result of martensitic transformation realized under deformation at 20°C.

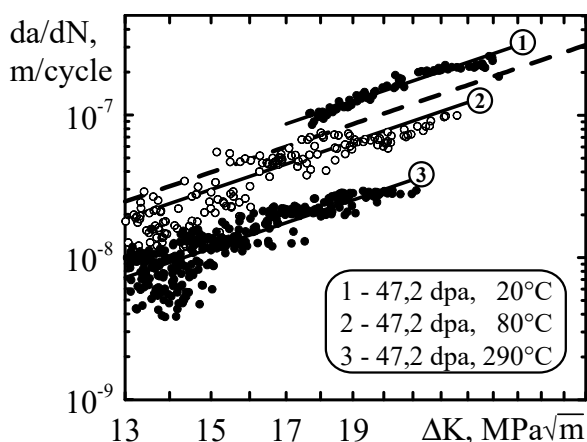


Figure 4. Examples of obtained FCGR diagrams

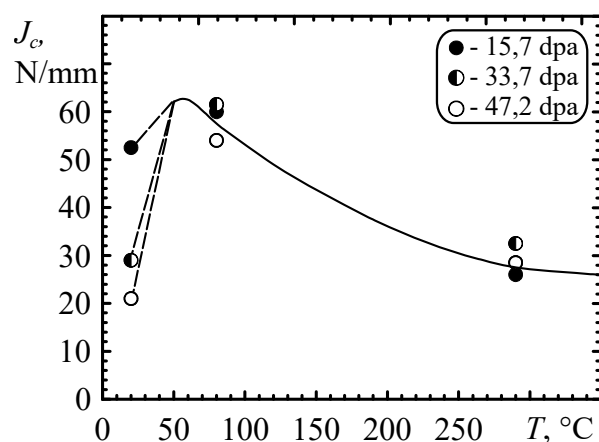


Figure 5. Results of fracture toughness J_c estimations

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ РАБОЧИХ ПАРАМЕТРОВ РЕАКТОРА ВВЭР-440 НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МАТЕРИАЛА ЭЛЕМЕНТОВ ВНУТРИКОРПУСНЫХ УСТРОЙСТВ

Е.А. Кулешова^{1,2}, Б.А. Гурович¹, А.С. Фролов¹, Д.А. Мальцев¹,
С.В. Федотова¹, И.В. Федотов¹, Б.З. Марголин³, А.И. Минкин³, А.А. Сорокин³

¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

³ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

Изучение взаимосвязей изменения структуры и механических свойств имеет значимую важность, особенно при рассмотрении вопроса безопасной длительной эксплуатации реакторов. При этом наиболее информативными и полезными являются исследования образцов, вырезанных из материала ВКУ, облученных непосредственно в самом реакторе ВВЭР. На основе изучения изменений структуры и механических свойств данных образцов можно делать заключения о безопасности продления срока эксплуатации реактора до 60 лет, либо принимать меры по разработке методов ликвидации изменений в материале, вызванных облучением.

Для оценки степени деградации структуры, ответственной за изменение свойств элементов ВКУ из стали 08X18H10T, были исследованы элементы ВКУ энергоблока №3 НВОАЭС, выведенного из эксплуатации:

1. элемент трепана, вырезанного из выгородки корзины выемной после облучения до 47,2 сна в условиях реактора ВВЭР-440 при $T \sim 280^\circ\text{C}$ в контакте с водой;
2. элемент трепана, вырезанного из сегмента корзины выемной после облучения до 15,7 сна в условиях реактора ВВЭР-440 при $T \sim (300-320)^\circ\text{C}$ без контакта с водой;
3. элемент чехла канала нейтронной индикации (КНИ) после облучения до 7,9 сна при температуре $\sim 270^\circ\text{C}$.

Проведены исследования микроструктуры и фазового состава образцов методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также атомно-зондовой томографии. При этом показано, что при длительном воздействии эксплуатационных параметров реактора ВВЭР-440 обнаружены следующие радиационно-индуцированные изменения структуры различных элементов ВКУ из стали 08X18H10T.

В элементе выгородки после облучения до 47,2 сна при $T \sim 280^\circ\text{C}$ (образец 1) было выявлено:

- образование мелких радиационно-индуцированных карбидов/карбонитридов титана плотностью $3,8 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$;
- образование ультрамелких кластеров, обогащенных никелем и алюминием с высокой плотностью $\sim 7 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу γ' -фазы);
- образование ультрамелких кластеров, обогащенных никелем, кремнием и титаном с высокой плотностью $\sim 1,3 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу G-фазы);

- образование радиационных дефектов в виде петель Франка с дефектом упаковки и дислокационных петель с неразрешаемой линией нулевого контраста («black dots»), суммарная плотность которых достигает $2,2 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$;

- возникновение вакансионных пор плотностью $1,1 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$ и размером $\sim 0,75 \text{ нм}$. Распухание при этом составляет 0,015%;

- перераспределение легирующих элементов вблизи границы зерна: увеличение содержания никеля до 20%, снижение содержания хрома до 14% и железа до 66%;

- образование сегрегаций никеля и кремния на петлях Франка.

В данной стали обнаружено присутствие пластинчатого феррита, объемная доля которого достигает до 5% вдоль поверхности ВКУ. Наличие феррита не связано с воздействием эксплуатационных факторов реактора ВВЭР-440 и характерно для необлученной стали 08X18H10T с определенным соотношением Cr и Ni в стали.

В элементе сегмента после облучения до 15,7 сна при $T \sim (300-320)^\circ\text{C}$ без контакта с водой (образец 2):

Температура облучения образца 2 по сравнению с образцом 1 выше, однако доза облучения \sim в 3 раза ниже. Поскольку распухание растет по мере увеличения температуры и дозы облучения, то для данного образца интересно было сравнить плотность и размер пор, а также степень распухания. При этом было показано, что в образце 2 было обнаружено 2 системы пор: мелкие плотностью $3,7 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ и размером $\sim 1,5 \text{ нм}$ и более крупные плотностью $0,7 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ и размером $\sim 6,6 \text{ нм}$. Распухание при этом составило 0,2%;

Были обнаружены следующие радиационно-индуцированные элементы структуры:

- ультрамелкие кластеры, обогащенные никелем и алюминием с высокой плотностью $\sim 5 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу γ' -фазы);

- ультрамелкие кластеры, обогащенных никелем, кремнием и титаном с высокой плотностью $\sim 4,5 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу G-фазы);

- сегрегации никеля и кремния на петлях Франка.

Видно, что повышение температуры облучения даже при меньшем флюенсе привело к уменьшению суммарной плотности пор. Однако увеличение размеров пор в образце 2 привело к тому, что распухание по сравнению с образцом 1 увеличилось больше, чем на порядок величины. Плотность радиационно-индуцированных фаз растет по мере увеличения дозы облучения, однако размер G- фазы увеличивается с увеличением температуры облучения даже при меньшем флюенсе.

В элементе чехла КНИ после облучения до 7,9 сна при температуре $\sim 270^\circ\text{C}$ (образец 3) было выявлено:

- образование радиационно-индуцированных карбидов титана, легированных азотом и фосфором плотностью $5,5 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$;

- образование ультрамелких кластеров, обогащенных никелем и алюминием с высокой плотностью $\sim 9 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу γ' -фазы);

- образование ультрамелких кластеров, обогащенных никелем, кремнием и титаном с высокой плотностью $\sim 6 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (по составу близкие к составу G-фазы);

- образование радиационных дефектов в виде петель Франка с дефектом упаковки и дислокационных петель с неразрешаемой линией нулевого контраста («black dots»), суммарная плотность которых достигает $2,6 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$;

- возникновение вакансионных пор плотностью $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$. Распухание при этом составляет 0,006%;

- перераспределение легирующих элементов вблизи границы зерна: увеличение содержания никеля до 17% и снижению содержания хрома до 13%;

- образование сегрегаций никеля и кремния на петлях Франка.

В материале исследованных элементов при отсутствии фазового радиационно-индуцированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и значимого радиационного распухания деградация механических свойств в основном определяется упрочнением материала, приводящим к более раннему зарождению деформационных пор. Проведенные ранее исследования показали, что максимальное снижение пластичности для такого случая не превышает двукратное.

EFFECT OF LONG-TERM EXPOSURE OF OPERATIONAL PARAMETERS IN VVER-440 REACTOR ON MATERIALS' STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF INTERNALS COMPONENTS

E.A. Kuleshova^{1,2}, B.A. Gurovich¹, A.S. Frolov¹, D.A. Maltsev¹, S.V. Fedotova¹,
I.V. Fedotov¹, B.Z. Margolin³, A.I. Minkin³, A.A. Sorokin³

¹NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

³NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"»,
Saint-Petersburg, Russia

Studying the relationship of the structure and mechanical properties changes of internal materials is of significant importance, especially when considering the issue of long-term reactor safe operation. At this, data obtained from reactor vessel internals (RVI) irradiated directly in VVER reactor itself is the most useful and informative. Conclusions about the reactor lifetime extension up to 60 years, or developing the methods to eliminate irradiation changes in material can be based on the study of structure and mechanical properties changes in these samples.

RVI materials from decommissioned NV NPP Unit 3 were investigated to assess the structure degradation degree responsible for properties changes of the RVI elements from 18Cr-10Ni-Ti steel:

1. fragment, trepanned from the baffle after irradiation up to 47,2 dpa in VVER-440 reactor conditions at $T \sim 280^\circ\text{C}$ in contact with water;
2. fragment, trepanned from the segment of core shroud basket after irradiation up to 15,7 dpa in VVER-440 reactor conditions at $T \sim (300-320)^\circ\text{C}$ without contact with water;
3. element of the neutron indication channel case after irradiation up to 7,9 dpa at $T \sim 270^\circ\text{C}$.

The microstructure and phase composition of the samples were studied using transmission and scanning electron microscopy and atom probe tomography as well. Long-term exposure to VVER-440 reactor operational parameters leads to the following radiation-induced changes in the structure of different RVI components from 18Cr-10Ni-Ti steel.

In the baffle element after irradiation up to 47,2 dpa at T ~ 280°C (sample 1):

- formation of the fine radiation-induced titanium carbides/carbonitrides with the number density $3,8 \cdot 10^{21} \text{ m}^{-3}$;
- formation of the ultrafine Ni and Al- enriched clusters with the high number density $\sim 7 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to γ' -phase);
- formation of the ultrafine Ni, Si and Ti- enriched clusters with the high number density $\sim 1,3 \cdot 10^{24} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to G-phase);
- formation of radiation defects: Frank loops with stacking faults and black dots with unresolved zero contrast line, with the total density reaches $2,2 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$;
- occurrence of the vacancy pores with the number density $1,1 \cdot 10^{24} \text{ m}^{-3}$ and the size $\sim 0,75 \text{ nm}$ that correspond to the 0,015% of swelling;
- redistribution of alloying elements near the grain boundary: increasing the nickel content to 20%, reducing the chromium and iron content to 14% to 66% correspondingly;
- nickel and silicon segregation at the Frank loops.

In this RVI element the presence of plate ferrite which volume fraction reaches 5% along the RVI surface. Its presence is not associated with the operation and is typical for the unirradiated 18Cr-10Ni-Ti steel with a certain Cr/Ni ratio.

In the core shroud basket segment after irradiation up to 15.7 dpa at T ~ (300-320)°C without contact with water (sample 2):

Irradiation temperature of the sample 2 is higher compared to sample 1 with ~ 3 times lower temperature. Since the swelling increases with the increase of temperature and irradiation dose, for these samples it was interesting to compare the density and pore size, as well as the swelling degree. In the sample 2 two pore systems were found: the fine ones with the density $3,7 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$ and the size $\sim 1,5 \text{ nm}$ and the coarser ones with the density $0,7 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-3}$ and the size $\sim 6,6 \text{ nm}$. The total swelling of the sample 2 is 0,2%;

The following radiation-induced structural elements were also observed:

- ultrafine Ni and Al- enriched clusters with the high number density $\sim 5 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to γ' -phase);
- formation of the ultrafine Ni, Si and Ti- enriched clusters with the high number density $\sim 4,4 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to G-phase);
- nickel and silicon segregation at the Frank loops.

It can be seen that irradiation temperature increase even for lower fluence resulted in the total pore density decrease. However, the pore sizes increase in sample 2 led to the more than a magnitude higher swelling compared to sample 1. The density of the radiation-induced phases increases with irradiation dose increasing, but the size of the G-phase increases with increasing irradiation temperature even for lower fluence.

In the element of the neutron indication channel case after irradiation up to 7,9 dpa at T ~ 270°C (sample 3):

- formation of N and P- enriched radiation-induced titanium carbides with the number density $5,5 \cdot 10^{19} \text{ m}^{-3}$;

- formation of the ultrafine Ni and Al- enriched clusters with the high number density $\sim 9 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to γ' -phase);
- formation of the ultrafine Ni, Si and Ti- enriched clusters with the high number density $\sim 6 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ (with the composition close to G-phase);
- formation of radiation defects: Frank loops with stacking faults and black dots with unresolved zero contrast line, with the total density reaches $2,6 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$;
- occurrence of the vacancy pores with the number density $2,0 \cdot 10^{23} \text{ m}^{-3}$ that correspond to the 0,006% of swelling;
- redistribution of alloying elements near the grain boundary: increasing the nickel content to 17%, reducing the chromium content to 13%;
- nickel and silicon segregation at the Frank loops.

In the studied RVI materials in the absence of radiation-induced $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation and significant radiation swelling the mechanical properties degradation is mainly due to radiation hardening that can lead to an earlier nucleation of deformation pores. Previous studies have shown that the maximum reduction in ductility for such a case does not exceed twofold.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МАРКИ 10X18Н9 В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БН-600

А.А. Бучатский, Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко,
В.И. Смирнов, Н.Е. Пирогова, А.А. Сорокин

ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

Настоящее исследование проводилось в рамках работ по продлению срока эксплуатации реакторной установки (РУ) БН-600 до 60 лет. Для обоснования срока эксплуатации РУ в рамках современной методологии оценки прочности и работоспособности конструкции необходимо проанализировать возможность реализации предельных состояний конструкции. Одним из основных предельных состояний для элементов РУ является достижение трещиноподобным дефектом критического размера за счет циклического и (или) статического нагружения. Для определения критических размеров дефекта при заданных нагрузках необходимы данные по трещиностойкости материала с учетом влияния таких факторов, как повреждающая доза, температура облучения, температура эксплуатации (испытаний). Таким образом, целью настоящей работы является определение трещиностойкости металла элементов конструкций РУ БН-600 при рабочих температурах и дозах нейтронного облучения.

В качестве материала для исследования был выбран металл пакета-имитатора ПИ-2, изготовленного из стали X18Н9 и облученного при температуре 380-420°C до повреждающих доз 21-30 сна в реакторе БН-600. Для моделирования более высокой температуры облучения было проведено термическое достарива-

ние облученного металла ПИ-2 при температуре 550°C в течение 3000 часов, которое в некоторой степени отражает облучение при 550°C.

В результате исследований была получена температурная зависимость трещиностойкости в диапазоне доз нейтронного облучения от 21 до 30 сна для двух состояний:

- состояние 1 при $T_{обл}=380-420^{\circ}\text{C}$;
- состояние 2 при $T_{обл}=550^{\circ}\text{C}$, моделируемое достариванием при 550°C материала облученного при 380-420°C.

Полученные результаты показали следующее.

- Увеличение температуры от 200 до 600°C приводит к снижению трещиностойкости. При этом происходит смена механизма разрушения с классического внутривязкого вязкого разрушения (в диапазоне температур от 200 до 400°C) на смешанное вязкое и канальное разрушение (в диапазоне температур от 200 до 550°C). Затем разрушение со смешанного вязкого и канального переходит к межзеренному при увеличении температуры от 550 до 600°C.

- В области температур испытаний до 400°C трещиностойкость J_c металла в состоянии 1 ниже, чем в состоянии 2.

- При реализации межзеренного разрушения ($T=550\div 600^{\circ}\text{C}$) трещиностойкость J_c металла в состояниях 1 и 2 практически одинакова.

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF FRACTURE TOUGHNESS OF AUSTENITIC STEEL OF 18Cr-9Ni GRADE OVER WIDE TEMPERATURE RANGE AFTER LONG TERM NEUTRON IRRADIATION IN BN-600 REACTOR

A.A. Buchatsky, B.Z. Margolin, A.G. Gulenko,
V.I. Smirnov, N.E. Pirogova, A.A. Sorokin

NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia

The present investigation was carried out as a part of service life extension of fast reactor BN-600 up to 60 years. For justification the service life of the reactor in the frame of the modern methodology of strength and serviceability assessment of structure components, the limit conditions should be analyzed. One of the main limit conditions for reactor components is the crack-like defect reaching of critical size under cyclic and (or) static loads. For calculation of the critical size of the defect for a given load the fracture toughness data of a material should be determined with taking into account neutron dose, irradiation temperature and operating (test) temperature. Thereby the goal of this work was to determine the fracture toughness of a material of components of BN-600 reactor at operating temperatures and neutron doses.

Investigation was performed for 18Cr-9Ni steel taken of simulator-assembly (PI-2) which was irradiated at 380-420°C up to neutron dose of 21-30 dpa. For higher irradiation temperature to be simulated, thermal aging of irradiated material of PI-2 was carried out at 550°C for 3000 hours. The obtained condition of steel in some way simulates irradiation 550°C.

The temperature dependences of fracture toughness for neutron dose range from 21 to 30 dpa were obtained for these two conditions. Thus, two conditions of 18Cr-9Ni steel were studied:

- condition 1: irradiation at $T_{irr}=380-420^{\circ}\text{C}$;
- condition 2: irradiation at $T_{irr}=550^{\circ}\text{C}$, which is simulated by aging at 550°C of material irradiated at $380-420^{\circ}\text{C}$.

The obtained results show the following.

Temperature increasing from 200 to 600°C leads to decreasing of fracture toughness.

- The fracture mechanism changes as follow. Over temperature range from 200 to 400°C classical transgranular ductile fracture occurs. Over temperature range from 200 to 550°C mixed ductile and channel fracture is observed. When temperature increases from up 550 to 600°C brittle intergranular fracture is revealed.

- Fracture toughness J_c of the metal in the condition 1 is lower than in the condition 2 over the test temperature range up to 400°C ;

When intergranular fracture occurs ($T=550-600^{\circ}\text{C}$) fracture toughness J_c of the investigated metal in the conditions 1 and 2 is almost the same.

SWELLING, CREEP AND EMBRITTLEMENT OF D9 STAINLESS STEEL CLADDING AND DUCT IN FOUR FFTF DRIVER FUEL ASSEMBLIES AFTER HIGH NEUTRON EXPOSURES

F.A. Garner

NRNU "MEPhI", Department of Materials Science, Moscow, Russia

Each of the various national fast reactor programs in Russia, France, Japan, USA developed modified versions of 316 stainless steel or similar steels to obtain improved resistance to void swelling, irradiation creep and embrittlement. While the fast reactor programs in the Western countries have been shut down, programs in Russia, China and India still proceed. Additionally, some proposed activities in the West envision the use of such improved steels.

For example, the first core of MYRRHA, the well-known austenitic stainless steel of the 15-15 Ti class (such as AIM1 in France, DIN 1.4970 in Germany, D9 in the USA and India) will be used for the fuel cladding. Other proposed fast reactor and accelerator-driven devices also envision the use of such improved steels.

The radiation response data for the American D9 steel was developed in the Liquid Metal Reactor (LMR) program, with some results published two decades or more earlier. Not all available data from the U.S. LMR program were fully analyzed, however, and recently a significant amount of such data on the D9 alloy in FFTF has been collected and reexamined.

This report focuses on the swelling, creep and embrittlement behavior of 20% cold-worked D9 cladding and duct used in four 217-pin mixed-oxide fuel driver subassemblies designated C-1, D9-1, D9-2, and D9-4. These assemblies were irradiated in the FFTF fast reactor to maximum exposures of 16.5, 15.1, 25.3 and $21.4 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ($E>0.1 \text{ MeV}$), respectively, but all with quite different time-temperature histories.

The highest exposure D9-2 subassembly operated at somewhat lower temperatures compared to those of second-highest exposure D9-4 assembly, leading to measurably different swelling behavior in the two assemblies.

Since the D9-4 duct operated at lower temperatures than the cladding, the swelling of the duct was relatively low, peaking at 6-7%. The cladding from the four assemblies was analyzed using the "swelling loop" method shown to be successful in other high dose data sets on various 300 series alloys. The fuel pin cladding reached peaked swelling values of 21-28% in D9-4 and 37-38% in D9-2, with a significant portion of each pin having attained the terminal swelling rate of $\sim 1\%/dpa$. Such high swelling leads to large axial growth of pins and development of spiral ovality. Void swelling was observed to vary with dpa rate, irradiation temperature and especially to small heat-to-heat differences in composition between the two heats employed, particularly to small variations in phosphorus, even when both heats met the procurement upper limit specifications for this element, demonstrating the necessity of specifying both upper and lower concentration limits for swelling-sensitive elements such as phosphorous and silicon. For near-identical fluence and temperature the swelling was remarkably reproducible. Most of the strain arises from swelling with the creep strain saturating early in the irradiation, demonstrating the well-known "disappearing creep" phenomenon. While no significant pin failures were observed during in-reactor operation, failure arising from severe void-induced embrittlement occurred in D9-2 fuel pins during post-irradiation handling.

ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

С.В. Рогожкин^{1,2}, А.А. Никитин^{1,2}, Н.А. Искандаров¹, А.А. Хомич¹,
В.В. Хорошилов¹, А.А. Богачев¹, А.А. Лукьянчук¹, О.А. Разницын¹,
А.С. Шутов¹, П.А. Федин¹, Т.В. Кулевой¹, А.Л. Васильев³, М.Ю. Пресняков³,
К.С. Кравчук⁴, А.С. Усеинов⁴, М.В. Леонтьева-Смирнова⁵, Е.М. Можанов⁵

¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ИТЭФ», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

³ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия

⁴ФГБНУ «ТИСНУМ», г. Троицк, Россия

⁵АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

В настоящее время ферритно-мартенситные (Ф-М) стали являются перспективными конструкционными материалами активной зоны и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных реакторов [1-3]. В России ведутся разработки ряда 12%-ных хромистых сталей, таких как ЭП-450, ЭП-823, ЧС-139 и малоактивируемая сталь ЭК-181 и др. [3-6]. Преимущество этого класса материалов обусловлено низким радиационным распуханием вплоть до доз радиационного повреждения 150-200 сна. В то же время, опыт эксплуатации Ф-М сталей, а также исследования в рамках различных международных и национальных программ показывают, что они склонны к низкотемпературному радиационному

охрупчиванию (НТРО), которое проявляется, в частности, в снижении уровня ударной вязкости и повышении температуры хрупко-вязкого перехода. Заметный рост температуры вязко-хрупкого перехода Ф-М сталей наблюдается при температурах ниже $0.3 T_m$ (температуры плавления). При облучении в области температур $\sim 300^\circ\text{C}$ наиболее сильное охрупчивание наблюдается в интервале повреждающих доз ≤ 20 сна. Например, нейтронное облучение 9%-ных хромистых Ф-М сталей Eurofer97 и F82H уже при повреждающих дозах в несколько сна приводит к повышению температуры хрупко-вязкого перехода на $50\text{-}150^\circ\text{C}$, а при дозах более 20 сна – к увеличению на $200\text{-}250^\circ\text{C}$ [1]. Температурный диапазон НТРО Ф-М сталей пересекается с диапазоном рабочих температур нижней части оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах, а также попадает в область предполагаемых температур эксплуатации первой стенки энергетических термоядерных установок. Именно поэтому исследования в этой области параметров облучения остаются актуальными.

В настоящее время исследования сконцентрированы на выяснении микроскопических причин НТРО Ф-М сталей. В качестве одного из основных механизмов НТРО рассматривается образование дислокационных петель. В ряде работ (см, например [1, 6]) показано, что реакторное облучение ферритно-мартенситных сталей Eurofer97, F82H и ЭК-181 при $300\text{-}350^\circ\text{C}$ до повреждающих доз несколько сна приводит к формированию значительного числа дислокационных петель. В частности, в жаропрочной стали ЭК-181 после облучения в БОР-60 до доз ~ 6 сна при температуре 325°C по всему объему материала образуются дислокационные петли, средний размер которых ~ 11 нм, а объемная плотность $\sim (2,5 \pm 0,2) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$.

Другим типом микроструктурных элементов, отвечающих за НТРО, являются наноразмерные предвыделения, либо кластеры, состоящие из легирующих элементов, либо примесей. Образование таких особенностей в низкохромистых сталях корпусов ядерных энергетических реакторов, эксплуатирующихся при температурах $270\text{-}300^\circ\text{C}$, хорошо известно [7-8]. Образование высокой плотности предвыделений α' -фазы также наблюдалось в стали Eurofer 97 после реакторного облучения до 32 сна при 330°C [9]. Необходимо отметить, что в исходном состоянии ряда жаропрочных ферритно-мартенситных сталей обнаружены нанокластеры, обогащенные некоторыми легирующими элементами. Так, в стали ЭК-181 имеются нитридные кластеры Cr-V-N размерами 2-4 нм и объемной плотностью $\sim 10^{23} \text{ м}^{-3}$ [10], а в стали ЧС-139 обнаружены Cr-V-Nb-N кластеры размерами 3-11 нм и объемной плотностью $\sim 10^{23} \text{ м}^{-3}$ [11]. Учитывая высокую объемную плотность этих нанокластеров, превышающую характерную плотность дислокационных петель, их перестройка под облучением может давать заметный вклад в НТРО. Кроме того, наноразмерные карбонитридные включения, например, дисперсные частицы VC (TaC) в стали ЭК-181, упрочняющие структуру стали, могут перестраиваться под облучением и изменять предел текучести. Учитывая разнообразие радиационно-индуцированных изменений в материалах, необходимо применение комплекса методик анализа. Базовым методом является просвечивающая электронная микроскопия, но учитывая возможные локальные перестройки химического состава Ф-М сталей под облучением, необходимым методом анализа является атомно-зондовая томография.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), атомно-зондовой томографии (АЗТ) и наноиндентирования проведены исследования сталей ЭК-181 и ЧС-139 после облучения ионами железа при различных температурах $250\div 400^\circ\text{C}$ и повреждающих доз до 10 сна. Облучение собственными ионами использовано для ускоренного моделирования радиационных повреждений при нейтронном облучении для сравнимых по параметру сна доз радиационного повреждения [12,13].

Исследования микроструктуры материала проводились на просвечивающем микроскопе Titan 80-300 TEM/STEM (Thermo Fisher Scientific, США) с применением методик электронной дифракции, просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, просвечивающей растровой электронной микроскопии. Тонкие образцы поперечных сечений для ПЭМ исследований из облучённых ионами образцов изготавливались методом фокусированного ионного пучка ионов Ga^+ в растровом электронно-ионном микроскопе HELIOS NanoLab 600 при ускоряющем напряжении $2\div 30$ кВ. Вырезанные ламели анализировались с точки зрения радиационных изменений структурно-фазового состояния облучённой области материала на различных глубинах. Дополнительно снимались темнопольные изображения с использованием метода слабых пучков при различных условиях дифракции. Для облученных ионами ферритно-мартенситных сталей в исследуемом диапазоне температур $250\div 400^\circ\text{C}$ и повреждающих доз до 10 сна основными радиационно-индуцированными дефектами, обнаруженными методами ПЭМ, являлись дислокационные петли типа $\langle 100 \rangle$, плотность которых составляла $(2-7) \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$ а размер 2-6 нм.

Для исследования локальных перестроек химического состава облучённых материалов использовался атомно-зондовый томограф с лазерным испарением (ПАЗЛ-3D) [14]. Образцы для АЗТ исследований изготавливались методом фокусированного ионного пучка. Исследуемый объём материала извлекался с различных глубин от облучённой поверхности и прикреплялся к массивному основанию. В дальнейшем данный образец полировался ионами галлия до формы иглы с диаметром острия необходимого размера (≤ 100 нм), на кончике которой находилась исследуемая область облучённого образца. В облученной стали ЭК-181 были обнаружены небольшие продолговатые скопления Si, а в облученной стали ЧС-139 было обнаружено образование высокой плотности кластеров ($\sim 10^{24} \text{ м}^{-3}$) и атмосфер Коттрелла, обогащенных Ni, Si и Mn.

Облученные ионами образцы также исследовались методами наноиндентирования для прямого измерений упрочнения облученного ионами слоя. Полученные данные демонстрируют хорошую корреляцию с оценками упрочнения в рамках модели упрочняющих барьеров с использованием полученных методами ПЭМ и АЗТ данных о наномасштабных радиационно-индуцированных эффектах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01696). Облучение образцов и томографический атомно-зондовый анализ выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования КАМИКС (<http://kamiks.iterp.ru/>) НИЦ «Курчатовский институт» – ИТЭФ, приготовление образцов методами фокусированных ионных пучков выполнены на оборудовании ресурсного центра НАНОЗОНД НИЦ «Курчатовский институт» (<http://www.rc.nrcki.ru/pages/main/nanozond/>).

1. Gaganidze E., Petersen C., Materna-Morris E. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 417, p. 93 – 98.
2. Jiao Z., Taller S., Field K. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2018, v. 504, p. 122 – 134.
3. Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Соколов Н.Б. и др., *Вопросы атомной науки и техники, серия: Материаловедение и новые материалы*, 2005, т. 1(64), с. 247–257.
4. Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Solonin M.I. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2002, v. 307 – 311, p. 532 – 535.
5. Леонтьева-Смирнова М.В., Иолтуховский А.Г., Чернов В.М. и др. *Вопросы атомной науки и техники, серия: Материаловедение и новые материалы*, 2004, т. 2(63), с. 142–155.
6. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др., *Перспективные материалы*, 2006, №6, с. 40–52.
7. Kryukov A., Debarberis L., Ballesteros A., et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2012, v. 429, p. 190–200.
8. Kuleshova E.A., Gurovich B.A., Bukina Z.V., et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2017, v. 490, p. 247–259.
9. Рогожкин С.В., Никитин А.А., Алеев А.А., и др., *Перспективные материалы*, 2012, №5 с. 45–52.
10. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Алеев А.А. и др., *Перспективные материалы*, 2011, № 5, с. 29 – 36.
11. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Лукьянчук А.А. и др., *Перспективные материалы*, 2017, № 11, с. 5–17.
12. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: Наукова думка, 2006, 376 с.
13. Was G.S. *Fundamentals of Radiation Materials Science*. Springer-Verlag, Berlin, 2007, 827 p.
14. Рогожкин С.В., Алеев А.А., Лукьянчук А.А. и др. *Приборы и техника эксперимента*, 2017, №3, с. 129–134.

STUDY OF LOW-TEMPERATURE RADIATION HARDENING OF FERRITIC-MARTENSITIC STEELS

S.V. Rogozhkin^{1,2}, A.A. Nikitin^{1,2}, N.A. Iskandarov¹, A.A. Khomich¹,
 V.V. Khoroshilov¹, A.A. Bogachev¹, A.A. Lukyanchuk¹, O.A. Raznitsyn¹,
 A.S. Shutov¹, P.A. Fedin¹, T.V. Kulevoy¹, A.L. Vasilyev³, M.Yu. Presnyakov³,
 K.S. Kravchuk⁴, A.S. Useinov⁴, M.V. Leontyeva-Smirnova⁵, E.M. Mozhanov⁵

¹NRC «"Kurchatov Institute" — ITEP», Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

³NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia

⁴FSBI "TISNCM", Troitsk, Russia

⁵JSC "VNIINM", Moscow, Russia

Ferritic-martensitic (FM) steels are promising structural materials of the core and internals of fission and fusion reactors [1-3]. Various 12% chromium steels are being developed in Russia, such as EP-450, EP-823, ChS-139 and low-activated steel EK-181 and others [3-6]. The advantage of these materials is due to low radiation swelling up to doses of radiation damage of 150-200 dpa. However, operating experience of FM

steels, as well as studies in various international and national programs, showed that they have a propensity to low-temperature radiation embrittlement (LTRE), which is manifested in reducing the level of toughness and in increasing of ductile-to-brittle transition temperature (DBTT). A noticeable increase in the DBTT of FM steels was observed at temperatures below $0.3 T_m$ (melting point). When FM steels irradiated at temperatures ~ 300 °C, the greatest embrittlement was observed in the range of damage doses of ≤ 20 dpa. For example, neutron irradiation of 9% FM chromium steels Eurofer97 and F82H to damage doses of several dpa led to an increase in the DBTT of 50-150 °C, and after irradiation to doses of more than 20 dpa the increase of DBTT was 200-250 °C [1]. The temperature range of LTRE of FM steels intersects with the operating temperature range of fuel claddings of fast-neutron reactors, and also is in the range of expected operating temperatures of the first wall of fusion power plants. That is why investigations in these ranges of irradiation parameters remain important.

Now, these investigations are focused on clarifying the microscopic origins of LTRE of FM steels. The formation of dislocation loops is considered as one of the main mechanisms of LTRE. In a number of works (see, for example [1, 6]), it was shown that reactor irradiation of ferritic-martensitic steels, Eurofer97, F82H and EK-181, at 300-350 °C to damage doses of few dpa led to the formation of a high number density of dislocation loops. In particular, in heat-resistant steel EK-181, after irradiation in BOR-60 to 6 dpa at 325 °C, dislocation loops were formed throughout the material, their average size was ~ 11 nm, and the number density was $\sim (2.5 \pm 0.2) \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$.

Another type of microstructural feature responsible for LTRE is nanoscale pre-precipitates, or clusters enriched in alloying elements or impurities. The formation of these features in low-chromium steels of nuclear power plant vessels operating at temperatures of 270-300 °C is well known [7-8]. The nucleation of a high number density of the α' -phase precipitates was also detected in Eurofer 97 steel after reactor irradiation to 32 dpa at 330 °C [9]. It should be noted that in the initial state of some heat-resistant ferritic-martensitic steels, nanoclusters enriched in some alloying elements were found. So, in EK-181 steel there are Cr-V-N clusters with sizes of 2-4 nm and a number density of $\sim 10^{23} \text{ m}^{-3}$ [10]; and in ChS-139 steel, Cr-V-Nb-N clusters with sizes of 3-11 nm and a number density of $\sim 10^{23} \text{ m}^{-3}$ were detected [11]. Considering the high number density of these nanoclusters, which exceeds the characteristic number density of dislocation loops, their rearrangement under irradiation can make a noticeable contribution to LTRE. In addition, the yield strength of FM steels strengthened by nanoscale carbonitride inclusions (for example, VC (TaC) dispersed particles in EK-181 steel) can be change due to rearrangement of these inclusions under irradiation. Taken into account the variety of radiation-induced changes in materials, it is necessary to use a comprehensive analysis. Transmission electron microscopy can be basic method, but taking into account possible local rearrangements of chemical composition of FM steels under irradiation, atom probe tomography is a necessary method of analysis.

In the present work, EK-181 and ChS-139 steels after irradiation with iron ions to damage doses up to 10 dpa at various temperatures of 250 ÷ 400 °C were studied with transmission electron microscopy (TEM), atom probe tomography (APT) and nanoindentation. Self-ion irradiation was used to simulate of radiation damages under neutron irradiation for comparable damage doses in dpa [12,13].

The steel microstructure was studied on a Titan 80-300 TEM/STEM transmission electron microscope (Thermo Fisher Scientific, USA) using electron diffraction techniques, high resolution transmission electron microscopy, and transmission scanning electron microscopy. Thin cross-section samples for TEM studies from samples irradiated with ions were prepared using the focused ion beam of Ga⁺ ions in a HELIOS NanoLab 600 scanning electron-ion microscope at an accelerating voltage of 2–30 kV. Radiation changes of the structural-phase state of irradiated region of the materials were analyzed at different depths. In addition, dark-field images were taken using the weak beam method under various diffraction conditions. For irradiated ferritic-martensitic steels in the investigated temperature range of 250 - 400 °C and damage doses up to 10 dpa, the main radiation-induced defects detected by TEM were dislocation loops of type <100> with number density of $(2-7) \times 10^{21} \text{ m}^{-3}$ and sizes of 2-6 nm.

To study the local rearrangements of chemical composition of irradiated materials, an atomic probe tomography with laser evaporation APPLE-3D was used [14]. Samples for APT studies were made by focused ion beam. The investigated volumes of material were lifted out from different depths from the irradiated surface and attached to a massive base. Subsequently, these samples were polished with gallium ions to a needle shape with a tip diameter of the required size ($\leq 100 \text{ nm}$), and at this tip there was an area of the irradiated material under investigation. In the irradiated EK-181 steel, small elongated clusters enriched in Si were detected, and in the irradiated ChS-139 steel, the formation of a high number density of clusters ($\sim 10^{24} \text{ m}^{-3}$) and Cottrell atmospheres enriched in Ni, Si and Mn was found.

Ion-irradiated samples were also studied with nanoindentation for direct measurement of the hardening of the ion-irradiated layer. The data obtained demonstrate a good correlation with the calculation of hardening in the framework of the dispersed-barrier hardening model with results obtained by TEM and APT for nanoscale radiation-induced features.

This study is supported by the Russian Science Foundation under grant 17-19-01696 and performed in NRC “Kurchatov Institute” – ITEP. We also acknowledge the KAMIKS facility (<http://kamiks.itep.ru>) of the NRC “Kurchatov Institute” – ITEP for providing access to the instruments at their laboratories. Sample preparation using focused ion beams was carried out on the equipment of the resource center NANOZOND of NRC "Kurchatov Institute" (<http://www.rc.nrcki.ru/pages/main/nanozond/>).

1. Gaganidze E., Petersen C., Materna-Morris E. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 417, p. 93 – 98.
2. Jiao Z., Taller S., Field K. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2018, v. 504, p. 122 – 134.
3. Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Sokolov N.B. et al., *Problems of Atomic Science and Technology*, series: *Materials Science and New Materials*, 2005, v. 1 (64), p. 247–257.
4. Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Solonin M.I. et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2002, v. 307 – 311, p. 532 – 535.
5. Leontiev-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Chernov V.M. et al. *Problems of Atomic Science and Technology*, series: *Materials Science and New Materials*, 2004, v. 2 (63), p. 142–155.
6. Leontiev-Smirnova M.V., Agafonov A.N., Ermolaev G.N. et al., *Perspektivnye materialy*, 2006, No. 6, p. 40–52.
7. Kryukov A., Debarberis L., Ballesteros A., et al., *Journal of Nuclear Materials*, 2012, v. 429, p. 190–200.

8. Kuleshova E.A., Gurovich B.A., Bukina Z.V., et al., Journal of Nuclear Materials, 2017, v. 490, p. 247–259.
9. Rogozhkin S.V., Nikitin A.A., Aleev A.A., et al., Inorganic Materials: Applied Research, 2013, v. 4, p. 112–118.
10. Rogozhkin S.V., Iskandarov N.A., Aleev A.A., et al., Inorganic Materials: Applied Research, 2012, v. 3, p. 129–134.
11. Rogozhkin S.V., Iskandarov N.A., Lukyanchuk A.A., et al., Inorganic materials: Applied research, 2018, v. 9, p. 231–238.
12. Voevodin V. N., Neklyudov I. M., Evolution of Structural Phase State and Radiation Strength of Structural Materials. Kiev: Naukova Dumka, 2006, 376 p.
13. Was G.S. Fundamentals of Radiation Materials Science. Springer-Verlag, Berlin, 2007, 827 p.
14. Rogozhkin S.V., Aleev A.A., Lukyanchuk A.A., et al., Instruments and Experimental Techniques, 2017, v. 60, p. 428–433.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ОБЛУЧЁННЫХ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ МАРОК 08X18H10T, ЭИ-847, ЭП-172 И ЧС-68

С.И. Поролло, А.А. Иванов, Ю.В. Конобеев, С.В. Шулепин

ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ГНЦ РФ — ФЭИ»,
г. Обнинск, Россия

Главным недостатком аустенитных нержавеющей сталей, который ограничивает их применение в активной зоне быстрых реакторов, является их высокая скорость распухания при нейтронном облучении. Это в свое время способствовало более широкому использованию сталей ферритно-мартенситного класса, свободных от этого недостатка. Вместе с тем известно, что у аустенитных сталей и высоконикелевых сплавов в результате нейтронного облучения наблюдается значительное ухудшение кратковременных и длительных механических свойств, имеет место так называемое высокотемпературное радиационное охрупчивание (ВТРО) [1-3]. При высоких выгораниях ВТРО может стать эффектом, принципиально ограничивающим работоспособность аустенитных сталей в области высоких температур, фактором, сопоставимым по важности с вакансионным распуханием, представляющим наибольшую опасность в диапазоне более низких температур облучения. Для снижения радиационного распухания в сталях аустенитного класса успешно применяется холодная деформация, а также введение специальных добавок, однако влияние этих факторов на склонность материала к высокотемпературному радиационному охрупчиванию изучено недостаточно. Следует отметить также ограниченность данных по влиянию температуры облучения на ВТРО аустенитных сталей и противоречивость литературных данных о причинах и механизмах приводящих к ВТРО [4,5].

В докладе приводятся результаты исследования влияние химического состава, холодной деформации и температуры облучения на кратковременных механические свойства аустенитных нержавеющей сталей 08X18H10T, ЭИ-847,

ЭП-172 и ЧС-68 после нейтронного облучения в реакторе БН-350 до повреждающей дозы 57–59 сна в диапазоне температур 400–500°C. Для сравнения параллельно исследовалась облученная в тех же условиях ферритно-мартенситная сталь ЭП-450. Кратковременные механические испытания исходных и облученных образцов проводились при температурах 500–750°C.

Список использованных источников

- 1 F.C. Robertshaw, C.G. Collings The Effect of Neutron Irradiation on the Stress-Rupture Strength of A-286 and Inconel X. – Trans. ASM., 1962, v. 55, pp. 565-579.
- 2 Е.В. Гусев, П.А. Платонов, Н.Ф. Правдюк и др. Действие реакторного облучения на длительную прочность аустенитных сталей и жаропрочных материалов на железной и никелевой основе. В кн: Международная конференция по мирному использованию атомной энергии. – Женева, 1964, докл. № P/339a, с. 250-256.
- 3 R.S. Barnes Embrittlement of stainless steels and nickel-based alloys at high temperature induced by neutron radiation. – Nature, 1965, v. 206, n. 4991, pp. 1307-1310.
- 4 Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов. Киев: Наук. думка, 1979.
- 5 Вотинин С.Н., Прохоров В.И., Островский З.Е. Облученные нержавеющие стали. М.: Наука, 1987.

HIGH TEMPERATURE IRRADIATION EMBRITTLEMENT IN NEUTRON IRRADIATED AUSTENITIC STAINLESS STEELS 08Kh18N10T, EI-847, EP-172 AND ChS-68

S.I. Porollo, A.A. Ivanov, Yu.V. Konobeev, S.V. Shulepin

NRC «"Kurchatov Institute" — SSC RF — IPPE», Obninsk, Russia

The main disadvantage of austenitic stainless steels, which limits their use in the core of fast reactors, is their high swelling rate during neutron irradiation. This at one time contributed to a wider use of steels of the ferritic-martensitic type, free from this disadvantage. At the same time, it is known that in austenitic steels and high-nickel alloys, as a result of neutron irradiation, there is a significant deterioration in short-term and long-term mechanical properties, the so-called high-temperature irradiation embrittlement (HTIE) takes place [1-3]. At high burn-up, HTIE can become an effect that fundamentally limits the performance of austenitic steels in the high temperature region, a factor comparable in importance to the void swelling that poses the greatest danger in the range of lower irradiation temperatures. To reduce radiation swelling in austenitic steels, cold-worked and the introduction of minor alloying elements have been successfully applied, but the influence of these factors on the tendency of the material to high-temperature irradiation embrittlement has not been studied enough. It should also be noted that data on the effect of irradiation temperature on HTIE of austenitic steels are limited and there is a contradiction in the literature on the causes and mechanisms leading to HTIE [4,5].

The report presents the results of a study of the influence of chemical composition, cold-worked and irradiation temperature on the short-term mechanical properties of austenitic stainless steels 08Kh18N10T, EI-847, EP-172 and ChS-68 after neutron irradiation in the BN-350 reactor to a damage dose of 57–59 dpa in temperature range

of 400–500°C. For comparison, the EP-450 ferritic-martensitic steel irradiated under the same conditions was studied in parallel. Short-term mechanical tests of the initial and irradiated samples were carried out at temperatures of 500–750°C.

References

- 1 F.C. Robertshaw, C.G. Collings The Effect of Neutron Irradiation on the Stress-Rupture Strength of A-286 and Inconel X. – Trans. ASM., 1962, v. 55, pp. 565-579.
- 2 E.V. Gusev, P.A. Platonov, N.F. Pravdyuk et al. The effects of reactor irradiation on the long-term strength of austenitic steels and heat-resistant materials on iron and nickel bases. In: International Conference on the Peaceful Uses of Atomic Energy. – Geneva, 1964, report № P/339a, pp. 250–256.
- 3 R.S. Barnes Embrittlement of stainless steels and nickel-based alloys at high temperature induced by neutron radiation. – Nature, 1965, v. 206, n. 4991, pp. 1307-1310.
- 4 Zelensky V.F., Neklyudov I.M., Ozhigov L.S. et al. Some problems of physics of radiation damage to materials. Kiev: Sciences. Dumka, 1979.
- 5 Votinov S.N., Prokhorov V.I., Ostrovsky Z.E. Irradiated stainless steels. M.: Science, 1987

РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60

V.S. Neustroev, S.V. Belozërov, E.I. Makarov, D.E. Markelov,
A.V. Obukhov, D.A. Sokolovskiy

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Для оценки состояния материала после длительной эксплуатации необходимо проводить исследования элементов и конструкций длительное время эксплуатировавшихся при различных температурах в реакторе БОР-60. Однако нельзя обойтись и без специально поставленных экспериментов на образцах различного вида с поддержанием достаточно стабильных температурных условий облучения, определяющих то или иное радиационное явление.

В настоящей работе представлены некоторые результаты последних исследований радиационных явлений, таких как радиационное распухание, низкотемпературное радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей. Обсуждаются вопросы влияния длительности облучения (скорости набора дозы) на свойства и структуру облученных сталей. Рассматриваются также вопросы влияния особенностей формирования микроструктуры на физико-механические свойства облученных нейтронами сталей.

RADIATION PHENOMENA IN IRRADIATED AUSTENITIC STEELS AFTER LONG IRRADIATION IN BOR-60 REACTOR

V.S. Neustroev, S.V. Belozërov, E.I. Makarov,
D.E. Markelov, A.V. Obukhov, D.A. Sokolovskiy

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

To assess the state of the material after long-term irradiation, it is necessary to conduct studies of elements and structures that have been operated for a long time at different temperatures in the BOR-60 reactor. However, it is impossible to do without special experiments on samples of various types with the maintenance of sufficiently stable temperature conditions of irradiation, determining a particular radiation phenomenon.

This report presents some results of recent studies of radiation phenomena, such as radiation swelling, low-temperature radiation hardening and embrittlement of austenitic steels. The influence of irradiation duration (dose rate) on the properties and structure of irradiated steels is discussed. The influence of microstructure formation features on the physical and mechanical properties of neutron-irradiated steels is also considered.

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ ЭК164-ИД С ЦЕЛЬЮ УВЕЛИЧЕНИЯ РЕСУРСА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ СБОРОК РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ

Т.А. Чурюмова, Н.М. Митрофанова

АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Для повышения технико-экономических показателей реакторов на быстрых нейтронах (БН) необходимо усовершенствовать штатные и создавать новые конструкционные материалы с повышенной радиационной стойкостью.

Повышение выгорания топлива до ~ 15 % т.а. и увеличение достигнутой повреждающей дозы до 112 смещений на атом в реакторе БН-600 и 12 % т.а., 116 сна – в БН-800 планируется за счет применения в качестве материала оболочек твэлов радиационно-стойкой аустенитной стали с основой 16 % Cr – 19 % Ni – ЭК164-ИД х.д. (далее по тексту – ЭК164), комплексно легированной карбидообразующими элементами (титаном, ниобием, ванадием), бором, фосфором, церием, с повышенным по сравнению со штатным материалом (ЧС68) содержанием никеля. За период разработки стали ЭК164 был оптимизирован ее химический состав, усовершенствованы технологии металлургического и трубного производства.

К настоящему времени реакторные испытания оболочек твэлов из стали ЭК164 в БН-600 прошли в составе 18 ТВС, в которых использованы твэлы с оболочками различных технологических исполнений. Достигнуты максимальные повреждающие дозы от 74 до ~ 100 смещений на атом.

На начальном этапе освоение технологии трубного производства было организовано на АО «ПНТЗ», где термообработка предготового размера труб проводилась в проходной печи при $T = 1050$ °С (3 минуты). В дальнейшем изготовление оболочечных труб из стали ЭК164 было перенесено на ПАО «МСЗ», где была откорректирована технология в части введения гомогенизации при $T = 1180$ °С (3 часа) в начале трубного передела и поэтапной оптимизации параметров термообработки предготового размера труб – температуры и скорости нагрева. Сначала трубы предготового размера обрабатывались в вакуумной

инерционной печи VSQ при 1060 °С (20 минут). Далее был переход к термообработке на установке скоростного нагрева АТОН, где температура нагрева составляла (1150 – 1165) °С, а затем была повышена до (1180 ± 5) °С. Далее по тексту этапы усовершенствования технологии изготовления труб будут обозначаться ПНТЗ, МСЗ VSQ и МСЗ АТОН, соответственно.

Параллельно с реакторными испытаниями проводили сравнительные дореакторные исследования структурно-фазового состояния, кратковременных и длительных механических свойств образцов-свидетелей оболочечных труб из стали ЭК164 различного технологического исполнения как в исходном состоянии, так и после термического старения при 700 °С на большой временной базе (порядка 10 000 часов).

Целью данной работы является исследование влияния оптимизации параметров термообработки оболочечных труб из стали ЭК164 на ее структурно-фазовую, в том числе дислокационную стабильность в течение длительного изотермического старения при 700° С, кратковременные и длительные механические свойства (длительная прочность и термическая ползучесть).

Результаты микроструктурных исследований показали, что по мере усовершенствования технологии структура труб становится более однородной. Фазовый состав труб ПНТЗ, VSQ и АТОН не зависит от технологического исполнения и обуславливается легированием. В структуре оболочечных труб присутствуют: первичные карбиды и карбонитриды типа М(С,N), где М – в основном титан и ниобий, в отдельных частицах присутствуют молибден и ванадий. В процессе старения выделяются вторичные частицы М(С, N) – на границах зерен и дислокациях (рисунок 1б), фазы Лавеса, карбиды типа М₂₃С₆ и игольчатые фосфиды типа М₂P (рисунок 1а). Однако, структурно-фазовая стабильность труб, изготовленных по технологии АТОН, выше, а их дислокационная структура – устойчивее при изотермическом старении благодаря образованию при 700 °С на дислокациях более устойчивых к росту мелкодисперсных частиц М(С,N), чем в структуре труб VSQ.

Повышение структурно-фазовой и дислокационной стабильности за счет введения скоростной термообработки на установке АТОН при более высоких температурах аустенизации до ≥ 1150 °С привело к изменению механических свойств оболочек твэлов из стали ЭК164: кратковременные прочностные свойства возросли в среднем на 10 %, характеристики длительной прочности возросли в 1,5 – 2 раза, а скорость ползучести на порядок снизилась, по сравнению с трубами, изготовленными по технологии VSQ, которые, в свою очередь, имеют аналогичные преимущества перед трубами ПНТЗ (рисунок 2).

Повышение уровня длительной прочности в дореакторных условиях позволяет рассчитывать на повышение сопротивления распуханию оболочек твэлов из стали ЭК164, изготовленных по технологии АТОН, как это наблюдали ранее при переходе от технологии ПНТЗ к VSQ. Результатами неразрушающих и разрушающих исследований БАЭС и ИРМ показано, что при сравнимых повреждающих дозах 78 сна распухание оболочек VSQ в 2,5 – 3 раза ниже, чем у оболочек ПНТЗ.

Данные по величине распухания твэлов ТВС, облученной до ~ 100 сна, подтверждают ожидаемое повышение радиационной стойкости оболочек АТОН, распухание которых в 1,7 раза ниже, чем у оболочек VSQ при близкой величине повреждающей дозы 96 сна.

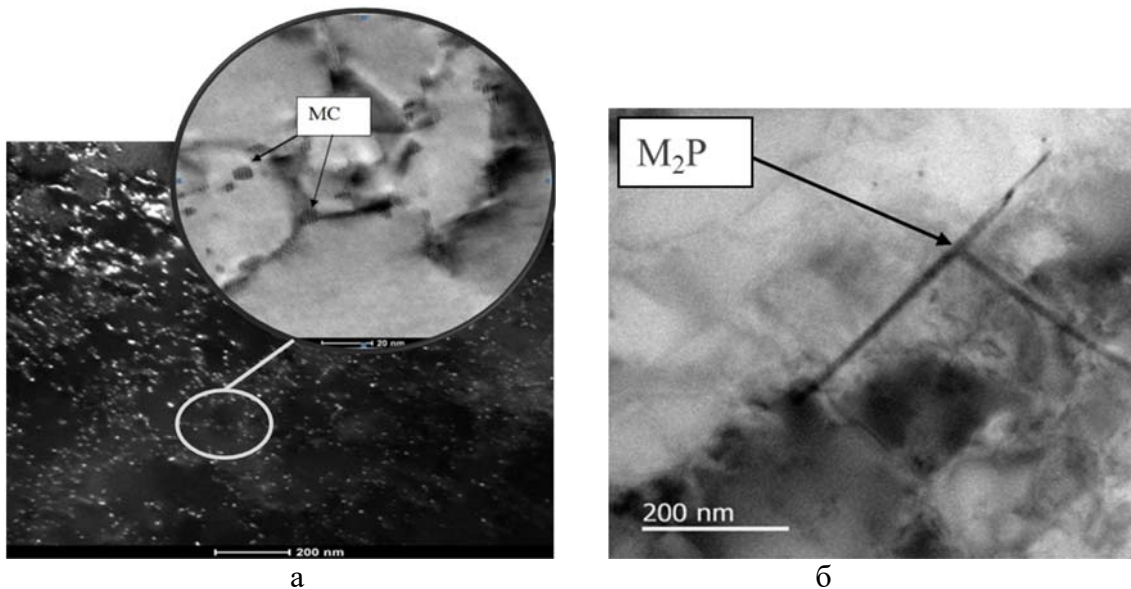


Рис. 1 –Электронно-микроскопические изображения вторичных частиц М(С,N), декорирующих дислокации (а) и игольчатых фосфидов (а) в структуре оболочечных труб из стали ЭК164

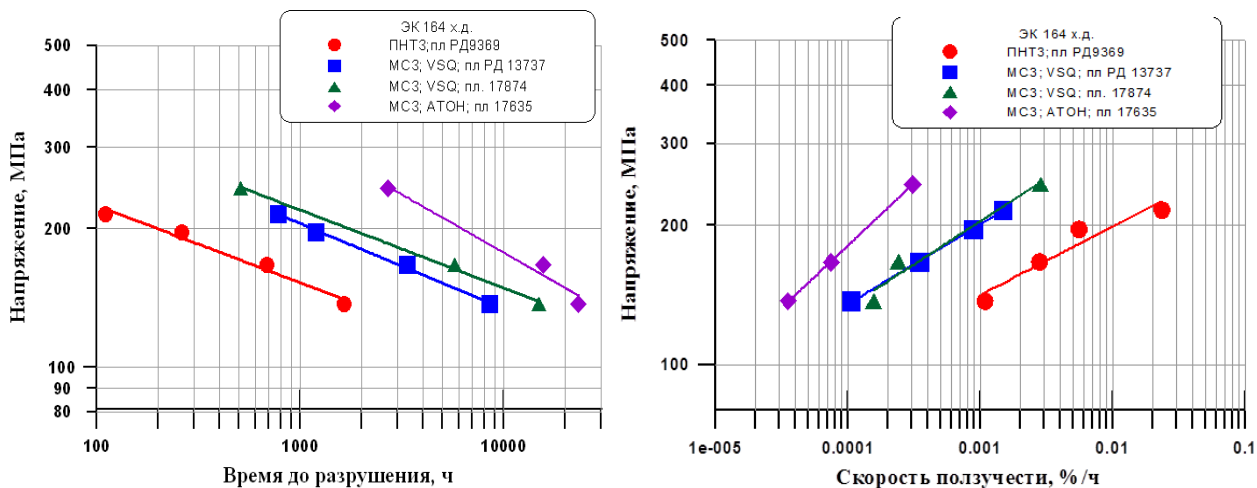


Рис. 2 – Характеристики длительной прочности оболочечных труб из стали ЭК164 различного технологического исполнения

Результаты исследований БАЭС и ИРМ (распухание, взаимодействие с топливом и теплоносителем, эволюция структуры при облучении, механические свойства трубчатых образцов, механическое состояние оболочек твэлов после эксплуатации до достигнутых доз и выгораний топлива) и прогнозные оценки обосновывают ресурс безопасной эксплуатации оболочек из ЭК164, термообработанных в АТОН, до повреждающей дозы не менее 115 сна.

Полученные результаты позволили приступить к внедрению в качестве штатного материала оболочек твэлов стали ЭК164.

OPTIMIZATION OF STRUCTURAL-PHASE STATE OF FUEL PIN CLADDINGS MADE OF STEEL EK164 IN ORDER TO INCREASE THE RESOURCE EFFICIENCY OF FAST NEUTRON REACTORS FUEL ASSEMBLIES

T.A. Churyumova, N.M. Mitrofanova

JSC "VNIINM", Moscow, Russia

It is necessary to develop current structural materials and create new ones with increased radiation resistance to improve economic efficiency of fast neutron reactors (BN).

The achievement of fuel burn-up 15 % FIMA and the increase in the damage dose 112 dpa in the reactor BN-600, as well as 12 % FIMA, 116 for BN-800, are planned due to using a radiation-resistant austenitic steel EK164 (cold worked) as a cladding material. 16% Cr-19% Ni-based steel alloyed with carbide-forming elements (Ti, Nb, V), Si, B, P, Ce, with compared increased Ni content. During the development of the steel EK164, its chemical composition was optimized, metallurgical and pipe technologies were improved.

At present, reactor tests had been carried out at BN-600 on EK164 steel fuel pin claddings as part of 18 fuel assemblies, in which fuel element's claddings were obtained with of various pipe technologies. The maximum damaging doses from 74 to ~ 100 displacements per atom have been achieved.

Initially pipe production was organized at JSC PNTZ, where prefabricated size pipes heat treatment was carried out in a pusher-type furnace at $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (3 min). Further the production of steel EK164 cladding pipes was transferred to PJSC MSZ, where the technology has been improved by introducing diffusion annealing at $T = 1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ (3 hours) at the initial stage of pipe producing and step-by-step optimization of heat treatment parameters - temperature and heating speed for the prefabricated pipe size before final cold working. At first pre-size pipes were processed in a VSQ inertia vacuum furnace at $1060\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 min). Then there was a transition to heat treatment at the ATON high-speed heating installation, which had heating temperature (1150 - 1165) $^{\circ}\text{C}$, then the temperature was raised up to $(1180 \pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C}$. Hereinafter, the stages of improvement of pipe manufacturing technology will be indicated by PNTZ, MSZ VSQ and MSZ ATON.

Comparative out-of-pile studies of the structural-phase state, short-term and long-term mechanical properties of cladding pipe samples were performed simultaneously with the irradiation reactor tests. Samples of steel EK164 cladding pipes obtained by various technologies were investigated both at the initial state and after thermal aging at $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ on a large time base (about 10,000 hours).

The purpose of this work is to study the effect of the heat treatment parameters optimizing on structural-phase and dislocation stability during long-time aging at $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, short-term and long-term mechanical properties (long-term strength and thermal creep) of cladding pipes made of steel EK164.

The results of microstructural studies have shown that the structure of pipes becomes more homogeneous as technology improves. The phase composition of PNTZ, VSQ and ATON pipes does not depend on technological performance and is caused by alloying system. The structure of steel EK164 cladding pipes contains: primary type M (C, N) carbides and carbonitrides (M is mainly titanium and niobium; molybdenum and vanadium are also present in some particles). In the process of aging, secondary particles M (C, N) decorate grain boundaries and dislocations (Fig. 1a), the Laves phases, $M_{23}C_6$ type carbides and the M_2P type acicular phosphides (Fig. 1b). However, the structural and phase stability of ATON-made pipes is higher, and their dislocation structure is more stable during aging due to tiny particles M (C, N) formation, which are more dispersed and have higher resistance to growth at $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ than the same ones in VSQ pipes.

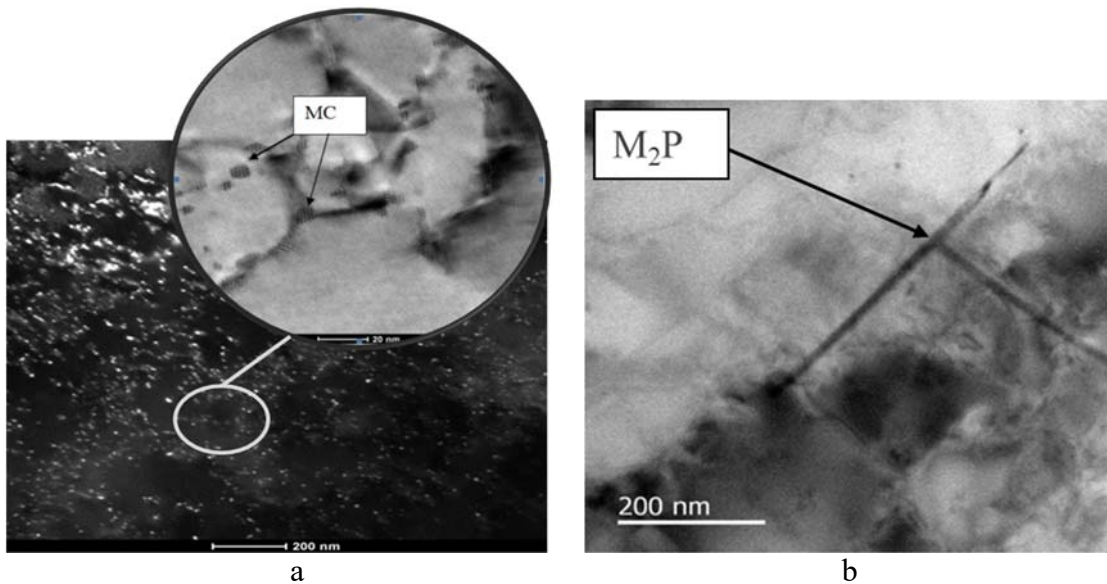


Fig. 1 – TEM- images of secondary particles M (C, N), decorating dislocations (a), and acicular phosphides (b) in the structure of steel EK164 cladding pipes

The increase in phase and dislocation stability due to the introduction of high-speed heat treatment at the ATON installation at higher austenitization temperatures up to $\geq 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ resulted in a change in the mechanical properties of steel EK164 fuel pin claddings: short-term strength properties increased on 10%, long-term strength characteristics increased in 1,5 - 2 times, and the creep rate decreased by an order of value, compared to VSQ-made pipes, which, in turn, have similar advantages over pipes PNTZ (Fig. 2).

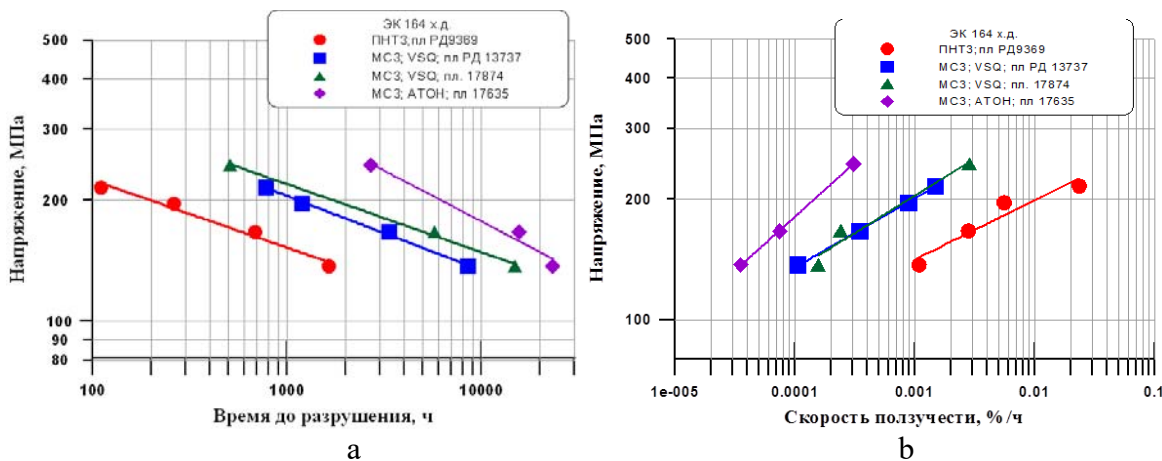


Fig. 2 - Characteristics of long-term strength (time to rupture – a, creep speed – b) of steel EK164 cladding pipes processed by various technologies

Increasing the level of long-term strength in out-of-pile conditions makes it possible to suppose increase of swelling resistance of fuel elements cladding made of the steel EK164, manufactured by ATON technology, as well it was observed earlier during transition from PNTZ to VSQ technology. The results of BNPP and IRM non-destructive and destructive post reactor studies showed that, the swelling of VSQ cladding pipes is 2,5 - 3 times lower than that of PNTZ pipes at comparable damaging doses of 78 dpa.

The values of the fuel pins swelling in fuel assemblies irradiated up to ~ 100 dpa confirm the expected increase in the radiation resistance of ATON cladding pipes,

which swelling is 1,7 times lower than that of VSQ claddings at a similar value of the damaging dose 96 dpa.

The results of BNPP and IRM studies (swelling, interaction with fuel and coolant, structure evolution under irradiation, mechanical properties of tubular samples, mechanical condition of fuel element claddings after operation to achieved doses and burnout of fuel) and predictive estimates confirm the safe operation of ATON cladding pipes to damaging dose of at least 115 dpa.

Obtained results allowed us to start introduction of EK164 steel as a fuel pin claddings material in order to extend service life of fast reactor fuel assemblies.

STUDY ON THE HEAT INSULATION MATERIALS WITH HIGH TEMPERATURE SODIUM IN SODIUM-COOLED FAST REACTOR

J. Zhang, X. Fu, B. Qin, H. Ma,
Z. Ruan, L. Tao, B. Long

CIAE, Beijing, China

The heat insulation material of sodium pipeline and facilities is one of the important functional materials for sodium-cooled reactor (SFR). Heat insulation material plays a role of thermal insulation of facilities. In the sodium system, if sodium leaks, sodium will directly contact with the insulating layer coated on the sodium pipeline or the sodium facility. The study on the reactivity of high temperature sodium with the heat insulating material is one of the topics for the safe operation of the sodium facility. The compatibility of SFR candidate heat insulation materials with high temperature sodium was studied in this paper. The results show that the thermal insulation material will react strongly with sodium at high temperature ($>300^{\circ}\text{C}$) and promote the combustion of sodium fire.

THE EFFECT OF OXYGEN AND HYDROGEN ON STRESS CORROSION CRACKING OF 304NG STAINLESS STEEL IN HIGH TEMPERATURE WATER WITH TRACE CHLORIDE ION FOR PWR PRIMARY LOOP

P. DeQuan, W. Hui, H. Yong, Z. BaoLiang

CIAE, Beijing, China

Abstract: Stress corrosion cracking (SCC) susceptibility of stainless steel 304NG in deoxygenized, air-saturated, oxygenated and reductive hydrogen atmosphere with trace chloride ion was studied using slow strain rate testing (SSRT), the basic water chemistry is simulated the primary loop of pressurized water reactor (PWR) where high temperature and high pressure water contains boric and lithium ions. Results showed

the SCC susceptibility of 304NG increased with the order of air-saturated, deoxygenated, hydrogen charging and oxygenated. The tensile property of specimen with oxygenated was much better than that of air-saturated without chloride ion. The chemical analysis on fractography of tested samples showed that the oxygen content of oxygenated specimen was much lower than that of air-saturated specimen. The compact oxide film was formed on the surface of oxygenated sample, which prevent the dissolution of substrate metal. The compact oxide film could not form on the surface of air-saturated sample. If the trace chloride ion was doped in solution, the compact oxide film was destroyed, the synergy effect of chloride and oxygen was much more evident than the protective effect of oxide film, the SCC susceptibility of oxygenated sample was much higher than that of air-saturated sample.

Keywords: stress corrosion cracking (SCC), slow strain rate testing (SSRT), 304NG stainless steel, high temperature water, hydrogen and oxygen.

Acknowledgement

Chinese national major projects funded project 2011ZX06004-009, 2011ZX06004-017 and nuclear energy development projects funded HK • DG1001-20102301.

MICROSTRUCTURAL AND CHEMICAL CHARACTERIZATION OF IRRADIATION EFFECTS IN CLADDINGS WITH DIFFERENT ALLOY COMPOSITIONS

K.D. Johnson¹, K.I. Lafchiev¹, D. Jädernäs¹, O. Tengstrand¹,
A.Y. Shevyakov², A.B. Dolgov³, A.V. Ugryumov³

¹Studsvik Nuclear AB, Studsvik, Sweden

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

³JSC "TVEL", Moscow, Russia

Four fuel segments owned by TVEL Fuel Company were irradiated in the Halden reactor to a burnup of ~52 MWd/kgU. Thereafter the segments were transported to the Studsvik Hot Cell Laboratories. Each segment had a different Zr-based cladding type with different amounts of Nb, Sn, and Fe.

Scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and laser ablation (LA) was employed on these alloys and the oxide that has formed during operation. The aim of these investigations was to gain further understanding of how the initial chemical composition affects the evolution of the material during in-reactor operation. SEM was employed to image the hydrides and the oxide formed. TEM was used to study the elemental composition, density, and crystallography of the secondary phase particles after irradiation as well as the formation of a- and c-type dislocations. Furthermore, as elevated boron water chemistry is known to enhance oxidation of Zr-alloys due to the uptake of Li and B, LA was used to profile lithium and boron on the outer surface of the different cladding alloys.

In addition, the oxide itself was studied using TEM. The focus of these examinations was to study differences in the oxide structure (porosity, cracks, texture) as well as where the alloying elements are present in the oxide microstructure in order to under-

stand how the alloying elements of the Zr-based cladding might affect the oxide growth.

In summary, this work presents the state of four cladding types with different amounts of Nb, Fe and Sn additions after irradiation and highlights differences observed.

EFFECT OF IRRADIATION ON SUSCEPTIBILITY OF FERRITIC-MARTENSITIC STEELS TO LIQUID METAL EMBRITTLEMENT IN LIQUID LEAD-BISMUTH ENVIRONMENT

S. Gavrilov, E. Stergar, M. Lambrechts, M. Konstantinovic, J. Van den Bosch

SCK / CEN, BNRC, Mol, Belgium

Lead-based alloys are promising coolants for the innovative nuclear power plants of the next generation and for ADS systems. They provide clear advantages what concerns safety and economy of nuclear systems. One of the most important issues to be resolved for successful implementation of those coolants is to demonstrate compatibility of structural and functional materials with the liquid metal hostile environment.

Liquid metal Embrittlement(LME) and liquid metal corrosion (LMC) were identified as the major degradation phenomena to be addressed in materials qualification program for systems with heavy liquid metal coolant. Liquid metal embrittlement is the phenomena reported first in 1874. Since then many attempts were made to develop consistent theory explaining this phenomena. Despite of many experimental and theoretical works the unique consistent explanation for all observed appearances does not exist. The common approach to detect if material is susceptible to LME is to conduct slow strain rate testing (SSRT) in both inert and in liquid metal environments. The premature rupture of the sample in liquid metal environment and typical fracture surface pattern known as quasi cleavage fracture are considered as the necessary evidences of LME (Figure 1). Beside the tensile test used as screening other mechanical properties as fracture toughness and fatigue endurances can be also affected by liquid metal environment.

In earlier development phase T91 ferritic-martensitic steel was considered as the primary candidate material for number of components in liquid metal cooled reactors as

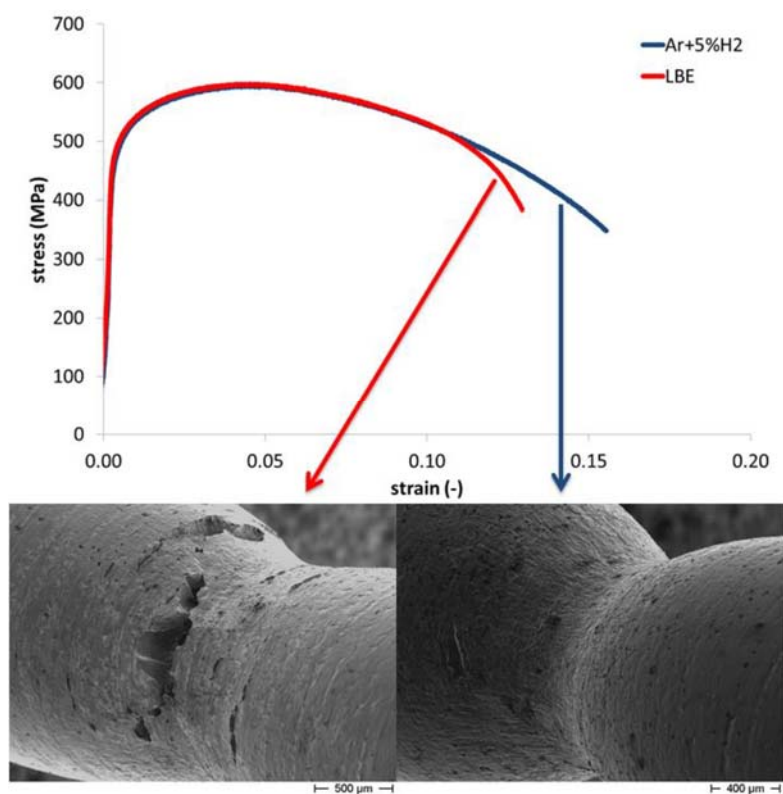


Figure 1. SSRT tests of T91 steel in Ar+5%H2 and in LBE.

e.g. primary heat exchangers, core support structures and fuel assembly. Therefore, number of the dedicated SSRT tests of T91 in LBE have been performed. However, at the beginning majority of the tests performed on T91 did not show evidences of LME. The reason was native oxide layer formed on steel surface, which was preventing intimate contact between liquid metal and steel. Modification of the testing methodology to provide this contact resulted in clear evidence of susceptibility of T91 to LME in liquid lead-bismuth (Figure 1). Further investigation of the effect revealed significant dependence of LME appearance on the strain rate and on the test temperature. Moreover it was found significant reduction of fracture toughness and reduction of fatigue endurances of T91 in LBE environment and in the tests performed with updated methodology to provide intimate contact between steel and liquid metal.

For (near)core components the effect of neutron irradiation on susceptibility to LME was studied. In this work, the results of the tests on irradiated T91 in framework of three experiments TWIN-ASTIR (BR2, Belgium), LEXUR II (BOR-60, Russia) and MEGAPIE (SINQ, Switzerland) are discussed. The T91 steel irradiated in these experiments was tested both in inert environment and in LBE to investigate the effect of irradiation on the susceptibility to LME. The experimental results show that irradiation enhances susceptibility of T91 steel to LME (Figure 2) in the sense that no specific methods to provide intimate contact used for unirradiated samples are required to observe LME. Similar enhanced LME effects can be see in unirradiated materials if the material is doped with Si to improve their corrosion resistance in LBE.

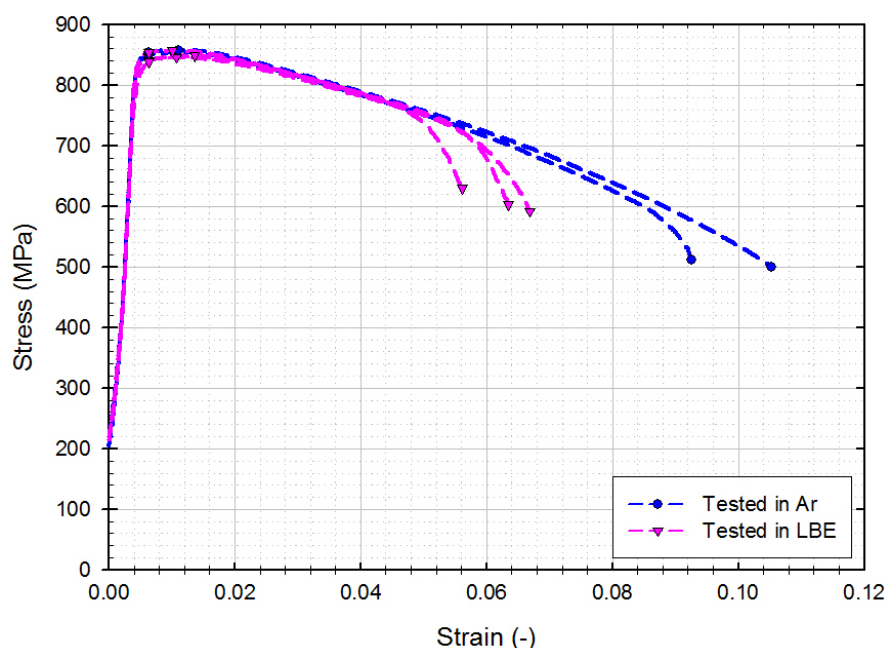


Figure 2. SSRT test of T91 steel irradiated to 2.5 dpa at 300 °C in TWIN-ASTIR (BR2) experiment.

The results obtained on LME of T91 steel in LBE are currently used as reference data for investigation of effect of LBE on mechanical properties of austenitic stainless steels, which are the primary candidate materials for structural components and for fuel assembly of the MYRRHA reactor.

The methodologies developed at SCK•CEN for testing in liquid metal are used currently for screening of candidate materials for both lead cooled reactors and fusion systems with lead-lithium breeders.

РАДИАЦИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И РАСПУХАНИЕ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 350–420 °С

Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, А.В. Обухов, Д.Е. Маркелов

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Работы по обоснованиям возможности продления ресурса внутрикорпусных устройств действующих реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 и работоспособности материалов внутрикорпусных устройств новых реакторов ВВЭР на срок службы в 60 лет являются актуальными [1-3].

В работе рассмотрено влияние напряжений разного знака на радиационную ползучесть и распухание стали 08X18H10T – материала ВКУ действующих и разрабатываемых реакторов ВВЭР. Газонаполненные образцы двух типов (состоящие из одной трубки и двух коаксиальных трубок), изготовленные из стали 08X18H10T, были облучены в реакторе БОР-60 при температурах 350–420°С в диапазоне повреждающих доз от 5 до 90 смещений на атом. В оболочках облученных образцов одновременно создавались сжимающие, растягивающие напряжения и в то же время облучались образцы, в которых эти напряжения практически отсутствовали [4].

В работе получены дозные зависимости изменения геометрических размеров, а также результаты исследования микроструктуры материала газонаполненных образцов [5-6].

Проведено сравнение влияния сжимающих, растягивающих и «нулевых» напряжений на распухание, параметры вакансионной пористости и ползучесть стали 08X18H10T.

Полученные результаты были использованы в расчетах по уточнению срока службы внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР и его продления, а также для проверки моделей влияния напряжений разного знака на радиационную ползучесть и распухание [7].

Список литературы

1. Троянов В.М., Лихачев Ю.И. и др. Оценка и анализ термомеханического поведения элементов ВКУ реакторов ВВЭР с учётом эффектов облучения. — Сборник докладов V Межотраслевой конференции по реакторному материаловедению, г. Димитровград, 8–12 сентября, 1997. — Димитровград: ГНЦ РФ «НИИАР», 1998. Т. 2, Ч.1. С. 3–18.
2. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П., Минкин А.И., Неустроев В.С., Белозеров С.В. Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР // Вопросы материаловедения. 2011. № 2 (66). С. 131–152.
3. Урович Б.А., Ерак Д.Ю., Журко Д.А., Кулешова Е.А., Мальцев Д.А., Сандлер В.Ю., Фролов А.С. Восстановительный отжиг для продления срока службы корпусов и ВКУ действующих реакторов ВВЭР-1000 // В книге: БЕЗОПАСНОСТЬ, ЭФФЕКТИВНОСТЬ, РЕСУРС. Сборник тезисов докладов 13-й Международной научно-практической конференции по атомной энергетике. Севастопольский государственный университет; АО «Всероссийский научно-исследовательский институт по эксплуатации атомных электростанций»; Институт проблем безопасного развития атомной энергетики РАН; Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»; Ядерное общество России. 2017. С. 74–75.
4. Makarov E.I., Kireev N.V., Neustroev V.S., Markelov D.E., Belozеров S.V. Simulated stressed-strained state of a pressurized contoured specimen // Материалы 15 Международной школы-

конференции для молодых ученых и специалистов «Новые материалы – Материалы инновационной энергетики: разработка, методы исследования и применение». УДК 621.039.531 (06), ББК 31.46в6, М43, ISBN 978-5-7262-2419-0. — М.: НИЯУ МИФИ, 23–27 октября, 2017 г. С. 54–55.

5. Неустроев В.С., Белозеров С.В., Макаров Е.И., Островский З.Е. Влияние растягивающих и сжимающих напряжений на радиационное распухание и деформацию ползучести в аустенитной стали X18H10T // Физика металлов и металловедение, Т. 110, № 4, 2010 г. — С. 412–416.
6. Неустроев В.С., Белозеров С.В., Макаров Е.И., Обухов А.В. Влияние растягивающих напряжений на эволюцию вакансионной пористости в стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60 // Физика металлов и металловедение, Т.115, № 10, 2014 г. — С. 1070–1074.
7. Марголин Б.З., Мурашова А.И., Неустроев В.С. Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей // Вопросы материаловедения, 2011. № 4 (68). С. 124–139.

RADIATION CREEP AND SWELLING OF STEEL 08X18H10T AT 350–420 °C

E.I. Makarov, V.S. Neustroev, A.V. Obukhov, D.E. Markelov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Activities to justify the lifetime extension of VVER-440 and VVER-1000 reactor internals and the performance of new VVER reactor internals up to 60 years are quite pending [1-3].

The paper considers the effect of stresses of different signs on the radiation creep and swelling of steel 08X18H10T that is used as material for internals at the existing VVER reactors and under the design ones. Pressurized samples of two types (a single tube and two co-axial tubes) made from steel 08X18H10T were irradiated in the BOR-60 reactor at 350–420 °C in the damage dose range from 5 to 90 dpa. Both compressive and tensile stresses were simultaneously created in the claddings of irradiated samples and, at the same time, samples were irradiated with practically no stress [4].

The paper presents dose dependences of geometry changes as well as results of pressurized samples material microstructure examination [5,6].

The effects were compared of compressive, tensile and “zero” stress on swelling, vacancy porosity and creep of steel 08X18H10T.

The obtained results were used in the calculations to specify and extend the lifetime of VVER internals as well as to check the models of different-sign stresses effect on irradiation creep and swelling [7].

References

1. Troyanov V.M., Likhachev Yu.I. et al. Assessment and analysis of the thermomechanical behavior of the VVER reactors internals taking into account the effects of radiation. – Proc. of the V Interdisciplinary Conference on Reactor Materials Science, Dimitrovgrad, September 8–12, 1997. — Dimitrovgrad: SSC RF RIAR, 1998. V. 2, Part 1. P. 3–18.
2. Sorokin A.A., Margolin B.Z., Kursevich I.P., Minkin A.I., Neustroev V.S., Belozеров S.V. Influence of neutron irradiation on the mechanical properties of materials of VVER-type reactors internals // Materials Science Issues. 2011. № 2 (66). Pp. 131-152.
3. Level B.A., Erak D.Yu., Zhurko D.A., Kuleshova E.A., Maltsev D.A., Sandler V.Yu., Frolov A.S. Recovery annealing to extend the lifetime of vessels and internals of VVER-1000 reactors

under operation // In the book: SAFETY, EFFICIENCY, RESOURCE. Proc. of the 13th International Scientific and Practical Conference on Atomic Energy. Sevastopol State University; JSC All-Russian Research Institute for the Operation of Nuclear Power Plants; Institute for Problems of Safe Development of Nuclear Energy, RAS; National Research Center "Kurchatov Institute"; Nuclear Society of Russia. 2017. P. 74–75.

4. Makarov E.I., Kireev N.V., Neustroev V.S., Markelov D.E., Belozеров S.V. Simulated stressed-strained state of a pressurized contoured specimen // Materials of the 15th International School Conference for Young Scientists and Specialists "New Materials - Materials of Innovative Energy: Development, Research Methods and Application". UDC 621.039.531 (06), LBC 31.46b6, M43, ISBN 978-5-7262-2419-0. — М.: NRNU MEPhI, October 23-27, 2017. P. 54–55.
5. Neustroev V.S., Belozеров S.V., Makarov E.I., Ostrovsky Z.E. Effect of tensile and compressive stresses on the radiation swelling and creep strain in austenitic steel Kh18N10T // The Physics of Metals and Metallography, V. 110, № 4, 2010. — P. 412-416.
6. Neustroev V.S., Belozеров S.V., Makarov E.I., Obuhov A.V. Effect of tensile stresses on the evolution of vacancy porosity in the Fe-18% Cr-10% Ni-Ti steel irradiated in BOR-60 reactor // The Physics of Metals and Metallography, V.115, № 10, 2014. — P. 1070-1074.
7. Margolin B.Z., Murashova A.I., Neustroyev V.S. Effect of stresses on the radiation swelling of austenitic steels // Materials Science, 2011. № 4 (68). P. 124–139.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 300–350 °С В РЕАКТОРАХ БОР-60 И СМ

Д.Е. Маркелов¹, В.С. Неустроев¹, В.К. Шамардин¹,
Б.З. Марголин², А.А. Сорокин²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Москва, Россия

Знание закономерностей изменений микроструктуры сталей аустенитного класса с ростом повреждающей нейтронной дозы позволяет достаточно надёжно прогнозировать работоспособность несменяемых внутрикорпусных устройств и конструкций реактора с увеличением срока их эксплуатации. Для обеспечения надёжной работы и для обоснования продления назначенного срока используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе на быстрых нейтронах длительное время. Результаты по микроструктурным изменениям в аустенитных сталях были получены в основном после облучения сталей при температурах реакторного облучения 400–550 °С, а при температурах ниже 400 °С их недостаточно. Изменения микроструктуры, произошедшие в процессе облучения при низких температурах (300–400 °С) аустенитной стали марки X18N10T [1-3] и близких к ней по составу других сталей, дают основу для анализа механизмов радиационного повреждения сталей этого класса. Однако не хватает данных по радиационно-индуцированному изменению микроструктуры образцов облучённых в реакторе БОР-60 и исследований микроструктуры сталей аустенитного класса, облучённых в реакторе СМ-3 при наработке гелия.

Целью данной работы было получение экспериментальных зависимостей микроструктурных параметров аустенитных сталей марок AISI 316 CW и 304 L французского производства, облучённых нейтронами в реакторах БОР-60 и СМ-3. В работе представлены новые экспериментальные результаты по микроструктуре и фазовому составу сталей. Проведён сравнительный анализ количественных характеристик параметров микроструктуры сталей марок AISI 316 CW и AISI 304 L, полученных в настоящей работе, с данными французских исследователей, изучавшими эти же марки сталей ранее в своих работах [4-5], при различных значениях повреждающей дозы. Построены дозные зависимости параметров дислокационной и фазовой структуры. Отмечено различие в значениях концентрации мелкодисперсной G-фазы. Были обнаружены мелкие зёрна альфа-фазы в микроструктуре образцов из стали марок AISI 316 CW и AISI 304 L и сделана количественная оценка размера и концентрации мелкодисперсной фазы, обнаруженной в ней, что ранее не упоминалось в работе французских исследователей.

Результаты исследований микроструктуры облучённой стали марок AISI 316 CW и AISI 304 L могут быть использованы для развития механизмов эволюции микроструктуры аустенитных сталей, облучённых до высоких значений повреждающей дозы, а также для последующего развития механизма стимулированного облучением коррозионного растрескивания аустенитной стали марки X18H10T и разработки модели прогнозирования долговечности внутрикорпусных устройств водо-водяных энергетических реакторов по критерию коррозионного растрескивания.

Список литературы

1. Маркелов Д.Е., Обухов А.В., Макаров Е.И., Неустроев В.С. Структурные изменения в стали X18H10T после облучения в реакторе БОР-60 с различной скоростью набора повреждающей дозы // Сборник тезисов докладов Всероссийской молодёжной конференции «Научные исследования и технологические разработки в обеспечение развития ядерных технологий нового поколения». — АО «ГНЦ НИИАР», 5–7 апреля, 2016 г. С.66–69;
2. Маркелов Д.Е., Обухов А.В., Макаров Е.И., Неустроев В.С., Закономерности и особенности появления альфа фазы в стали с основой X18H10T при облучении до дозы 150 сна в реакторе БОР-60 // XXII Международный Уральский семинар «Радиационная физика металлов и сплавов»: сборник тезисов докладов. — Кыштым, 2017. — С. 11;
3. Неустроев В.С., Белозеров С.В., Жемков И.Ю., Макаров Е.И., Маркелов Д.Е. Закономерности и взаимосвязи радиационных явлений в аустенитных сталях, облучённых до высоких повреждающих доз // Сборник материалов 13 Международной школы-конференции «Новые материалы – Жизненный цикл материалов: старение и деградация материалов в процессе эксплуатации ЯЭУ» – НИЯУ МИФИ, 17–21 октября, 2016 г. С. 41–42.
4. Pokor C., Brechet Y., Dubuisson P. et al. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part I: Evolution of the microstructure // Journal of Nuclear Materials, 2004. V. 326, № 1. P. 19–29.
5. Renault-Laborne A., Malaplate J., Pokor C. et al. Effects of chemical composition, metallurgical state and stress during irradiation on microstructure of neutron-irradiated austenitic stainless steels: comparison of PWR and BOR-60 irradiations. — Fontevraud 7 — Contribution of materials investigations to improve the safety and performance of LWRs; France, Avignon, 26–30 Sep 2010 (CD-Rom).

EVOLUTION OF THE MICROSTRUCTURE OF AUSTENITIC STEELS AFTER IRRADIATION AT 300–350 °C IN REACTORS BOR-60 AND SM

D.E. Markelov¹, V.S. Neustroyev¹, V.K. Shamardin¹,
B.Z. Margolin², A.A. Sorokin²

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia

Knowledge of regularities of austenitic steels microstructure changes with the damaging dose becoming higher makes it possible to reliably predict the performance of non-replaceable internals and reactor components as their lifetime grows. To ensure reliable operation and to justify the extension of the designed lifetime, data are used obtained in experiments on samples irradiation and data from studies of real items and components operated in a fast reactor for a long time. The results on microstructural changes in austenitic steels were obtained mainly after irradiating steels at 400–550 °C while irradiation at temperatures below 400°C does not generate enough data. Changes in the microstructure that occurred during low-temperature irradiation (300–400 °C) of austenitic steel X18H10T [1-3] and of other steels with similar composition provide the basis for analyzing mechanisms of radiation damage of these steels. However, there is a lack of data on irradiation-induced changes in the microstructure of samples irradiated in the BOR-60 reactor as well as in studies on the microstructure of austenitic steels irradiated in the SM-3 reactor during helium accumulation.

The aim of this work was to get experimental dependencies of the microstructural parameters of French austenitic steels AISI 316 CW and 304 L irradiated in the BOR-60 and SM-3 reactors. The paper presents new experimental results on the microstructure and phase composition of steels. The data we obtained on the quantitative characteristics of the microstructure of steels AISI 316 CW and AISI 304 L were compared with the data of French researchers who previously studied the same steels [4-5] at different damage doses. Dose dependences of dislocation and phase structure parameters were plotted. A difference in the concentration of fine dispersed G-phase was noted. Small alpha-phase grains were found in the microstructure of steel AISI 316 CW and AISI 304 L samples and the size and concentration of the found fine dispersed were quantified, which was not previously mentioned in the work of French researchers.

The results on the microstructure of irradiated steel AISI 316 CW and AISI 304 L can be used to study the microstructure evolution mechanisms of austenitic steels irradiated to high damage doses, as well as the mechanism of irradiation-induced stress corrosion of austenitic steel X18H10T and to develop a model for predicting the lifetime of water-cooled power reactors internals in terms of corrosion cracking.

References

1. Markelov D.E., Obukhov A.V., Makarov E.I., Neustroyev V.S. Structural changes in steel X18H10T after irradiation in the reactor BOR-60 with different damage dose rates // Proc. of the All-Russian Youth Conference «R&D in support of the development of new generation nuclear technologies». — JSC «SSC RIAR», April 5–7, 2016 P.66–69;
2. Markelov D.E., Obukhov A.V., Makarov E.I., Neustroyev V.S., Regularities and features of the alpha-phase appearance in steel with the H18N10T under irradiation up to 150dpa

- in the BOR-60 reactor // XXII International Ural Seminar «Radiation Physics of Metals and Alloys»: a collection of abstracts. - Kyshtym, 2017. — p. 11;
3. Neustroev V.S., Belozerov S.V., Zhemkov I.Yu., Makarov E.I., Markelov D.E. Regularities and interrelationships of radiation phenomena in austenitic steels irradiated to high damage doses // Proceedings of the 13th International School-Conference «New Materials – Material Life Cycle: Aging and Degradation of Materials during Operation of Nuclear Power Plants» — MEPhI, October 17–21, 2016 pp. 41–42.
 4. Pokor C., Brechet Y., Dubuisson P. et al. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part I: Evolution of the microstructure // Journal of Nuclear Materials, 2004. V. 326, № 1. P. 19–29.
 5. Renault-Laborne A., Malaplate J., Pokor C. et al. Effects of chemical composition, metallurgical state and stress during irradiation on microstructure of neutron-irradiated austenitic stainless steels: comparison of PWR and BOR-60 irradiations. — Fontevraud 7 — Contribution of materials investigations to improve the safety and performance of LWRs; France, Avignon, 26–30 Sep 2010 (CD-Rom).

НЕЙТРОННО-ДОЗИМЕТРИЧЕСКОЕ СОПРОВОЖДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО ИЗУЧЕНИЮ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В РЕАКТОРНЫХ УСЛОВИЯХ

С.А. Енин, В.В. Павлов, А.Р. Белозерова, Т.И. Чернышева

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В АО «ГНЦ НИИАР» накоплен богатый опыт в проведении нейтронно-дозиметрического сопровождения и спектрометрии нейтронных полей активационным методом [1, 2]. Усилиями группы специалистов продолжает развиваться это направление, располагая передовыми разработками и современной аппаратурой высокой точности [3, 4, 5]. Актуально развитие единых стандартов, расчетных и экспериментальных методик нейтронно-дозиметрического сопровождения/контроля для установления взаимно-однозначного соответствия между наблюдаемыми изменениями свойств реакторных материалов и условиями реакторного облучения.

Область применения и распространения нейтронной дозиметрии активационным методом охватывает все исследовательские реакторы института со всеми их разнообразными условиями проведения эксперимента. В настоящем докладе приведены примеры практического применения нейтронно-активационных детекторов в следующих экспериментах по реакторному материаловедению:

- исследование коррозионного растрескивания под напряжением конструкционных материалов под облучением в РУ МИР.М1, СМ-3, БОР-60;
- проведение радиационных испытаний образцов керамики во втором ряду стенда «Корпус» РБТ-6;
- определение характеристик нейтронного поля в месте расположения ионизационной камеры в чехле №4 за корпусом реактора СМ-3;

- изучение радиационной стойкости конструкционных материалов для реакторов на быстрых нейтронах в ячейках Е22 (4 ряд а.з.), Б24 и Е36 (7 ряд стального бокового экрана) реактора БОР-60;
- облучение образцов из стали 10ХН1М в активной зоне реактора РБТ-6 в ячейках №-№ 5, 6, 7, 64.

Список литературы

1. Рязанов Д.К. Спектрометрия и дозиметрия нейтронов на исследовательских реакторах / Монография. - Димитровград: «ДИТИ НИЯУ МИФИ», 2013. 294 с. ISBN 978-5-7262-1648-5.
2. Брегадзе Ю. И., Степанов Э. К., Ярына В. П. Прикладная метрология ионизирующих излучений / Под ред. Ю.И. Брегадзе. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — 264 с. — ISBN 5-283-02998-0.
3. Свидетельство о поверке № 4/420-2215-18 на Комплекс гамма-спектрометрический программно-аппаратный Эко ПАК-02-3, рег.№ 64035-16 от 07.11.2018, ФГУП «ВНИИФТРИ».
4. Белозерова А.Р., Павлов В.В., Чернышева Т.И., Теллин А.И. Нейтронно-дозиметрическое сопровождение экспериментов по облучению / Под общ. ред. В.В. Калыгина — Научный годовой отчёт АО «ГНЦ НИИАР», Димитровград, 2017. С. 50–51. eLIBRARY ID: 35015353.
5. Белозерова А.Р., Павлов В.В., Чернышева Т.И., Енин С.А. Алгоритмы обработки нейтронно-активационных измерений / Сборник трудов АО ГНЦ НИИАР — Димитровград, 2018. С. 17–25. eLIBRARY ID: 36424450.

NEUTRON-DOSIMETRIC SUPPORT OF CONSTRUCTION MATERIALS PROPERTIES RESEARCH EXPERIMENTS IN REACTOR CONDITIONS

S.A. Enin, V.V. Pavlov, A.R. Belozerova, T.I. Chernysheva

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

JSC "SSC RIAR" has accumulated a rich experience in the neutron-dosimetric support and neutron fields spectrometry using the activation method [1, 2]. Through the efforts of a specialists group, this direction continues to evolve, with advanced developments and modern high-precision equipment [3, 4, 5]. The development of unified standards, computational and experimental methods of neutron-dosimetric support/monitoring to establish a one-to-one accordance between the observed changes in the properties of reactor materials and the conditions of reactor irradiation is topical.

The application and distribution of neutron dosimetry using the activation method covers all the research reactors of the institute with all their various experimental conditions. The following examples of the practical neutron activation detectors usage in the following reactor materials science experiments are provided in this report:

- The research of structural materials stress corrosion cracking under irradiation in MIR.M1, SM-3, BOR-60 RU;
- 2. The radiation tests of ceramic samples in the second line of the “KORPUS” stand (RBT-6);
- The neutron field characteristics measurements at the ionization chamber location in the channel No. 4 behind the SM-3 reactor vessel;

- The radiation resistance of structural materials for fast neutron reactors research inside the cells E22 (4th line of the core), B24 and E36 (7 th line of the steel side screen) of the BOR-60 reactor;
- Irradiation of 10KhN1M steel samples in the cells No. 5, 6, 7, 64 of the RBT-6 reactor core.

References

1. Ryazanov D.K. Spectrometry and neutron dosimetry in research reactors / Monograph. — Dimitrovgrad: DITI MEFhI, 2013. 294 p. ISBN 978-5-7262-1648-5.
2. Bregadze Yu. I., Stepanov E. K., Yaryna V. P. Applied Metrology of Ionizing Radiation, Ed. Yu.I. Bregadze. — M.: Energoatomizdat, 1990. — 264 p. — ISBN 5-283-02998-0.
3. Certificate of calibration No. 4 / 420-2215-18 for the Gamma-spectrometry hardware and software complex Eco PAK-02-3, reg. No. 64035-16 from 07.11.2018, FSUE VNIIFTRI.
4. Certificate No. 1171-01.00050-2014-2018 on certification of the Technique (method) of measurement of the induced activity of neutron activation detectors according to the register of methods of JSC SSC RIAR reg. № 1171, certification date 06/20/2018.
5. Certificate No. 1075-01.00050-2014-2016 on metrological certification «Methods for calculating the characteristics of the neutron field in neutron-dosimetric support of reactor irradiation» according to the register of methods of SSC RIAR JSC reg. № 1075, certification date 15.06.2016.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ КОРРОЗИИ ОБОЛОЧЕК ИЗ СТАЛИ МАРКИ ЭП823-Ш В ТВЭЛАХ СО СВИНЦОВЫМ И ГЕЛИЕВЫМ ПОДСЛОЕМ

Ильнур Ф. Гильмутдинов¹, Ф.Н. Крюков¹, О.Н. Никитин¹,
И.Ю. Жемков¹, М.В. Скупов², Ю.А. Иванов²

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

Представлены результаты исследования состояния внутренней поверхности оболочек ТВЭлов из стали 16X12МВСФБР-Ш (ЭП823-Ш) со свинцовым и гелиевым наполнением зазора топливо-оболочка. В качестве топлива использовались таблетки смешанного уран-плутониевого нитрида. ТВЭлы облучались в составе разных облучательных устройств и тепловыделяющих сборок: в реакторе BOR-60 облучались ТВЭлы ЭТВС-128Э и ОУ-4 со свинцовым подслоем и ТВЭлы ОУ-1 и ОУ-2 — с гелиевым, в реакторе БН-600 — ТВЭлы КЭТВС-3 и ЭТВС-5 с гелиевым подслоем.

В результате исследований выявлено взаимодействие свинцового подслоя с материалом оболочки, которое проявляется в неравномерном растворении последней в одних частях ТВЭла и образовании слоя металлических отложений в других частях (рисунок 1 б и в). Максимальный эффект наблюдался в верхней (высокотемпературной) области оболочек. При увеличении длительности облу-

чения происходило распространение областей растворения и осаждения в нижнюю часть твэла, а также увеличение ширины зон растворения и осаждения. Так при достижении выгорания 5,5 % т.а. максимальное растворение оболочки в верхнем сечении произошло на глубину до 230 мкм (рисунок 1 б).

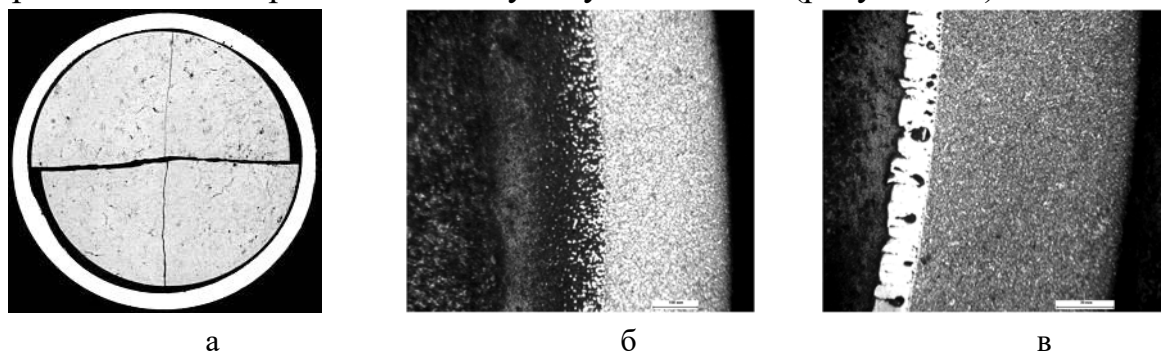


Рисунок 1. Взаимодействие оболочки со свинцовым подслоем в верхнем сечении твэла ЭТВС-128Э при достижении выгорания 5,5 % т.а., где: а — макроснимок шлифа поперечного сечения твэла, б — зона растворения (после травления), в — зона осаждения (после травления)

На внутренней поверхности оболочки твэла из стали ЭП823-Ш с газовым подслоем (ОУ-1) обнаружены следы локального коррозионного поражения на небольших участках по периметру оболочки (рисунок 2). Типичная глубина зоны поражения не превышала 60 мкм в твэле ОУ-1.

Аналогичные очаги коррозионного повреждения, были обнаружены и на поверхности оболочек твэлов ОУ-2, КЭТВС-3 и ЭТВС-5.

В ходе анализа выявлена корреляция глубины коррозии с содержанием примеси кислорода в топливе.

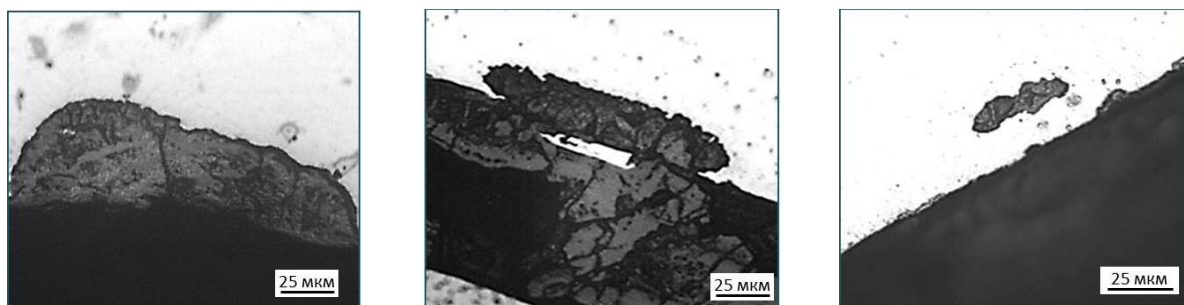
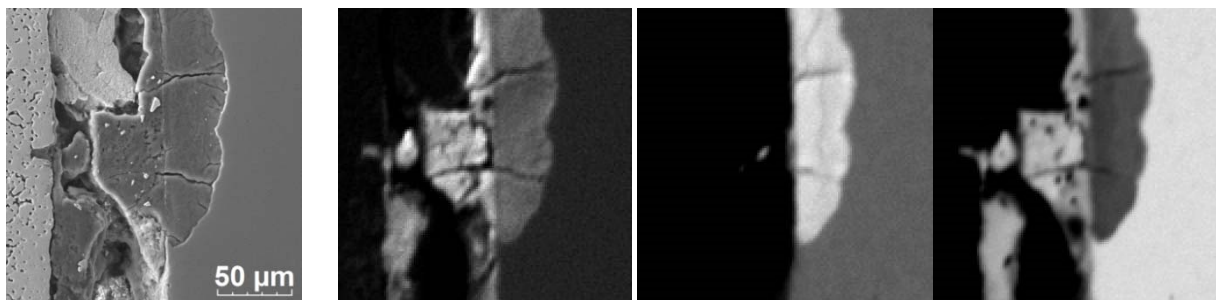


Рисунок 2. Изображения участков оболочки твэла ОУ-1 со следами коррозионного поражения

Дальнейшие исследования были направлены на выявление природы обнаруженного локального коррозионного поражения в твэлах с нитридным топливом и гелиевым подслоем. Экспериментальные результаты указывают на окислительный характер взаимодействия (рисунок 3). Продукты коррозии имеют двузонную структуру: зона, прилегающая к основному металлу оболочки, имеет повышенное содержание оксида хрома, а зона, внешняя по отношению к материалу оболочки, представляет собой оксид железа.

Дополнительно был проведен внереакторный эксперимент по испытанию образца твэльной трубы из стали ЭП823-Ш в кислородосодержащей газовой среде. Характер перераспределения элементов при окислении в газовой среде был аналогичен наблюдаемому при коррозии оболочек твэлов с нитридным топливом при облучении: внешний слой состоит из оксида железа, ниже располагается слой оксида хрома.



электронное изображение

кислород

хром

железо

Рисунок 3. Изображение участка оболочки твэла ОУ-2 со следами коррозионного поражения и карты распределения химических элементов

Таким образом, результаты проведенных исследований состояния оболочек из стали ЭП823-III позволяют выделить два процесса коррозионного взаимодействия в твэлах с нитридным топливом при облучении в реакторе в зависимости от наполнения зазора топливо-оболочка: 1) массоперенос компонентов стали (растворение) из одних зон твэла в другие в случае с жидкометаллическим (свинцовым) подслоем; 2) локальное окисление внутренней поверхности оболочек в случае с газовым (гелиевым) наполнением. Стоит отметить, что во втором случае окислительная природа коррозии обуславливает её затухающий характер вследствие исчерпания исходного источника кислорода во внутритвэльной среде.

EXAMINATION OF CORROSION IN ЭП823-III STEEL CLADDINGS OF THE FUEL RODS WITH LEAD AND HELIUM SUBSTRATES

Ilnur F. Gilmutdinov¹, F.N. Kryukov¹, O.N. Nikitin¹, I.Yu. Zhemkov¹,
M.V. Skupov², Yu.A. Ivanov²

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²JSC "VNIINM", Moscow, Russia

The paper presents the results of examining the state of steel 16X12MBCФБР-III (ЭП823-III) cladding inner surface for the fuel rods with a fuel-to-cladding gap filled with lead and helium. Mixed uranium-plutonium nitride pellets were used as fuel. The fuel rods were irradiated in several irradiation rigs (IR) and fuel assemblies (EFA). Fuel rods with a lead substrate contained in EFA-128E and IR-4 and fuel rods with a helium substrate contained in IR-1 and IR-2 were irradiated in the BOR-60 reactor, and fuel rods with a helium substrate contained in KEFA-3 and EFA-5 were irradiated in the BN-600 reactor.

The examination data revealed that the interaction between the lead substrate and cladding manifested itself as non-uniform dissolution of the cladding in some parts of the fuel rod and generation of a layer of metal sediments in the other parts (Figure 1 b and c). The maximal effect was observed in the upper high-temperature region of the claddings. As the irradiation time increased, the dissolution and precipitation regions spread into the fuel rod bottom, and these regions became wider. Thus, when achieving a burnup of 5.5 % h.a., the cladding in the upper section was dissolved to the maximum of 230 μm (Figure 1 b).

On the inside of the steel ЭП823-III cladding of the fuel rod with a gas substrate (IR-1) there were evidences of local corrosion in small regions over the cladding perimeter (Figure 2). Typical corrosion penetration did not exceed 60 μm in the fuel rod from IR-1.

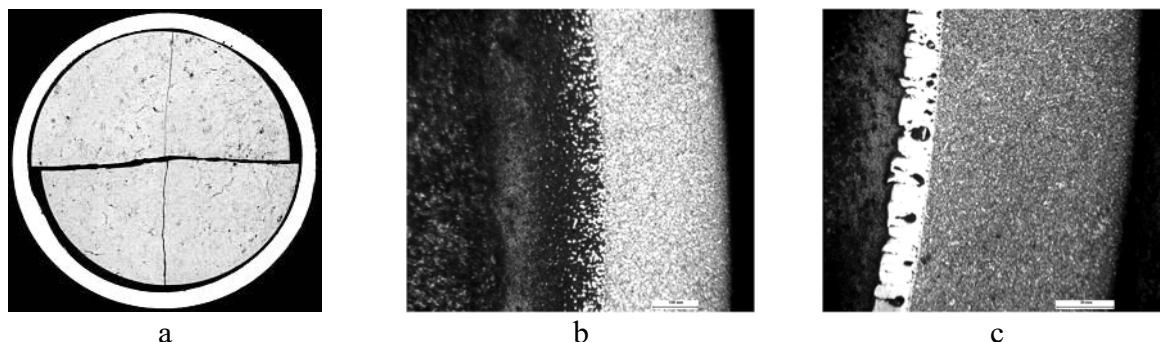


Figure 1. Interaction between the cladding and lead substrate in the upper section of the fuel rod from EFA-128E at a burnup of 5.5 % h.a., where: a – macrograph of the fuel rod cross-section, b – dissolution region (after etching), c – precipitation region (after etching)

Similar corrosion nodules were observed on the cladding surface of the fuel rods from IR-2, KEFA-3 and EFA-5.

The review revealed a correlation between corrosion penetration and oxygen content in fuel.

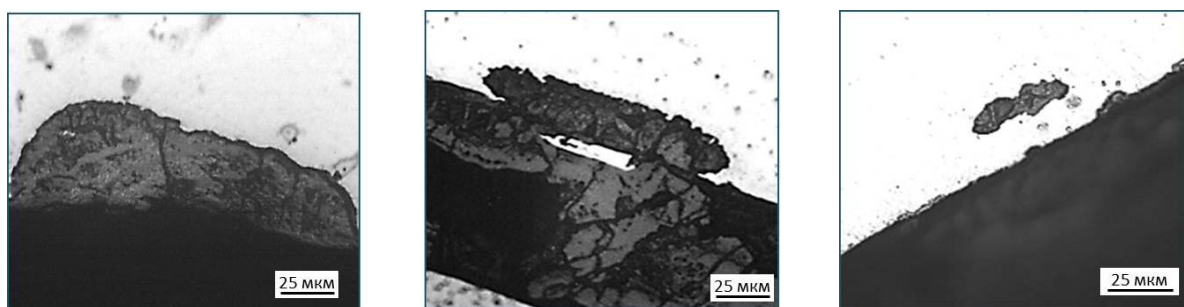


Figure 2. Cladding corrosion regions in the fuel rod from IR-1

Further examinations were aimed at revealing the nature of observed local corrosion in the nitride fuel rods with the helium substrate. The experimental data show that this interaction is of oxidation nature (Figure 3). The corrosion products have two-zone structure: the zone adjacent to the base cladding metal has a higher amount of chrome oxide, and the zone which is external relatively the cladding material is iron oxide.

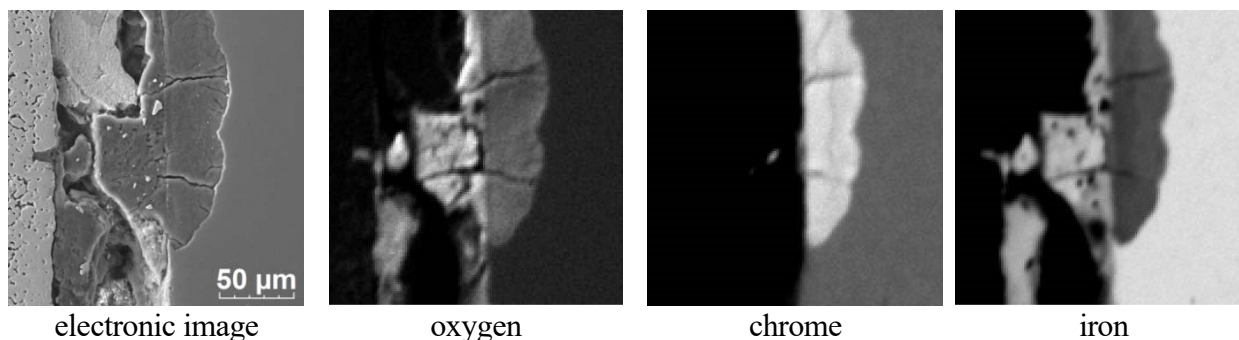


Figure 3. Cladding region of the fuel rod from IR-2 with corrosion evidences and distribution of the chemical elements

In addition, there was an out-of-pile test performed with a sample of the fuel cladding made of steel ЭП823-III in the oxygen-containing gas environment. The mechanism of element redistribution during oxidation in gas environment was similar to that

when corrosion of the nitride fuel rod claddings occurred under irradiation: the external layer is iron oxide, and below there is a chrome oxide layer.

Thus, the examinations of the steel ЭП823-III claddings enable identifying two mechanisms of corrosion interaction in the rods with nitride fuel under reactor irradiation depending on the fuel-to-cladding gap filling: 1) mass transfer of steel components (dissolution) of some regions into the other ones in the fuel rods with a liquid metal (lead) substrate; 2) local oxidation of the cladding inner surface in the fuel rods with a gas (helium) substrate. It is worth mentioning that in the second case the oxidation nature of corrosion determines its attenuation due to depletion of the initial source of oxygen inside the fuel rod.

РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НЕСМЕНЯЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ РЕАКТОРА БОР-60

И.Ю. Жемков, Ю.В. Набойщиков, Ю.М. Крашенинников

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

При определении остаточного ресурса эксплуатации реактора БОР-60 значимое место занимают исследования направленные на определение условий эксплуатации несменяемых элементов конструкции реактора.

В рамках работ по продлению срока эксплуатации реактора БОР-60 выполнено уточнение нейтронно-физических характеристик облучения несменяемых элементов конструкции реактора за всё время его службы и сделан прогноз до 2025 года.

Результаты данного исследования основаны на ранее проведенных работах [1, 2] по определению условий эксплуатации несменяемых критических элементов реактора БОР-60. Применимость метода расчетно-экспериментального определения нейтронно-физических характеристик в исследуемых элементах конструкции продемонстрирована в работе [3].

В докладе представлена актуализированная информация по эксплуатационным данным реактора БОР-60 и результатам дополнительных расчетных исследований.

Проведенные исследования позволили уточнить значения флюенса нейтронов и повреждающей дозы в несменяемых критических элементах реактора БОР-60 за всё время эксплуатации реактора и сделать прогноз до 2025 года и дальнейшую перспективу. Полученные значения были использованы для обоснования продления срока эксплуатации реактора БОР-60 до 2025 года.

Список литературы

1. Жемков И.Ю., Ишунина О.В., Набойщиков Ю.В. Разработка методики для уточнения флюенсов нейтронов на элементах конструкции реактора БОР-60 // Сборник трудов ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР». — Димитровград: ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», 2007. Вып. 3. С. 40–48.
2. Варивцев А.В., Жемков И.Ю., Крашенинников Ю.М., Набойщиков Ю.В., Шаронова М.Г., Широкова Н.И. Расчётно-экспериментальные исследования для обоснования продления срока эксплуатации реактора БОР-60 до 2020 года — Научный годовой отчёт (отчёт

об основных исследовательских работах, выполненных в 2014 г.) — Димитровград: АО «ГНЦ НИИАР», 2015, С. 28-30.

3. Жемков И.Ю. Набойщиков Ю.В. Козолуп А.Н. Расчётно-экспериментальные исследования условий облучения в реакторе BOR-60 сборки из аустенитной стали до значений повреждающей дозы 150 сна. — Тезисы докладов X Российской конференции по реакторному материаловедению, г. Димитровград, 27–31 мая 2013 г. — Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2013, С. 144–145.

EXPERIMENT-BASED AND CALCULATION DATA ANALYSIS OF THE OPERATING CONDITIONS FOR THE BOR-60 IRREPLACEABLE COMPONENTS

I.Yu. Zhemkov, Yu.V. Naboishchikov, Yu.M. Krasheninnikov

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

When evaluating the residual operation life of reactor BOR-60, of great importance is the experiments aimed at determining the operating conditions of the BOR-60 irreplaceable components.

As part of work to extend the BOR-60 operation, neutronic parameters of the irreplaceable components under irradiation during the whole service life of the reactor were verified and a forecast was made till 2025.

The obtained outcomes are based on the previous work [1, 2] to estimate the operation conditions of the critical irreplaceable components of reactor BOR-60. The applicability of the calculation technique to determine neutronic parameters in the examined design components is shown in [3].

The report presents the updated information on the BOR-60 operation data and outcomes of additional calculations.

The analysis performed allowed the values of the neutron fluence and damage dose in the critical irreplaceable components to be verified after many years of the reactor operation and a forecast to be made till 2025 and beyond. The values obtained were used to justify the extension of the BOR-60 operation till 2025.

REFERENCES

1. Zhemkov I.Y., Ishunina O.V., Naboishchikov Y.V. Development of the technique for specification of neutron fluence of BOR-60 components. // Proceedings of FSUE «SSC RIAR». — Dimitrovgrad: FSUE «SSC RIAR», 2007. Edition 3, p. 40-48.
2. Varivtsev A.V., Zhemkov I.Y., Krasheninnikov Y.M., Naboishchikov Y.V., Sharonova M.G., Shirokova N.I. Experiment-Based and Calculated Data Analysis to Justify the Extension of the BOR-60 Operation till 2020. — Scientific Annular Report (report on key research activities in 2014) — Dimitrovgrad: JSC «SSC RIAR», 2015, pp.28–30.
3. Zhemkov I.Y., Naboishchikov Y.V., Kozolup A.N. Experimental and Calculation Study of the Austenitic Steel Fuel Assembly Irradiation Conditions in the BOR-60 Reactor Up To the Damage Dose of 150 dpa. — Book of Abstracts of X Russian Conference on Reactor Material Science, Dimitrovgrad, 27–31 May 2013 — Dimitrovgrad: JSC «SSC RIAR», 2013, pp.144–145.

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ МАТЕРИАЛА ШПИЛЕК МАЛОЙ ПОВОРОТНОЙ ПРОБКИ РЕАКТОРА БОР-60

В.С. Неустроев, Д.А. Соколовский, С.В. Белозеров, И.Ю. Жемков,
Е.И. Макаров, Ю.В. Набойщиков, А.И. Плотников,
Н.С. Погляд, Н.И. Широкова

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Основная эмпирическая формула для расчета распухания стали X18H10T, используемая в расчетах при продлении срока службы внутрикорпусных устройств реакторов [1]:

$$S(\%) = C \cdot D^{1,88} \cdot \exp(-1,8525 \cdot 10^{-4}(T - 470)^2), \quad (1)$$

где S — распухание, %; $C = 1,035 \cdot 10^{-2}$ — постоянный коэффициент, D — повреждающая доза, сна; T — температура облучения, °C.

Для уточнения формулы были использованы данные по измерению распухания центральных трубок двух облученных при постоянных значениях температуры в реакторе БОР-60 устройств (рисунок 1) [2].

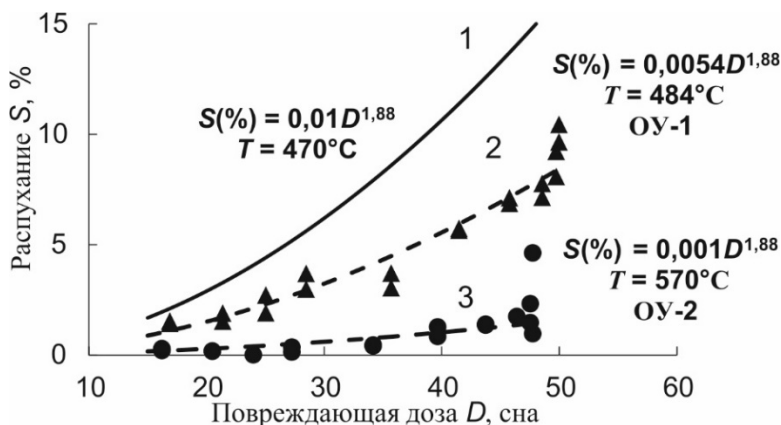


Рисунок 1 — Величина распухания, рассчитанная по изменению диаметра трубы (1 — расчетная кривая по формуле (2), ▲ — ОУ №1, ● — ОУ №2)

На рисунке изображены три кривые: 1 — расчетная кривая по формуле (1) для постоянной температуры 470°C, 2 и 3 — кривые с коэффициентами, выведенными аппроксимацией экспериментальных данных по распуханию. После поправки коэффициентов на температуру 470°C, они будут равны соответственно $0,56 \cdot 10^{-2}$ и $0,63 \cdot 10^{-2}$. Вследствие более высоких значений прироста диаметра трубки и большей однородности температуры по ее длине, формула для ОУ-1 с коэффициентом $5,6 \cdot 10^{-3}$ позволяет оценивать распухание с меньшей погрешностью.

Расчет распухания граней чехла экранной сборки Э-169 реактора БОР-60

Для проверки уточненной формулы использовали данные по расчету распухания шестигранного чехла экранной сборки БОР-60 из стали X18H10T со сложной температурной историей [2, 3]. В разные периоды времени сборка на отдельных гранях имела разные максимальные температуры T_{\max} от 344 °C до 447 °C.

Результаты расчета распухания граней чехла сборки по исходной формуле (1) для разных условий представлены в таблице 1.

Таблица 1 — Значение распухания граней чехла сборки Э-169 для верха активной зоны по формуле (1) с разными температурными условиями и коэффициентами «С»

Условия расчета распухания по формуле (1)	Значение распухания граней сборки Э-169 для верха активной зоны, %					
	К-1	К-2	Е-03	Д-38	Д-40	Е-08
$C = 0,01035$, исходные T_{\max}	5,4	5,6	10,5	24,8	25,8	8,9
$C = 0,0056$, $0,9T_{\max}$ для граней Д-38 и Д-40 в период времени 17,5-25,6 лет	2,9	3,0	5,7	6,0	5,2	4,8
Экспериментальные значения [3]	4,6-6,5 %					

Результаты с исходным коэффициентом дают завышенные значения распухания. Расчет по уточненной формуле дает значения, приближенные к экспериментальным, кроме граней Д-38 и Д-40, для которых значения температуры могли быть завышены. Уменьшение максимальных значений температуры этих граней на 10 % позволяет получить значения распухания граней, совпадающие с экспериментальными.

Расчет распухания шпилек малой поворотной пробки реактора БОР-60

В проведенном ранее прочностном расчете для МПП БОР-60 для наиболее нагруженной шпильки Ш1 на конец 2009 года было получено критическое значение суммарного повреждения $D_{\Sigma} \geq 1$, соответствующее условию зарождения трещины в резьбе крепления, при величине распухания $S = 2\%$ [4]. Однако, расчетные оценки с учетом результатов материаловедческих исследований показывают возможность снижения консерватизма, заключающегося в уточнении условий эксплуатации шпилек и рекомендуемой методике (формуле) расчета распухания.

Расчет показал, что критическое значение распухания (около 2 %) на шпильке Ш1 по уточненной формуле для высоких температур облучения будет достигнуто для повреждающей дозы равной 30 сна, что примерно соответствует накопленной дозе до конца 2025 года. Таким образом, учитывая консервативность температур, срок службы шпилек малой поворотной пробки может быть продлен до 2025 года.

Список литературы

1. Васина Н.К., Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Куревич И.П. Радиационное распухание аустенитных сталей: влияние различных факторов. Обработка экспериментальных данных и формулировка определяющих уравнений // Вопросы материаловедения. — 2006. — №4(48). — С.69–89.
2. Неустроев В.С., Соколовский Д.А., Белозеров С.В., Жемков И.Ю., Макаров Е.И., Набойщиков Ю.В., Погляд Н.С., Широкова Н.И. Уточнение модели распухания стали X18H10T и анализ результатов распухания экранной сборки реактора БОР-60 // Сборник докладов «ДИТИ НИЯУ МИФИ» «Вестник ДИТИ». — 2018. — № 1 (15). — С. 6–14.
3. Неустроев В.С., Голованов В.Н., Шамардин В.К. и др. Радиационные явления в стали X18H10T, облученной в различных реакторах при условиях близких к условиям эксплуатации ВКУ ВВЭР // Шестая Российская конференция по реакторному материаловедению. Сборник докладов. — Димитровград: ГНЦ НИИАР. — 2001. — Т.3, Ч.1. — С. 3–23.
4. Лякишева М.Д., Лякишев С.Л., Махин В.М., Семишкин В.П. Опыт продления срока эксплуатации ИЯУ БОР-60 — залог развития «быстрых натриевых» технологий // ВАНТ. Сер. Физика ядерных реакторов. — 2018. — № 2. — С. 5–16.

IRRADIATION-INDUCED SWELLING OF BOR-60 SMALL ROTATION PLUG STUDS

V.S. Neustroyev, D.A. Sokolovsky, S.V. Belozerov, I.Yu. Zhemkov,
E.I. Makarov, Yu.V. Naboishchikov, A.I. Plotnikov, N.S. Poglyad, N.I. Shirokova

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

The main empirical formula for calculating the X18H10T steel swelling used in the calculations for extending the reactor internals lifetime is [1]:

$$S(\%) = C \cdot D^{1,88} \cdot \exp(-1,8525 \cdot 10^{-4}(T - 470)^2), \quad (1)$$

where S — swelling, %; $C = 1,035 \cdot 10^{-2}$ — constant coefficient, D — damage dose, dpa; T — irradiation temperature, °C.

To specify the formula, we used measurement data on swelling of central tubes of two rigs irradiated at constant temperatures in the BOR 60 reactor (Figure 1) [2].

The Figure shows three curves:

1 — the calculated curve according to formula (1) for a constant temperature of 470°C,

2 and 3 — curves with coefficients derived by approximation of experimental data on swelling. After adjusting the coefficients for the temperature of 470°C, they will be equal to $0.56 \cdot 10^{-2}$ and $0.63 \cdot 10^{-2}$, respectively. Due to the higher values of tube diameter increment and greater temperature uniformity lengthwise, the formula for IR-1 with a coefficient of $5.6 \cdot 10^{-3}$ allows one to estimate swelling with a lower error.

Calculation of swelling of BOR-60 blanket assembly E-169 duct edges

To check the specified formula, we used data for calculating swelling of the hexagonal duct of the BOR-60 blanket assembly made of steel X18H10T with a complex temperature history [2, 3]. At different periods of time, the individual assembly edges had different maximum temperatures T_{max} from 344°C to 447°C.

The swelling calculation results for the assembly duct edges according to the initial formula (1) for different conditions are presented in Table 1.

The results with the original coefficient give excessive swelling values. The calculation using the specified formula gives values close to the experimental ones, except for the D-38 and D-40 edges, for which the temperature values could be overestimated. Reducing the maximum temperature values of these edges by 10% allows obtaining edges swelling values coinciding with the experimental ones.

Table 1

Swelling of E-169 assembly duct edges for the core top according to formula (1)
with different temperature conditions and coefficients C

Swelling calculation by formula (1)	Swelling of E-169 assembly duct edges for the core top, %					
	K-1	K-2	E-03	D-38	D-40	E-08
$C = 0,01035$, initial T_{max}	5,4	5,6	10,5	24,8	25,8	8,9
$C = 0,0056$, $0,9T_{max}$ for edges D-38 and D-40 in the time period 17,5-25,6 years	2,9	3,0	5,7	6,0	5,2	4,8
Experimental values [3]	4,6-6,5 %					

Calculation of swelling of BOR-60 small rotation plug studs

In the previously conducted strength analysis performed at the end of 2009 for the most strengthened stud Sh1 of the BOR-60 small rotation plug, the critical value of the total damage $D_e \geq 1$ was obtained, corresponding to the crack initiation condition in the mounting thread with a swelling value $S = 2\%$ [4]. However, the calculations, taking into account the materials testing results, show the possibility of reducing the conservatism by specifying the operating conditions of the studs and the recommended method (formula) for swelling calculation.

The calculation by the specified formula showed the critical swelling value (about 2%) on the Sh1 stud for high irradiation temperatures will be achieved for a damage dose of 30dpa, which roughly corresponds to the accumulated dose until the end of 2025. Thus, taking into account the conservatism of temperatures, the lifetime of the small rotation plug studs can be extended till 2025.

References

1. Vasina N.K., Margolin B.Z., Gulenko A.G., Kursevich I.P. Radiation swelling of austenitic steels: influence of various factors. Processing of experimental data and the formulation of the defining equations // Materials Science. — 2006. — #4 (48). — P. 69–89.
2. Neustroev V.S., Sokolovsky D.A., Belozarov S.V., Zhemkov I.Yu., Makarov E.I., Naboischikov Yu.V., Poglyad N.S., Shirokova N.I. Specification of the H18N10T steel swelling model and analysis of the swelling results of the BOR-60 reactor blanket assembly // Collection of reports by DITI NRNU MEPhI «Vestnik DITI». — 2018. — # 1 (15). — P. 6–14.
3. Neustroev V.S., Golovanov V.N., Shamardin V.K. et al. Radiation phenomena in X18H10T steel irradiated in different reactors under conditions close to the operating conditions of the VVER internals // The Sixth Russian Conference on Reactor Materials Science. Collection of reports. - Dimitrovgrad: SSC RIAR. — 2001. — Vol. 3, Part 1. — P. 3–23.
4. Lyakisheva, M.D., Lyakishev, S.L., Makhin, V.M., Semishkin, V.P. The experience of extending the NRI BOR-60 lifetime is a prerequisite for the development of fast sodium technologies. VANT. Ser. Nuclear reactor physics. — 2018. — # 2. — P. 5–16.

МЕТОДИКА КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ РЕАКТОРА БН-800 СО СМЕШАННЫМ ОКСИДНЫМ УРАНОПЛУТОНИЕВЫМ ТОПЛИВОМ

М.А. Литвинова, А.А. Мальцев

ФГУП «ПО "Маяк"», г. Озёрск, Россия

На ФГУП «ПО «Маяк» разработана методика измерений, предназначенная для оценки качества сварных соединений оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) реакторов на быстрых нейтронах (БН-800) со смешанным оксидным уран-плутониевым топливом по следующим параметрам, в соответствии с ОСТ 95 503-2016:

- толщина стенки;
- глубина проплавления;
- средний условный диаметр зерна в зоне термического влияния вдоль линии сплавления.

Методика контроля сварных соединений была реализована с помощью анализатора фрагментов микроструктуры твёрдых тел, состоящего из инвертированного металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51, цифровой цветной видеокамеры SIMAGIS XS-6CU и специализированного программного обеспечения SIAMS 800.

За толщину стенки твэл $L_{ТС}$, мкм, в методике принимается длина перпендикулярного отрезка между двумя параллельными прямыми, которые обозначают внутреннюю и внешнюю стенки оболочки твэл. Графическое построение параллельных прямых осуществляют вдоль стенок оболочки твэл, так, чтобы прямые максимально точно повторяли профиль поверхности, усредняя её рельеф.

В соответствии с ОСТ 95 503 глубиной проплавления сварного соединения твэл $L_{ГП}$, мкм, считается длина отрезка, равного минимальному расстоянию от точки пересечения внутренней поверхности оболочки твэл с линией сплавления до наружной поверхности шва. Это расстояние должно быть не меньше фактической толщины стенки оболочки твэл. Линия сплавления — это участок сварного соединения твэл, расположенный между узким участком наплавленного металла и оплавленным участком околошовной зоны основного металла.

За средний условный диаметр зерна в зоне термического влияния в методике измерений принимают результат деления общей суммарной длины L , мкм, двух отрезков, построенных по микрофотографии, полученной с применением анализатора фрагментов микроструктуры твёрдых тел, на суммарное число зерен N , шт, пересеченных этими отрезками. Зерна на концах отрезков, непересеченные ими целиком, принимаются за одно зерно. Зоной термического влияния является прилегающий к линии сплавления участок (шириной до 150 мкм) основного металла с укрупнённым зерном.

Примеры измерения глубины проплавления и границ зоны термического влияния в сварных соединениях твэл представлены на рисунках 1 и 2, соответственно.

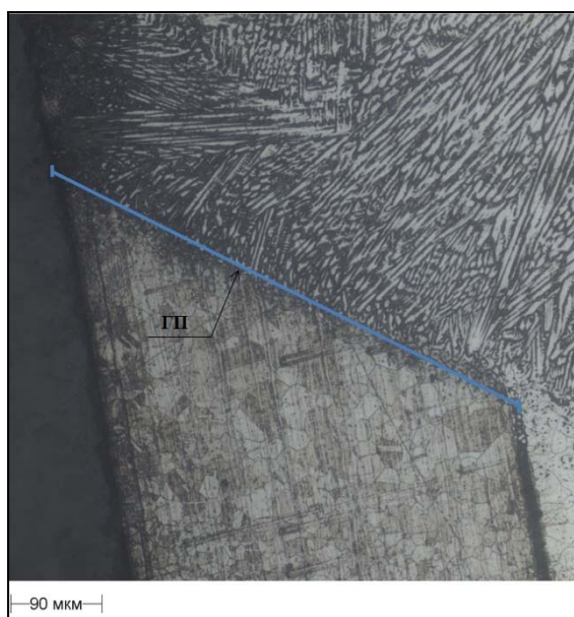


Рисунок 1. Пример фотографии микрошлифа сварного соединения твэл с измерением глубины проплавления

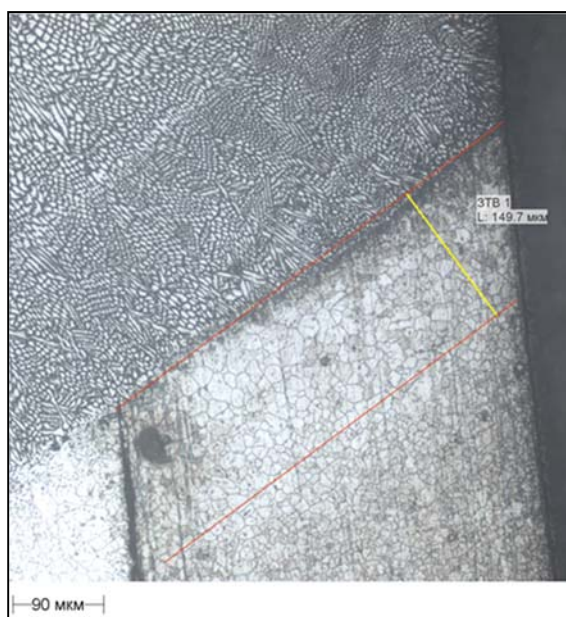


Рисунок 2. Пример фотографии микрошлифа сварного соединения твэл с обозначением границ зоны термического влияния

QUALITY CONTROL PROCEDURE APPLIED TO WELDED JOINTS OF FUEL ELEMENTS FOR BN-800 REACTOR WITH MIXED OXIDE URANIUM-PLUTONIUM FUEL

M.A. Litvinova, A.A. Maltsev

FSUE «PA "Mayak"», Ozyorsk, Russia

Mayak experts have developed a measurement procedure to assess quality of welded joints of fuel element claddings for fast neutron reactors (BN-800) with mixed oxide uranium-plutonium fuel. In accordance with Industry Standard OST 95 503-2016 the assessment is focused on the following parameters:

- wall thickness;
- depth of weld penetration;
- average nominal grain diameter in the heat-affected area along the weld-fusion line.

The procedure for examination of welded joints was implemented using an analyzer for solid body microstructure fragments. It consists of OLYMPUS GX-51 inverted metallurgical microscope, SIMAGIS XS-6CU digital color video camera and SIAMS 800 dedicated software.

According to the procedure, the fuel element wall thickness LWT, μm , is taken to be the length of a perpendicular segment between two parallel straight lines that denote an internal and an external wall of the fuel element cladding. Graphically, parallel straight lines are constructed along the walls of the fuel element cladding so that the straight lines reproduce the surface profile with maximum precision, averaging the surface geometry.

In accordance with Industry Standard OST 95 503, depth of weld penetration for the fuel element LWP, μm , is taken to be the length of the segment that is equal to minimum distance from the intersection point of the inner surface of the fuel element cladding with the weld-fusion line to the outer surface of the welded joint. This distance is not to be less than actual wall thickness of the fuel element cladding. The weld fusion line is the segment of the fuel element welded joint located between the narrow area of deposited metal and the fused area of weld-affected zone of the base metal.

According to the measurement procedure, the average nominal grain diameter in the heat-affected area is taken to be the result obtained by dividing the total integrated length L, μm , of two segments constructed using a micrograph made with an analyzer for solid body microstructure fragments, by the total number of grains N, pcs, intersected by these segments. The grains at the ends of these segments that are not entirely intersected with the segments are taken to be a single grain. The heat-affected area is the base metal zone with enlarged grains adjacent to the weld-fusion line (up to 150 μm wide).

Examples of measurements of the weld penetration depth and of the boundaries of a heat-affected area in welded joints of the fuel elements are provided in figures 1 and 2, respectively.



Figure 1 Example of the photo depicting a microsection of the fuel element welded joint with the depth of the weld penetration measured

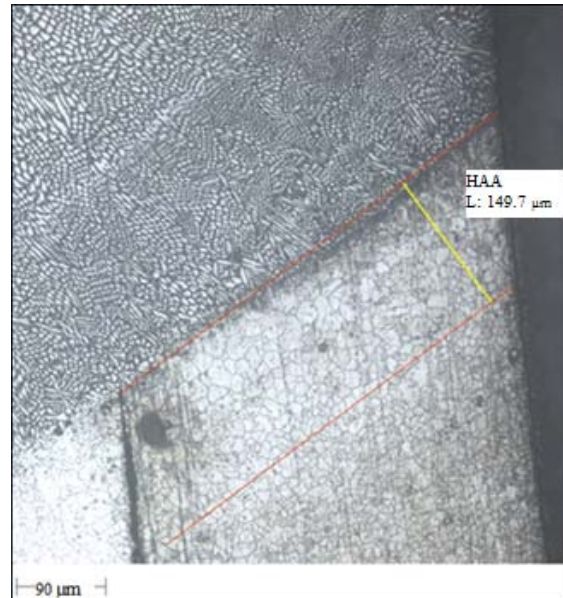


Figure 2 Example of the photo depicting a microsection of the fuel element welded joint with the boundaries of the heat-affected area defined

СВАРКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ И УСТРОЙСТВ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ РЕАКТОРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

А.В. Каплин, Е.М. Табакин, С.А. Андреев

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Для проведения исследований с целью обоснования работоспособности материалов, используемых в конструкциях изделий ядерных реакторов, и изучения возможности применения перспективных конструкционных материалов необходимо изготавливать разнообразные макетные устройства, опытные образцы и другие экспериментальные изделия. Во многих случаях в таких изделиях обязательно наличие инертного газа при нормальном или избыточном давлении. Это необходимо для различных целей: обеспечения процесса контроля герметичности изделий, улучшения теплопередачи в процессе облучения, создание нагрузки на исследуемый материал, имитирующей различные условия его эксплуатации в ядерном реакторе. Например, в газонаполненных образцах для исследования свойств материала при облучении в реакторе (рис.1, 2) необходимо создавать внутреннее давление газа до 15 МПа.

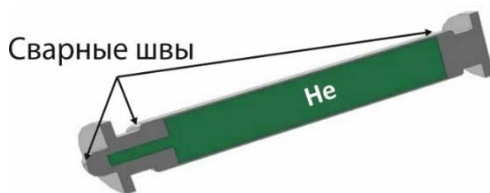


Рис. 1. Образец для реакторных исследований на радиационно-термическую ползучесть

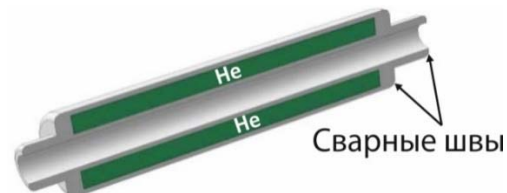


Рис. 2. Образец с одновременно растягивающими и сжимающими напряжениями

Для решения этих задач в АО «ГНЦ НИИАР» широко используется дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертных газов повышенного давления. Данный способ позволяет создавать высокие давления в изделиях, и хорошо реализуем в дистанционных условиях радиационно-защитных камер.

Однако дуговая сварка при повышенном давлении существенно отличается от сварки в нормальных условиях. С повышением давления меняются физические и технологические характеристики сварочной дуги, что приводит к повышению вероятности образования дефектов формы сварных швов.

Цель работы — повышение стабильности формирования сварных соединений при герметизации изделий при повышенном давлении защитных газов.

На качество сварных соединений в основном влияет эффективная тепловая мощность сварочной дуги, определяющаяся выражением: $Q_{эф} = \eta UI$, где η — эффективный КПД нагрева дугой; U — напряжение на дуге; I — сила тока. В свою очередь на напряжение при сварке влияют длина дуги и свойства газа. Экспериментально установлено, что при одинаковых параметрах сварки давление газа влияет на проплавление и формирование сварных соединений (рис. 3). Избежать образования дефектов при сварке в таких условиях можно регулируя тепловую мощность сварочной дуги. Для этого проводились исследования влияния давления гелия на технологические характеристики дуги.

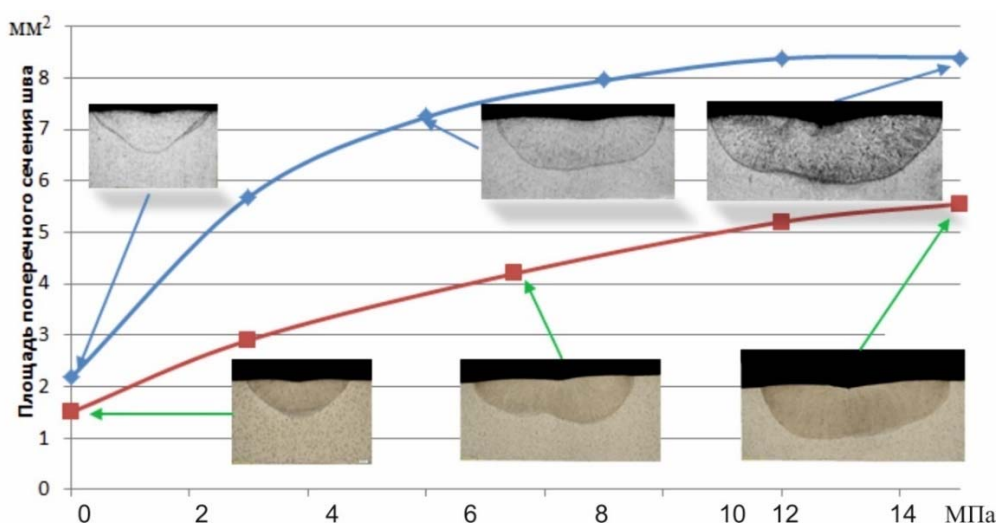


Рис. 3. Зависимость площади проплавления сварного шва от давления гелия при постоянных параметрах $I_{св}=40$ А, $t_{св}=1$ с; $L_d=1$ мм (■), $L_d=3$ мм (◆)

С повышением давления до определенных значений значительно возрастает электрическая мощность дуги (рис. 4), увеличивается глубина проплавления и ширина сварного шва. При этом эффективная мощность дуги растет не пропорционально электрической мощности из-за увеличивающихся с ростом давления газа потерь на излучение и конвекцию (рис. 5).

Экспериментально была определена зависимость КПД дуги от давления: $\eta = \eta_0(1 - 0,02P)$, где η_0 — КПД при нормальных условиях ($P=0,1$ МПа), P — давление гелия, МПа.

Проведенные исследования и полученные зависимости влияния давления газа на технологические параметры сварочной дуги позволяют эффективно регулировать её мощность и получать требуемую форму сварных соединений при изготовлении экспериментальных изделий и устройств для проведения реакторных испытаний. Результаты исследований внедрены при выполнении работ по изго-

ТОВАЛЕНИЮ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ 12Х18Н10Т, 08Х16Н1М3, ЭК-181, Э110, ЧС-139.

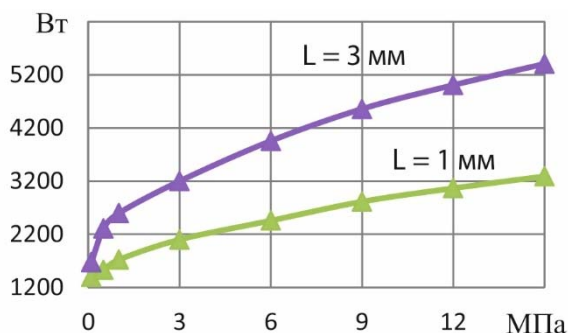


Рис. 4 Зависимость мощности дуги от давления гелия при токе 70А и длине дуги (L) 1мм и 3 мм

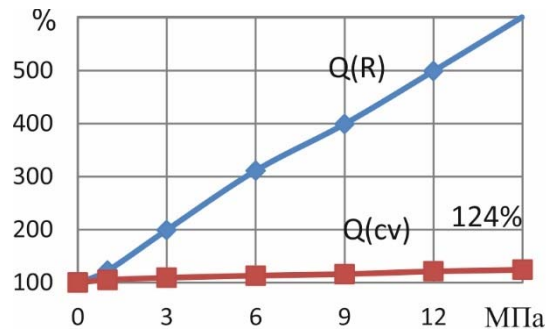


Рис. 5 Потери дуги на конвекцию Q(CV) и излучение Q(R) с ростом давления гелия

WELDING OF TEST SPECIMENS AND TEST RIGS INTENDED FOR IRRADIATION TESTING

A.V. Kaplin, E.M. Tabakin, S.A. Andreyev

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

To conduct irradiation testing and post-irradiation examinations to verify operational performance of the materials intended for operation in nuclear reactors as well as to conduct experiments to try out new advanced structural materials, it is necessary to manufacture various dummies, rodlets, test specimens and other stuff. In many cases such objects under test require filling with chemically inactive gases (inert gas) at a normal or an excess pressure. It is absolutely necessary for different purposes such as leakage testing, heat transfer enhancement under irradiation, applying load pressure to the material under test to simulate different operating conditions in the nuclear reactor. For instance, it is required to create an internal gas pressure no higher than 15 MPa in the gas-filled specimens to conduct irradiation testing of the material in the reactor (Figures 1 and 2).

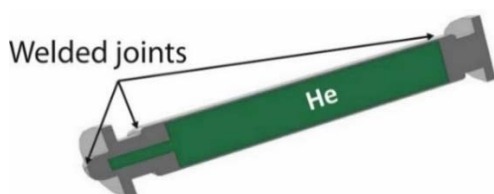


Figure 1. Creep test specimen

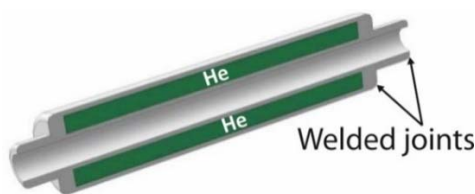


Figure 2. Specimen for tensile and compression tests

Non-consumable electrode arc welding is widely employed in a raised pressure chemically inert gas environment to achieve the aforesaid objectives. Such a welding process enables creating high pressure in the objects under test and moreover, it can be easily done in the hot cells in the remote-controlled conditions.

However, the arc welding at elevated pressures differs substantially from welding in normal conditions. Physical and operational characteristics of welding arc change as the pressure has been increased and thus it likely enhances the risk of making weld of irregular form.

The purpose of this work is to enhance reliability of welded joints when welding is done at an elevated pressure of shielding gas.

Heat input of welding arc affects the quality of welded joints for the most part. It can be obtained with the use of following formula: $Q_{thermal} = \eta UI$, where η is thermal efficiency from arc heating; U is a welding arc voltage; and I is strength of current. Whereas, welding voltage depends on the length of welding arc and properties of gas. Experiments made it possible to reveal that gas pressure affects fusion penetration and shaping of welded joints provided that welding parameters are the same (Fig. 3). It is possible to avoid formation of unnecessary welding defects under the aforesaid conditions by controlling heat performance of welding arc. With this objective in view, research was carried out to study the effect of helium pressure on the welding arc performance.

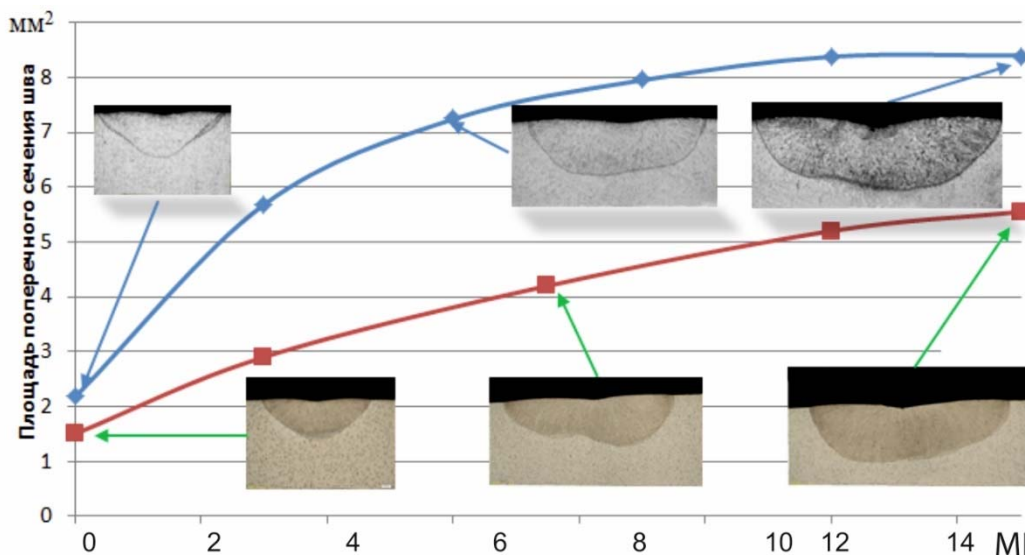


Figure 3. Penetration area of weld in relation to helium pressure at constant parameters $I_{wt}=40A$, $t_{wt}=1s$; $L_{arc}=1\text{ mm}$ (■), $L_{arc}=3\text{ mm}$ (◆).

Once the pressure has raised up to certain values, the electric output of welding arc increases considerably (Fig. 4) and thus, the depth of penetration and weld width increase. It should be noted that heat input of welding arc does not increase in proportion to the electric power because of increased losses due to radiation and convection which are caused by increased pressure (Fig. 5).

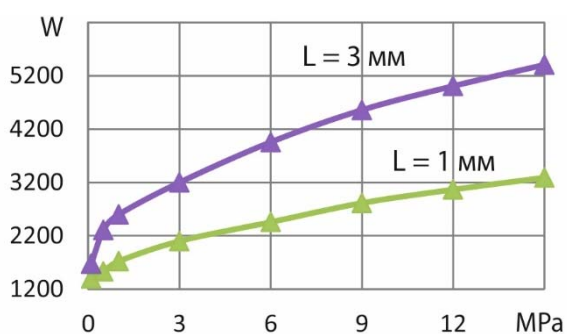


Figure 4. Arc power in relation to helium pressure at a current of 70A and welding arc length (L) of 1mm and 3 mm.

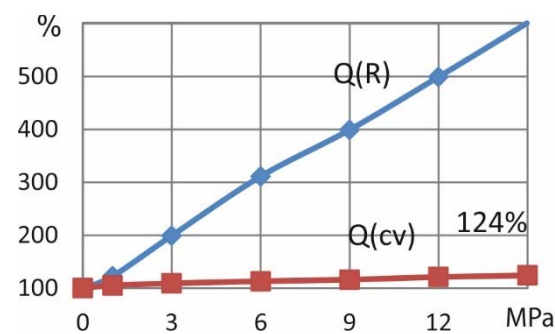


Figure 5. Welding arc losses due to convection $Q(CV)$ and radiation $Q(R)$ with the increased helium pressure.

Efficiency of welding arc in relation to the pressure was obtained during the experiments that is $\eta = \eta_0(1 - 0.02P)$, where η_0 is the efficiency under normal conditions ($P=0.1\text{ MPa}$), P is helium pressure, MPa.

Accomplished experiments, post-test examinations and obtained gas pressure-arc operational performance curves make it possible to control arc power in an efficient way and achieve necessary geometry of welded joints in manufacturing objects and test rigs

intended for irradiation testing. The obtained experimental data were used to manufacture test specimens from the following steels and alloys: 12X18H10T, 08X16H11M3, EK-181, E110, and ChS-139.

МЕТОДОЛОГИЯ ОБОСНОВАНИЯ РАДИАЦИОННОГО РЕСУРСА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ТРАНСПОРТНЫХ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

И.С. Жауров¹, В.А. Панов¹, В.П. Федорин¹, Е.А. Иваненко²,
Б.З. Марголин², А.М. Морозов², В.А. Петров², Е.В. Юрченко²

¹АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

²ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"»,
г. Санкт-Петербург, Россия

Обоснование радиационного ресурса корпусов реакторов является обязательным на этапах проектирования вновь разрабатываемых ППУ и выполнения работ по обоснованию продления полного ресурса действующих ЯЭУ транспортного назначения сверх установленного конструкторской документацией.

Корпус реактора является основным незаменимым элементом, определяющим ресурс ЯЭУ и в процессе эксплуатации подвергающийся радиационному охрупчиванию. Ресурс корпуса реактора транспортных ЯЭУ в основном определяется его сопротивлением хрупкому разрушению на режиме гидроиспытаний. Определение допустимых условий нагружения корпусов реакторов по критерию инициирования хрупкого разрушения проводится с использованием подходов линейной и нелинейной механики разрушения при наличии сведений о размере постулируемых дефектов в корпусе, фактического химического состава и содержания примесных элементов в материале корпуса и его сварных соединений. Мерой радиационного охрупчивания является референсная температура, характеризующая температурную зависимость вязкости разрушения, и изменение этой температуры под воздействием облучения и теплового старения.

При обосновании безопасной эксплуатации корпусов реакторов транспортных ЯЭУ встает задача количественно определить их радиационный ресурс.

В настоящем докладе рассмотрены основные аспекты совместно разработанной в АО «ОКБМ Африкантов» и ЦНИИ КМ «Прометей» и успешно используемой методологии обоснования радиационного ресурса корпусов реакторов по условиям хрупкой прочности.

METHODOLOGY OF JUSTIFICATION OF RADIATION RESISTANCE OF REACTOR PRESSURE VESSELS OF NUCLEAR PROPULSION SYSTEMS

I.S. Zhaurov¹, V.A. Panov¹, V.P. Fedorin¹, E.A. Ivanenko², B.Z. Margolin²,
A.M. Morozov², V.A. Petrov², E.V. Yurchenko²

¹JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia

²NRC «"Kurchatov Institute" — CSRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia

Justification of radiation resistance margin of reactor pressure vessels is compulsory at the stages of designing the newly developed steam generating plants and executing works regarding justification of lifetime extension of operating nuclear propulsion systems beyond the limits specified by the design documentation.

Reactor pressure vessel is the main non-replaceable element which determines lifetime of nuclear power plant and is subjected to radiation embrittlement during operation. Radiation resistance of reactor pressure vessels of nuclear propulsion systems is determined mainly by resistance to embrittlement in the mode of hydrotesting. The permissible load conditions for reactor pressure vessels according to the criteria of embrittlement crack initiation are determined through application of linear and nonlinear damage mechanics approaches when there are data on dimensions of the stated defect in the reactor pressure vessel, actual chemical composition and content of impurity elements in the material of reactor pressure vessel and its welded joints. The measure of radiation embrittlement is the reference temperature characterizing the temperature law of destruction viscosity, and change of this temperature due to exposure to radiation and thermal ageing.

During justification of safe operation of reactor pressure vessels of nuclear propulsion systems a task arises to ensure quantitative determination of their radiation resistance.

The present paper considers the main aspects of the successfully used methodology of justification of radiation resistance of reactor pressure vessels based on the conditions of brittle strength, which was jointly developed by JSC «Африкантов ОКБМ» and CRISM «Прометей».

ГАРАНТИРОВАННЫЙ УРОВЕНЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ РЕАКТОРОВ ВВЭР

В.В. Орлов¹, В.Н. Скоробогатых¹, Н.П. Аносов¹, Ж.В. Юргина¹,
В.А. Михеев¹, К.Н. Кощев², С.В. Барсанова², В.К. Шамардин³

¹АО «НПО "ЦНИИТМАШ"», г. Москва, Россия

²АО «ИРМ», г. Заречный, Россия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Разработка и эксплуатация АЭС с корпусами ВВЭР всегда более 60 лет связана с проблемой определения гарантированного уровня сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали по критической температуре хрупкости и ее изменении при облучении в реальных условиях эксплуатации.

Многочисленные аттестационные исследования корпусных материалов, а так же исследования образцов свидетелей материалов обечаек корпусов действующих реакторов свидетельствуют о том, что уровни сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали формируются на стадиях:

- производства корпусов реакторов (уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали в исходном состоянии);
- эксплуатации при облучении в условиях близких к реальным (уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали в исходном состоянии).

При этом каждый из указанных уровней в зависимости от желаемого результата характеризуется подходом:

- оптимистичный (желаемый результат);
- пессимистичный (нежелаемый результат).

Таким образом целесообразно применять пессимистичный подход при определении гарантированного (нежелаемого) уровня сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали по критической температуре хрупкости.

Гарантированный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФАА в исходном состоянии.

Определение критической температуры хрупкости корпусных сталей ВВЭР осуществляется в соответствии ПНАЭ Г-7-002-86 по результатам испытаний случайной выборки 7 из 14 базовых контрольных (в исходном состоянии) и облученных комплектов ударных образцов свидетелей с использованием аппроксимирующих температурных кривых ударной вязкости, отражающих температуры перехода металла из хрупкого в вязкое состояние.

Результаты проведенных исследований (таблица 1) подтверждают, что в связи с высокой структурной и химической неоднородностью металла, переход из хрупкого в вязкое состояние происходит в широком интервале температур, составляющем в среднем -75 — -30 °С при стандартном отклонении 19 – 26 °С и ширине полосы разброса данных для оптимистичного подхода -39 °С и для пессимистичного -29 °С.

Таблица 1

Результаты испытаний (в исходном состоянии) контрольных комплектов ударных образцов свидетелей стали 15Х2НМФАА ВВЭР-1000

Ni, %	P, %	Cu, %	T_{K0} , °С	T_{K0} , °С _{min}	T_{K0} , °С _{max}
1,24	0,007	0,04	-121	-120	-63
1	0,008	0,07	-87	-74	-37
1,22	0,008	0,07	-78	-78	-13
1,34	0,006	0,1	-66	-73	-38
1,18	0,009	0,05	-66	-69	-29
1,35	0,01	0,12	-49	-50	-4
1,16	0,007	0,05	-44	-63	-23
Среднее значение			-73	-75	-30
Стандартное отклонение			$26 \times 1,5 = 39$	$25 \times 1,5 = 39$	$19 \times 1,5 = 29$

Нормативные значения T_{K0} (жирный шрифт) практически соответствуют $T_{K0 \min}$, отражающей оптимистичные значения температурных кривых ударной вязкости контрольных комплектов ударных образцов свидетелей и выявляют уровень желаемых значений сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФАА в исходном состоянии и широко используются при проектировании и эксплуатации корпусов ВВЭР.

Значения $T_{K0 \max}$, отражающей пессимистичные значения температурных кривых ударной вязкости контрольных комплектов образцов свидетелей выявляют уровень не желаемых значений сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФАА в исходном состоянии, что обеспечивает гарантированный уровень сопротивления хрупким разрушениям необходимый при проектировании и надежной эксплуатации корпусов ВВЭР.

Гарантированный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФА класс1 в исходном состоянии.

Результаты проведенных исследований (таблица 2 и 3) подтверждают, что переход из хрупкого в вязкое состояние, не смотря на стабильное содержание регулируемых элементов, происходит в широком интервале температур, составляющем в среднем:

- -79 – -70°C при стандартном отклонении $23-18^{\circ}\text{C}$ и ширине полосы разброса данных для оптимистичного подхода -35°C и для пессимистичного -27°C ;
- -84 — -54°C при стандартном отклонении $17-21^{\circ}\text{C}$ и ширине полосы разброса данных для оптимистичного подхода -26°C и для пессимистичного -32°C .

Таблица 2

Результаты испытаний (в исходном состоянии) контрольных комплектов ударных образцов свидетелей стали 15Х2НМФА класс1 ВВЭР-ТОИ

ВВЭР-ТОИ	Ni, %	P, %	Cu, %	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}_{\min}$	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}_{\max}$
Прибыльный торец	1,07	0,005	0,04	-60	-65	-60
Прибыльный торец	1,07	0,005	0,04	-60	-57	-50
Донный торец	1,07	0,005	0,04	-90	-108	-97
Донный торец	1,07	0,005	0,04	-70	-86	-73
Среднее значение	–			-70	-79	-70
Стандартное отклонение	–			$14 \times 1,5 = 21$	$23 \times 1,5 = 35$	$18 \times 1,5 = 27$

Высокая структурная неоднородность металла заготовки удлиненной обечайки корпуса ВВЭР-ТОИ (таблица 2) связана с изменением структуры металла от прибыльного до донного торцов согласно технологии изготовления и, соответственно, T_{K0} составляет -60 — -80°C , $T_{K0 \min}$ -61 — -97°C , $T_{K0 \max}$ -55 — -85°C при стабильном содержании регулируемых элементов.

Таблица 3

Результаты испытаний (в исходном состоянии) контрольных комплектов ударных образцов свидетелей стали 15Х2НМФА класс1 ВВЭР-1200

ВВЭР-1200	Ni, %	P, %	Cu, %	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}_{\min}$	$T_{K0}, ^{\circ}\text{C}_{\max}$
15-1062	1,08	0,005	0,03	-50	-60	-17
опорная	1,08	0,005	0,03	-60	-69	-54
15-1073	1,09	0,005	0,02	-70	-85	-43
верхняя	1,09	0,005	0,02	-80	-86	-66
15-1056	1,09	0,005	0,02	-90	-97	-70
нижняя	1,09	0,005	0,02	-90	-108	-74
Среднее значение	–			-73	-84	-54
Стандартное отклонение	–			$16 \times 1,5 = 24$	$17 \times 1,5 = 26$	$21 \times 1,5 = 32$

Высокая структурная неоднородность металла заготовок обечаек корпуса ВВЭР-1200 (таблица 3) связана с изменением структуры металла согласно технологии изготовления каждой заготовки и, соответственно:

- для опорной обечайки, T_{K0} составляет -55°C , $T_{K0 \min}$ -65°C , $T_{K0 \max}$ -36°C при стабильном содержании регулируемых элементов;
- для верхней обечайки, T_{K0} составляет -75°C , $T_{K0 \min}$ -86°C , $T_{K0 \max}$ -55°C при стабильном содержании регулируемых элементов;

– для нижней обечайки, T_{K0} составляет -90°C , $T_{K0 \text{ min}}$ -103°C , $T_{K0 \text{ max}}$ -72°C при стабильном содержании регулируемых элементов.

Исследования влияния содержания никеля в пределах допуска по ТУ 0893-013-00212179-2003 составляющем 1,0–1,3% (рисунок 1) на T_{K0} корпусной стали ВВЭР 15X2НМФАА свидетельствуют о существенном влиянии никеля на сопротивления хрупким разрушениям и позволяют определить желаемые оптимистичные и гарантированные пессимистичные уровни T_{K0} с учетом сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15X2НМФА класс 1.

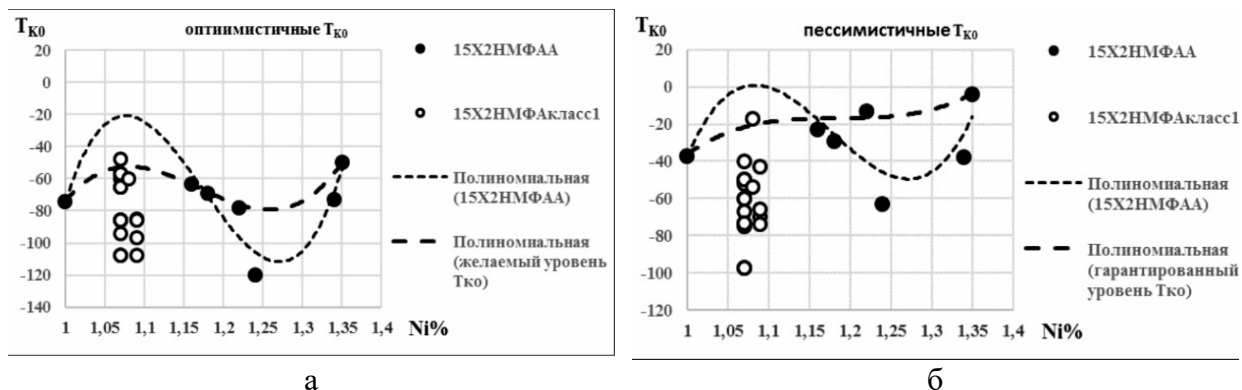


Рисунок 1. Оптимистичные а) и пессимистичные б) зависимости T_{K0} от содержания никеля в корпусных сталях ВВЭР

Таким образом, максимальное желаемое значение для оптимистичной зависимости T_{K0} стали 15X2НМФАА составляет при содержании никеля около 1,3% — -50°C , а стали 15X2НМФА класс1 составляет при содержании никеля около 1,1% — -48°C (рисунок 1а).

Максимальное гарантированное значение для пессимистичной зависимости T_{K0} стали 15X2НМФАА составляет при содержании никеля около 1,3% — -4°C , а стали 15X2НМФА класс1 составляет при содержании никеля около 1,1% — -17°C (рисунок 1б).

Гарантированный уровень сопротивления хрупким разрушениям технологической модели границы сплавления основного металла корпусной стали ВВЭР 15X2НМФА класс1 и антикоррозионной наплавки в исходном состоянии.

Определение сопротивления хрупким разрушениям металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки по критерию ТР включает технологическое моделирование недоступных для проведения испытаний зон сварных соединений в необходимом масштабе:

- разработка методики технологического моделирования границы сплавления шириной до 0,5 мм экспериментальным слитком ЭШП длиной до 300мм с аналогичной структурой;
- изготовление и испытание более 1 000 малоразмерных ударных образцов из экспериментального металла для исследований сопротивления хрупким разрушениям металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки.

Технологическая модель ГС позволяет определить уровень содержания регулируемых элементов в каждом из ударных малоразмерных образцов для исследований T_p (таблица 4).

Результаты испытаний ударных малоразмерных образцов для исследований T_{P0} металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки

длина слитка	индекс заготовки	Ni,%	Cr,%	Cu,%	T_{P0} , °Cmin	T_{P0} , °Cmax
0	А	1,15	2,03	0,03	-73	-48
30	Б	2,30	4,75	0,03	-87	-52
60	В	3,50	5,87	0,03	-30	5
90	Г	4,00	7,50	0,03	-35	5
120	Д	5,05	9,73	0,03	-65	-10
150	Е	7,50	14,40	0,03	-126	-99
180	Ж	8,17	17,86	0,03	-152	-136
210	З	9,91	20,20	0,03	-107	-92
240	И	10,16	21,70	0,03	-97	-81
270	К	10,57	22,32	0,03	-72	27

Исследования влияния содержания никеля, в интервале 1,0–11,0% и хрома, в интервале 2,0–24,0%, при содержании меди около 0,02–0,03% позволяют определить оптимистичные — желаемые и пессимистичные — гарантированные T_{P0} в металле переменного химического состава технологической модели границы сплавления основного металла и металла антикоррозионной наплавки.

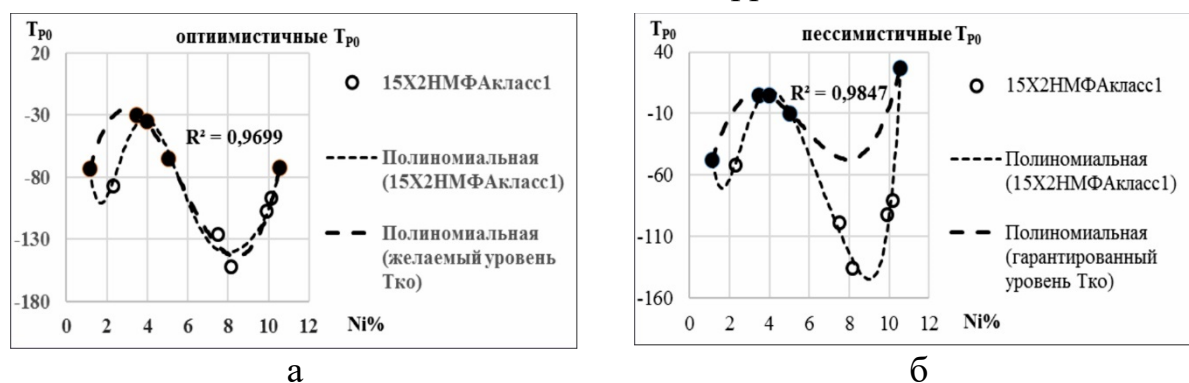


Рисунок 2. Оптимистичные желаемые а) и пессимистичные гарантированные б) зависимости T_{P0} от содержания никеля в ударных малоразмерных образцах для исследований T_{P0} металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки

Максимальное желаемое значение для оптимистичной зависимости T_{K0} составляет при содержании хрома около 2,03% и никеля около 1,15% — -73°C , при содержании хрома около 5,87% и никеля около 3,50% — -30°C при содержании хрома около 22,32% и никеля около 10,57% — -72°C (рисунок 1а).

Максимальное гарантированное значение для пессимистичной зависимости T_{K0} составляет при содержании хрома около 2,03% и никеля около 1,15% — -48°C , при содержании хрома около 5,87% и никеля около 3,50% — 5°C при содержании хрома около 22,32% и никеля около 10,57% — 27°C (рисунок 1б).

Консервативный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15X2НМФАА при облучении.

В настоящее время радиационное охрупчивание ΔT_K корпусных материалов ВВЭР определяется нормативными гарантированными сдвигами критической температуры хрупкости (ПНАЭ Г-7-002-86 с уточнениями в РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012), при этом дозоременные аппроксимирующие зависимости

$\Delta T_K(F)$, в соответствии ПНАЭ Г-7-002-86 используются при моделировании нормативной оценки СХР по параметрам радиационного охрупчивания корпусных материалов.

Для стали 15X2НМФА-А (РД ЭО 1.1.2.09.0789-2012 «Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000») устанавливается нормативная консервативная дозвременная аппроксимирующая зависимость $\Delta T_K(F)=1,45 \times (F/F_0)^{0,8} + 38^\circ\text{C}$ (рисунок 3а).

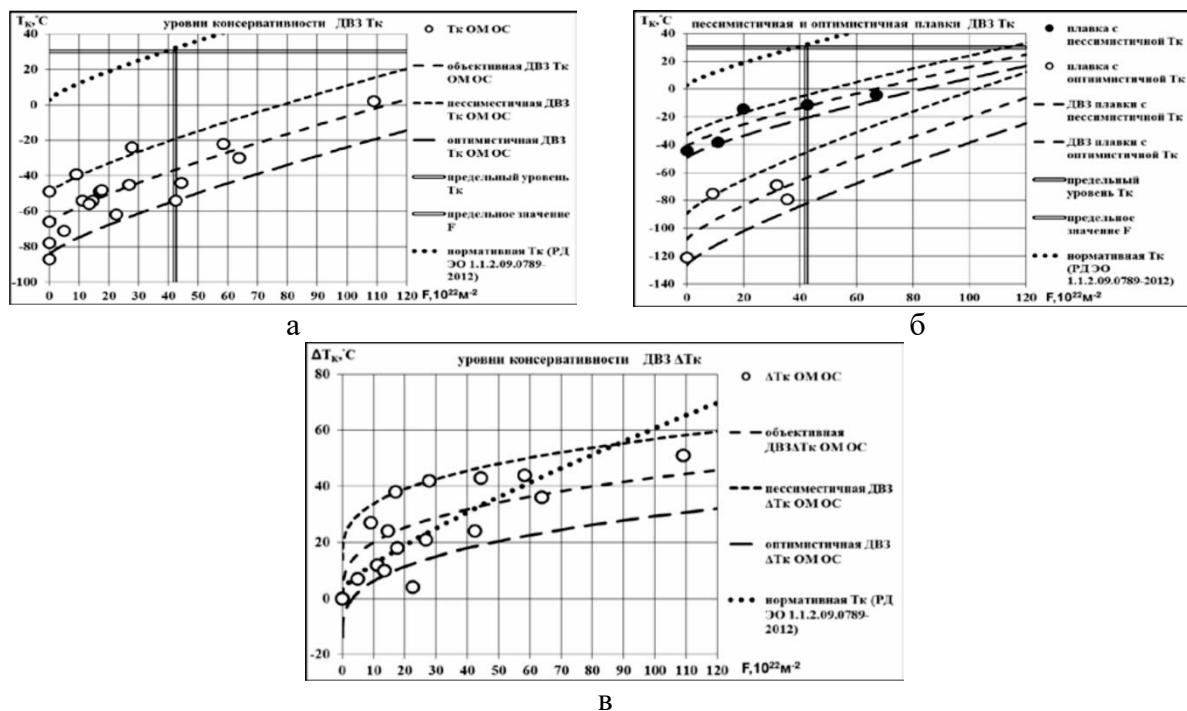


Рисунок 3. Результаты испытаний облученных комплектов ударных образцов свидетелей: а) дозвременные аппроксимирующие зависимости ДВЗ T_K ; б) ДВЗ T_K плавок пессимистичного и оптимистичного уровня значений T_K ; в) ДВЗ ΔT_K .

Таким образом при $T_{K0} = -45^\circ\text{C}$ нормативная консервативная дозвременная аппроксимирующая зависимость $T_K(F)=T_{K0}+\Delta T_K(F)$ практически совпадает с фактической ДВЗ консервативного уровня оптимистичных T_K по результатам испытаний образцов свидетелей (рисунок 3 б и в), тогда как каждая ΔT_K определялась вычитанием из различных T_K различных T_{K0} , что свидетельствует о некорректности нормативного подхода к расчетам.

Необходимо отметить, что в соответствии ПНАЭ Г-7-002-86 нормативная консервативная дозвременная аппроксимирующая зависимость $\Delta T_K(F)=23 \times (F/F_0)^{1/3}^\circ\text{C}$, а фактическая $\Delta T_K(F)=9,29 \times (F/F_0)^{1/3} + 14^\circ\text{C}$ (рисунок 3в).

Для устранения противоречий в нормативной документации необходимо исключить одновременное использование оптимистичных T_{K0} и пессимистичных ДВЗ T_K или пессимистичных T_{K0} и оптимистичных ДВЗ T_K .

Оптимистичный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15X2НМФАА при облучении.

При использовании оптимистичных $T_{K0} \text{ min}$ (таблица 1) и оптимистичных ДВЗ T_K (рисунок 4 а и б) определяется предельный оптимистичный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15X2НМФАА, соответствующий минимальным значениям оптимистичных ДВЗ T_K , который

гарантирует минимальные значения T_K при флюенсах ниже предельного, включая наилучшую плавку.

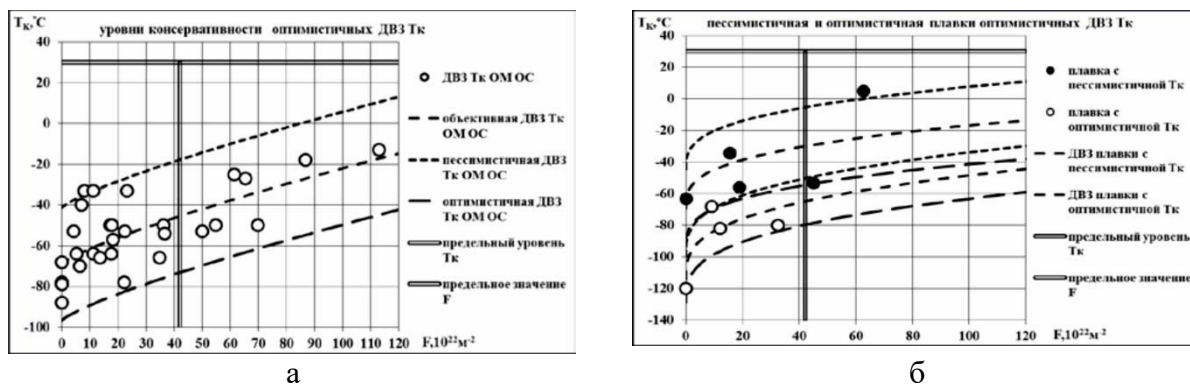


Рисунок 4. Оптимистичные результаты испытаний облученных комплектов ударных образцов свидетелей: а) довременные аппроксимирующие зависимости ДВЗ T_K ; б) ДВЗ T_K плавок пессимистичного и оптимистичного уровня значений T_K .

Пессимистичный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФАА при облучении.

При использовании пессимистичных $T_{K0\max}$ (таблица 1) и пессимистичных ДВЗ T_K (рисунок 5 а и б) определяется предельный пессимистичный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР 15Х2НМФАА, соответствующий максимальным значениям пессимистичных ДВЗ T_K .

При этом, включая наихудшую плавку, практически гарантируются максимальные значения T_K при флюенсах ниже предельного по эксплуатационным критериям стали 15Х2НМФА класс 1.

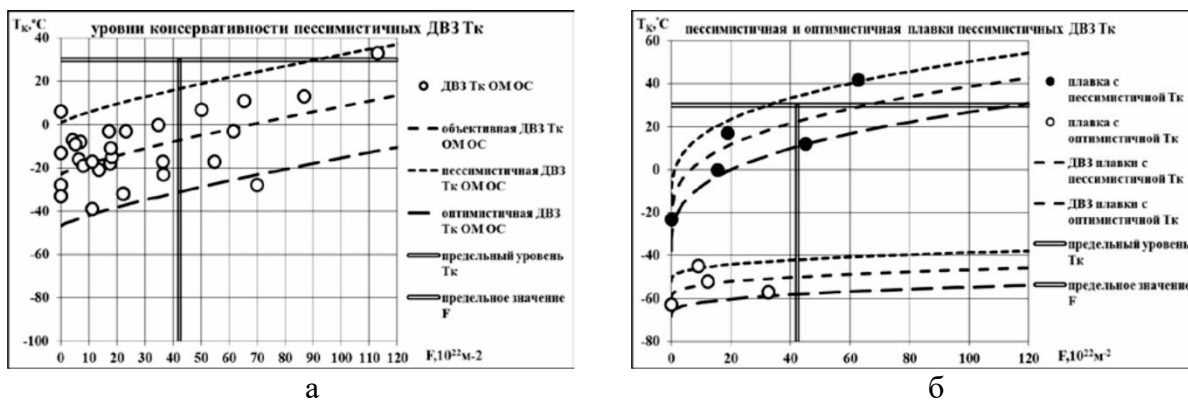


Рисунок 5. Пессимистичные результаты испытаний облученных комплектов ударных образцов свидетелей: а) довременные аппроксимирующие зависимости ДВЗ T_K ; б) ДВЗ T_K плавок пессимистичного и оптимистичного уровня значений T_K

РАЗРАБОТКА СТАЛЕЙ ФЕРРИТНОГО КЛАССА ДЛЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

Б.А. Тарасов^{1,2}, И.И. Коновалов², М.Д. Савельев², С.Н. Никитин²,
М.С. Тарасова², Д.П. Шорников²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия

В данной работе рассматривается возможность создания новых коррозионно-стойких и прочных сталей ферритного класса для оболочек твэлов реакторов на тепловых и быстрых нейтронах.

Принцип конструирования новых сталей состоял в отказе от Ni, провоцирующего распухание сталей, в создании стабильной однофазной структурой во всем интервале температур, обеспечивающей жаропрочность, при одновременном обеспечении коррозионной стойкости, необходимых для надежной эксплуатации твэлов.

На основе анализа диаграмм состояния и теоретической оценки влияния облучения на структурно-фазовую стабильность ферритных сталей определена перспективная область составов Fe-Cr-Al-Si, при содержании углерода $< 0,1 \%$.

Приводятся результаты расчетно-экспериментальных исследований применимости новых сталей в качестве особо тонкостенных ($\sim 0,2$ мм) оболочек твэлов для «толерантного» топлива легководных реакторов.

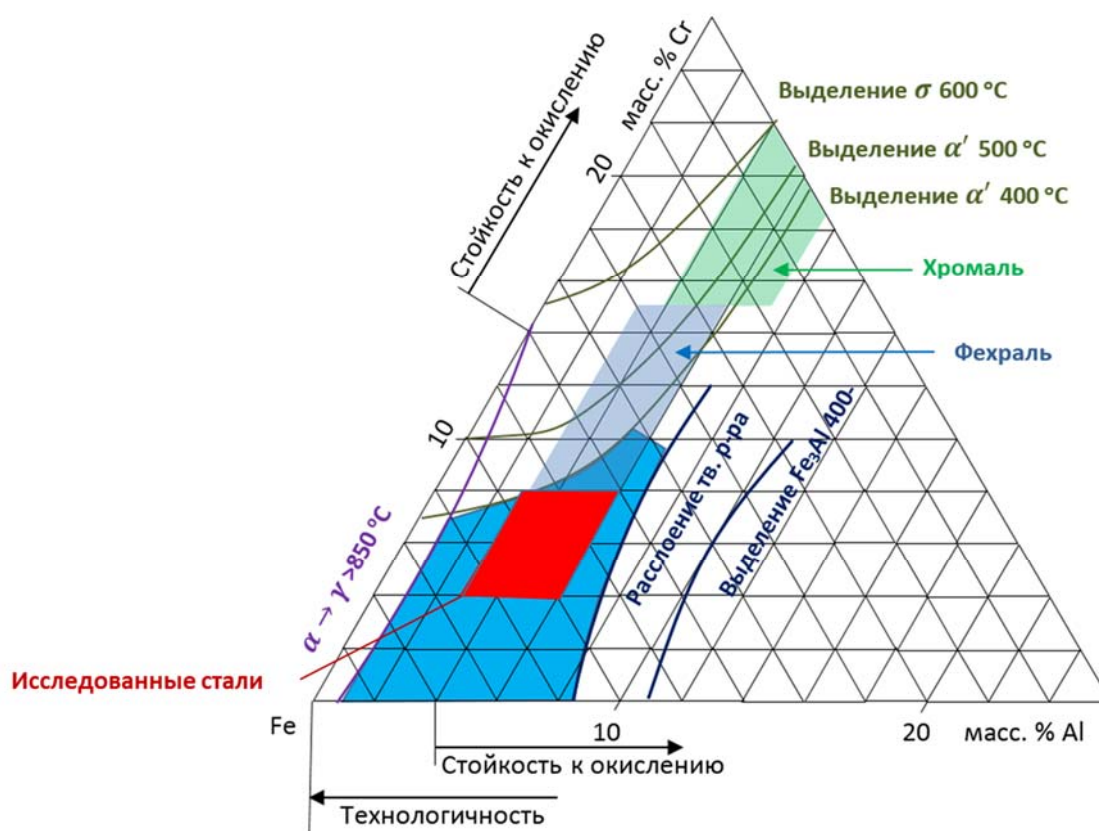
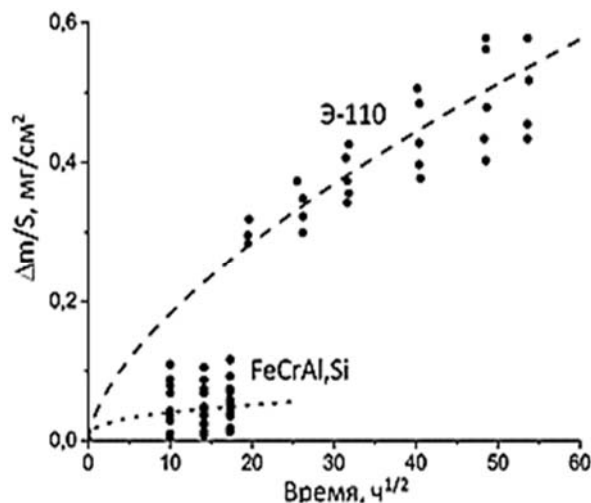


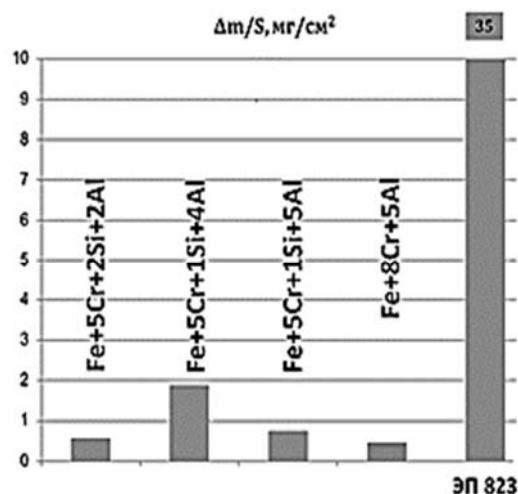
Рисунок 1. Диаграмма фазовых равновесий Fe-Cr-Al

В этих сталях был обнаружен синергетический эффект резкого улучшения коррозионной стойкости при одновременном легировании хромистых сталей алюминием и кремнием, что связано с особенностями образующейся оксидной пленки (рисунок 2).

Новые ферритные стали под облучением в быстрых реакторах, как полагают, будут свободны от недостатков, присущих аустенитным хромоникелевым сталям (высокотемпературное охрупчивание при ~ 500 °C за счет распухания) и хромистым сталям ферритно-мартенситного класса (низкотемпературное охрупчивание при ~ 400 °C и потеря прочности при температуре более 650 °C, обусловленные структурно-фазовой нестабильностью).



Вода 360 °С, 16 МПа



Вода 1 100 °С, 16 МПа

Рисунок 2. Зависимость привеса от времени при коррозионных испытаниях

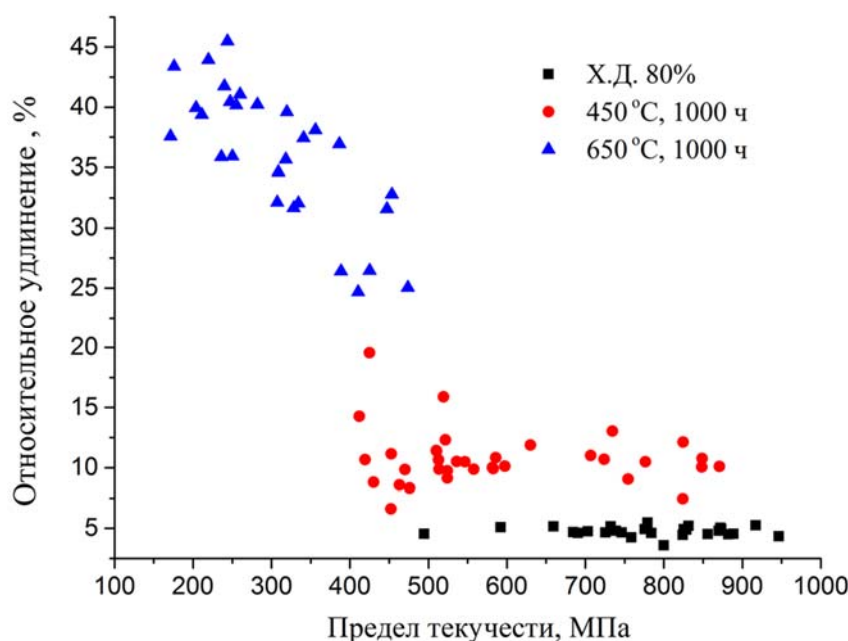


Рисунок 3. Зависимость общего удлинения от предела текучести для образцов с разной структурой, полученной деформацией и отжигом

Недостаток ферритных однофазных сталей – склонность к рекристаллизации при температуре более 600 °С преодолевается за счет микролегирования, например, молибденом и ниобием. При этом оказывается возможным получение структурного состояния с достаточно высоким сочетанием прочности и пластичности (рисунок 3).

В качестве дополнительной опции применительно к реакторам на быстрых нейтронах рас-

смотрена возможность достижения сверхглубоких выгораний нитридного топлива за счет согласования его набухания с набуханием ферритной оболочки.

DEVELOPMENT OF FERRITIC STEELS FOR FUEL CLADDING

B.A. Tarasov^{1,2}, I.I. Konovalov², M.D. Savel'yev², S.N. Nikitin²,
M.S. Tarasova², D.P. Shornikov²

¹JSC "VNIINM", Moscow, Russia

²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia

In this paper, the possibility of creating new corrosion-resistant and durable ferritic steels for fuel claddings of reactors on thermal and fast neutrons is considered.

The principle of designing new steels consisted in the renouncement of Ni, which provokes swelling of steels, in creating a stable single-phase structure in the entire temperature range, which provides heat resistance, while ensuring the corrosion resistance required for reliable operation of fuel claddings.

Based on the analysis of state diagrams and theoretical evaluation of the effect of irradiation on the structural and phase stability of ferritic steels, a promising range of Fe-Cr-Al-Si compositions was determined, with carbon content <0.1%

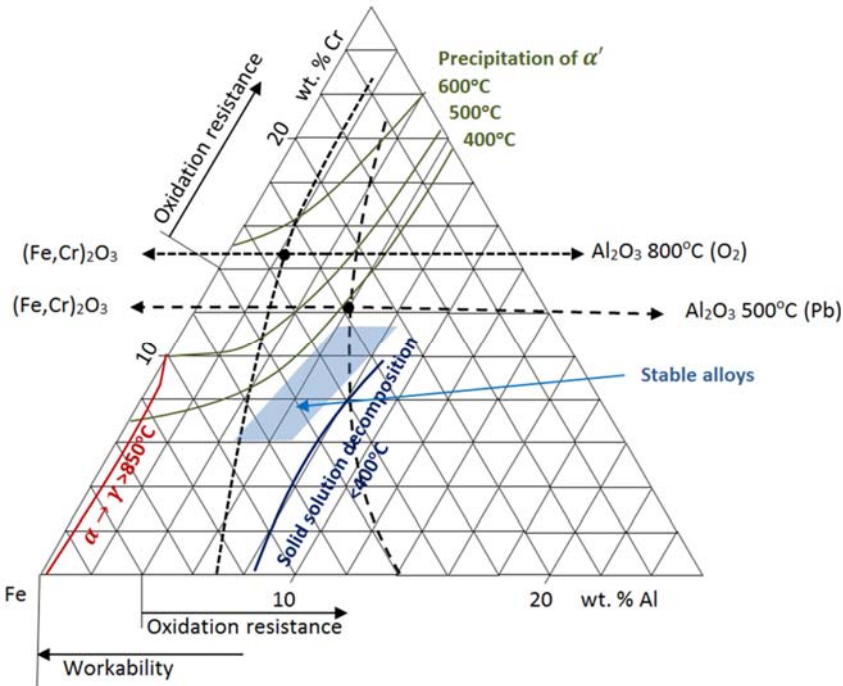


Figure 1 — Diagram of the phase equilibrium Fe-Cr-Al

Results of computational and experimental studies of the applicability of new steels as particularly thin-walled (~ 0.2 mm) fuel rod claddings for "tolerant" fuel of light-water reactors are presented.

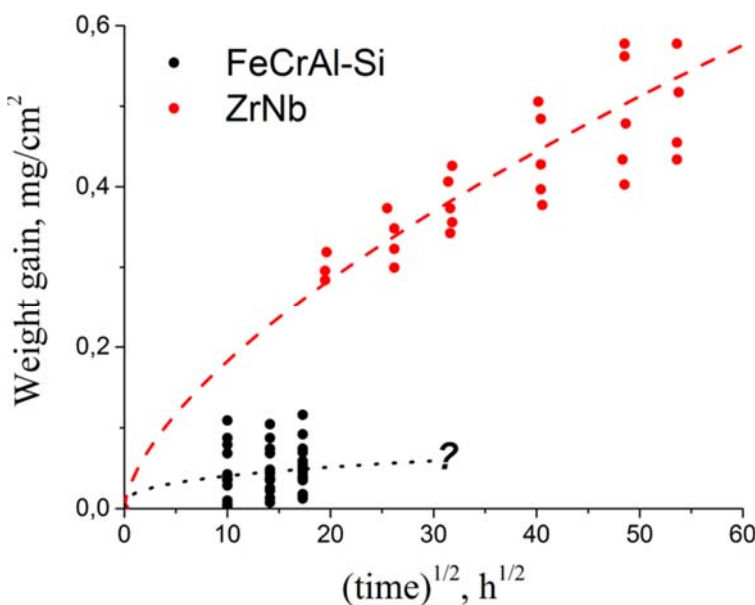


Figure 2 — The dependence of weight gain on time during autoclave testing (water, 350 °C)

In these steels, a synergistic effect of dramatically improvement the corrosion resistance during simultaneously doping chromium steels with aluminum and silicon was found. It is associated with the features of the formed oxide film (Figure 2).

New ferritic steels under irradiation in fast reactors are expected to be free from the disadvantages as in austenitic chromium-nickel steels (high-temperature embrittlement at ~ 500 °C due to swelling) and in chromium

steels of the ferritic-martensitic class (low-temperature embrittlement at ~ 400 °C; loss of strength at temperatures above 650 °C due to structural phase instability).

The lack of ferritic single-phase steels - the tendency to recrystallization at a temperature of more than 600 °C is overcome by micro-alloying, for example, with molybdenum and niobium. In this case, it is possible to obtain a structural state with a fairly high combination of strength and ductility (Figure 3).

As an additional option in relation to fast neutron reactors, the possibility of achieving ultra-deep burn-out of nitride fuel due to matching its swelling with the swelling of the ferrite shell was considered.

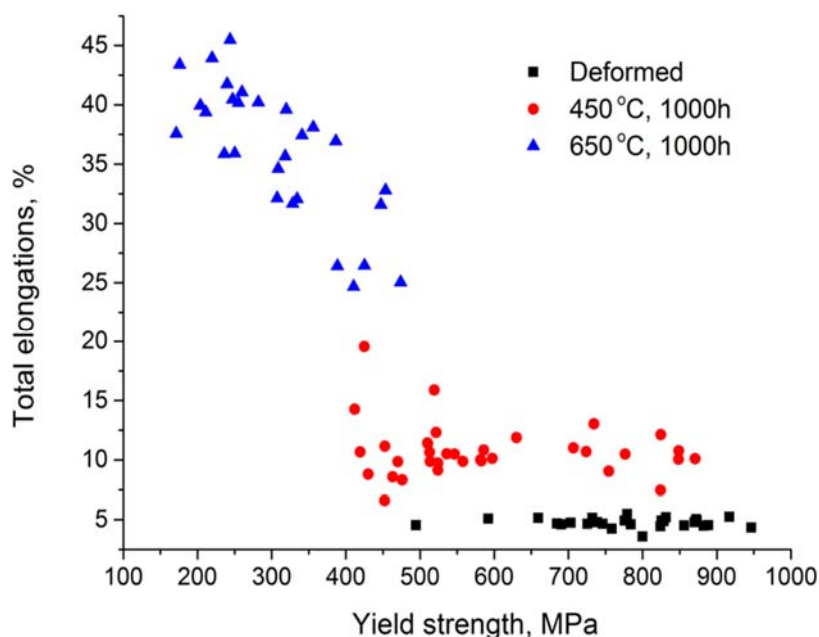


Figure 3 — Dependence of total elongation on samples with different structures, obtained by deformation and annealing

РЕЗУЛЬТАТЫ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ТРУБНОГО ПУЧКА ПАРОГЕНЕРАТОРА ОПГ-1 РЕАКТОРА БОР-60 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Т.М. Буланова, В.С. Неустроев, Ю.М. Крашенинников, А.А. Карсаков, Ю.Д. Гончаренко, Л.А. Евсеев, И.В. Шагвалиев, И.Н. Кучкина, В.В. Повстанко, А.Г. Прохоров

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Одной из главных составных частей работы по обоснованию продления срока дальнейшей эксплуатации установок, исчерпавший свой проектный срок, является определение остаточного ресурса элементов конструкции.

В работе приведены результаты исследования парогенератора ОПГ-1 реактора БОР-60. Микромодульный парогенератор ОПГ-1 (чешского производства) — парогенератор обратного типа, в котором натрий циркулирует в трубном пучке, а вода и пар — в межтрубном пространстве. Парогенератор эксплуатируется в составе реакторной установки БОР-60 $\sim 188\,000$ ч. Установленный проектный ресурс парогенератора — 200 000 ч. В связи с окончанием назначенного срока службы парогенераторной установки и для обоснования продления его эксплуатации необходимо провести оценку состояния основных конструктивных элементов.

Объектом исследований являлись теплообменные трубки трубного пучка экономайзера, испарителя, парогенератора демонтированной секции № 3 ОПГ-1.

Трубный пучок относится к наиболее напряженным элементам конструкции ОПГ-1, который работает в условиях воздействия разных коррозионных сред: натрия и питательной воды / пара, градиента температур, а также действия термических напряжений.

В работе представлены результаты обследования состояния теплопередающих поверхностей и оценка загрязненности коррозионными отложениями трубного пучка 3-ей секции ОПГ-1. Изучен фазовый и химический состав отложений.

По результатам металлографических исследований проведена консервативная оценка скорости коррозии металла теплообменных трубок. Установлено, что скорость общей коррозии незначительна и составляет на участке пароперегревателя — 0,001 мм/год, а на испарительном и экономайзерном участках 0,006-0,005 мм/год, что существенно ниже предельно допустимых значений. Максимальная глубина язвенной коррозии на испарительном участке составляет ~ 0,300 мм. Не выявлено значимого взаимодействия металла трубок со стороны натриевого теплоносителя.

Получены значения механических характеристик исследуемой стали при рабочих и максимальных проектных температурах. Представлены температурные зависимости механических свойств материала теплообменных трубок различных модулей.

Показано, что значения механических характеристик материала трубок находятся на уровне близком к уровню значений в исходном состоянии, что даёт возможность подтвердить стабильность механических свойств материала теплообменных трубок (стали 15312) после длительной эксплуатации.

Экспериментальные данные, полученные в ходе работы, будут использованы для обоснования продления срока эксплуатации ОПГ-1 в составе реакторной установки БОР-60, а также могут быть полезны при использовании парогенераторов подобного типа при разработке новых перспективных реакторов на быстрых нейтронах.

POST-IRRADIATION EXAMINATIONS OF TUBE BUNDLE FOR STEAM GENERATOR OPG-1 AFTER ITS LONG-TERM OPERATION IN THE BOR-60 REACTOR

T.M. Bulanova, V.S. Neustroev, Yu.M. Krashennnikov, A.A. Karsakov,
Yu.D. Goncharenko, L.A. Evseyev, I.V. Shagvaliev, I.N. Kuchkina,
V.V. Povstyanko, A.G. Prokhorov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

One of the most important parts of work on demonstrating feasibility of reactor lifetime extending beyond its design lifetime is to estimate the remaining lifetime of its components.

The paper describes the results of post-irradiation examinations (PIE) for steam generator OPG-1 operated in the BOR-60 reactor. Micro modular steam generator OPG-1 (manufactured by Czech Republic) is an inverted steam generator where sodium coolant circulates in the bundle of tubes but water and steam circulate outside the tubes (in the intertubular space). The steam generator has been in operation for roughly

~188 000 h in the BOR-60 reactor. The design service life of the steam generator is 200 000 h. A condition assessment of its components shall be performed in order to justify the operational lifetime extension of the steam generator.

Heat exchanging tubes of the tube bundle spreading to economizer, evaporator and steam generating modules of the OPG-1 dismantled module No. 3 were subjected to post-irradiation examinations.

The OPG-1 tube bundle is considered to be exposed to the most severe conditions as the tubes are exposed to different corrosive media such as sodium and feed water \ steam, temperature difference as well as to thermally induced stresses.

The paper includes some PIE data to describe the state of heat exchange surfaces and corrosion products deposited on the tube bundle of the third OPG-1 module. Phase and chemical compositions of the deposited products were determined.

Metallographic examinations made it possible to estimate corrosion velocity of the steel used for manufacturing heat exchanging tube. It was a conservative estimation. It was found out that total corrosion velocity was insignificant and it was 0.001 mm/yr. for the superheater module but it was 0.006-0.005 mm/yr. for the evaporator and economizer modules. These estimated values are much lower compared to threshold limit values. The highest depth of pit corrosion is ~ 0.300 mm in the region of evaporator module. PIE did not reveal any noticeable evidence of sodium coolant impact on the steel of the tubes.

Mechanical properties of the steel under examination were obtained at operating and peak design temperature limits. Given here are the mechanical properties of the steel used for heat exchanging tubes as a function of temperatures for different modules of the steam generator.

As evidenced by the PIE data, the mechanical properties of the tube steel are almost the same as compared to the initial state of this steel. These data indicate that the mechanical properties of heat exchanging tubes (they are made of steel 15312) are stable after a long-term operation in the reactor.

The experimental data obtained in the course of work will be used to demonstrate feasibility of extending operational lifetime for steam generator OPG-1 to continue its operation the BOR-60 reactor as well as they can be useful in connection with the use of similar steam generators for new advanced fast reactors under development.

КОРРОЗИОННАЯ И МЕХАНИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ КЕРАМИКИ MgO В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ ПРИ ПАРАМЕТРАХ МЕТАЛЛИЗАЦИИ И МЯГКОГО ХЛОРИРОВАНИЯ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

О.А. Голосов¹, С.С. Хвостов¹, Н.В. Глушкова¹, М.В. Евсеев¹,
С.В. Старицын¹, Ю.П. Зайков², В.А. Ковров², Е.В. Никитина²,
А.С. Холкина², Н.А. Казаковцева²

¹АО «ИРМ», г. Заречный, Россия

²ФГБУН «ИВТЭ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия

Для переработки ОЯТ реакторов четвертого поколения на быстрых нейтронах и извлечения из него целевых компонентов предполагается

использование пирохимических процессов. В этих процессах предполагается использование высоко агрессивных сред на основе расплавов солей щелочных металлов при высоких температурах. Для обеспечения работоспособности используемых в этих процессах изделий необходимы материалы, обладающие высокой коррозионной и механической стойкостью. В качестве одного из таких кандидатных материалов предполагается использование керамики MgO. Однако данные о коррозионной и механической стойкости керамики MgO в расплавах солей щелочных металлов в литературе практически отсутствуют.

В этой связи проведены исследования по определению влияния температуры и состава расплавов солей щелочных металлов на коррозионную и механическую стойкость образцов керамики MgO.

Коррозионные испытания образцов MgO в необлученном и облученном состоянии проводились в расплаве соли LiCl при температурах 650 и 750 °C в течение 100 часов. Исследовалось влияние содержания Li₂O в диапазоне от 0 до 2 % моль и UCl₃ — в диапазоне от 0 до 1 % моль на коррозионную и механическую стойкость образцов керамики MgO. Коррозионная стойкость образцов MgO оценивалась по скорости выноса в расплав солей радиоактивных меток, в качестве которых использовались радионуклиды ⁹⁵Zr, ¹⁷⁵Hf, ¹⁸¹Hf, а механическая стойкость - по изменению предела прочности на сжатие, определяемого в соответствии с требованиями ГОСТ 24409-80.

Установлено, что образцы керамики MgO практически не подвержены коррозии в расплаве химически чистого LiCl при испытаниях в течение 100 часов при 650 и 750 °C. Воздействие расплава LiCl при обеих температурах проявляется лишь в слабом травлении границ зерен.

Показано, что средняя скорость сплошной коррозии облученных образцов керамики MgO после испытаний при 650 °C в течение 100 часов в расплаве LiCl+mLi₂O равна ~42 и ~106 мкм/год соответственно при содержании 1 и 2 % моль Li₂O в LiCl. После испытаний в течение 100 часов при 750 °C в расплаве LiCl+mLi₂O средняя скорость сплошной коррозии облученных образцов керамики MgO составила ~25 и ~180 мкм/год соответственно при содержании m=1 и 2 % моль Li₂O в LiCl. Коррозия керамики MgO в расплаве LiCl+mLi₂O при обеих температурах испытаний 650 и 750 °C носит преимущественно локальный характер, выражающийся в растравливании границ зерен керамики и пор, находящихся на поверхности образцов MgO.

Выявлено, что введение UCl₃ в расплав LiCl вызывает коррозию облученных образцов керамики MgO, средние скорости которой равны: ~22 и ~80 мкм/год после испытаний в течение 100 часов при 650 °C соответственно при содержании 0,5 и 1 % моль UCl₃ в расплаве LiCl и ~40 и ~25 мкм/год после испытаний в течение 100 часов при 750 °C соответственно при содержании 0,25 и 0,5 % моль UCl₃ в расплаве LiCl. В расплавах LiCl+mUCl₃ при обеих температурах испытаний 650 и 750 °C коррозия образцов керамики MgO имеет преимущественно локальный характер, выражающийся в растравливании границ зерен керамики и пор, переходящий с повышением температуры до 750 °C к сплошной коррозии, приводя к воздействию среды LiCl+mUCl₃ на структурные составляющие и основной материал керамики внутри зерен образцов MgO.

Показано, что облучение в n, γ поле до набора повреждающей дозы 0,4 МГр приводит к увеличению на ~10 % предела прочности на сжатие образцов MgO.

Установлено, что выдержка в течение 100 часов при 650 и 750 °С в расплаве химически чистого LiCl практически не оказывает влияния на изменение предела прочности на сжатие необученных образцов MgO, и приводит к снижению на ~10 % значения предела прочности на сжатие обученных образцов MgO при обеих температурах испытаний.

Введение 1 и 2 % моль Li₂O в расплав LiCl при испытаниях в течение 100 часов при обеих температурах 650 и 750 °С приводит к снижению на ~10 % значений прочности обученных образцов MgO и практически не оказывает влияния на изменение предела прочности на сжатие необученных образцов MgO.

Добавки в расплав LiCl 0,5 % моль UCl₃ при испытаниях в течение 100 часов при 650 °С и 0,25 % моль UCl₃ при 750 °С не оказывают практического влияния на изменение значений предела прочности на сжатие облученных и необлученных образцов MgO. С увеличением содержания UCl₃ до 0,5 % моль в расплаве соли LiCl при 750 °С предел прочности на сжатие облученных образцов керамики MgO снижается на ~15 %.

CORROSIVE AND MECHANICAL RESISTANCE OF MgO CERAMICS IN MOLTEN SALTS UNDER METALLIZING AND MILD CHLORINATION OF SPENT NUCLEAR FUEL

O.A. Golosov¹, S.S. Khvostov¹, N.V. Glushkova¹, M.V. Evseev¹,
S.V. Staritsyn¹, Yu.P. Zaikov², V.A. Kovrov², E.V. Nikitina²,
A.S. Kholkina², N.A. Kazakovtseva²

¹JSC "INM", Zarechny, Russia

²IHTE UB RAS, Yekaterinburg, Russia

It is suggested to use pyrochemical processes to reprocess spent nuclear fuel of Generation IV fast reactors and remove target elements. It is supposed to use highly aggressive environments based on molten salts of alkali metals at high temperatures. Working capacity of elements used in these processes requires materials with high corrosive and mechanical resistance. MgO ceramics is supposed to be used as one of potential materials. However, there is almost no literature data available on corrosive and mechanical resistance of MgO ceramics in molten salts of alkali metals.

Therefore the effect of temperature and composition of molten alkali metal salts on corrosive and mechanical resistance of MgO ceramics was determined.

Corrosion tests of irradiated and unirradiated MgO samples were carried out in molten LiCl salt at temperatures of 650 and 750 °C for 100 hours. The effect of Li₂O composition in the range between 0 and 2 % mole and UCl₃ composition in the range between 0 and 1 % mole on corrosive and mechanical resistance of MgO ceramic samples was investigated. Corrosive resistance of MgO samples was assessed by the rate of ⁹⁵Zr, ¹⁷⁵Hf, ¹⁸¹Hf, used as radioactive tracers, release into molten salts, while mechanical resistance was assessed by ultimate compressive strength, determined according to GOST 24409-80 requirements.

It has been established that MgO ceramics samples are almost not exposed to corrosion in molten salt of chemically pure LiCl during testing for 100 hours at 650 and 750 °C. The effect of molten LiCl at both temperatures appears only at mild etching of grain boundaries.

It has been shown that the average rate of continuous corrosion of irradiated MgO ceramics samples after testing at 650 °C for 100 hours in molten LiCl+mLi₂O was ~ 42 and ~ 106 μm/year with 1 and 2 % mole of Li₂O in LiCl, respectively. After tests for 100 hours at 750 °C in molten LiCl+mLi₂O the average rate of continuous corrosion of irradiated MgO ceramics samples was ~25 and ~180 μm/year with 1 and 2 % mole of Li₂O in LiCl, respectively. MgO ceramics corrosion in molten LiCl+mLi₂O at both testing temperatures of 650 and 750 °C was mainly of local nature, expressed in boundary etching of ceramic grains and voids at Mg sample surface.

It has been found out that UCl₃ introduction into molten LiCl causes corrosion of irradiated MgO ceramics samples with average rates of ~22 and ~80 μm/year after testing for 100 hours at 650 °C, with 0.5 and 1 % mole of UCl₃ in molten LiCl, respectively, ~40 and ~25 μm/year after irradiation for 100 hours at 750 °C with 0.25 and 0.5 % mole of UCl₃ in molten LiCl, respectively. In molten LiCl+mUCl₃ at testing temperatures of 650 and 750 °C the corrosion of MgO ceramics samples is mainly of local nature, expressed in boundary etching of ceramic grains and voids and transferring to continuous corrosion, as the temperature increases to 750 oC. This leads to the effect of LiCl+mUCl₃ environment on structural elements and the main ceramics material inside MgO sample grains.

It has been shown that irradiation in n, γ field up to damage dose of 0.4 MGy leads to increase in ultimate compression strength of MgO samples by ~10 %.

It has been established that cooling down for 100 hours at 650 and 750 °C in molten salt of chemically pure LiCl has almost no effect on ultimate compression strength of unirradiated MgO samples and leads to decrease in ultimate compression strength of irradiated MgO samples by ~10 % at both testing temperatures.

Introduction of 1 and 2 % mole of Li₂O into molten LiCl during testing for 100 hours at temperatures of 650 and 750 °C leads to decrease in strength of irradiated MgO samples by ~10 % and almost has no effect on ultimate compression strength of unirradiated MgO samples.

Addition of 0.5 % mole of UCl₃ into LiCl during testing for 100 hours at 650 °C and 0.25 % mole of UCl₃ at 750 °C have no particular effect on ultimate compression strength of irradiated and unirradiated MgO samples. As UCl₃ concentration increases to 0.5 % mole in molten LiCl salt at 750 °C, the ultimate compression strength of irradiated MgO ceramics samples decreases by ~15 %.

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Н.А. Еникеев^{1,2}, В.К. Шамардин³, Б. Радиге⁴

¹ФГБОУ ВО «УГАТУ», г. Уфа, Россия

²ФГБОУ ВО «СПбГУ», г. Санкт-Петербург, Россия

³АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

⁴Университет Нормандии, НЦНИ, г. Руан, Франция

Повышение долговечности, безопасности и надежности существующих и будущих ядерных реакторов требует разработки новых материалов с заметно улучшенными функциональными свойствами, как с точки зрения механического поведения, так и устойчивости к облучению [1,2]. Одним из многообещающих

решений этой проблемы является микроструктурный дизайн. Идея этого подхода заключается в увеличении плотности внутренних стоков для радиационно-внесённых точечных дефектов, в частности, границ зерен, обладающих способностью поглощать вакансии и межузельные атомы. Более того, как показано в [3], межузельные атомы, захваченные границей, затем могут быть испущены в тело зерна и аннигилировать с вакансиями. Такой эффект самовосстановления может дополнительно уменьшать радиационное повреждение. Следовательно, увеличение доли границ зёрен, достигаемое уменьшением размера зёрен, может значительно улучшить радиационную стойкость.

Первые исследования влияния модельного облучения на структуру нанокристаллических материалов, продемонстрировали их гораздо более высокое сопротивление к радиационному повреждению по сравнению с их крупнозернистыми аналогами [4,5]. Подобные результаты были получены в исследованиях, проведенных и с помощью нейтронного облучения [6-8]. Данные, представленные в последующих многочисленных публикациях, (подробно рассмотренных в обзорах [9-12]), подтвердили, что уменьшение размера зерна может быть эффективным стратегией разработки новых радиационно-стойких материалов. Однако данные результаты относятся к исследованию материалов, полученных консолидацией порошков, полученных газовой конденсацией, шарового размола. Таким материалам, как правило, свойственны избыточная пористость, загрязнение, кроме того, они характеризуются ограниченными размерами, последняя проблема также касается тонких пленок или покрытий. Это обстоятельство усложняет как систематические исследования таких материалов (особенно с точки зрения механических поведения), так и оценку их потенциального применения.

В последние десятилетия материаловеды акцентировали внимание на методе измельчения микроструктуры металлических материалов при помощи интенсивной пластической деформации (ИПД) [13]. ИПД материалы характеризуются субмикронным размером зёрен; в отдельных случаях зёрна могут быть измельчены до нанометрических размеров. Сочетание в ИПД материалах ультрамелкозернистой (УМЗ) микроструктуры с наноструктурными особенностями, обеспечивает значительное улучшение их механических и функциональных свойств [14]. Целенаправленное управление наноструктурными параметрами может обеспечить дополнительные возможности для проектирования улучшенных многофункциональных свойств УМЗ материалов, включая радиационную стойкость [13,14].

В данной работе представлен обзор исследований изменения структуры и свойств УМЗ материалов, полученных ИПД, в результате облучения. Показано, что измельчение зёрен может быть мощным средством для создания передовых радиационно-стойких материалов. В целом, объемные УМЗ металлы и сплавы, полученные с помощью ИПД, демонстрируют превосходные механические характеристики и улучшенную стойкость к модельному и нейтронному облучению [15-32], что также подробно обсуждается в недавнем обзоре [33].

Литература

1. M. Rubel, Reactor aspects of fusion: issues related to materials, radioactivity and radiation induced defects, *Trans. Fusion Sci. Tech* 49 (2006) 465-473.
2. S. J. Zinkle, G. S. Was, Materials challenges in nuclear energy, *Acta Mater.* 2013, 61, 735.
3. X. Bai, A. Voter, R. Hoagland, M. Nastasi, B. Uberuaga, Efficient annealing of radiation damage near grain boundaries via interstitial emission, *Science* 327 (2010) 1631–1634.

4. M. Rose, G. Gorzawski, G. Miehe, A.G. Balogh, H. Hahn, Phase stability of nanostructured materials under heavy ion irradiation, *Nanostruct. Mater.* 6 (1995) 731–734.
5. M. Rose, A.G. Balogh, H. Hahn, Instability of irradiation induced defects in nanostructured materials, *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B* 127 (1997) 119–122.
6. Y.J. Zheng, T. Yamasaki, M. Terasawa, T. Mitamura, T. Fukami, Formation of Ultra-Fine Grained SUS316L Steels by Ball-Milling and their Mechanical Properties after Neutron Irradiation, *Mater. Sci. Forum* 426-432 (2003) 1065-1070.
7. H. Matsuoka, T. Yamasaki, Y.J. Zheng, T. Mitamura, M. Terasawa, T. Fukami, Microstructure and mechanical properties of neutron-irradiated ultra-fine-grained SUS316L stainless steels and electrodeposited nanocrystalline Ni and Ni–W alloys, *Mater. Sci. Eng. A* 449–451 (2007) 790–793.
8. S. Kobayashi, Y. Tsuruoka, K. Nakai, H. Kurishita, Effect of Fast Neutron Irradiation on the Microstructure in Particle Dispersed Ultra-fine Grained V-Y Alloys, *Mater. Trans.* 45 (2004) 29–33.
9. P.A. Андриевский. Влияние облучения на свойства наноматериалов. *Физика металлов и металловедение*, 110, 243–254 (2010).
10. I.J. Beyerlein, A. Caro, M.J. Demkowicz, N.A. Mara, A. Misra, B.P. Uberuaga, Radiation damage tolerant nanomaterials, *Mater. Today* 16 (2013) 443–449.
11. Y.Q. Chang, Q. Guo, J. Zhang, L. Chen, Y. Long, F. R. Wan, Irradiation effects on nanocrystalline materials, *Front. Mater. Sci.* 7 (2013) 143-155.
12. X. Zhang, K. Hattar, Y. Chen, L. Shao, J. Li, C. Sun, K. Yu, N. Li, M.L. Taheri, H. Wang, J. Wang, M. Nastasi, Radiation damage in nanostructured materials, *Progr. Mater. Sci.* 96 (2018) 217–321.
13. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progr. Mater. Sci.* 45(2000) 103-189.
14. И. Сабиров, Н.А. Еникеев, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Объемные наноструктурные материалы с многофункциональными свойствами, *Эко-Вектор*, Санкт-Петербург, Россия, (2018)135 с.
15. N. Nita, R. Schaeublin, M. Victoria, Impact of irradiation on the microstructure of nanocrystalline materials, *J. Nucl. Mater. B* 329-333 (2004) 953–957.
16. A.R. Kilmametov, D.V. Gunderov, R.Z. Valiev, A.G. Balogh, H. Hahn, Enhanced ion irradiation resistance of bulk nanocrystalline TiNi alloy, *Scripta Mater.* 59 (2008) 1027–1030.
17. B. Radiguet, A. Etienne, P. Pareige, X. Sauvage, R. Valiev, Irradiation behavior of nanostructured 316 austenitic stainless steel, *J. Mater. Sci.* 43 (2008), 7338–7343.
18. A. Etienne, B. Radiguet, N. Cunningham, G. Odette, R. Valiev, P. Pareige, Comparison of radiation-induced segregation in ultrafine-grained and conventional 316 austenitic stainless steels. *Ultramicroscopy* 111 (2011) 659–663.
19. P. B. Revathy Rajan, I. Monnet, E. Hug, A. Etienne, N. Enikeev, C. Keller, X. Sauvage, R. Valiev, B. Radiguet, Irradiation resistance of a nanostructured 316 austenitic stainless steel, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 63 (2014) 012121.
20. E. Hug, R. Prasath Babu, I. Monnet, A. Etienne, F. Moisy, V. Pralong, N. Enikeev, M. Abramova, X. Sauvage, B. Radiguet, Impact of the nanostructuring on the corrosion resistance and hardness of irradiated 316 austenitic stainless steels, *Appl. Surf. Sci.* 392 (2017) 1026–1035.
21. T. D. Shen, Radiation Tolerance in a Nanostructure: Is Smaller Better? *Nucl. Instr. Methods Phys. Res., Sect. B* 266 (2008) 921–925
22. S. Wurster, R. Pippan, Nanostructured Metals under Irradiation, *Scripta Mater.* 60 (2009) 1083–1087.
23. E. Aydogan, T. Chen, J.G. Gigax, D. Chen, X. Wang, P.S. Dzhumaev, O.V. Emelyanova, M.G. Ganchenkova, B.A. Kalin, M. Leontiva-Smirnova, R.Z. Valiev, N.A. Enikeev, M.M. Abramova, Y. Wu, W.Y. Lo, Y. Yang, M. Short, S.A. Maloy, F.A. Garner, L. Shao, Effect of self-ion irradiation

on the microstructural changes of alloy EK-181 in annealed and severely deformed conditions, *J. Nucl. Mater.* 487 (2017) 96–104.

24. J.G. Gigax, H. Kim, T. Chen, F.A. Garner, L. Shao, Radiation instability of equal channel angular extruded T91 at ultra-high damage levels, *Acta Mater.* 132 (2017) 395–404.

25. M. Song, Y.D. Wu, D. Chen, X.M. Wang, C. Sun, K.Y. Yu, Y. Chen, L. Shao, Y. Yang, K.T. Hartwig, X. Zhang, Response of equal channel angular extrusion processed ultrafine-grained T91 steel subjected to high temperature heavy ion irradiation, *Acta Mater.* 74 (2014) 285–295

26. C. Sun, S. Zheng, C. C. Wei, Y. Wu, L. Shao, Y. Yang, K. T. Hartwig, S. A. Maloy, S. J. Zinkle, T. R. Allen, H. Wang, X. Zhang, Superior radiation-resistant nanoengineered austenitic 304L stainless steel for applications in extreme radiation environments, *Sci. Reports* 5 (2015) 7801.

27. W. Han, M.J. Demkowicz, N.A. Mara, E. Fu, S. Sinha, A.D. Rollett, Y. Wang, J.S. Carpenter, I.J. Beyerlein, A. Misra, Design of Radiation Tolerant Materials Via Interface Engineering, *Adv. Mater.* 25 (2013) 6975–6979.

28. M. Wurmshuber, D. Frazer, A. Bachmaier, Y. Wang, P. Hosemann, D. Kiener, Impact of interfaces on the radiation response and underlying defect recovery mechanisms in nanostructured Cu-Fe-Ag, *Mater. Design* 160 (2018) 1148–1157.

29. V.K. Shamardin, Yu.D. Goncharenko, T.M. Bulanova, A.A. Karsakov, I.V. Alexandrov, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, Effect of neutron irradiation on microstructure and properties of austenitic AISI 321 steel, subjected to equal-channel angular pressing, *Rev. Adv. Mater. Sci.* 31 (2012) 167–173.

30. A. Alsabbagh, A. Sarkar, B. Miller, J. Burns, L. Squires, D. Porter, J.I. Cole, K.L. Murty. Microstructure and mechanical behavior of neutron irradiated ultrafine grained ferritic steel, *Mater. Sci. Eng: A* 615 (2014) 128–138.

31. O.P. Maksimkin, M.N. Gusev, K.V. Tsai, A.V. Yarovchuk, O.V. Rybalchenko, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev, S.V. Dobatkin, Effect of Neutron Irradiation on the Microstructure and the Mechanical and Corrosion Properties of the UltrafineGrained Stainless Cr–Ni Steel, *Phys. Met. Metall.* 116 (2015) 1270–1278.

32. V.K. Shamardin, M.M. Abramova, T.M. Bulanova, A.A. Karsakov, A.E. Fedoseev, A.V. Obukhov, R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, G.I. Raab, N.A. Enikeev, Stability of the structure and properties of an ultrafine-grained Cr-Ni steel irradiated with neutrons in nuclear reactor core conditions, *Mater.Sci. Eng. A* 712 (2018) 365–372.

33. N.A. Enikeev, V.K. Shamardin, B. Radiguet, Radiation tolerance of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation, submitted to *Mater. Trans.* (2019).

RADIATION TOLERANCE OF ULTRAFINE-GRAINED MATERIALS PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

N.A. Enikeev^{1,2}, V.K. Shamardin³, B. Radiguet⁴

¹USATU, Ufa, Russia

²SPSU, Saint-Petersburg, Russia

³JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

⁴UNIROUEN, INSA Rouen, Rouen, France

The goal to improve durability, safety and reliability of existing nuclear reactors requires developing new materials with markedly enhanced functional properties both

in terms of mechanical performance and irradiation tolerance [1,2]. One of the promising approaches to solve this problem involves the microstructural design of a target material. The idea behind this approach consists in increasing the density of internal sinks for the radiation-induced point defects. Grain boundaries have a great capability to adsorb both vacancies and self-interstitials induced by irradiation. Moreover, as shown in [3] the interstitials radiation-driven into the boundary, then could be emitted to the grain interior and annihilate with vacancies. This can lead to self-healing effect and additionally reduce radiation damage. Hence, increasing the fraction of interfaces could significantly improve the radiation resistance. This can be achieved by the grain size refinement down to submicron scale.

Pioneering studies on the effect of model irradiation by ions and electrons on nanocrystalline materials produced by inert gas condensation demonstrated their much higher ability to digest radiation-induced damage as compared to the materials with coarser grains [4,5]. The consistent results were reported by studies conducted with the help of neutron irradiation [6-8]. The findings reported in the subsequent numerous publications have been summarized in many papers thoroughly reviewed in [9-12]. These works unambiguously confirmed that reducing grain size could be an effective way to develop new radiation-resistant materials.

However, numerous reviewed results relate to the research of materials obtained by solidification of powders after gas consolidation or ball milling, etc. These materials are characterized by redundant porosity, contamination and limited dimensions, the latter problem relates to thin films or coatings as well. This occasion complicates both precise systematical studies of such materials (especially from the viewpoint of mechanical performance) and evaluation of their potential application.

In recent decades, material scientists focused an attention on a technique to refine microstructure of metallic materials, which makes use of severe plastic deformation (SPD) [13]. Typical grain size of SPD materials belongs to submicron scale; in particular cases it could be refined far below 100 nm. Combination of ultrafine-grained (UFG) microstructure with fine nanoscaled features in SPD-processed materials promotes significant improvement of their multifunctional properties [14]. Purposeful managing the nanostructural parameters can provide extra-capabilities to tailor and tune the multifunctional properties of the produced UFG materials including irradiation tolerance [13,14].

This work presents an overview of studies on the irradiation behaviour of UFG produced by SPD. Issues related to considering SPD metals and alloys as advanced radiation-resistant materials are discussed. It is shown, that grain refinement proved to be a powerful pathway to design high performance radiation-tolerant materials. In general, bulk UFG metals and alloys produced by SPD demonstrate excellent mechanical performance and improved resistance to model and neutron irradiation [15-32], as summarized in details in the recent review [33].

References

1. M. Rubel, Reactor aspects of fusion: issues related to materials, radioactivity and radiation induced defects, *Trans. Fusion Sci. Tech* 49 (2006) 465–473.
2. S. J. Zinkle, G. S. Was, Materials challenges in nuclear energy, *Acta Mater.* 2013, 61, 735.
3. X.M. Bai, A.F. Voter, R.G. Hoagland, M. Nastasi, B.P. Uberuaga, Efficient annealing of radiation damage near grain boundaries via interstitial emission, *Science* 327 (2010) 1631–1634.
4. M. Rose, G. Gorzawski, G. Miehe, A.G. Balogh, H. Hahn, Phase stability of nanostructured materials under heavy ion irradiation, *Nanostruct. Mater.* 6 (1995) 731–734.

5. M. Rose, A.G. Balogh, H. Hahn, Instability of irradiation induced defects in nanostructured materials, *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B* 127 (1997) 119–122.
6. Y.J. Zheng, T. Yamasaki, M. Terasawa, T. Mitamura, T. Fukami, Formation of Ultra-Fine Grained SUS316L Steels by Ball-Milling and their Mechanical Properties after Neutron Irradiation, *Mater. Sci. Forum* 426–432 (2003) 1065–1070.
7. H. Matsuoka, T. Yamasaki, Y.J. Zheng, T. Mitamura, M. Terasawa, T. Fukami, Microstructure and mechanical properties of neutron-irradiated ultra-fine-grained SUS316L stainless steels and electrodeposited nanocrystalline Ni and Ni–W alloys, *Mater. Sci. Eng. A* 449–451 (2007) 790–793.
8. S. Kobayashi, Y. Tsuruoka, K. Nakai, H. Kurishita, Effect of Fast Neutron Irradiation on the Microstructure in Particle Dispersed Ultra-fine Grained V–Y Alloys, *Mater. Trans.* 45 (2004) 29–33
9. R. A. Andrievskii, Effect of irradiation on the properties of nanomaterials, *Phys. Metals Metallogr.* 110 (2010) 229–240.
10. I.J. Beyerlein, A. Caro, M.J. Demkowicz, N.A. Mara, A. Misra, B.P. Uberuaga, Radiation damage tolerant nanomaterials, *Mater. Today* 16 (2013) 443–449.
11. Y.Q. Chang, Q. Guo, J. Zhang, L. Chen, Y. Long, F. R. Wan, Irradiation effects on nanocrystalline materials, *Front. Mater. Sci.* 7 (2013) 143–155.
12. X. Zhang, K. Hattar, Y. Chen, L. Shao, J. Li, C. Sun, K. Yu, N. Li, M.L. Taheri, H. Wang, J. Wang, M. Nastasi, Radiation damage in nanostructured materials, *Progr. Mater. Sci.* 96 (2018) 217–321.
13. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progr. Mater. Sci.* 45(2000) 103–189.
14. I. Sabirov, N.A. Enikeev, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, *Bulk Nanostructured Materials with Multifunctional Properties*, Springer, 2015, p. 161.
15. N. Nita, R. Schaeublin, M. Victoria, Impact of irradiation on the microstructure of nanocrystalline materials, *J. Nucl. Mater. B* 329–333 (2004) 953–957.
16. A.R. Kilmametov, D.V. Gunderov, R.Z. Valiev, A.G. Balogh, H. Hahn, Enhanced ion irradiation resistance of bulk nanocrystalline TiNi alloy, *Scripta Mater.* 59 (2008) 1027–1030.
17. B. Radiguet, A. Etienne, P. Pareige, X. Sauvage, R. Valiev, Irradiation behavior of nanostructured 316 austenitic stainless steel, *J. Mater. Sci.* 43 (2008), 7338–7343.
18. A. Etienne, B. Radiguet, N. Cunningham, G. Odette, R. Valiev, P. Pareige, Comparison of radiation-induced segregation in ultrafine-grained and conventional 316 austenitic stainless steels. *Ultramicroscopy* 111 (2011) 659–663.
19. P. B. Revathy Rajan, I. Monnet, E. Hug, A. Etienne, N. Enikeev, C. Keller, X. Sauvage, R. Valiev, B. Radiguet, Irradiation resistance of a nanostructured 316 austenitic stainless steel, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 63 (2014) 012121.
20. E. Hug, R. Prasath Babu, I. Monnet, A. Etienne, F. Moisy, V. Pralong, N. Enikeev, M. Abramova, X. Sauvage, B. Radiguet, Impact of the nanostructuration on the corrosion resistance and hardness of irradiated 316 austenitic stainless steels, *Appl. Surf. Sci.* 392 (2017) 1026–1035.
21. T. D. Shen, Radiation Tolerance in a Nanostructure: Is Smaller Better? *Nucl. Instr. Methods Phys. Res., Sect. B* 266 (2008) 921–925
22. S. Wurster, R. Pippan, Nanostructured Metals under Irradiation, *Scripta Mater.* 60 (2009) 1083–1087.
23. E. Aydogan, T. Chen, J.G. Gigax, D. Chen, X. Wang, P.S. Dzhumaev, O.V. Emelyanova, M.G. Ganchenkova, B.A. Kalin, M. Leontiva-Smirnova, R.Z. Valiev, N.A. Enikeev, M.M. Abramova, Y. Wu, W.Y. Lo, Y. Yang, M. Short, S.A. Maloy, F.A. Garner, L. Shao, Effect of self-ion irradiation on the microstructural changes of alloy EK-181 in annealed and severely deformed conditions, *J. Nucl. Mater.* 487 (2017) 96–104.

24. J.G. Gigax, H. Kim, T. Chen, F.A. Garner, L. Shao, Radiation instability of equal channel angular extruded T91 at ultra-high damage levels, *Acta Mater.* 132 (2017) 395–404.
25. M. Song, Y.D. Wu, D. Chen, X.M. Wang, C. Sun, K.Y. Yu, Y. Chen, L. Shao, Y. Yang, K.T. Hartwig, X. Zhang, Response of equal channel angular extrusion processed ultrafine-grained T91 steel subjected to high temperature heavy ion irradiation, *Acta Mater.* 74 (2014) 285–295
26. C. Sun, S. Zheng, C. C. Wei, Y. Wu, L. Shao, Y. Yang, K. T. Hartwig, S. A. Maloy, S. J. Zinkle, T. R. Allen, H. Wang, X. Zhang, Superior radiation-resistant nanoengineered austenitic 304L stainless steel for applications in extreme radiation environments, *Sci. Reports* 5 (2015) 7801.
27. W. Han, M.J. Demkowicz, N.A. Mara, E. Fu, S. Sinha, A.D. Rollett, Y. Wang, J.S. Carpenter, I.J. Beyerlein, A. Misra, Design of Radiation Tolerant Materials Via Interface Engineering, *Adv. Mater.* 25 (2013) 6975–6979.
28. M. Wurmshuber, D. Frazer, A. Bachmaier, Y. Wang, P. Hosemann, D. Kiener, Impact of interfaces on the radiation response and underlying defect recovery mechanisms in nanostructured Cu-Fe-Ag, *Mater. Design* 160 (2018) 1148–1157.
29. V.K. Shamardin, Yu.D. Goncharenko, T.M. Bulanova, A.A. Karsakov, I.V. Alexandrov, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, Effect of neutron irradiation on microstructure and properties of austenitic AISI 321 steel, subjected to equal-channel angular pressing, *Rev. Adv. Mater. Sci.* 31 (2012) 167–173.
30. A. Alsabbagh, A. Sarkar, B. Miller, J. Burns, L. Squires, D. Porter, J.I. Cole, K.L. Murty. Microstructure and mechanical behavior of neutron irradiated ultrafine grained ferritic steel, *Mater. Sci. Eng: A* 615 (2014) 128–138.
31. O.P. Maksimkin, M.N. Gusev, K.V. Tsai, A.V. Yarovchuk, O.V. Rybalchenko, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev, S.V. Dobatkin, Effect of Neutron Irradiation on the Microstructure and the Mechanical and Corrosion Properties of the UltrafineGrained Stainless Cr–Ni Steel, *Phys. Met. Metall.* 116 (2015) 1270–1278.
32. V.K. Shamardin, M.M. Abramova, T.M. Bulanova, A.A. Karsakov, A.E. Fedoseev, A.V. Obukhov, R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, G.I. Raab, N.A. Enikeev, Stability of the structure and properties of an ultrafine-grained Cr-Ni steel irradiated with neutrons in nuclear reactor core conditions, *Mater.Sci. Eng. A* 712 (2018) 365–372.
33. N.A. Enikeev, V.K. Shamardin, B. Radiguet, Radiation tolerance of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation, submitted to *Mater. Trans.* (2019).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ОБЛУЧЁННОЙ НЕЙТРОНАМИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

В.К. Шамардин¹, Т.М. Буланова¹, А.А. Карсаков¹, А.В. Обухов¹,
Л.А. Евсеев¹, Е.П. Белан¹, Р.З. Валиев², Н.А. Еникеев²,
И.В. Александров², М.М. Абрамова², А.К. Глушкова³

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²ФГБОУ ВО «УГАТУ», г. Уфа, Россия

³ФГАОУ ВО «ДИТИ НИЯУ "МИФИ"», г. Димитровград, Россия

Новые перспективы в использовании традиционных реакторных материалов открываются в результате научного изучения и промышленного освоения методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2], способных улучшить поведение материалов в условиях облучения [3].

Измельчение структуры достигается методами интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют формировать ультрамелкозернистые (УМЗ) состояния в объёмных образцах широкого спектра металлов и сплавов, что приводит к повышению их механических и функциональных свойств [1]. Наличие большой концентрации стоков для радиационно-индуцированных точечных дефектов объясняет «толерантное» отношение УМЗ- и НС-материалов, в частности, к ионному облучению [3]. Комплекс высоких механических свойств таких материалов в совокупности с радиационной стабильностью может сделать их весьма привлекательными для использования в передовых энергетических технологиях.

С использованием интенсивной пластической деформации по методу РКУП (при 400 °С, 8 проходов) получены объёмные заготовки нержавеющей стали 08Х18Н10Т с ультрамелкозернистой структурой с размером зёрен порядка 200-300 нм с преимущественно высокоугловой разориентировкой границ зёрен (>50%) [5].

Первые данные по поведению УМЗ- стали 08Х18Н10Т, полученной методом равноканального углового прессования (РКУП), облучённой в реакторе БОР-60 [4], позволили установить характер изменений механических свойств и структуры в результате нейтронного облучения до 5 сна.

В работе представлены результаты комплексного изучения изменений структуры и механических свойств УМЗ-нержавеющей аустенитной стали (в сравнении с крупнозернистым аналогом) после облучения в реакторе БОР-60 максимальными повреждающими дозами: 12 сна при температуре облучения 350 °С и 15 сна при температуре 450 °С

Проведена оценка кратковременных механических свойств УМЗ стали 08Х18Н10Т до и после нейтронного облучения в реакторе БОР-60.

Практически при всех заданных в работе условиях облучения экспериментально обнаруживается радиационное упрочнение стали в РКУП-состоянии, величина которого зависит от температуры облучения и испытания. Термическая стабильность радиационного упрочнения после нейтронного облучения сохраняется до 650 °С.

Концентрация дислокационных петель в структуре облучённой (350 °С, 12 сна) УМЗ-стали 08Х18Н10Т в 2-3 раза меньше, в сравнении с крупнозернистым состоянием. В облучённых УМЗ-образцах, обнаружены выделения α -фазы (ОЦК-решётка) на стыке нескольких зёрен, средний размер которых составляет около 50 нм.

В работ приведены новые данные по результатам исследований механических свойств образцов, после облучения при 100 °С в реакторе СМ-3 до максимальной повреждающей дозы 50 сна.

Сравнительный анализ влияния измельчения зерна на радиационную стойкость стали Х18Н9Т показал хорошие перспективы повышения радиационной стойкости аустенитных нержавеющей сталей в УМЗ- и НС-состоянии. В то же время, для понимания процессов, происходящих при нейтронном облучении в подобных структурах, природы и механизмов явлений, связанных, например,

с повышением пластичности облучённой УМЗ-стали при температуре испытаний 550 °С и выше, необходимы дополнительные исследования, включающие в себя как эксперименты по облучению, так и работы по оптимизации режимов РКУП.

Список литературы

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров Объемные наноструктурные металлические материалы, Москва ИКЦ «Академкнига» 2007 г.
2. Салищев Г.А., Зарипова Р.Г., Закирова А.А., Структура и механические свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации, *Металловедение и термическая обработка материалов*, №2, (608), стр.27-32, 2006.
3. C.Sun, S. Zheng, C.C.Wei, Y.Wu, LShao, Y. Yang, K.T.Hartwig, S.A. Maloy, S.J.Zinkle, T.R.Allen, H.Wang, X.Zhang «Superior radiation-resistant nanoengineered austenitic 304L stainless steel for applications in extreme radiation environments», *Scientific Reports*, 5:7801, DOI: 10.1038/0780, 2015
4. А.А. Karsakov, V.K. Shamardin, T.M. Bulanova, Y.D. Goncharenko, I.V. Alexandrov, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, «Effect of neutron irradiation on microstructure and properties of austenitic steel 321 steel, subjected to equal-channel angular pressing» *Reviews on Advanced Materials Science* 31 (2012) 14-34
5. Y.Goncharenko, L. Evseev, V. Shamardin, T. Bulanova, Technical Meeting on Hot Cell Post Irradiation Examination and Pool-Side Inspection of Nuclear Fuel

MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF IRRADIATED ULTRA-FINE GRAINED STEEL 08X18H10T PRODUCED BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

V.K. Shamardin¹, T.M. Bulanova¹, A.A. Karsakov¹, A.V. Obukhov¹,
L.A. Evseyev¹, E.P. Belan¹, R.Z. Valiev², N.A. Enikeyev², I.V. Alexandrov²,
M.M. Abramova², A.K. Glushkova³

¹JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

²USATU, Ufa, Russia

³Dimitrovgrad branch of NRNU "MEPhI", Dimitrovgrad, Russia

Nowadays new horizons are being opened to promote application of traditional reactor materials driven by research and introduction of severe plastic deformation (SPD) processes in industry [1, 2], which can improve materials performance under irradiation [3].

Structure can be refined with the use of SPD processes which make it possible to obtain ultra-fine grained (UFG) states in bulk samples for a wide range of metals and alloys and those it contributes to enhancing their mechanical properties and performance [1]. As there are a lot of stocks for radiation-induced point defects, it explains tolerance of UFG and nanostructured materials (NS) towards ion beam irradiation [3]. A combination of increased mechanical properties and irradiation stability can make these materials quite attractive for advanced power engineering.

Severe plastic deformation with the use of equal-channel angular pressing made it possible to obtain bulky bar steel 08X18H10T (at a temperature of 400 °C, 8 runs) with the UFG structure and grain size of 200 to 300 μm and a large-angle grain boundary, predominantly (>50%) [5].

The first data on performance of austenitic stainless steel 08X18H10T in the UFG-state that was fabricated by applying ECAP technique and subjected to irradiation testing in the BOR-60 reactor [4] made it possible to reveal changes in its mechanical properties and structure under neutron irradiation up to a dose of 5 dpa.

The paper describes the results of post-irradiation examinations (PIE) with the focus on revealing changes in the structure alongside with the mechanical properties of austenitic stainless steel in the UFG-state (as compared to the similar coarse-grained steel) after irradiation in the BOR-60 reactor with attained maximal damage doses of 12 dpa at an irradiation temperature of 350 °C and at a damage dose of 15 dpa at 450 °C.

Austenitic stainless steel in the ECAP-state revealed radiation hardening under all the pre-determined irradiation conditions whose value depended on the irradiation and test temperatures. Thermal stability of irradiation hardening in the ECAP state after neutron irradiation continues up to a temperature of 650 °C.

Concentration of dislocation loops is lower in the structure of irradiated UFG-steel 08X18H10T (350 °C, 12 dpa) compared to the coarse-grained steel. There were α -phase precipitates (body-centered cubic lattice) in the irradiated UFG-steel samples at the interface of several grains. A mean size of grains is roughly 50 μm .

The paper presents some new PIE data on the mechanical properties of the steel samples irradiated in the SM-3 reactor at a temperature of 100 °C up to a peak damage dose of 50 dpa.

A comparative analysis was made to study the effect of grain refining on radiation resistance of steel 08X18H10T that revealed good prospects for enhancing radiation resistance of austenitic stainless steels in the UFG- and NS-states. However, this work calls for additional studies both irradiation testing and optimization of ECAP modes to understand the processes occurred in similar structures under neutron irradiation, nature and mechanisms of phenomena attributable to, for instance, increased plasticity of irradiated austenitic stainless steel in the UFG-state at a test temperature of 550 °C and higher.

References

1. R.Z. Valiev and I.V. Aleksandrov. Bulk nanostructured metals. Moscow, ICC Akademkniga, 2007.
2. G.A.Salishchev, R.G.Zaripova, and A.A.Zakirova. Structure and mechanical properties of stainless steels subjected to severe plastic deformation. Science of metals and heat treatment of materials, No.2, (608), Pp.27–32, 2006.
3. C.Sun, S.Zheng, C.C.Wei, Y.Wu, LShao, Y.Yang, K.T.Hartwig, S.A. Maloy, S.J.Zinkle, T.R.Allen, H.Wang, and X.Zhang “Superior radiation-resistant nanoengineered austenitic 304L stainless steel for applications in extreme radiation environments”, Scientific Reports, 5:7801, DOI: 10.1038/0780, 2015
4. A.A. Karsakov, V.K. Shamardin, T.M. Bulanova, Y.D. Goncharenko, I.V. Alexandrov, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, “Effect of neutron irradiation on microstructure and properties of austenitic also 321 steel, subjected to equal-channel angular pressing” Reviews on Advanced Materials Science 31 (2012) 14–34
5. Y.Goncharenko, L. Evseev, V. Shamardin, T. Bulanova, Technical Meeting on Hot Cell Post Irradiation Examination and Pool-Side Inspection of Nuclear Fuel

ПОЛУЧЕНИЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛИТКОВ И ДИСКОВ ИЗ МОЛИБДЕНА И СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Е.Г. Колесников, В.А. Степанов, П.А. Степанчиков,
Р.А. Федосеев, А.Н. Шотаев

ФГУП «НИИ "НПО „Луч“», г. Подольск, Россия

В современном атомном и ядерном производстве активно используются цилиндрические крупногабаритные (длиной $L \geq 500$ мм) монокристаллические слитки молибдена и сплавов на его основе. Это относится, в первую очередь, к оболочкам и комплектующим изделиям тепловыделяющих элементов атомных реакторов, электрогенерирующим каналам и энергодвигательным установкам мегаваттного класса. Монокристаллические слитки получали методом бестигельной зонной плавки [1, 2] с электроннолучевым нагревом в вакуумных установках в варианте вертикального расположения исходной поликристаллической заготовки и затравочного кристалла. Исходную поликристаллическую заготовку получали переплавом штабика, изготовленного методом порошковой металлургии. Процесс роста проводили при остаточном давлении $P \leq 2 \cdot 10^{-3}$ Па. Скорости вращения и перемещения растущего слитка составляли (8–12) об/мин и (2–6) мм/мин, соответственно. Значения ускоряющего напряже-

ния варьировались в пределах (5–1) кВ, анодного тока в пределах (0,8–1,4) А. Таким образом были выращены монокристаллические цилиндрические слитки на основе молибдена длиной более 500 мм и диаметром до 40 мм с определенной ориентацией и углом расхождения между осью роста и кристаллографическим направлением (1–3) О. (Рисунок 1)

Монокристаллические диски из молибдена используются в качестве основного материала при изготовлении первых отражательных зеркал для диагностики «активная спектроскопия» исходящего излучения, получаемого в процессе термоядерного синтеза на установках, реализуемых в рамках международной программы ИТЭР. Монокристаллические диски на основе Мо применяются в качестве высо-

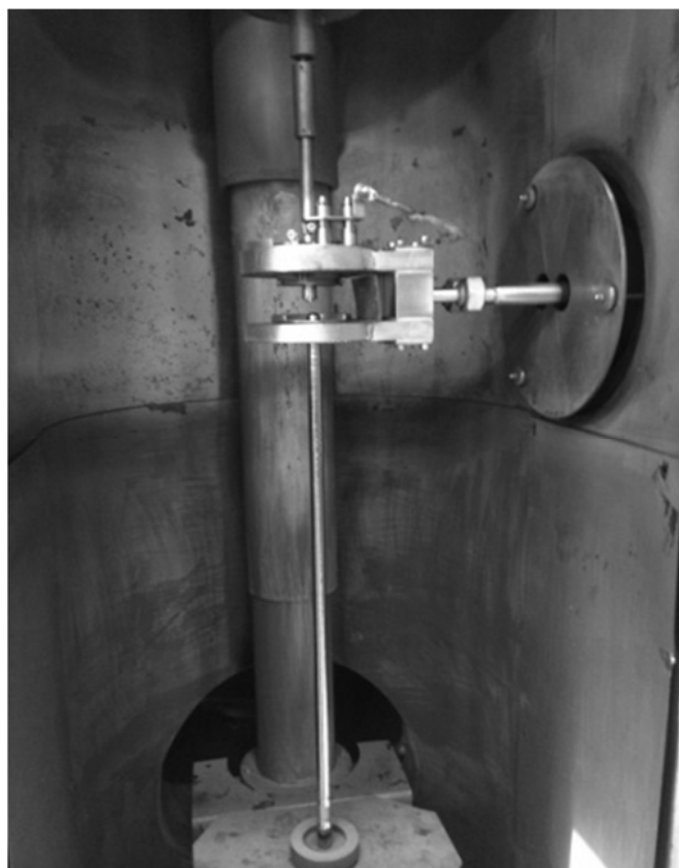


Рисунок 1 — выращенный слиток заданной ориентации в ростовой камере

котемпературных турбин в реактивных устройствах. Диски выращивали из поликристаллической заготовки методом бестигельной зонной плавки на боковой поверхности ориентированного монокристаллического затравочного кристалла по технологии, изложенной в [1]. В результате роста были получены монокристаллические диски диаметром до 150 мм и толщиной 20 мм. (Рисунок 2) Зерна, включения, трещины, поры и сколы на поверхности отсутствовали.

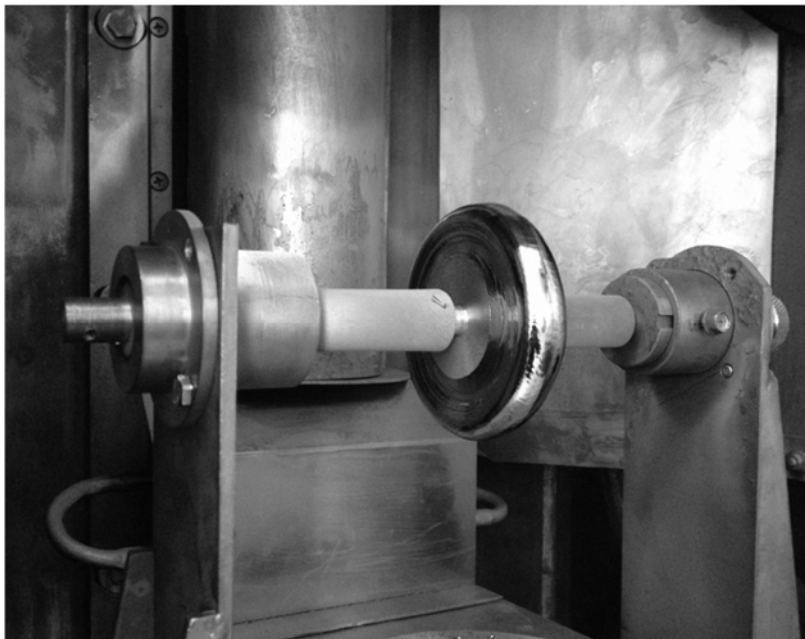


Рисунок 2 — монокристаллический диск $\varnothing \leq 150$ мм, установленный на дополнительном приводе

Список литературы

1. Выбыванец В.И., Шотаев А.Н., Ястребков А.А. и др. Разработка технологии и организация производства прутков из упрочненного монокристаллического сплава Mo-Nb-Zr для оболочек высокотемпературных твэлов. Сб. докладов третьей международной научно-технической конференции «Инновационные проекты и технологии ядерной энергетики». Москва, 2014 г., том 1, с. 403–414.
2. В.И. Выбыванец, Ю.В. Родягина, В.А. Степанов, Р.А. Федосеев, А.Н. Шотаев. Получение высокочистых длинномерных ($L \geq 500$ мм) монокристаллических слитков молибдена и сплавов на его основе методом бестигельной зонной плавки. // Тезисы докладов XV конференции «Высокочистые вещества и материалы. Получение, анализ, применение». Нижний Новгород, 2015 г., с. 97.
3. Алексеев С.В., Выбыванец В.И., Шотаев А.Н. и др. Способ выращивания монокристаллических дисков тугоплавких металлов и устройство для его осуществления./ Патент № 2553905 от 25.05.2015 г. Приоритет от 05.11.2013г.

PRODUCTION OF LARGE MONOCRYSTALLINE INGOTS AND DISCS OF MOLYBDENUM AND ITS ALLOYS BY MEANS OF ELECTRON-BEAM ZONE MELTING FOR FABRICATION OF SPECIAL-PURPOSE PRODUCTS

E.G. Kolesnikov, V.A. Stepanov, P.A. Stepanchikov,
R.A. Fedoseev, A.N. Shotaev

FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia

Modern atomic and nuclear industries have a considerable demand for large (length, $L \geq 500$ mm) cylinder-shaped monocrystalline ingots of molybdenum and its alloys. First of all, that concerns claddings and components of fuel elements of atomic

reactors, electric power generating channels and megawatt-class power and propulsion systems. The monocrystalline ingots were being produced using the method of crucibleless zone melting [1,2] with electron-beam heating in vacuum systems with the vertical alignment of the source polycrystalline work piece and the seed crystal.

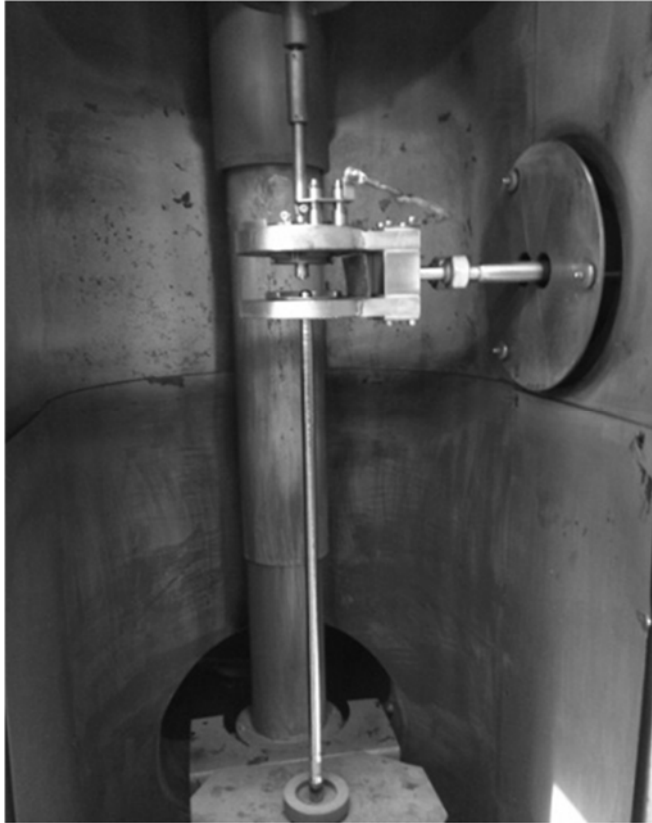


Fig. 1. — A grown ingot of a specified orientation in the crystal growth chamber

The source polycrystalline work piece was produced by smelting of billets fabricated by powder metallurgy. Growing was performed at a residual pressure $P \leq 2 \cdot 10^{-3}$ Pa.

The rotation speed and the speed of movement of the growing ingot were (8–12) rpm and (2–6) mm/min respectively. The values of accelerating voltage varied within (5–1) kV, those of the anode current — (0,8–1,4) A. In this manner, monocrystalline cylinder-shaped molybdenum-based ingots have been grown. The ingots have a length of over 500 mm and a diameter of up to 40 mm, they are specifically oriented with the angle of divergence between the growing axis and the crystallographic direction $(1-3)^\circ$ (Fig. 1).

Monocrystalline molybdenum discs are used as the principal material for fabrication of the primary reflecting mirrors for active spectroscopy diagnostics of the emergent radiation generated in the process of nuclear fusion at the installations being created in the framework of ITER International Programme.



Fig. 2. — A monocrystalline disc with a diameter of ≤ 150 mm, mounted onto an additional drive

The monocrystalline molybdenum-based discs are employed as high-temperature turbines in jet-powered systems. The discs were being grown out of a polycrystalline work piece by means of crucibleless zone melting at the lateral surface of the metallic seed crystal using the method described in [1]. Growing resulted in produc-

tion of monocrystalline discs with diameters of up to 150 mm and the thickness of 20 mm (Fig. 2). The surface was free of grains, impurities, fractures, pores and chips.

References

1. Vybyvanets V.I., Shotaev A.N., Yastrebkov A.A., et al. Development of the process and setting up the production of strengthened monocrystalline Mo-Nb-Zr bars for production of claddings for high-temperature fuel elements. Proceedings of the Third International Scientific and Engineering Conference "Innovative Projects and Technologies of Nuclear Power". Moscow, 2014, Vol. 1, p. 403-414.
2. Vybyvanets V.I., Rodyagina Yu.V., Stepanov V.A., Fedoseev R.A., Shotaev A.N. production of ultrapure long ($L \geq 500$ mm) monocrystalline ingots of molybdenum and molybdenum-based alloys by the method of crucibleless zonal melting. // Proceedings of the XV Conference "Ultrapure Substances and Materials. Production, Analysis, Application". Nizhny Novgorod, 2015, p. 97
3. Alekseev S.V., Vybyvanets V.I., Shotaev A.N. et al. The method of growing the monocrystalline refractory metal discs and the apparatus for implementation thereof./ Patent No. 2553905 dated 25.05.2015. Priority dated 05.11.2013.

КЛАССИФИКАЦИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ УСТРОЙСТВ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ В РЕАКТОРЕ БОР-60

В.Ю. Анисимов^{1,2}, С.Г. Еремин¹, А.В. Боев^{1,2}, И.Ю. Жемков¹,
А.И. Плотников¹, Н.С. Погляд^{1,2}

¹АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

²ФГАОУ ВО «ДИТИ НИЯУ "МИФИ"», г. Димитровград, Россия

В реакторе на быстрых нейтронах БОР-60 проводятся экспериментальные исследования (ЭИ) совместного влияния радиационного воздействия и температуры на структуру и свойства используемых в ядерной энергетике материалов. Для проведения ЭИ и последующего переноса полученных результатов на другие реакторы необходимо обеспечение требуемых условий облучения, соответствующих или близких к реальным условиям эксплуатации материалов. Для решения этой задачи применяются специальные экспериментальные устройства (ЭУ), обеспечивающие необходимые условия облучения в течение всего срока испытаний в реакторе. ЭУ отличаются по способу получения информации, по уровню температур облучения, по конструктивному исполнению и среде, в которой проводятся испытания материалов.

Принципиальным различием ЭУ, оказывающим непосредственное влияние на процесс проведения испытаний является конструктивное исполнение. Использование ЭУ различной конструкции позволяет проводить испытания образцов в различных средах, таких как натрий, различные газы и их смеси и тяжелометаллические теплоносители.

Накопленный за многолетнюю историю эксплуатации опыт проведения облучения в реакторе БОР-60 делает возможным выбор наиболее подходящего типа ЭУ под каждую задачу, при этом надежность получаемых данных подтверждается расчетно-экспериментальными исследованиями.

Использование расчетно-экспериментальных исследований на реакторе БОР-60, разработанных и примененных конструкций ЭУ, а также создание новых

типов ЭУ позволяет максимально использовать экспериментальные возможности реактора и проводить новые исследования практически по всем перспективным направлениям развития ядерной энергетики.

CLASSIFICATION OF IRRADIATION RIGS FOR MATERIAL TESTING IN BOR-60 REACTOR

V.Yu. Anisimov^{1,2}, S.G. Eremin¹, A.V. Boev^{1,2}, I.Yu. Zhemkov¹,
A.I. Plotnikov¹, N.S. Poglyad^{1,2}

¹JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

² Dimitrovgrad branch of NRNU "MEPhI", Dimitrovgrad, Russia

Experimental studies (EI) of the complex effect of radiation exposure and temperature on the structure and properties of materials used in nuclear power engineering are carried out in the experimental fast-neutron reactor BOR-60. For carrying out EI and transferring of the obtained results to other reactors, it is necessary to ensure the required irradiation conditions equal to or close to the actual operating conditions of the materials. To solve this problem, special experimental devices (EI) are used, providing the necessary irradiation conditions during the whole period of testing in the reactor. EIs differ in the method of obtaining information, in the value of irradiation temperatures, in their design and in the environment in which materials are tested.

The principal difference of EI, which has a direct impact on the process of testing is the design. Using EI of various designs allows to test samples in various environments, such as sodium, various gases and their mixtures and heavy metal coolants.

The experience gained in the BOR-60 reactor accumulated over a long history of operation makes it possible to choose the most suitable type of EI for each task, and the reliability of the obtained data is confirmed by computational and experimental studies.

Using computational and experimental studies on the BOR-60 reactor, designed and applied EI structures, as well as the creation of new types of EIs makes it possible to maximize the experimental capabilities of the reactor and conduct new research in virtually all promising areas of nuclear power development.

Поглощающие и замедляющие материалы

TRITIUM AND HELIUM RELEASE FROM BERYLLIUM-BASED MATERIALS IRRADIATED UP TO HIGH NEUTRON DOSES

V. Chakin, R. Rolli

KIT, IAM, Karlsruhe, Germany

Beryllium pebbles with 1 mm diameter are planned for using as neutron multiplier in the Helium Cooled Pebble Bed (HCPB) breeding blanket concept of DEMO. Under operation, the beryllium pebbles will be exposed to high-neutron doses resulting in production of significant amounts of tritium and helium. Accumulation of helium causes formation of helium bubbles that are the structural traps for tritium. Beta-radioactive tritium complicates handling of radioactive beryllium waste after the end-of-life (EOL) of DEMO blanket. Therefore, the tritium and helium release behavior of irradiated beryllium is an essential point for the safety case of DEMO blanket at the EOL. High-dose neutron irradiation tests in nuclear material testing reactors at relevant irradiation temperatures can predict in some extent evolution of microstructure and changes in properties of beryllium pebbles in DEMO blanket.

The HIDOBE-2 experiment in the High Flux Reactor (HFR) included irradiation of beryllium pebbles with a diameter of 1 mm fabricated by the rotating electrode method (REM) at temperatures of 370, 440, 560, 650 °C up to 367, 502, 596, 644 appm tritium and 3632, 4751, 5524, 5925 helium productions, corresponding to 21, 29, 34, 37 dpa damage dose, respectively. The post-irradiation examination (PIE) included the temperature-programmed desorption (TPD) tests using a flow-through setup with a quadrupole mass-spectrometer (QMS) and an ionization chamber (IC). The gas mixture of Ar+0.1 vol. % H₂ was used as a purge gas to transport the species released under the permanent heating modes having constant rates of 1 and 7 °C/min as well as the stepped heating mode having the step increase in temperature through 100 °C. The heating of the pebbles was performed from room temperature up to 1 100 °C with a final exposure at the maximum temperature for 3 h.

The tritium and helium release curves have only one release peak. The helium release peak is slightly shifted to higher testing temperatures relative to that of tritium. At the higher heating rate of 7 °C/min, the tritium and helium release peaks are always manifested at higher temperatures as for 1 °C/min. Any case, all tritium and helium release peaks cover the temperature region of 850–1 050 °C. The total tritium release (TTR) from irradiated beryllium pebbles depends on irradiation temperature. A decrease of the TTR occurs on increasing irradiation temperature. A significant drop of the TTR takes place at the two highest irradiation temperatures to values of 20-50 % of

the calculated cumulative tritium production. Optical images of the pebble cross-sections demonstrate a much higher sizes and density of helium bubbles in the pebbles irradiated at the highest temperatures, i.e. in this case, the formation of the inter-connected open channels along sub-grain- and grain-boundaries occurs that facilitates the tritium release.

These results are compared with the previously obtained results in the HIDOBE-1 experiment in which the tritium and helium productions were two times lower. A model of tritium and helium release from neutron-irradiated beryllium is developed.

ВЛИЯНИЕ ПРОДУКТОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКЦИЙ В БЕРИЛЛИИ НА ФИЗИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ РЕАКТОРОВ

А.П. Малков, В.В. Пименов, В.В. Калыгин

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Бериллий один из самых эффективных замедлителей и отражателей нейтронов. Этот материал часто используется в проектах исследовательских реакторов (ИР), поскольку позволяет существенно уменьшить критическую массу делящихся нуклидов и размеры активной зоны.

Вследствие ядерных реакций с нейтронами в бериллии ИР накапливаются продукты ядерных реакций, в частности ^3He и ^6Li , обладающие большим сечением поглощения тепловых нейтронов. Накопление поглотителей нейтронов в бериллии ИР приводит к изменению физических характеристик реактора: запаса реактивности, эффективности органов СУЗ, эффектов реактивности, меняется профиль энерговыделения.

Накапливающиеся газы — изотопы гелия и водорода снижают механические характеристики бериллиевых изделий и являются одним из основных источников накопления дефектов, приводящих к разрушению изделий под воздействием облучения.

На примере реактора МИР, кладка активной зоны которого набрана из бериллиевых блоков, показана динамика накопления ядер-трансмутантов в бериллиевой кладке активной зоны реактора. Для реактора разработана и программно реализована методика расчета накопления в бериллиевых блоках нуклидов ^3He , ^6Li , ^3H , ^1H , ^4He в зависимости от энерговыработки каналов с ТВС, размещенных в месте расположения блока, графика изменения мощности ТВС, времени работы на мощности и стоянки. Расчет скоростей ядерных реакций, приводящих к накоплению ядер-трансмутантов в бериллии, в зависимости от мощности ТВС проведен с использованием программы MCU, в которой реализован алгоритм решения уравнения переноса нейтронов методом Монте-Карло.

Предварительные модельные расчеты для усредненного циклического графика работы реактора на мощности позволили установить общие закономерности изменения реактивности при отравлении бериллия ядрами ^3He и ^6Li от времени его работы в реакторе. Результатами расчетов было показано, что концентрация ядер ^6Li выходит на стационарный уровень приблизительно через два

года эксплуатации бериллиевой кладки активной зоны в условиях реактора МИР. Ядерная концентрация трития не достигает стационарного уровня. В процессе работы реактора на мощности она увеличивается, а во время остановок — уменьшается с распадом трития в ^3He . Чем больше срок эксплуатации бериллиевой кладки и чем продолжительнее остановка, тем выше на момент ее окончания концентрация ^3He . После выхода реактора на мощность ^3He ведет себя как выгорающий поглотитель — при поглощении нейтрона ядром ^3He по (n,p) реакции вновь образуется тритий. Тем не менее, концентрация ^3He в бериллии от кампании к кампании монотонно возрастает. Расчетный анализ работы реактора МИР показал, что за двадцать лет эксплуатации бериллиевой кладки суммарная потеря реактивности из-за накопления ^6Li и ^3He составляет около 8% $\Delta K_{\text{эф}}/K_{\text{эф}}$, причем, большая часть этой величины (~ 55%) приходится на изменение концентрации ^6Li в течение первых двух лет работы реактора. Уменьшение реактивности из-за роста ядерной концентрации ^3He в отсутствие интенсивного нейтронного потока ограничивает продолжительность допустимой остановки реактора. После пяти лет эксплуатации бериллиевой кладки реактора МИР допустимая продолжительность остановки составляет 15 мес., то после тридцати лет — 1,5 мес.

Профиль энерговыделения в активной зоне петлевого реактора и его мощность меняется от кампании к кампании. Следовательно, значения скорости накопления ^3He и ^6Li в бериллиевых блоках, расположенных в различных участках активной зоны, будут разными, и будут меняться во времени. Для реактора МИР разработана и реализована методика расчета накопления ^3He и ^6Li в каждом бериллиевом блоке. Это позволяет более точно проводить расчеты нейтронно-физических характеристик (НФХ) реактора для текущего состояния активной зоны.

Разработанная методика позволяет также оперативно рассчитывать для каждого бериллиевого блока реактора МИР текущие концентрации ^4He и изотопов водорода. Эти нуклиды практически не оказывают влияния на НФХ реактора, но их накопление снижает механическую прочность бериллиевых изделий. Отслеживание концентраций газов в бериллии позволяет производить оценку остаточного ресурса блоков, планировать периодичность их осмотра во время ППР и своевременно заказывать блоки для замены.

EFFECT OF NUCLEAR REACTION PRODUCTS IN BERYLLIUM ON RESEARCH REACTOR PHYSICAL AND PROCESS PARAMETERS

A.P. Malkov, V.V. Pimenov, V.V. Kalygin

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Beryllium is one of the most effective neutron moderators and reflectors. It is often used in research reactors since it enables considerably reducing the critical mass of fissile nuclides and core dimensions.

As a result of nuclear reactions with neutrons, nuclear reaction products, such as ^3He and ^6Li having a large thermal neutron capture cross-section, are accumulated in

research reactor beryllium. The accumulation of neutron absorbers in reactor beryllium leads to changes in the reactor physical parameters, such as reactivity margin, efficiency of control rods, reactivity effects, and heat rate profile.

The accumulated gases — helium and hydrogen isotopes deteriorate the mechanical properties of beryllium items. Moreover, they are one of the main sources to accumulate defects that would result in destruction of such items under irradiation.

The MIR reactor core with a stack of beryllium blocks illustrates the process of accumulating transmutant nuclei. For this reactor there is a procedure to calculate the accumulation of ^3He , ^6Li , ^3H , ^1H , and ^4He in beryllium blocks depending on several factors: heat output from the channels with FAs in the block location, graph of changing FA power, time of reactor operation at power and outages. The nuclear reaction count rates leading to the accumulation of transmutant nuclei in beryllium were calculated as a function of the FA power with the use of the MCU code that applies an algorithm of solving the neutron transport equation by the Monte Carlo method.

The initial model calculations for the averaged schedule of reactor operation at power made it possible to determine the general mechanisms of reactivity changes when there is beryllium poisoning with ^3He and ^6Li nuclei as a function of beryllium residence time in the reactor. The calculation data show that the concentration of ^6Li nuclei reaches the stationary level roughly in two years of beryllium stack operation in the MIR reactor core. The nuclear concentration of tritium does not reach the stationary level. In the course of reactor operation at power the concentration increases, and during the outages it goes down as tritium decays in ^3He . The longer is the outage and time of beryllium stack operation in the reactor, the higher is the ^3He concentration by the outage end. After the reactor is brought to power, ^3He acts as a burnable poison: when a neutron is absorbed by a ^3He nuclei tritium is generated again by the (n,p) reaction. However, the ^3He concentration in beryllium increases monotonically from cycle to cycle. The calculated data analysis of the MIR reactor operation show that over twenty years of beryllium operation the total reactivity loss due to the accumulation of ^6Li and ^3He makes up about 8% $\Delta K_{\text{eff}}/K_{\text{eff}}$. Moreover, most of this value (~ 55%) is accounted for by changes in the ^6Li concentration during the first two years of reactor operation. A decrease in the reactivity due to an increased nuclear concentration of ^3He when there is no high neutron flux imposes limitations on the admissible time of reactor outage. Thus, after five years of beryllium operation in the MIR reactor the admissible reactor outage period is 15 months, and after thirty years — 1.5 months.

The reactor power and profile of the heat rate in the loop-type reactor core vary from cycle to cycle. Therefore, the accumulation rates of ^3He and ^6Li in beryllium blocks located in various core regions will be different and will change in time. For the MIR reactor there is a procedure to calculate the accumulation of ^3He and ^6Li in every beryllium block. This enables more accurate calculations of reactor neutronic parameters for the current state of the core.

The procedure also makes it possible to rapidly calculate the current concentrations of ^4He and hydrogen isotopes for every beryllium block of the MIR reactor. These nuclides have almost no effect on the reactor neutronics. However, their accumulation lowers the mechanical strength of beryllium items. Tracking of the gas concentrations in beryllium provides for evaluation of the remaining lifetime of beryllium blocks, planning of the visual examinations during the outages and timely ordering new blocks for replacement.

INVESTIGATION COMPATIBILITY B₄C PELLET WITH STAINLESS STEEL CLADDING AND HIGH TEMPERATURE SODIUM FOR SODIUM-COOLED FAST REACTOR

B. Qin, X. Fu, B. Long

CIAE, Beijing, China

The neutron absorption material is one of the most important functional materials except fuel in reactor. B₄C is selected as the absorption and shielding materials for sodium-cooled fast reactor. The compatibility of B₄C pellet with stainless steel cladding and high temperature sodium is one of the important properties that must be considered in the design and operation of control rods. To evaluate the corrosion properties between cladding and boron carbide bonding with sodium at elevated temperatures, the corrosion experiments are carried out at 600 °C for SS-Na-boron carbide ternary system. The experiments show that a corrosion layer is formed at the inner surface of 316Ti SS tube, the layer is composed of Fe₂B and CrB detected by XRD, and that the thickness of the corrosion layer is about 24µm after 10 000h corrosion experiment test.

РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕРЕАКТОРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОГЛОЩАЮЩИХ СТЕРЖНЕЙ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ И ЗАЩИТЫ С ПЭЛАМИ НА ОСНОВЕ КОМБИНИРОВАННОГО ПОГЛОЩАЮЩЕГО СЕРДЕЧНИКА ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ В РЕАКТОРАХ ВВЭР-1000 КАЛИНИНСКОЙ И БАЛАКОВСКОЙ АЭС

А.В. Захаров, Е.М. Муралева

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Ресурсные возможности поглощающих элементов ПС СУЗ реакторов ВВЭР-1000 конструкции 2145.00.000 с сердечником из карбида бора естественного изотопного состава и оболочкой из стали 06X18H10T ограничены в результате охрупчивания оболочки и распухания поглощающего сердечника. Эта проблема в начале 2000-х годов была решена внедрением пэлов конструкции 2173.00.000, в которых используется оболочка из сплава 42ХНМ и комбинированный поглощающий сердечник - нижняя часть длиной 300 мм, состоит из порошка титаната диспрозия, а верхняя длиной 3200 мм из порошка карбида бора естественного изотопного состава. Пэлы такого типа используются в настоящее время в ПС СУЗ на всех блоках АЭС с реакторами ВВЭР-1000 как в России, так и за рубежом. Назначенный срок службы ПС СУЗ с такими пэлами до настоящего времени составлял 10 лет в штатных условиях эксплуатации.

В качестве опытных были также поставлены на испытания в реактор Балаковской АЭС два ПС СУЗ с пэлами конструкции 2755.00.000 на основе комбинированного таблеточного поглощающего сердечника — титаната диспрозия и карбида бора.

За последние годы в АО «ГНЦ НИИАР» впервые был проведен комплекс послереакторных материаловедческих исследований двух ПС СУЗ с пэлами конструкции 2173.00.000, отработавших в течение 3075,87 эфф.сут (или 10 календарных лет) в реакторе ВВЭР-1000 1-го блока Калининской АЭС.

Были проведены также послереакторные материаловедческие исследования одного ПС СУЗ с пэлами конструкции 2755.00.000 после эксплуатации в течение 2,5 лет в режиме АР в реакторе четвертого блока Балаковской АЭС.

Целью исследований отработавших ПС СУЗ было изучение состояния пэлов обеих конструкций после эксплуатации, подтверждение их назначенного ресурса и оценка возможности его продления.

Как неразрушающими, так и, более детальными, разрушающими методами исследований не было выявлено каких-либо существенных признаков нарушения конструкции ПС СУЗ и комбинированных пэлов в результате эксплуатации в реакторе. Состояние оболочек пэлов, сварных соединений, поглощающих сердечников как порошкового так и таблеточного, а также высокие пластические свойства материала оболочки из сплава 42ХНМ свидетельствуют не только о сохранении их работоспособности после эксплуатации в реакторе, но и о наличии большого остаточного ресурса.

Исходя из результатов проведенных комплексных исследований ПС СУЗ были даны рекомендации об увеличении назначенного ресурса пэлов конструкции 2173.00.000 с комбинированным порошковым поглощающим сердечником по крайней мере до 15 лет. Возможность дальнейшего увеличения назначенного срока службы ПС СУЗ с пэлами данной конструкции может быть определена послереакторными исследованиями после более длительной эксплуатации.

ПС СУЗ с пэлами конструкции 2755.00.000 с таблеточным комбинированным поглощающим сердечником успешно выдержал эксплуатацию в реакторе Балаковской АЭС, сохранил высокие рабочие характеристики и далеко не исчерпал свои ресурсные возможности. ПС СУЗ с данным типом пэлов отработал в реакторе 2,5 года в режиме АР, что ниже назначенного ресурса работы в этом режиме. Целесообразно провести подобные исследования ПС СУЗ после эксплуатации в реакторе более длительное время — по меньшей мере 3 лет в режиме АР и 3–5 лет в режиме АЗ. Это позволит выявить развитие процессов изменения свойств материалов и конструкции пэлов и даст возможность оценить реальные ресурсные возможности изделий.

POST-IRRADIATION EXAMINATIONS OF ABSORBER MATERIAL FOR COMPOUND ABSORBER RODS OF THE VVER CONTROL AND PROTECTION SYSTEM AFTER OPERATION IN THE VVER-1000 REACTORS OF KALININ AND BALAKOVO NUCLEAR POWER PLANTS

A.V. Zakharov, E.M. Muraleva

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

Operating lifetime of the VVER-1000 control and protection system absorber rods (CPS-AR) of design modification 2145.00.000 where the absorber material (core) is boron carbide in natural isotopic composition and cladding is steel 06X18H10T is limited because of the cladding embrittlement and swelling of the absorber material. In the early 2000s such a disadvantage was overcome by introducing absorber rods of design modification 2173.00.000 that provided for the cladding made of alloy 42XHM and compound absorber composed of dysprosium titanate powder in its 300 mm long lower part and of boron carbide powder with natural isotopic composition in the 3200 mm long upper part. Such absorber rods are widely used as CPS ARs in all the VVER-1000 power units both in Russia and abroad. The design lifetime of these CPS ARs was 10 years under the normal operating conditions.

Two CPS absorber rods of design modification 2755.00.000 with the compound absorber stacked of dysprosium titanate and boron carbide pellets were also subjected to irradiation testing in the power unit of Balakovo NPP.

In recent years JSC «SSC RIAR» accomplished post-irradiation examinations (PIE) for two CPS ARs of design modification 2173.00.000 which were under irradiation testing in the VVER-1000 reactor of the first power unit at Kalinin NPP for 3075.87 full-power days (or 10 calendar years).

Moreover, one CPS AR of design modification 2755.00.000 was also subjected to PIE after operation for 2.5 years under the automatic control mode in the 4th power unit of Balakovo NPP.

The purpose of PIE was to examine absorber rods of both design modifications after their operation, confirm their design lifetime and assess feasibility of their lifetime extension.

Both non-destructive and thorough destructive PIE did not reveal any noticeable abnormal things in the design of CPS ARs and compound absorber rods after their operation in the reactor. As evidenced by the condition of absorber rod claddings, welded joints and absorbers of both powder- and pellet-types as well as high plasticity of the 42XHM cladding material, they could preserve both the operational performance after irradiation in the reactor and high residual lifetime.

The PIE data of CPS ARs were used as a basis to recommend extending the design lifetime to 15 years for absorber rods of design modification 2173.00.000 with the compound powder-type absorber. It will be possible to predict further extending of the design lifetime for CPS AR with the absorber rods of the aforesaid design based on the PIE data obtained after longer operation in the reactor.

The CPS AR with the absorber rods of design modification 2755.00.000 with the compound pellet-type absorbers successfully withstood irradiation testing in the power unit of Balakovo NPP, preserved high operational performance and did not exhaust the design lifetime. The CPS AR with the absorber rods of the aforesaid design was under operation in the power unit for 2.5 years under the automatic control mode that is shorter than the design lifetime in this mode. It would be prudent to carry out similar PIE of the CPS AR after longer operation in the reactor at least for 3 years under the automatic control mode and for 3 to 5 years in the scram mode. By doing so it will be possible to reveal evolution of the material properties and changes in the design of absorber rods and estimate their real operational life.

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕАКТОРНОГО ГРАФИТА, ОБЛУЧЁННОГО ДО ВЫСОКОГО ФЛЮЕНСА НЕЙТРОНОВ

Е.П. Белан, Д.В. Харьков

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Работа посвящена исследованию влияния реакторного облучения при температуре 450–650 °С до флюенса нейтронов $3,2 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ и послереакторного высокотемпературного отжига на теплофизические свойства графита ГР-280, применяемого в качестве материала кладки реактора РБМК.

В работе представлены экспериментальные данные по удельной теплоёмкости, коэффициенту теплопроводности и ТКЛР графита в исходном и облучённом состоянии, а также скорости выхода и общей запасённой энергии. Все измерения выполнены с помощью наиболее точных и современных методик, таких как дифференциальная сканирующая калориметрия и метод лазерной вспышки.

Установлены различные стадии изменения теплофизических свойств от параметров облучения, связанные с накоплением точечных радиационных дефектов и небольших скоплений, радиационной деформацией кристаллитов и изменением макроструктуры материала. Произведена оценка эффекта от выхода запасённой энергии в облученном графите в диапазоне от температуры облучения до 1300 °С.

Преимуществом работы является широкий диапазон температуры измерения — от комнатной до 1200–1300 °С, что позволяет применить результаты работы как к штатным условиям эксплуатации кладки реактора РБМК, так и при прогнозировании последствий нарушения условий эксплуатации и аварийных ситуаций в современных реакторах с высокой температурой эксплуатации графитовой кладки.

THERMAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF NUCLEAR-REACTOR-GRADE GRAPHITE IRRADIATED UP TO HIGH NEUTRON FLUENCE VALUES

E.P. Belan, D.V. Khar'kov

JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia

This paper is focused on studying thermal and physical properties of graphite GR-280 under irradiation testing in the reactor at a temperature of 450–650 °С up to attaining a neutron fluence of $3.2 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ and later subjected to post-radiation high-temperature annealing. The aforesaid graphite is used as a masonry material for RBMK reactors.

Presented here are the obtained experimental data on specific heat capacity, thermal conductivity and thermal linear expansion coefficients of this graphite in its initial and irradiated conditions as well as estimated rate of stored energy release and the total stored energy. All the measurements were carried out with the use of the most accurate and state-of-the-art methods such as differential scanning calorimetry and laser flash method.

The post-irradiation examinations and tests made it possible to reveal different stages in changing thermal and physical properties of graphite under different irradiation conditions which are attributable to accumulation of radiation-induced point defects and formation of their minor clusters, irradiation-induced deformation of crystalline grains and changes in the material macrostructure. An effect produced by the stored-energy release was analyzed for irradiated graphite in a temperature range from the irradiation temperature to 1 300 °C.

A distinct advantage of this study is a broad temperature range starting with a room temperature and up to 1 200–1 300 °C and thus the obtained data can be applied as to both standard working conditions of the RBMK masonry and predicting operational occurrences and accidental events in modern reactors where a working temperature of graphite masonry is very high.

Стеновые доклады

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАБОРА ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ МАРКИ X18H10T ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 330–350 °C

Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, В.С. Неустроев

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Аустенитная сталь с основой X18H10T — материал, из которого изготовлена большая часть внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР. Для обеспечения надёжной работы и для обоснования продления назначенного срока службы несменяемых внутрикорпусных устройств и конструкций реактора используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе на быстрых нейтронах длительное время. Такой выбор объектов для исследований связан с тем, что только в реакторах на быстрых нейтронах набираются нужные (высокие) повреждающие дозы, необходимые для обоснования срока службы ВКУ реакторов ВВЭР. Высокие повреждающие дозы на образцах можно набрать в экспериментах, проводимых в активной зоне реактора с высокими скоростями набора дозы, либо при облучении в экране реактора с низкими скоростями, но за гораздо более длительное время. Так как проводить эксперимент в экране реактора БОР-60 длительное время достаточно сложно, то выходом из этой ситуации может длительное время эксплуатировавшихся в экране реактора.

Интересным является исследование и сравнение микроструктуры образцов стали с основой X18H10T, облучённых с различной скоростью набора дозы, до примерно одинаковых повреждающих доз при близких температурах. С этой целью было исследовано два образца. Первый образец был вырезан из чехла экранной сборки, которая облучалась в реакторе БОР-60 почти 41 год до повреждающая доза около 100 смещений на атом. Второй образец был вырезан из «гагаринского» образца, облучённого в реакторе БОР-60 в течение примерно 7 лет так же до повреждающей дозы 100 сна. Оба образца облучались при одинаковой температуре 330–350 °С. Скорость набора повреждающей дозы для образца из чехла составила около 2,5 сна/год, а для второго — 15 сна/год, что примерно в 6 раз больше. В результате исследований были замечены значительные различия в микроструктуре образцов, облучённых с разными скоростями набора повреждающей дозы. Это различие касалось обнаружения развитой пористости в образце с малой скоростью набора дозы и её отсутствие в образце с большой скоростью. Было обнаружено также отличие в формировании фазовой структуры облучённых образцов.

Полученные данные можно использовать для обоснования критерия гамма-альфа перехода в материалах ВКУ реакторов ВВЭР при длительной эксплуатации до высоких повреждающих доз. Эти данные будут также использованы для пополнения базы данных по радиационной стойкости стали X18H10T, необходимой для обоснования продления срока службы внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и энергетических реакторов типа ВВЭР.

EFFECT OF THE DAMAGE DOSE ACCUMULATION RATE ON THE MICROSTRUCTURE OF Fe18Cr10NiTi STEEL IRRADIATED IN THE BOR-60 REACTOR AT 330–350 °C

D.E. Markelov, A.V. Obukhov, V.S. Neustroev

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

Most of VVER internals are made of austenitic Fe-18Cr-10Ni-Ti steel. To ensure safe operation of non-removable reactor internals and structures and show the feasibility of their life extension, the data are used from sample irradiation testing and examination of actual items and structures after their long-term operation in fast reactors, since only in fast reactors high damage doses are accumulated required for justifying the service life of VVER internals. High damage doses on the samples can be accumulated in the course of experiments in the reactor core at high accumulation dose rates or in the reactor blanket at low rates but during a much longer time. As it is quite difficult to perform such experiments in the BOR-60 reactor blanket considering a long time period, assemblies made from Fe-18Cr-10Ni-Ti steel can be examined that have been under operation in the reactor blanket for quite long.

It is of interest to examine and compare the microstructure of the samples from Fe-18Cr-10Ni-Ti steel irradiated at different dose accumulation rates up to almost similar damage doses under similar temperatures. For this purpose, two samples were examined. One sample was cut from the duct of a blanket assembly that had been irradiated in the BOR-60 reactor for almost 41 years to accumulate a damage dose of about 100

dpa. Another sample was cut from the sample that had been irradiated for almost 7 years to achieve a damage dose of 100 dpa, as well. These two samples were irradiated at 330–350 °C. The damage dose accumulation rate for the duct sample was about 2,5 dpa/year, and for another sample it was 15 dpa/year, which is almost 6 times more. The examination results show that the microstructures of the samples irradiated at different damage dose accumulation rates are very different. There is developed porosity in the sample of a low damage dose accumulation rate and there is no such porosity in the sample of a high rate. Another difference refers to formation of the phase structure of the irradiated samples.

The generated data can be used to justify a gamma-alpha transformation criterion in VVER internals during their long-term operation to achieve high damage doses. These data will be included in the database on radiation resistance of Fe-18Cr-10Ni-Ti steel to demonstrate the possibility of life extension for VVER-type and BOR-60 reactor internals.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ Zr-(0,5–3)% Nb, АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ НИОБИЯ В СОБСТВЕННЫХ МЕЖДОУЗЕЛЬНЫХ КОНФИГУРАЦИЯХ

П.Е. Капустин, М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин

ФГБОУ ВО «УлГУ», г. Ульяновск, Россия

Авторами анализируется распределение атомов ниобия в структуре собственных междоузельных атомов (СМА) после прохождения каскадов атомных смещений, инициированных первично выбитым атомом (ПВА) высокой энергии, в структуре бинарного сплава Zr-n%Nb ($n = 0.5, 1; 1.5; 2; 2.5; 3 \%$) при нулевой начальной температуре с помощью метода молекулярной динамики. В работе использовался комбинированный потенциал межатомного взаимодействия на основе циркониевого потенциала из работы [1], ниобиевого из работы [2] и кросс-потенциала из работы [3] в табулированном виде. Получены количественные оценки энергии связи, распределения атомов ниобия в одиночных СМА, димерах и кластерах.

Рисунок 1 демонстрирует развитие каскадного процесса в бинарном сплаве Zr-2%Nb. Наблюдается лавинообразное развитие каскада с выходом на пиковое количество сформированных точечных дефектов к 800 фс (баллистический этап). Каскадная область при этом занимает обширную область кристаллита. Далее начинается активная рекомбинация сформированных точечных дефектов вплоть до затухания каскадного процесса к ~30–50 пс (термодинамический этап). По сравнению с пиковым значением числа сформированных точечных дефектов к моменту затухания каскадного процесса их количество сокращается в ~20 раз. Конечная структура модельного кристаллита является устойчивой.

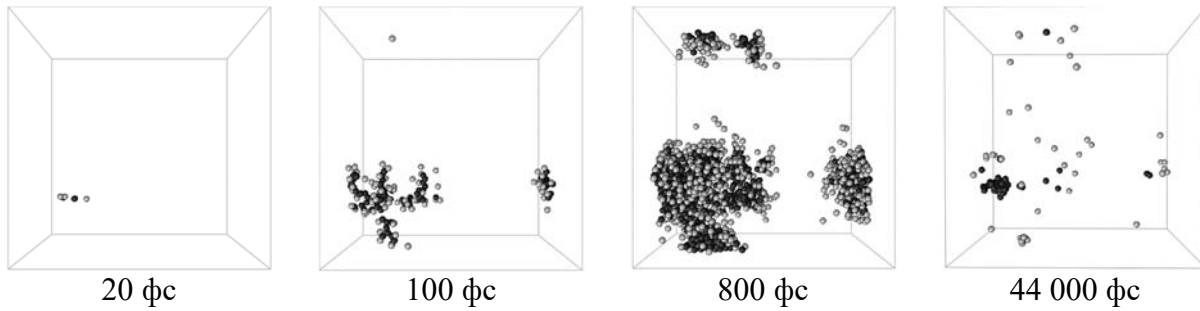


Рис 1. Эволюция каскада атомных смещений в структуре бинарного сплава Zr-n%Nb (черные — вакансии, белые — СМА)

На рисунке 2 представлены 8 основных конфигураций СМА в ГПУ—цирконии. Энергия формирования СМА рассчитывалась соответственно по формулам:

$$E_{fZr} = E_t - E_c^{Zr} \cdot N_{Zr}, \quad (1)$$

$$E_{fNb} = E_t - (E_c^{Zr} \cdot N_{Zr} + E_c^{Nb}), \quad (2)$$

где E_t — потенциальная энергия модельного кристаллита с СМА после релаксации, E_c^{Zr} и E_c^{Nb} — энергии сублимации циркония и ниобия на один атом соответственно, N_{Zr} — количество атомов циркония в системе.

В таблице 1 приведены результаты расчета энергии формирования СМА в ГПУ—цирконии, а также энергии связи, рассчитанной по формуле (3):

$$E_{BIND} = E_{fZR} + E_{subs} - E_{fNb} \quad (3)$$

где E_{subs} — энергия замещения атома циркония атомом ниобия, составляющая 0,61 эВ.

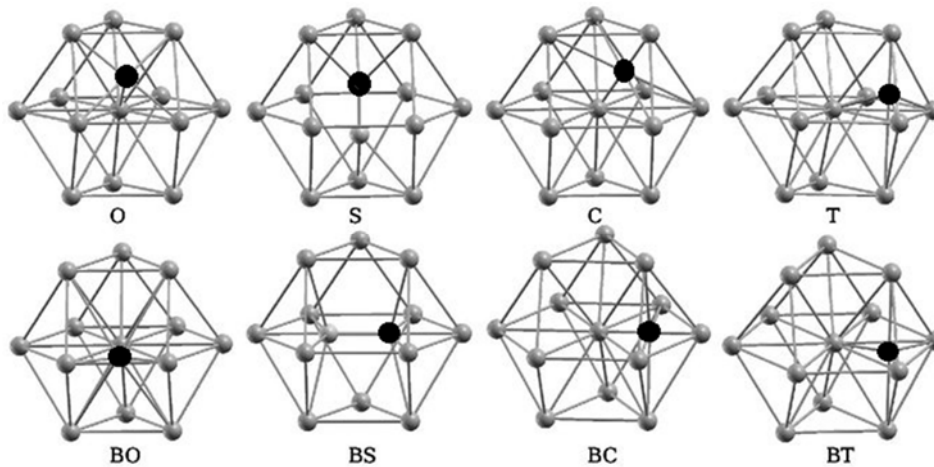


Рис 2. Атом ниобия, внедренный в ГПУ-цирконий. Черные — собственный междуузельный атом (Zr или Nb), серые — атомы циркония.

По результатам моделирования видно, что для всех конфигураций междуузельного атома ниобия в матрице циркония энергия связи E_{BIND} положительна, кроме конфигурации BT. Таким образом, доля атомов ниобия в междуузельных конфигурациях, после прохождения каскада атомных смещений, будет больше доли атомов ниобия в кристаллите. Аналогичные расчеты были приведены в работе [4], в которой наиболее энергетически выгодной конфигурацией является (C+O)/2 (приведена в таблице 1).

После затухания каскада атомных смещений был проведен анализ кристаллита на наличие непрорекомбинированных точечных дефектов, а также их кла-

стеризацию. Результаты приведены в таблице 2. С ростом доли ниобия в сплаве наблюдается увеличение числа выживших СМА с 28 до 37 (~ на 30%). Увеличение атомарной доли ниобия в бинарном сплаве способствует вовлечению большего числа атомов ниобия в процесс формирования междоузлий, увеличивая их количество в модельном кристаллите. Анализ распределения атомов ниобия по собственным междоузельным конфигурациям показал, что с ростом доли ниобия в кристаллите (с 0.5 до 3%) увеличивается доля ниобия в СМА с ~34 до 45%. Установлено, что атомы ниобия активно участвуют в формировании одиночных СМА, их доля составляет не менее 82% для всех рассмотренных сплавов. Наибольшая доля атомов ниобия в одиночных СМА была получена в сплаве Zr-2%Nb. Атомы ниобия менее активно участвуют в образовании собственных междоузельных димеров и кластеров; их усредненная доля в них составляет 8.8% и 6.1% соответственно. Наибольшая доля собственных междоузельных димеров составила ~11.4% (Zr-1%Nb), кластеров — 8.5% (Zr-2.5%Nb). Важно отметить, что не для каждого вычислительного эксперимента наблюдалось образование собственных междоузельных димеров и кластеров. Это может быть связано как с неустойчивостью сложных междоузельных комплексов в рассматриваемых сплавах, так и с энергией ПВА, большие значения которой влияли бы на объём кристаллита, охваченного каскадным процессом.

Таблица 1.

Энергия формирования внедренного атома ниобия в ГПУ решетке циркония

Конфигурация	E_{Zr} , эВ	E_{Nb} , эВ	E_{BIND} , эВ
O	2.88	2.76	0.73
BO	2.89	1.91	1.59
T	н/с	–	–
BT	н/с	–	–
S	3.65	3.44	0.82
BS	2.87	1.95	1.53
C	н/с	–	–
BC	2.87	1.91	1.56
(C+O)/2 [4]	2,77	–	–

Таблица 2.

Число непрорекомбинированных СМА, распределения ниобия по СМА

Состав	Число выживших СМА	Концентрация атомов Nb (%)			
		Общая	Одиночные СМА	Собственные междоузельные димеры	Собственные междоузельные кластеры
Zr-0,5%Nb	28,1±1,8	33,8±1,2	88,5±3,2	6,9±2,3	4,7±1,9
Zr-1%Nb	27,9±1,6	41,9±1,3	83,4±2,9	11,4±2,5	5,1±1,5
Zr-1,5%Nb	34,4±1,8	43,7±1,9	82,2±2,6	9,5±1,8	7,9±1,4
Zr-2%Nb	32,5±1,7	43,2±1,6	86,6±1,9	9,9±1,3	3,5±1,3
Zr-2,5%Nb	32,2±1,7	43,7±1,8	84,3±2,2	7,1±1,5	8,5±2,1
Zr-3%Nb	37,0±1,8	45,3±1,2	85,2±2,7	7,7±2,2	7,1±2,2

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (проект 3.2111.2017/4.6) и

Список литературы

1. Mendeleev, M.I.; Ackland, G.J. *Philosophical Magazine Letters*. 2007, 87(5), 349–359.
2. Ackland, G.J.; Thetford, R. An improver N-body semi-empirical model for b.c.c. transition metals. *Phil. Mag. A*. 1987, 56, 15.
3. Tikhonchev, M. Y.; Svetukhin, V.V. *Voprosy Materialovedeniya* [Prob. Mater. Sci.]. 2011, 4 (68), 14–152.
4. Tikhonchev, M.; Svetukhin, V.; Kapustin, P. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2017, 25, 065017.

MOLECULAR DYNAMIC SIMULATION OF ATOMIC DISPLACEMENT CASCADES IN BINARY ALLOYS Zr-(0.5–3)% Nb, ANALYSIS OF THE DISTRIBUTION OF NIOBIUM ATOMS IN SELF-INTERSTITIAL CONFIGURATIONS

P.E. Kapustin, M.Yu. Tikhonchev, V.V. Svetukhin

USU, Ulyanovsk, Russia

The authors analyze the distribution of niobium atoms in the structure of self-interstitial atoms (SIA) after passing through of atomic displacements cascade, initiated by a high-energy primary knocked-out atom (PKA) in the structure of the binary alloy Zr-n% Nb (n = 0.5; 1; 1.5; 2; 2.5; 3%) at zero initial temperature using the method of molecular dynamics. We used the combined potential of interatomic interaction based on the zirconium potential from paper [1], niobium from paper [2], and the cross-potential from paper [3] in a tabulated form. Quantitative estimates of the binding energy, the distribution of niobium atoms in single SIA, dimers and clusters were obtained.

Figure 1 demonstrates the evolution of a cascade process in a binary alloy Zr-2% Nb. There is an avalanche-like evolution of the cascade with the output of the peak number of formed point defects to 800 fs (ballistic stage). In this case, the cascade region occupies a vast crystallite region. Then, active recombination of the formed point defects begins, up to the attenuation of the cascade process to ~ 30–50 ps (thermodynamic stage). Compared with the peak value of the number of formed point defects by the time of the attenuation of the cascade process, their number is reduced by ~ 20 times. The final structure of the model crystallite is stable.

Figure 2 shows the 8 main SIA configurations in HCP-Zr. The energy of the formation of the SIA was calculated respectively by the formulas:

$$E_{fZr} = E_t - E_c^{Zr} \cdot N_{Zr}, \quad (1)$$

$$E_{fNb} = E_t - (E_c^{Zr} \cdot N_{Zr} + E_c^{Nb}), \quad (2)$$

where E_t – potential energy of a model crystallite with SIA after relaxation, E_c^{Zr} и E_c^{Nb} — the sublimation energies of Zr and Nb per atom respectively, N_{Zr} — the number of Zr atoms in the system.

Table 1 shows the results of calculating the energy of the formation of the SIA in HCP-Zr, as well as the binding energy calculated by the formula (3):

$$E_{\text{BIND}} = E_{\text{fZr}} + E_{\text{subs}} - E_{\text{fNb}} \quad (3)$$

where E_{subs} — the energy of substitution of a zirconium atom by a niobium atom, which is 0.61 eV.

The simulation results show that for all the configurations of the interstitial niobium atom in the zirconium matrix, the binding energy (E_{BIND}) is positive, except for the BT configuration. Thus, the fraction of niobium atoms in interstitial configurations, after passing through a cascade of atomic displacements, will be greater than the fraction of niobium atoms in the crystallite. Similar calculations were given in [4], in which the most energetically favorable configuration is (C + O)/2 (given in Table 1).

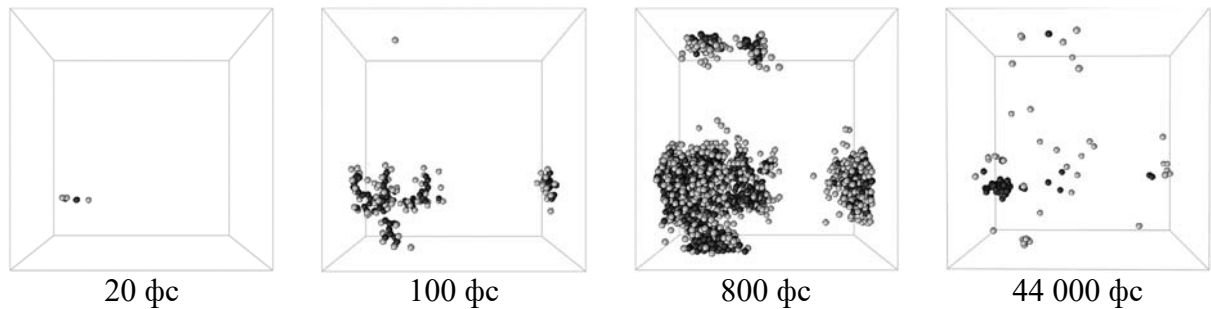


Fig. 1. Evolution of the cascade of atomic displacements in the structure of the binary alloy Zr-n% Nb (black — vacancies, white — SIA)

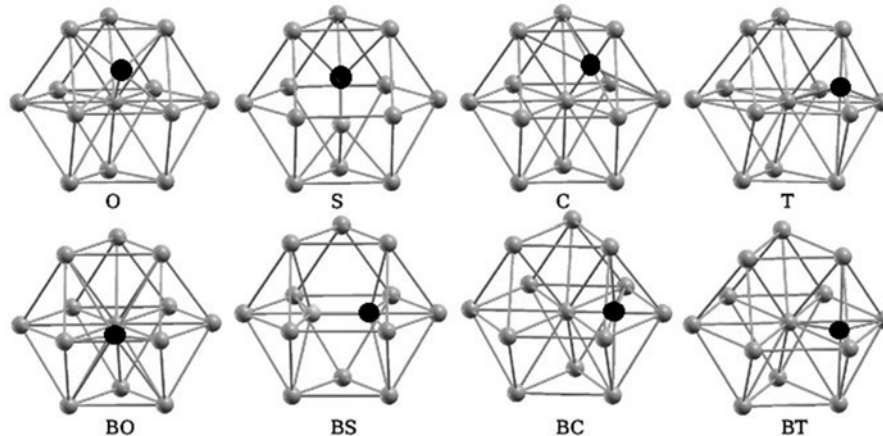


Fig 2. Niobium atom embedded in HCP-Zr. Black - SIA (Zr or Nb), gray — zirconium atoms.

After the decay of the atomic displacement cascade, the crystallite was analyzed for the presence of un-recombined point defects, as well as their clustering. This results are shown in Table 2. With an increase of niobium fraction in the alloy, an increase in the number of surviving SIA from 28 to 37 (~ by 30%) is observed. An increase of niobium fraction in a binary alloy contributes to the involvement of a larger number of niobium atoms in the process of the formation of interstitials, increasing their number in the model crystallite. An analysis of the distribution of niobium atoms over their self-interstitial configurations showed that with an increase of niobium fraction in the crystallite (from 0.5 to 3%), the fraction of niobium in the SIA from ~ 34 to 45% increases. It has been established that niobium atoms actively participate in the formation of single SIA, their fraction is at least 82% for all the alloys considered. The largest fraction of niobium atoms in single SIA was obtained in the Zr-2% Nb alloy. Niobium atoms are less actively involved in the formation of their self-interstitial dimers and clusters; their

average fraction in them is 8.8% and 6.1%, respectively. The largest fraction of self-interstitial dimers was $\sim 11.4\%$ (Zr-1% Nb), clusters — 8.5% (Zr-2.5% Nb). It is important to note that not for every computational experiment was observed the formation of self-interstitial dimers and clusters. This may be due both to the instability of complex interstitial complexes in the alloys under consideration, and to the PKA energy, the large values of which would affect the volume of the crystallite covered by the cascade process.

Table 1.

Formation energy of the embedded niobium atom in the hcp zirconium lattice

Configuration	E_{fZr} , eV	E_{fNb} , eV	E_{BIND} , eV
O	2.88	2.76	0.73
BO	2.89	1.91	1.59
T	u/s	-	-
BT	u/s	-	-
S	3.65	3.44	0.82
BS	2.87	1.95	1.53
C	u/s	-	-
BC	2.87	1.91	1.56
(C+O)/2 [4]	2.77	-	-

Table 2.

The number of non-recombined SIA, the distribution of niobium in the SIA

Alloy composition	The number of surviving SIA	Fraction of Nb atoms (%)			
		Total	Single SIA	Self-interstitial dimers	Self-interstitial clusters
Zr-0.5%Nb	28.1 \pm 1.8	33.8 \pm 1.2	88.5 \pm 3.2	6.9 \pm 2.3	4.7 \pm 1.9
Zr-1%Nb	27.9 \pm 1.6	41.9 \pm 1.3	83.4 \pm 2.9	11.4 \pm 2.5	5.1 \pm 1.5
Zr-1.5%Nb	34.4 \pm 1.8	43.7 \pm 1.9	82.2 \pm 2.6	9.5 \pm 1.8	7.9 \pm 1.4
Zr-2%Nb	32.5 \pm 1.7	43.2 \pm 1.6	86.6 \pm 1.9	9.9 \pm 1.3	3.5 \pm 1.3
Zr-2.5%Nb	32.2 \pm 1.7	43.7 \pm 1.8	84.3 \pm 2.2	7.1 \pm 1.5	8.5 \pm 2.1
Zr-3%Nb	37.0 \pm 1.8	45.3 \pm 1.2	85.2 \pm 2.7	7.7 \pm 2.2	7.1 \pm 2.2

This work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation in the framework of the state task (project 3.2111.2017 / 4.6) and the Russian Foundation for Basic Research (grants 18-31-00298, 18-42-732002).

References

1. Mendeleev, M.I.; Ackland, G.J. Philosophical Magazine Letters. 2007, 87(5), 349-359.
2. Ackland, G.J.; Thetford, R. An improved N-body semi-empirical model for b.c.c. transition metals. Phil. Mag. A. 1987, 56, 15.
3. Tikhonchev, M. Y.; Svetukhin, V.V. Voprosy Materialovedeniya [Prob. Mater. Sci.]. 2011, 4 (68), 140-152.
4. Tikhonchev, M.; Svetukhin, V.; Kapustin, P. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2017, 25, 065017.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА САВ-1 В УСЛОВИЯХ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ РАДИАЦИОННОГО РЕСУРСА ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

О.В. Голубева¹, В.А. Петров¹, Е.А. Иваненко¹, А.М. Морозов¹,
С.Р. Фридман², Б.С. Родченков³, А.В. Васильев⁴

¹ФГБУ «НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, Россия

²ФГБУ «НИЦ «Курчатовский институт» — ПИЯФ», г. Гатчина, Россия

³АО «НИКИЭТ», г. Москва, Россия

⁴АО «НИФХИ», г. Москва, Россия

Основным конструкционным материалом несущих элементов и активной зоны ИЯР является алюминиевый сплав САВ-1. Его широкое применение связано с ядерно-физическими характеристиками, низким сечением захвата, стойкостью к распуханию, а также с достаточным уровнем кратковременных и длительных механических свойств при воздействии эксплуатационных факторов.

В процессе эксплуатации сплав САВ-1 подвергается радиационному охрупчиванию, тепловому старению, длительным статическим повреждениям и ползучести.

В обоснование радиационного ресурса ключевых элементов ИЯР из сплава САВ-1 до достижения суммарного флюенса $8,58 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) (для ВВР-ц) проведен анализ литературных данных, касающихся механических характеристик, микроструктуры и коррозионной стойкости сплава САВ-1, а также проанализированы данные по материаловедческим исследованиям образцов из сплава САВ-1, облученных в реакторе ВВР-М и СМ-3 до флюенса $4,45 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) и $3,48 \cdot 10^{22}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) соответственно.

Исследования показали, что изменение механических свойств сплава САВ-1, находящегося под воздействием облучения флюенсом свыше $F = 10^{21}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) в процессе длительной эксплуатации при температуре 60–70 °С, обусловлено совместным влиянием теплового старения и радиационного повреждения. В радиационное повреждение сплава САВ-1 вносят вклад нейтронное облучение быстрыми ($E \geq 0,8$ МэВ) и тепловыми ($E < 0,414$ эВ) нейтронами. Воздействие быстрых нейтронов стимулирует процесс образования и роста концентрации радиационных точечных дефектов и дислокаций. В результате ядерной реакции захвата тепловых нейтронов алюминием происходит накопление избыточного кремния. Его присутствие способствует увеличению концентрации выделений Mg_2Si и Si , что оказывает влияние на механические свойства сплава. Сплав САВ-1 до достижения флюенса $3 \cdot 10^{22}$ н/см² не подвержен радиационному распуханию.

Сплав САВ-1 до флюенса $3,48 \cdot 10^{22}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) сохраняет прочностные свойства на уровне $\sigma_B > 300$ МПа, $\sigma_{02} > 275$ МПа, а величина удлинения резко снижается до значений 2,5–7% в зависимости от условий облучения.

В интервале температур эксплуатации ~ 60–700 °С значения длительной прочности сплава САВ-1 для периода эксплуатации $3,5 \cdot 10^5$ часов как в облучен-

ном, так и в необлученном состояниях прогнозируются не ниже предела текучести в состоянии поставки.

По экспериментальным и теоретическим данным при температуре эксплуатации до $\sim 60\text{--}700$ °С сплав подвержен низкотемпературной ползучести. При низких напряжениях для алюминия соблюдается степенная связь скорости ползучести и напряжения.

Предложена оценка длительной прочности и длительной пластичности сплава САВ-1 на временной базе $3,5 \cdot 10^5$ часов эксплуатации и флюенсе до $3,48 \cdot 10^{22}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ).

Определение вязкости разрушения сплава САВ-1 с учетом облучения проведено по результатам экспериментальных и расчетных исследований на металле в исходном и после облучения состояниях. До флюенса $3,48 \cdot 10^{22}$ н/см² ($E \geq 0,8$ МэВ) сплав САВ-1 имеет вязкость разрушения не ниже $KC=28$ МПа $\cdot\sqrt{м}$.

Длительный опыт эксплуатации сплава САВ-1 в качестве основного материала элементов конструкций ИЯР показал, что в условиях эксплуатации в среде теплоносителя при условиях обеспечения соответствия водно-химического режима контура реактора требованиям ОСТ 95.10134-91 коррозионные повреждения по механизму МКК и КР в сплаве САВ-1 не реализуются.

На базе имеющихся результатов исследования характеристик радиационной прочности, пластичности и трещиностойкости сплава САВ-1 может быть подтвержден с позиций материала радиационный ресурс ключевых элементов ИЯР.

PREDICTION OF THE SAV-1 ALLOY PROPERTIES UNDER NEUTRON IRRADIATION CONDITIONS TO JUSTIFY RADIATION LIFE TIME OF THE RESEARCH NUCLEAR REACTOR

O.V. Golubeva¹, V.A. Petrov¹, E.A. Ivanenko¹, A.M. Morozov¹,
S.R. Fridman², B.S. Rodchenkov³, A.V. Vasiliev⁴

¹NRC «Kurchatov Institute» — CRISM "Prometey", Saint-Petersburg, Russia

²NRC «Kurchatov Institute» — PNPI», Gatchina, Russia

³JSC «NIKIET», Moscow, Russia

⁴JSC «RIPC», Obninsk, Russia

The main structural material of the bearing elements and the core of the research nuclear reactor (RNR) is aluminum alloy of SAV-1 grade. Its wide application is caused by its nuclear-physical properties, low capture cross-section, irradiation-induced swelling resistance, as well as with a sufficiently good level of tensile and creep-rupture properties under the operation.

The SAV-1 alloy during operation is exposed to a radiation embrittlement, thermal aging, long-term static damages and creep.

To justify radiation life time of the RNR main elements made of the SAV-1 alloy when sum neutron fluence reaches $8,58 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E \geq 0.8$ MeV) (for WWR-C) the analysis of the data from literature sources on the mechanical properties, microstructure and corrosion resistance of the SAV-1 alloy was made. Also the data were analyzed

on material investigations of the SAV-1 alloy specimens irradiated in WWR-M reactor (fluence $4,45 \cdot 10^{21}$ n/cm², $E \geq 0.8$ MeV) and SM-3 reactor (fluence $3,48 \cdot 10^{22}$ n/cm², $E \geq 0.8$ MeV).

Under investigations one have found that changing of mechanical properties of the SAV-1 alloy during long-term operation at a temperature of 60–70°C with fluence above 10^{21} n/cm² ($E \geq 0.8$ MeV) is due to combined influence of thermal aging and radiation damage.

Radiation damages of the SAV-1 alloy are caused by both the fast-neutron irradiation ($E \geq 0.8$ MeV) and thermal-neutron irradiation ($E \geq 0.414$ MeV). The fast-neutron irradiation stimulates nucleation and increase of concentration of radiation point defects and dislocations. Nuclear reaction of the thermal neutrons capture by aluminum results in accumulating of excess silicon. Its presence leads to concentration increasing of segregations of Mg₂Si and Si affecting the mechanical properties of the SAV-1 alloy. The SAV-1 alloy is not subject to radiation swelling up to fluence of $3 \cdot 10^{22}$ n/cm².

Strength properties of the SAV-1 alloy for fluence up to $3,48 \cdot 10^{22}$ n/cm² ($E \geq 0.8$ MeV) remain on level of about 300 MPa for ultimate stress and of about 275 MPa for yield stress while an elongation dramatically decreases up to 2.5–7% depending on irradiation conditions.

Creep rupture strength of the SAV-1 alloy in irradiated and unirradiated conditions for the operating temperature range of 60–70°C and the operating period of $3,5 \cdot 10^5$ hours is predicted to be not lower than the yield stress in as-received condition.

According to experimental and theoretical data the SAV-1 alloy at operating temperatures of 60–70°C is subject to low-temperature creep. There is a power law dependence of creep strain rate on stresses for aluminum at low stresses.

Estimations of creep rupture properties are proposed for of the SAV-1 alloy for $3.5 \cdot 10^5$ hours of operating and fluence up to $3.48 \cdot 10^{22}$ n/cm² ($E \geq 0.8$ MeV).

Fracture toughness K_{Ic} of the SAV-1 alloy in initial and irradiated conditions is experimentally estimated. K_{Ic} is not less then 28 MPa√m for fluence up to $3.48 \cdot 10^{22}$ n/cm² ($E \geq 0.8$ MeV).

Experience of long-term using of the SAV-1 alloy as the main material of the RNR elements demonstrates that its corrosion damages with IASCC mechanism are not realized when water-chemical regime of the reactor circuit corresponds to requirements of OST 95.10134-91.

Results obtained on the radiation strength, plasticity and fracture toughness of the SAV-1 alloy allow one to confirm a radiation life time of the RNR main elements from a position of material.

ВКЛАД РАСПУХАНИЯ И РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЩУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ РЕАКТОРА БН-600, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ МАРКИ ЧС68-ИД ПО МОДЕРНИЗИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

П.И. Гринь, В.С. Неустроев, А.В. Строжук

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Формоизменение оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах связано с двумя известными радиационными явлениями — радиационным распуханием и радиационной ползучестью. В зависимости от параметров эксплуатации твэлов — температуры облучения и повреждающей дозы, а также напряжений, создаваемых давлением газообразных продуктов деления (ГПД), вышедших из топлива под оболочку твэлов, меняются доли распухания и ползучести в общей деформации оболочек твэлов, изготовленных в ПАО «МСЗ» с использованием разного типа топлива — оксидного и нитридного.

Различие в величине максимального изменения диаметров твэлов с оксидным и нитридным топливом при одинаковых дозно-температурных условиях эксплуатации обусловлены различием напряжений в оболочках твэлов в силу разной кинетики выхода образовавшихся ГПД из разных типов топлива под оболочку (рис. 1). Хорошо видно, что в пределах изменения повреждающих доз от 37 до 72 сна зависимость напряжений в оболочках твэлов с разными типами топлива от повреждающей дозы — возрастающая и линейная.

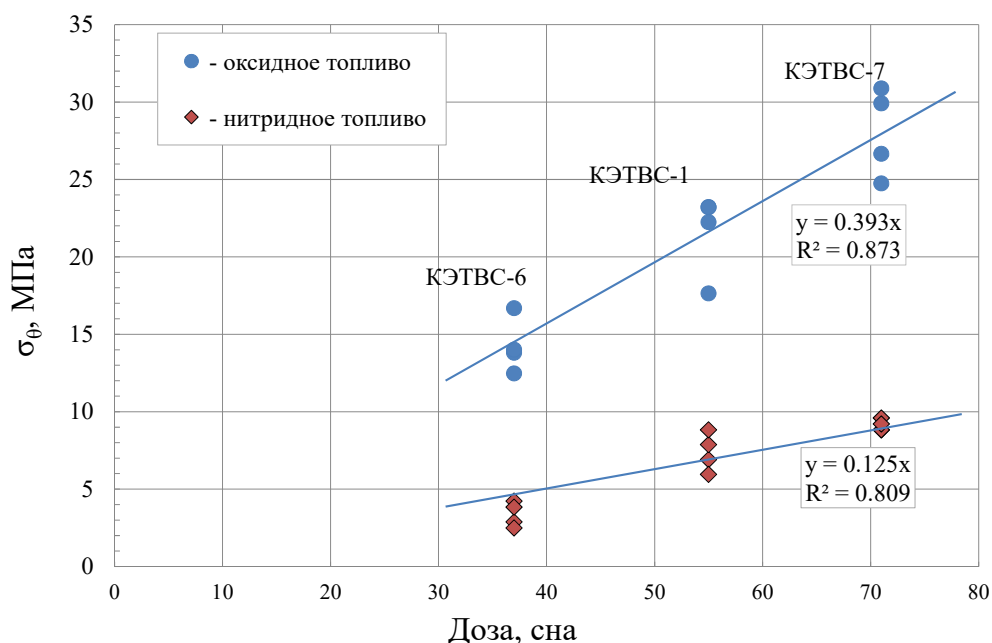


Рис. 1 Зависимость окружного напряжения σ_θ в оболочках твэлов производства ПАО «МСЗ» из стали ЧС68-ИД ХД от повреждающей дозы для различных видов топлива в твэлах: ■ — оксидное; ◆ — нитридное

Подробный анализ влияния напряжений в оболочке твэлов, температуры и повреждающей дозы на изменение диаметра в пределах каждой комбинированной экспериментальной ТВС представлен в работе [1].

Разделение вкладов распухания и радиационной ползучести в изменении диаметра оболочек проводили на основании данных профилометрии и измерения плотности образцов оболочки методом гидростатического взвешивания.

Для твэлов с нитридным топливом доля распухания, определенная по изменению плотности оболочки, отличается от общего изменения диаметра на величину, не превышающую погрешность изменения диаметра, то есть практически все изменение диаметра оболочки определяется ее распуханием. В тоже время в твэлах с оксидным топливом доли распухания и ползучести легко разделить, так как напряжения от ГПД в этих твэлах намного выше, чем в твэлах с нитридным топливом (см. рис. 1).

Известно, что величины деформаций распухания и ползучести зависят от величины напряжений, возникающих в материале оболочки в результате воздействия ГПД топлива, и эти зависимости, как правило, линейные, если напряжение постоянное, как в реакторных экспериментах с газонаполненными образцами [2].

Дозные зависимости деформаций распухания и ползучести были построены для максимального изменения диаметра каждого из исследованных ТВЭлов с различным видом топлива в трех экспериментальных ТВС. Общая деформация ТВЭлов и доли распухания и ползучести для ТВЭлов с оксидным топливом оказались заметно больше, чем для ТВЭлов с нитридным топливом.

В работе были получены эмпирические выражения для описания изменения диаметра по длине ТВЭлов, модуля радиационной ползучести и других коэффициентов, определяющих распухание и скорость радиационной ползучести в зависимости от характера изменения температуры, повреждающей дозы и величины напряжения.

Данные анализа изменения диаметра оболочек ТВЭлов из стали ЧС68-ИД в холоднодеформированном состоянии, изготовленных на ПАО «МСЗ» по усовершенствованной технологии, и облученных в реакторе БН-600 в составе трёх экспериментальных ТВС до различных повреждающих доз (от 37 до 72 сна) с известной зависимостью напряжения, возрастающего с повреждающей дозой, можно использовать для оценки параметров ползучести и распухания исследованной стали.

Список литературы

1. П.И. Гринь, В.С. Неустроев, Ф.Н. Крюков, А.В. Строжук. Интерпретация результатов формоизменения оболочек ТВЭлов модифицированной технологии изготовления из стали ЧС68-ИД / Сборник трудов АО «ГНЦ НИИАР», 2017. Вып.4. С.47–59.
2. Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей / Б.З. Марголин, А.И. Мурашова, В.С. Неустроев // Вопросы материаловедения. – 2011. — №4(68) — С.124–139

CONTRIBUTION OF SWELLING AND IRRADIATION-INDUCED CREEP INTO THE TOTAL DEFORMATION OF BN-600 FUEL PIN CLADDINGS MADE OF STEEL ChS68-ID BY THE ADVANCED TECHNOLOGY

P.I. Grin, V.S. Neustroyev, A.V. Strozhek

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

Deformation of fuel pin claddings is caused by two well-known irradiation phenomena — creep and swelling. Depending on the fuel pin operational parameters, namely irradiation temperature and damage dose, as well as stresses created by fission gas release from fuel to-under the cladding, changes occur in proportions of swelling and creep in the total deformation of claddings manufactured at PJSC «MSZ» and containing different fuels, either oxide or nitride.

The difference in the maximal diameter change of fuel pins with oxide and nitride fuels under the same temperature-dose conditions is caused by different stresses in the

claddings because of different kinetics of fission gas release from different fuels to-under the cladding (Fig.1). It is well seen that in the damage dose range 37–72dpa, the dependence between stress in claddings and damage dose

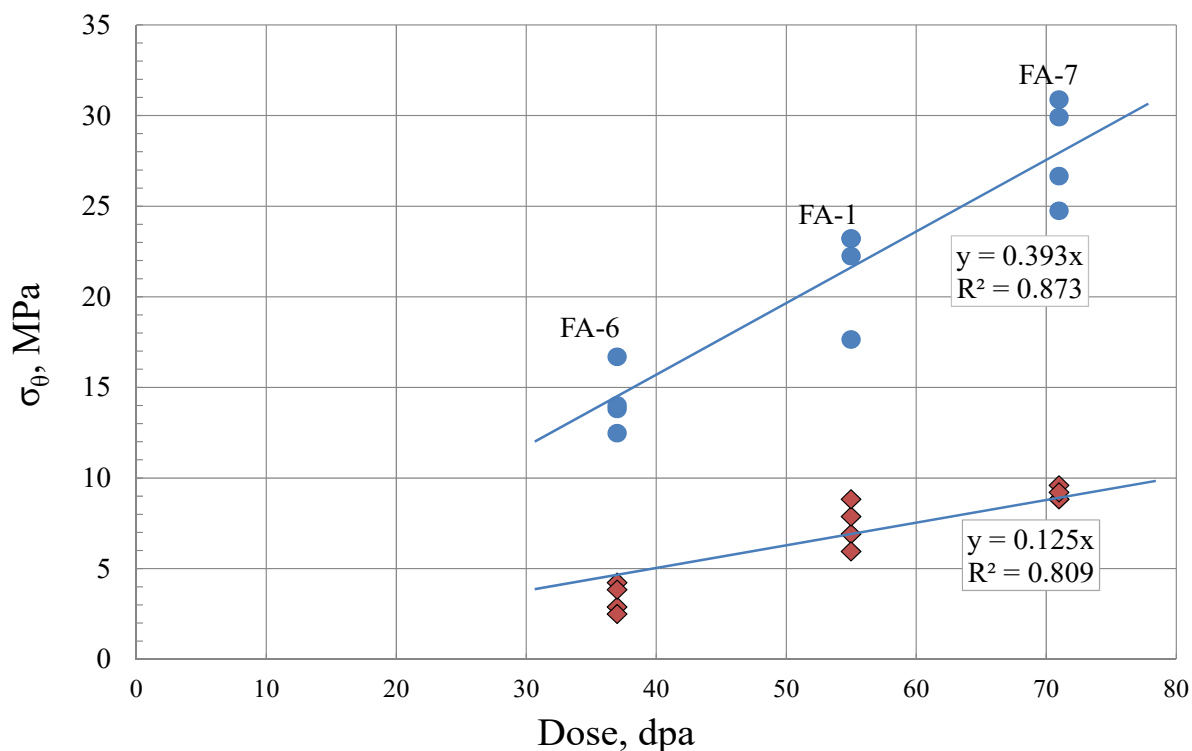


Fig. 1 Dependence between hoop stress σ_{θ} in the claddings made at PJSC «MSZ» from steel ChS68-ID CW and damage dose for different fuels: \blacksquare – oxide; \blacklozenge – nitride

A detailed analysis of effect of cladding stress, temperature and damage dose on the diameter change for every experimental FA is presented in Ref. [1].

The contributions of swelling and creep into the cladding diameter change were distinguished by means of profilometry and cladding density measured by a method of hydrostatic weighing.

As for nitride fuel pins, the swelling proportion determined by a change in the cladding density differs from the total diameter change by a value not exceeding the diameter measurement error, i.e. practically all changes in the cladding diameter are caused by its swelling. At the same time, the proportions of swelling and creep in the oxide fuel pins are easy to distinguish since the stress caused by FGR is much higher as compared to nitride fuel pins (Fig.1).

It is well-known that swelling and creep strain depends on stress appearing in the cladding because of FGR; these dependences are linear, as a rule, if stress is stable as in the reactor experiments with gas-filled samples [2].

Dose dependences of swelling and creep strain were plotted for the maximal diameter change for each fuel pin in three experimental FAs. The total fuel pin deformation and proportions of swelling and creep for oxide fuel pins appeared to be higher as compared to nitride fuel pins.

Empirical expressions were derived to describe the diameter change lengthwise fuel rods, irradiation-induced creep modulus and other coefficients determining swelling and creep rate vs. changes in the temperature, damage dose and stress.

To study the swelling and creep of steel in question, data can be used on the diameter change of ChS68-ID CW claddings manufactured at PJSC «MSZ»

by advanced technology and irradiated in the BN-600 reactor in three experimental FAs up to different damage doses (from 37 to 72dpa), the known stress dependence becoming higher as the damage dose rises.

References

1. P.I. Grin, V.S. Neustroyev, F.N. Kryukov, A.V. Strozhuik. Interpretation of deformation of claddings made of steel ChS68-ID by advanced technology. Proc. JSC «SSC RIAR», 2017, — #4. P.47–59.
2. Effect of stress on irradiation-induced swelling of austenitic steels. B.Z. Margolin, A.I. Murashova, V.S. Neustroyev//Materials Testing Issues. — 2011. — #4(68) — P.124–139.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИК КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ БАЗЫ ДАННЫХ ПО ПОСЛЕРЕАКТОРНЫМ СВОЙСТВАМ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.Ю. Шевяков¹, А.Ю. Гусев¹, С.А. Бекренев¹, В.А. Маркелов¹,
В.В. Новиков¹, Ю.Д. Гончаренко², С.Г. Еремин², Е.В. Чертопьятов²

¹АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия

²АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Определение вне реакторных и реакторных свойств циркониевых сплавов необходимо проводить либо в соответствии с требованиями стандартов ASTM, либо по аналогии с широко используемыми в мировой практике методиками испытаний.

Для послереакторных механических испытаний обычно применяют образцы уменьшенных размеров по сравнению с требованиями стандартов ASTM. Однако процедура проведения испытаний, требования к контролю температуры, нагружению, скорости деформирования при испытаниях в большинстве случаев соответствуют стандартам ASTM. Многие методики динамично развиваются как с точки зрения формы образцов, так и по методам обсчета полученных результатов. Появление новых малогабаритных механических станков позволило зарубежным исследовательским центрам изготавливать образцы сложной формы в горячих камерах при любых толщинах оксида на поверхности облученных изделий.

В связи с этим, специалистами АО «ВНИИНМ» и АО «ГНЦ НИИАР» проведена разработка и метрологическая аттестация методик кратковременных механических испытаний на растяжение образцов из циркониевых сплавов во вне реакторных и послереакторных условиях.

В рамках проделанной работы аттестованы следующие методики:

- методика измерения кратковременных механических свойств кольцевых образцов с выделенной рабочей частью из циркониевых сплавов при испытаниях в поперечном направлении;
- методика измерения кратковременных механических свойств кольцевых образцов из циркониевых сплавов при испытаниях в поперечном направлении;

- методика измерения кратковременных механических свойств кольцевых образцов с выделенной рабочей частью из сплавов циркония при испытаниях в поперечном направлении с исключением изгибных напряжений;
- методика измерения кратковременных механических свойств образцов с выделенной рабочей частью из сплавов циркония при испытаниях в продольном направлении.

Получаемые в настоящее время результаты проведения кратковременных механических испытаний на растяжение в поперечном и продольном направлениях образцов из циркониевых сплавов, соответствуют требованиям стандартов ASTM и практикам ведущих мировых научных центров и могут быть использованы при лицензировании топлива отечественного дизайна в надзорных органах зарубежных Заказчиков и обоснования его конкурентоспособности на международном рынке.

TUBULAR SAMPLES SHORT-TERM MECHANICAL TENSILE TESTS METHODS IMPROVING TO CREATE A DATABASE ON POST-IRRADIATION PROPERTIES OF ZIRCONIUM ALLOYS

A.Yu. Shevyakov¹, A.Yu. Gusev¹, S.A. Bekrenev¹, V.A. Markelov¹,
V.V. Novikov¹, Yu.D. Goncharenko², S.G. Eremin², E.V. Chertopyatov²

¹JSC «VNIINM», Moscow, Russia
²JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

The determination of the non-reactor and reactor properties of zirconium alloys must be carried out either in accordance with the requirements of ASTM standards or by analogy with widely used test methods in world practice.

Samples of reduced dimensions compared with ASTM standards requirements are usually used in post-reactor mechanical tests. However, the test procedure, temperature, loading and strain rate control requirements during testing satisfy ASTM standards in most cases. Many techniques are developing dynamically both in terms of samples shape and calculating methods for the results obtained. New small-sized mechanical machines have allowed foreign research centers producing complex shape samples in hot cells for any oxide thickness on irradiated material surface.

In this regard, SC «VNIINM» specialists have conducted the development and metrological certification of methods for short-term mechanical tensile tests of zirconium alloys samples in non-reactor and post-reactor conditions.

As part of the work done, the following methods were certified:

- short-term mechanical properties of zirconium alloys ring specimens with dedicated working part in transverse direction tests measuring method;
- short-term mechanical properties of zirconium alloys ring specimens in transverse direction tests measuring method;
- short-term mechanical properties of zirconium alloys ring specimens with dedicated working part in transverse direction tests with the exception of bending stresses measuring method;

- short-term mechanical properties of zirconium alloys samples with dedicated working part in the longitudinal direction tests measuring method.

The currently obtained results of short-term mechanical tensile tests in the transverse and longitudinal directions of zirconium alloys samples satisfy ASTM standards requirements and leading international research centers practices and can be used in domestic design fuel licensing to foreign customers supervisors and justifying its competitiveness on international market.

ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОГЕНЕРАТОРА РЕАКТОРНОЙ УСТАНОВКИ БОР-60

С.А. Андреев, Ю.В. Иванович, Е.М. Табакин, Т.М. Буланова,
О.Ю. Макаров, Ю.М. Крашенинников

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В 2016–2017 годах проводились работы по оценке состояния конструктивных элементов обратного парогенератора ОПГ-1 реакторной установки БОР-60 с целью продления срока его эксплуатации. В рамках этих мероприятий исследовалось состояние металла парогенератора после эксплуатации в течении 182 тысяч часов. Известно, что наиболее повреждаемыми узлами элементов такого оборудования являются сварные соединения. Это связано с влиянием условий эксплуатации, наличием остаточных напряжений, химической и структурной неоднородностью сварных швов, микродефектов технологического характера. Состояние сварных соединений является одним из важных факторов, влияющих на работоспособность всего изделия.

Цель работы — оценка состояния сварных соединений парогенератора путём проведения исследований неразрушающими и разрушающими методами контроля.

Парогенератор состоит из восьми нерегулируемых секций, соединенных коллекторами по натрию, воде и пару, одну из которых демонтировали для проведения исследований. Секция объединяет три модуля: экономайзерный ($\Phi 7$ – $\Phi 5$), испарительный ($\Phi 5$ – $\Phi 3$) и пароперегревательный ($\Phi 3$ – $\Phi 1$), рис.1. Каждый модуль состоит из пучка теплообменных трубок заключенных в корпус $\text{Ø}25,0 \times 3,0$ мм, заключенных в корпус $\text{Ø}194,0 \times 16,0$ мм. Элементы корпуса изготовлены из стали чехословацкого производства марки 1,6770 — аналог стали 10X2M и марки 15128,5 — аналог стали 12X1MФ. При выполнении сварных соединений на стадии изготовления парогенератора применялась ручная дуговая сварка покрытыми электродами и ручная аргодуговая сварка неплавящимся электродом.

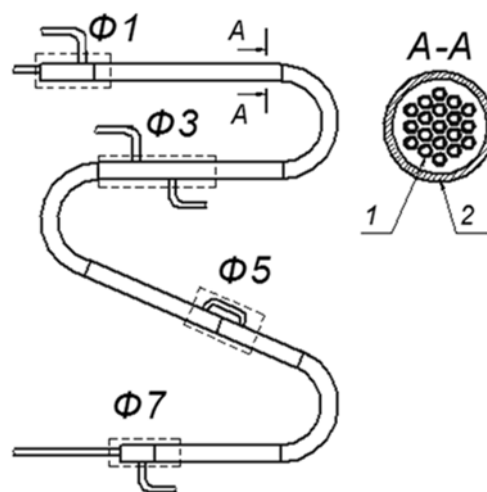


Рисунок 1. Схема парогенератора ОПГ-1 РУ БОР-60. 1 — теплообменные трубки, 2 — корпус

Условия эксплуатации участков

Участок	Условия эксплуатации
Ф1	Перегретый пар $T=405-420$ °С, натрий $T=425-452$ °С
Ф3	Влажный пар $T=297-305$ °С, натрий $T=360-375$ °С
Ф5	Вода $T=284-289$ °С, натрий $T=287-299$ °С
Ф7	Вода $T=158-178$ °С, натрий $T=270-283$ °С

Образцы сварных соединений для исследований выбирались исходя из условий их эксплуатации и конструктивных особенностей. Из неразрушающих методов контроля при проведении исследований применялись визуальный, измерительный, капиллярный, рентгенографический контроль. В качестве разрушающих методов контроля использовались металлографические, фрактографические исследования и механические испытания. Критериями оценки качества сварных соединений являлись требования конструкторской документации и ПНАЭ Г-7-010-89 «Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля».

По результатам проведенных исследований выявлены отклонения качества сварных соединений, преимущественно в монтажных швах (включения, поры, подрезы). Опыт эксплуатации показал, что их наличие не привело к нарушению работоспособности парогенератора. По результатам металлографических исследований установлено, что сварные швы имеют ферритно-перлитную структуру дендритного строения, характерную для сталей этого класса, рис. 2. Микротвёрдость сварного шва и зоны термического влияния в большинстве случаев превышала не более чем на 30% микротвёрдость основного металла, что считается допустимым.



Рисунок 2. Макроструктура сварного соединения корпуса ОПГ-1.

В Отделении реакторного материаловедения АО «ГНЦ НИИАР» были проведены испытания по определению кратковременных механических свойств сварных соединений. Полученные значения предела прочности, предела текучести, относительного удлинения близки к паспортным данным.

По результатам проведенных исследований установлено, что состояние заводских сварных соединений парогенератора ОПГ-1 реакторной установки БОР-60 после 182 тысяч часов эксплуатации в целом удовлетворяет требованиям нормативных документов. Наличие дефектов в монтажных сварных швах, как показывает опыт эксплуатации, не привел к нарушению работоспособности парогенератора.

POST-IRRADIATION EXAMINATIONS OF WELDED JOINTS FOR STEAM GENERATOR IN OPERATION IN THE BOR-60 REACTOR

S.A. Andreyev, Yu.V. Ivanovich, E.M. Tabakin, T.M. Bulanova,
O.Yu. Makarov, Yu.M. Krashenninikov

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

In 2016 and 2017 RIAR undertook an evaluation study to reveal the technical status of the OPG-1 inverted steam generator components that has been under operation in the BOR-60 reactor to extend its operational lifetime. This program provided for post-irradiation examinations of the OPG-1 metal components after operation for 182 thousands of hours. It is a fact that welded joints of steam generators proved to be prone to damage to the highest extent compared to their other components. This happens because of their operating conditions, presence of residual stresses, chemical inhomogeneity and structure heterogeneity as well as microflaws. The operating condition of welded joints is one of the most important factors affecting operational performance of the equipment.

The purpose of the work was to evaluate the material condition of welded joints for the aforesaid steam generator with the use of non-destructive and destructive methods.

The steam generator is comprised of eight branches parallel connected to sodium, water and steam chambers and one of these branches was dismantled for examination. This branch incorporates three modules i.e. economiser ($\Phi 7$ – $\Phi 5$), evaporator ($\Phi 5$ – $\Phi 3$) and superheater modules ($\Phi 3$ – $\Phi 1$) which are schematically represented in Fig.1. Each module consists of a bundle of heat exchanging tubes of size $\text{Ø}25.0 \times 3.0$ mm which are enclosed in the shell $\text{Ø}194.0 \times 16.0$ mm in size. The steam generator components were made from Czech steels of grade 1.6770 (steel analogue is 10X2M) and of grade 15128.5 (steel analogue is 12X1M Φ). When the steam generator was being manufactured, its welding joints were made by manual metal arc welding process that used a consumable electrode covered with a flux to lay the weld and by non-consumable electrode arc welding in manual mode.

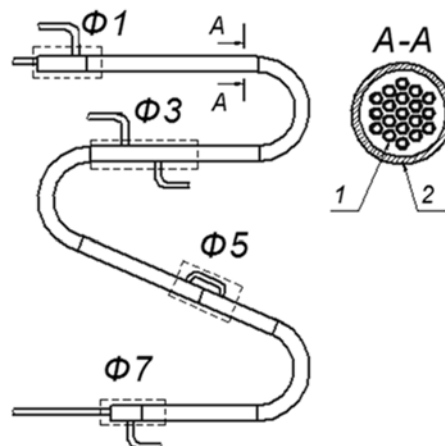


Figure 1. Schematic representation of steam generator OPG-1 in operation in the BOR-60 reactor. 1 — heat exchanging tubes, 2 — steam generator shell.

Table 1

Operating conditions of the modules

Module	Operating conditions
$\Phi 1$	Superheated steam $T=405\text{--}420$ °C, sodium $T=425\text{--}452$ °C
$\Phi 3$	Moist steam $T=297\text{--}305$ °C, sodium $T=360\text{--}375$ °C
$\Phi 5$	Water $T=284\text{--}289$ °C, sodium $T=287\text{--}299$ °C
$\Phi 7$	Water $T=158\text{--}178$ °C, sodium $T=270\text{--}283$ °C

Welded joint test specimens were chosen for post-irradiation examinations based on the operating conditions and design features. The following non-destructive examinations were carried out: visual examination, dimensional check, liquid penetrant testing, and X-ray examination. As to destructive examinations, they were as follows: metallographic examination, fractographic investigation and testing of mechanical properties. Quality assessment criteria were the requirements stated in design engineering drawings and documents as well as Rules and Regulations for Nuclear Power Engineering PNAE G-7-010-89 «Equipment and pipelines of nuclear power units. Welding and alloying joints. Rules of control».

As evidenced by the examinations, there were quality relevant deviations in welded joints and they were mainly revealed in site welds (inclusions, pores, and undercut welding). The operating experience has showed that these defects did not lead to functional failure of the steam generator. According to metallographic examinations of welded joints, they have ferritic-pearlitic structure of dendritic type that is typical for this grade of steels (see Fig. 2). For the most part, microhardness of the welded joint and heat-affected zone was higher than the microhardness of the base metal by 30% at the most and is considered permissible.



Figure 2. Welded joint macrostructure for the OPG-1 shell.

Welded joints were subjected to testing short-time mechanical properties in the Materials Testing Complex at JSC «SSC RIAR». As evidenced by these tests, ultimate strength, yield stress and percent elongation did not differ much from the rated data.

According to the results of examinations, the site welded joints of the OPG-1 steam generator that has been under operation in the BOR-60 reactor meet the requirements of regulatory documents on the whole after operation for 182 thousands of hours. The presence of defects in site welds has not led to functional failure of steam generator.

STUDY ON THE BEHAVIOR OF DELAYED HYDRIDE CRACKING AND MICROSTRUCTURE OF Zr-2.5Nb PRESSURE TUBE MATERIAL

W. Bian, L. Guo

CIAE, Beijing, China

Zr-2.5Nb alloy with hydrogen content $60\mu\text{g/g}$ was produced by electrolytical hydrogenation. During the experiments, the DHC crack growth was monitored by

the force fluctuation. The crack propagation rate (DHCR) and the threshold stress intensity factor (K_{IH}) were calculated later. The microstructure of the Zr-2.5Nb alloy was investigated by using X-ray diffraction (XRD), optical microscope (OM), transmission electron microscopy (TEM). Fractography was performed on delayed hydride cracking (DHC) fracture surfaces using scanning electron microscopy (SEM). The results have shown that when the test temperature is 250 °C, the range of DHCR and K_{IH} is $5.15\sim 15.14\times 10^{-8}$ m/s and $16.55\sim 18.49\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectively. When the test temperature is 200 °C, the range of DHCR and K_{IH} is $2.11\sim 2.36\times 10^{-8}$ m/s and $26.22\sim 30.89\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectively. As the temperature decreases, the DHCR decreases while the value of K_{IH} increases. When the preset crack direction is vertical to the rolling direction, the DHC phenomenon has not been observed. The microstructure has shown that the matrix of the Zr-2.5Nb alloy is a close-packed hexagonal structure, the grain size is larger (more than 5 μm) away from crack-tip, but smaller (approximately 1 μm) near tip of crack. The hydride with stripy feature is $\delta\text{-ZrH}_{1.66}$ of face-centered cubic structure; it distributes parallel to the rolling direction. The second phase Nb particles, which have the body centered cubic, varying from 50 nm to 500 nm in size, are roundly shaped, appear quite homogeneously distributed in the inner region of the grains, but they were clustered on grain boundaries. When the preset crack direction is parallel to the rolling direction and the test temperature is 250 °C, DHC fracture growth process is an intermittent process. Each step of crack propagation results in crack extension by a distance approximately the length of the hydride, the length of the hydride is about 20 μm .

THE FUEL-CLADDING CHEMICAL INTERACTION TEST BETWEEN LANTHANIDE CONTAINING U-Zr METALLIC FUEL AND HT9

I.-S. Han, J.-S. Kim, J.-S. Cheon

KAERI, Daejeon, Korea

The fuel-cladding chemical interaction (FCCI) between U-Zr metallic fuel and stainless steel cladding is one of the critical factors controlling the fuel lifetime of the sodium-cooled fast reactor. FCCI results in the reduction of cladding wall thickness, and deteriorates the integrity of the fuel rod. This interaction between the fuel slug and cladding occurs during normal operation as well as transient conditions. The diffusion of Fe into U-Zr causes reaction layer formation in fuel and a group of lanthanides (La, Ce, Nd, Pr) which is produced from fission and migrates down the temperature gradient next to the cladding inner surface. Furthermore eutectic temperature of lanthanide and Fe is much lower than that of the U-Fe system, and thus lanthanides could increase these FCCI reaction significantly. In this study high-temperature heating tests were performed for lanthanide containing U-10Zr metallic fuel with HT9 cladding in order to extend the understanding the FCCI behavior.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАДИАЦИОННОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СБОРОК АКТИВНОЙ ЗОНЫ БЫСТРЫХ НАТРИЕВЫХ РЕАКТОРОВ И ЕЁ РЕАЛИЗАЦИЯ В СОВРЕМЕННОМ РАСЧЁТНОМ КОДЕ

О.Ю. Виленский, А.В. Рябцов

АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия

Проблема обоснования глубокого выгорания топлива в реакторах на быстрых нейтронах связана с обеспечением работоспособности тепловыделяющих элементов и тепловыделяющих сборок при высоких повреждающих дозах.

В процессе облучения наряду с изменением основных механических свойств конструкционных материалов, появляются такие негативные эффекты, как радиационное распухание и радиационная ползучесть материала.

Для современных расчетных программ, основанных на методе конечных элементов, учет радиационного распухания и радиационной ползучести конструкционных материалов при высоких выгораниях топлива требует создания специальных моделей, хорошо согласующихся с экспериментальными данными поведения реакторных сталей.

В докладе представлены дозно-температурные зависимости скорости радиационного распухания и модуля радиационной ползучести чехловой стали ЭП-450, используемой для изготовленияборок активной зоны реакторов БН-600, БН-800 и проектируемого коммерческого реактора, которые были полученные по данным послереакторного обмераборок и образцов. На их основе создана и внедрена в исходный код расчетной программы математическая модель радиационного формоизменения чехловой стали ЭП-450, включающая модели процессов радиационного распухания и радиационной ползучести материалов.

Верификация предложенных моделей оценки радиационного формоизмененияборок активной зоны проводилась с использованием тестовых примеров, имеющих простое аналитическое решение, и на основании данных послереакторных обмеровборок экспериментальных ТВС, которые в различное время эксплуатировались в активной зоне реактора БН-600.

Расчетная программа с полученной математической моделью радиационного формоизменения чехловой стали ЭП-450 используется для обоснования работоспособностиборок активной зоны реакторов на быстрых нейтронах в течение назначенного срока эксплуатации.

A MATHEMATICAL MODEL OF RADIATION SHAPE CHANGING OF CORE ASSEMBLIES OF FAST SODIUM-COOLED REACTORS AND ITS IMPLEMENTATION IN A CURRENT ANALYTICAL CODE

O.Yu. Vilensky, A.V. Ryabtsov

JSC «Afrikantov OKBM», Nizhny Novgorod, Russia

The problem of justification of high fuel burnup in fast reactors is associated with provision of operability of fuel elements and fuel assemblies at high damaging doses.

In the process of irradiation, alongside with changes of mechanical properties of structural materials, such negative effects as irradiation swelling and irradiation creep of material take place.

Consideration of irradiation swelling and irradiation creep of structural materials at high burnup values in current analytical programs based on the final-element method requires developing special models which are in a good agreement with experimental data of behavior of reactor steels.

The paper presents dose-temperature dependencies of irradiation swelling rates and irradiation creep modulus of wrapper tube steel EP-450, used to manufacture cores of BN-600, BN-800 reactors and designed commercial reactor, which were obtained by results of post-irradiation measurements of assemblies and specimens. A mathematical model of radiation shape changing of wrapper tube steel EP-450 including models of material irradiation swelling and irradiation creep was developed and implemented in the initial code of the analytical program.

The proposed models of estimation of radiation shape changing of core assemblies were verified using test examples having simple analytical solutions and on the basis of data of post-irradiation measurements of experimental fuel assemblies, which had been operated in BN-600 reactor core in different times.

The analytical program with the obtained mathematical model of radiation shape changing of wrapper tube steel EP-450 is used to justify operability of core assemblies of fast reactors for the prescribed operation life.

ПОВЕДЕНИЕ ТВЭЛОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 В УСЛОВИЯХ, МОДЕЛИРУЮЩИХ СУХОЕ ХРАНЕНИЕ

П.А. Ильин, Е.А. Звир, П.И. Гринь

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Создание надёжной системы долговременного контролируемого хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) является одним из основных стратегических направлений концепции обращения с ОЯТ Госкорпорации «Росатом». Для создания такой системы необходимо обосновать безопасность сухого хранения ОЯТ на протяжении 50–100 лет. Это требует проведения исследований, связанных с определением допустимых температурных режимов сухого хранения ОЯТ.

В АО «ГНЦ НИИАР» с 2013 по 2015 годы проводились термические испытания 12-ти полномасштабных твэлов ВВЭР-1000 с целью получения экспериментальных данных по их формоизменению при моделировании различных режимов сухого хранения. Испытывались твэлы с различным конструктивным исполнением как базовой конструкции, так и модернизированные с увеличенной загрузкой урана, отработавшие до различных выгораний топлива: 8 твэлов базовой конструкции (выгорание 19–72 МВт·сут/кгU), 2 твэла с увеличенной загрузкой урана (выгорание 67 МВт·сут/кгU) и 2 твэла с увеличенной загрузкой урана и утоненной оболочкой (выгорание 44 МВт·сут/кгU).

Испытания твэлов, разделенных на две идентичные группы, проводились в двух электрообогреваемых модулях ЭМ-СТ и ЭМ-ТЦ в среде гелия при температуре 380 °С. Модуль ЭМ-СТ работал в стационарном режиме, модуль ЭМ-ТЦ — в смешанном режиме (термоциклирование + стационар). Общее время выдержки твэлов при температуре 380 °С в стационарном режиме составило 468 суток, в смешанном режиме (термоциклирование + стационар) — 427 суток. В процессе испытаний проводилась выгрузка твэлов из электрообогреваемых модулей для измерения длины и диаметра.

В докладе приведены основные характеристики испытанных твэлов, режимы испытаний и экспериментальные данные по изменению осевой и окружной деформации их оболочек.

Все твэлы в процессе испытаний оставались герметичными. Вихретоковая дефектоскопия оболочек не зафиксировала сигналов, свидетельствующих об образовании на них каких-либо дефектов.

В результате термических испытаний было установлено, что и в режиме термоциклирования, и в стационарном режиме длина и диаметр твэлов увеличиваются.

Изменение окружной деформации оболочки на различных участках твэлов протекает с разной скоростью, у всех твэлов максимальная окружная деформация оболочки наблюдается на участке газосборника. Существенного влияния термоциклирования на изменение окружной деформации оболочек твэлов не выявлено.

Значимое удлинение и влияние термоциклирования на осевую деформацию было зарегистрировано в твэлах базовой конструкции, отработавших до малого выгорания топлива.

BEHAVIOR OF VVER-1000 FUEL RODS UNDER SIMULATED DRY STORAGE CONDITIONS

P.A. Ilyin, E.A. Zvir, P.I. Grin

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

One of the key strategic trends in spent nuclear fuel (SNF) management at ROSATOM is to establish a robust system for long-term controlled storage of the SNF. For this purpose, it is necessary to justify safety of the SNF dry storage for 50–100 years. This requires examinations to obtain the admissible temperature conditions.

In the period between 2013 and 2015 thermal tests were performed at RIAR with the use of 12 full-size VVER-1000 fuel rods in order to generate experimental data on deformation under different simulated dry storage conditions. Various fuel rods were tested both of basic design and modernized ones with higher uranium mass. The fuel rods achieved different burnup levels: 8 fuel rods of basic design were irradiated to a burnup of 19-72 MWd/kgU, 2 fuel rods with higher uranium mass achieved a burnup of 67 MWd/kgU and 2 fuel rods with higher uranium mass and thinned cladding achieved a burnup of 44 MWd/kgU.

Two identical groups of the fuel rods were tested in two electrically-heated modules EM-ST and EM-TTs in helium environment at 380 °C. The EM-ST module operated under steady-state conditions, and the EM-TTs module — under combined conditions (thermocycling + steady state). The total holding time for the fuel rods at 380 °C under steady-state conditions was 468 days, and as for the combined conditions (thermocycling + steady state) this time totaled to 427 days. During testing the fuel rods were discharged from the modules to measure their length and diameter.

The paper presents the main characteristics of the fuel rods, test conditions and experimental data on changes in the axial and hoop strain of the claddings.

All fuel rods during testing remained intact. The eddy-current testing of the claddings revealed no evidences of any defects.

As a result of thermal testing, it was found that under thermocycling conditions as well as under steady-state conditions both diameter and length of the fuel rods increased.

The hoop strain of the cladding in various fuel rod regions changed at different rates. All fuel rods had the maximum hoop strain in the gas plenum region. There was no considerable effect of thermocycling on changes in the cladding hoop strain.

Significant lengthening and effect of thermocycling on the axial strain were observed in the fuel rods of basic design that achieved a low burnup level.

РАЗРАБОТКА МЕТОДА МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ВНУТРЕННИМ ДАВЛЕНИЕМ ПЛАСТИЧНОГО ЗАПОЛНИТЕЛЯ

С.Г. Еремин, Д.В. Харьков, Д.А. Глушков

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В 2018 году в рамках реализации проекта «Прорыв» в части обоснования работоспособности твэлов со смешанным нитридным уран-плутониевым топливом в АО «ГНЦ НИИАР» был разработан и внедрен метод испытаний облученных трубчатых образцов внутренним давлением твердого пластичного заполнителя. Необходимость разработки данного метода была обусловлена тем, что традиционно используемый метод испытаний кольцевых образцов на одноосное растяжение имеет ограничения в случае низкой пластичности материала. Так, при испытании оболочек твэлов после облучения этим методом можно получить существенно заниженные значения характеристик прочности и пластичности. В связи с этим необходима разработка альтернативных методов испытаний, имитирующих напряженно-деформированное состояние оболочек при их эксплуатации и позволяющих получить более адекватную оценку механических свойств материала оболочек твэлов.

Суть разработанного метода испытаний заключается в следующем. Внутрь образца оболочки помещается пластичный наполнитель цилиндрической формы, который посредством создания сжимающего усилия тягами механической машины через два пуансона нагружается и деформируется, при этом создается давление на внутренней поверхности образца.

Для проведения испытаний было разработано специальное приспособление, которое включает в себя верхний и нижний пуансоны, наполнитель цилиндрической формы, помещаемый в трубчатый образец, и центрирующее устройство, обеспечивающее соосность пуансонов и образца в ходе тестов. В процессе испытаний измеряли увеличение диаметра (в сечении максимального диаметра) образца при помощи емкостного высокотемпературного экстензометра, конструктивно адаптированного для данного вида тестов.

Образцы для испытаний были изготовлены из оболочки отработавшего твэла экспериментальной сборки ЭТВС-5, прошедшей облучение в активной зоне реактора БН-600 в течение четырёх микрокампаний до максимального выгорания 3,8 % т.а. Материал оболочки — сталь марки ЭП823-Ш. Максимальная повреждающая доза, набранная материалом оболочки, составляла около 44 сна.

Трубчатые образцы, представлявшие собой фрагменты оболочек с плоскопараллельными торцами длиной 20 мм, вырезали из различных участков (верхней, центральной и нижней частей на уровне топливного сердечника и района газосборника) по высоте твэла. Из тех же участков вырезали кольцевые и продольные сегментные образцы для сравнительных испытаний на одноосное растяжение. Испытания трубчатых, сегментных и кольцевых образцов проводили при значениях температуры, соответствующих расчётным эксплуатационным значениям для данного твэла на координатах вырезки образцов, а также при комнатной температуре.

По результатам обработки данных, полученных с механической машины и экстензометра, рассчитывали диаграммы «тангенциальное напряжение-деформация оболочки», по которым определяли следующие механические характеристики материала: тангенциальное напряжение в оболочке при относительной деформации 0,2 % (аналог предела текучести), максимальное тангенциальное напряжение в оболочке (аналог предела прочности), относительную деформацию оболочки при максимальном тангенциальном напряжении (аналог равномерного относительного удлинения) и общую относительную деформацию оболочки при разрушении (аналог общего относительного удлинения).

Сравнение результатов, полученных испытанием разного вида образцов, показало, что эффект радиационного охрупчивания характерен в наибольшей степени для оболочки в нижней зоне топливного столба, а также в верхней зоне газосборника, где материал оболочки подвергался нейтронному облучению при низкой температуре. Механические испытания кольцевых образцов при одноосном поперечном растяжении, как наиболее консервативный вид испытания, не выявили наличия пластичности оболочки в нижней части топливного столба при комнатной температуре и при 390 °С. Результаты механических испытаний на растяжение продольных сегментных образцов с выделенной рабочей частью свидетельствуют о наличии запаса пластичности материала в этой области оболочки твэла. Испытания трубчатых образцов внутренним давлением пластичного заполнителя показали ещё более высокие значения пластичности.

Результаты проведённых сравнительных испытаний показали, что разработанный метод испытаний трубчатых образцов по сравнению с методом испытаний кольцевых образцов даёт более адекватную оценку пластических характеристик материала оболочек в случае их низкой остаточной пластичности и может применяться как альтернативный метод определения механических характеристик охрупченных оболочек отработавших твэлов.

ELABORATION OF METHOD FOR TESTING MECHANICAL PROPERTIES OF TUBULAR SPECIMENS UNDER INTERNAL PRESSURE OF PLASTIC FILLER

S.G. Eremin, D.V. Khar'kov, D.A. Glushkov

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

In 2018 JSC «SSC RIAR» elaborated and adopted a test method intended for testing mechanical properties of irradiated tubular specimens under internal pressure of plastic solid filler. This research and development was done within the framework of Proryv or Breakthrough Project which is aimed at demonstrating operational performance of mixed nitride uranium-plutonium fuel. The need for development was stemmed from the fact that the commonly used uniaxial tensile test method as to ring specimens is of limited significance if the material has low plastic properties. When the specimens of irradiated fuel cladding materials are subjected to testing with the use of this method, the obtained strength properties and plasticity are likely to be significantly underestimated. There was therefore the need for elaboration of alternative test methods enabling simulation of stress-strained state on fuel cladding materials as they are under irradiation in the reactor and thus providing for more reasonable estimation of their mechanical properties.

The principle of elaborated test method is as follows. The plastic filler material as a cylinder is inserted inside the tubular fuel cladding material specimen that is subjected to loading by applying compressing force with tension rods of the mechanical tensile testing machine by means of two force plungers and thus experience strain. By doing so, the inner surface of the test specimens is exposed to pressure load.

A special set-up was developed to conduct testing of mechanical properties with the use of this method. The set-up comprises the upper and lower force plungers, solid filler to be inserted into the test specimen and centering device to enable coaxial alignment of force plungers and the specimen under testing. An extensometer with a high-temperature capacitive sensor was used to measure an increase in diameter at the cross-section with the maximum diameter. The extensometer was purposely adapted to perform such tests.

The test specimens were cut out from the cladding of irradiated fuel rod from experimental fuel assembly EFA-5 that had been under irradiation testing in the BN-600 core for four operation cycles to attain a peak burnup of 3.8 at.%. The cladding material is steel ЭП823-III (EP823-SH). The maximal damage dose attained by the cladding material was roughly 44 dpa.

Tubular specimens were cut out from different parts of fuel cladding (from the upper and lower parts at a level of fuel column and gas plenum region). They represent themselves cladding fragments with parallel-plane end faces to be 20 mm long. Ring-type and longitudinal specimens for comparative uniaxial tensile tests were cut out from the same parts. Tubular, longitudinal and ring test specimens were subjected to testing at temperatures which corresponded to calculated operating temperatures for this type of fuel rod at cutting positions, as well as at a room temperature.

The data acquired with the use of mechanical tensile testing machine and extensometer were applied to obtain “hoop stress-cladding strain” curves which were used to

estimate the following mechanical properties of the material: hoop stress in the fuel cladding at a relative strain of 0.2% (equivalent to yield stress), peak hoop stress induced in the cladding material (equivalent to ultimate stress), relative deformation of the cladding exposed to the peak hoop stress (equivalent to uniform percent elongation) and total ultimate strain of the cladding (equivalent to the total percent elongation).

As evidenced by the comparison of test data which were obtained on different specimens, irradiation-induced embrittlement manifested itself to the highest extent in the fuel cladding in the lower part of fuel column as well as in the upper part of gas plenum where the cladding material was exposed to a low-temperature irradiation. The uniaxial tensile tests performed on the ring-type specimens in the transverse direction as the most conservative type of testing did not reveal any signs of cladding plasticity in the lower part of fuel column both at a room temperature and at 390 °C. According to the tensile tests of longitudinal tensile test specimens (segment specimens), the material had some plasticity margin in this part of fuel cladding. Testing of tubular specimens under the internal pressure of plastic filler showed evidence for higher plasticity.

The comparative tensile tests indicate that the newly elaborated method of testing with the use of tubular specimens guarantees more adequate estimation of plastic properties for the cladding materials if their remained plasticity is low compared to the testing of ring specimens and thus it can be used as an alternative test method for testing mechanical properties of embrittled fuel cladding materials after irradiation.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ САМОДИФФУЗИИ НА ГРАНИЦАХ ЗЁРЕН В ЦИРКОНИИ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ ПЛОТНОУПАКОВАННОЙ РЕШЁТКОЙ

М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин

ФГБОУ ВО «УлГУ», г. Ульяновск, Россия

Благодаря удачному сочетанию ядерно-физических характеристик и механических свойств цирконий и его сплавы считаются одними из наиболее перспективных конструкционных материалов энергетических ядерных реакторов. Такие сплавы широко используются для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) и элементов конструкции тепловыделяющих сборок (ТВС) энергетических реакторов с водой под давлением [1].

Важную роль в процессе эволюции микроструктуры материала, в т.ч. и под нейтронным облучением, играют диффузионные процессы с точечными дефектами и примесными атомами и процессы, происходящие на границах зерна (ГЗ). Традиционно считается, что возле плоскостей границ зерна диффузионные процессы ускоряются по сравнению с бездефектной матрицей материала. Однако, качественное и количественное изучение параметров диффузионных процессов на ГЗ остается недостаточным.

В настоящей работе изучается самодиффузия атомов ГПУ Zr возле ГЗ $\Sigma 14(4\bar{5}10)$ с осью вращения $[0001]$ и $\Sigma 32(1\bar{2}13)$ с осью вращения $[10\bar{1}0]$. Изучение проводится посредством атомистического моделирования методом молекулярной динамики. Рассматривается температурный интервал от 600

до 1 000 К. Мы использовали три различных многотельных потенциала межчастичного взаимодействия: потенциал Аккланда, Вудинка и Бэкона 1995 года [2], потенциал Менделева и Аккланда 2007 года [3] и потенциал, предложенный в 2013 году Лином, Вангом, Пенгом, Ли и Хуием [4]. Ниже мы будем обозначать эти потенциалы как АWB-1995, МА-2007 и LWP-2013 соответственно.

Построение модельного кристаллита с ГЗ осуществлялось с помощью трансляционной симметрии элементарной ячейки ГПУ-циркония. Сначала производился поворот области идеального ГПУ-циркония на определенный угол относительно выбранной оси вращения. Новая элементарная ячейка имела форму прямоугольного параллелепипеда, одна из граней которого параллельна плоскости строящейся ГЗ. Трансляцией ячейки по трем направлениям строили монокристалл, одна из граней которого определялась как плоскость границы. Построение бикристалла завершали зеркальным отображением монокристалла относительно плоскости ГЗ. При дальнейших расчетах использовались периодические граничные условия на всех гранях модельного кристаллита. При таком подходе кристаллит содержит две параллельные СНГЗ одного типа и требует рассмотрения кристаллитов достаточно больших размеров, чтобы исключить значимое взаимное влияние границ друг на друга. В рассматриваемых кристаллитах расстояние между границами составляло от ~85 до ~93 Å. Размеры бикристаллитов в плоскости границы ~85×85 Å.

Моделирование диффузионных процессов проводили по численной схеме велосити Верле с шагом 2 фс. Параметры решетки рассчитывались предварительно путем моделирования изотермического-изобарического (NPT) ансамбля для заданных температур и нулевого давления. Рассмотрены температуры 600, 700, 800, 900 и 1000 К. Построенный модельный би-кристаллит релаксировали как NPT-ансамбль в течение 10 пс при заданной температуре. После этого проводилось моделирование поведения системы как канонического (NVT) ансамбля.

Расчеты проводились параллельно в несколько независимых потоков. После каждых промоделированных 100 пс вычисляли средние квадраты смещений всех атомов системы вдоль координатных осей X, Y и Z:

$$\begin{aligned} R_x^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (x_i(t) - x_i(0))^2, \\ R_y^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (y_i(t) - y_i(0))^2, \\ R_z^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (z_i(t) - z_i(0))^2, \end{aligned} \quad (1)$$

где N – число атомов в системе, N_{GB} — число диффундирующих атомов, t — время. Ось Y параллельна оси вращения ГЗ, ось Z перпендикулярна плоскости ГЗ.

Известно, что при достаточно большом t средние значения величин R_x^2 , R_y^2 и R_z^2 описываются линейной зависимостью вида

$$R^2(t) = B + 2m \cdot D \cdot t, \quad (2)$$

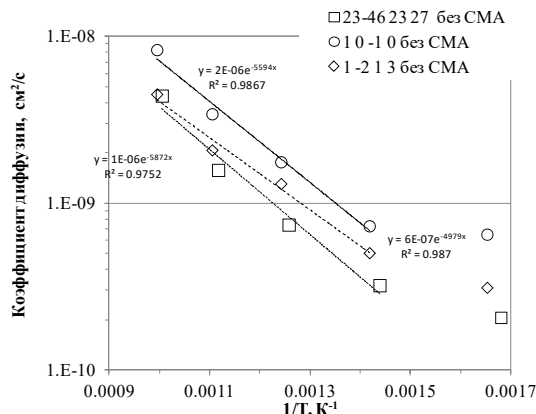
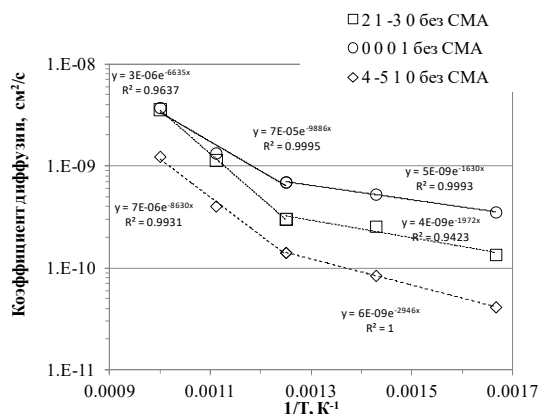
где B — параметр, зависящий от температуры и размера модельного кристаллита, m — размерность самодиффузии, D — коэффициент самодиффузии. Мы определяли значения B и $2m \cdot D$ из формулы (2) и результатов расчета R_x^2 , R_y^2 и R_z^2 на временных отрезках длиной 0.5 нс методом наименьших квадратов, и, далее, вычисляли D.

Все рассмотренные бикристаллиты демонстрируют миграцию атомов во всем объеме системы. Т.о., диффузионная подвижность не ограничивается, так называемой, зернограничной областью. Значение NGB в формуле (1) было выбрано равным полному числу атомов в системе ($NGB=N$).

Полученные оценки коэффициента самодиффузии вдоль различных кристаллографических направлений представлены на рисунке 1 в координатах Аррениуса.

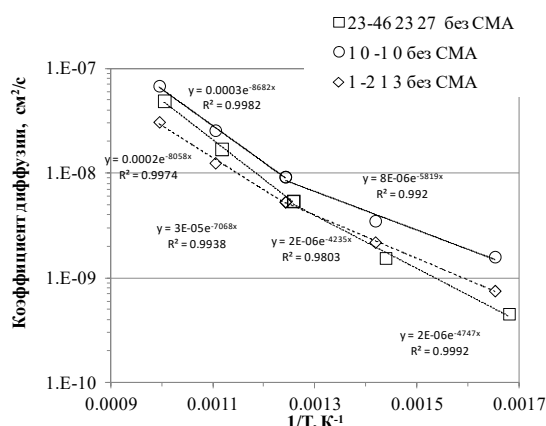
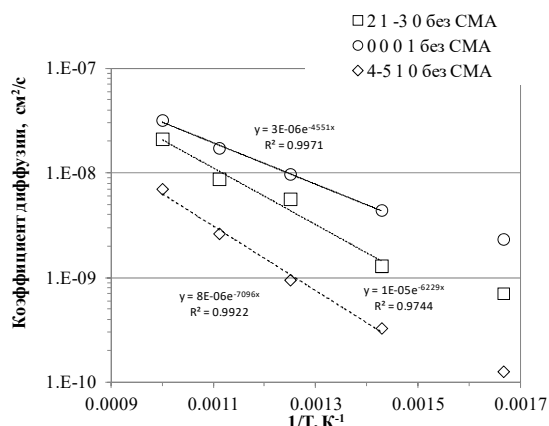
$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, потенциал AWB-1995

$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, потенциал AWB-1995



$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, потенциал МА-2007

$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, потенциал МА-2007



$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, потенциал LWP-2013

$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, потенциал LWP-2013

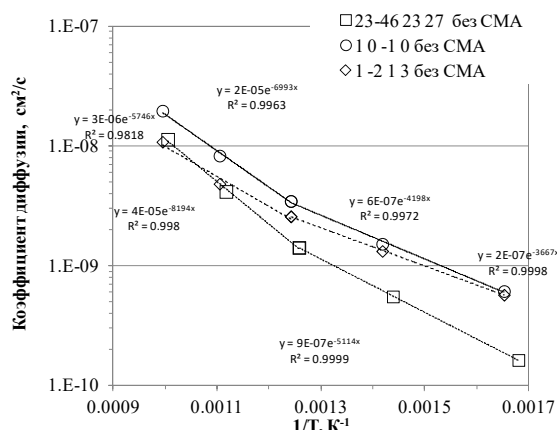
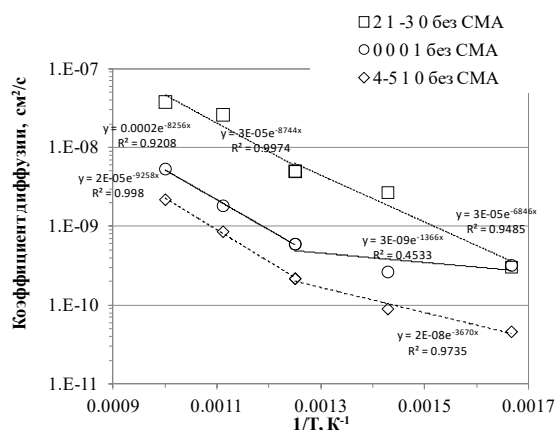


Рисунок 1. Коэффициент самодиффузии для системы с ГЗ $\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$ и ГЗ $\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, рассчитанные с потенциалами AWB-1995, МА-2007 и LWP-2013.

Все три потенциала предсказывают анизотропную самодиффузию. При этом, оценки коэффициентов диффузии, предсказываемые разными потенциалами близки по порядку величины. Для большинства рассмотренных случаев,

температурная зависимость коэффициентов диффузии хорошо описывается зависимостью Аррениуса со сменой параметров при температуре около 800 К. Проведенные расчеты для температур 600, 800 и 1000 К с дополнительным внедренным междоузельным атомом возле плоскости границы не показали значимых отличий в оценках коэффициента диффузии от соответствующих вариантов без междоузельного атома.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Государственного задания (3.2111.2017/4.6), а также при частичной поддержке РФФИ и Правительства Ульяновской области: проект р_мк № 18-42-732002.

Список литературы

1. A. V. Nikulina, Zirconium-Niobium Alloys for Core Elements of Pressurized Water Reactors // Metal Science and Heat Treatment, 2003, Volume 45, Issue 7, pp 287–292.
2. G.J. Ackland, S.J. Wooding, and D.J. Bacon, Defect, surface and displacement-threshold properties of alpha-zirconium simulated with a many-body potential, Phil. Mag. A 71, 553-565 (1995).
3. M. I. Mendeleev and G. J. Ackland, Development of an interatomic potential for the simulation of phase transformations in zirconium // Philosophical Magazine Letters, Vol. 87, No. 5, 2007, pp. 349–359.
4. D-Y. Lin, S. S. Wang, D. L. Peng, M. Li and X. D. Hui. Corrigendum: An n-body potential for a Zr–Nb system based on the embedded-atom-method, J. Phys.: Condens. Matter 25 (2013) 105404 (14pp).

ATOMISTIC SIMULATION OF SELF-DIFFUSION ON THE GRAIN BOUNDARIES IN HCP-ZIRCONIUM

M.Yu. Tikhonchev, V.V. Svetukhin

USU, Ulyanovsk, Russia

Due to the successful combination of nuclear-physical characteristics and mechanical properties, zirconium and its alloys are considered one of the most promising structural materials of nuclear power reactors. Such alloys are widely used for the manufacture the cladding of fuel rods and structural elements of fuel assemblies of water pressurized nuclear reactors [1].

An important role in the evolution of the material microstructure under neutron irradiation play diffusion processes with point defects and impurity atoms and the processes occurring at the grain boundaries (GBs). Traditionally, it is believed that near the GBs diffusion processes are accelerated compared to a defect-free matrix of a material. However, the qualitative and quantitative study of the parameters of diffusion processes on the GBs remains insufficient.

In the present work, self-diffusion in hcp Zr near twin GBs $\Sigma 14(4\bar{5}10)$ with $[0001]$ tilt axis and $\Sigma 32(1\bar{2}13)$ with $[10\bar{1}0]$ tilt axis is studied. The study is carried out by means of atomistic molecular dynamics simulation. The temperature range is from 600 to 1000 K. We used three different N-body interatomic potentials: the potential of Ackland, Wooding and Bacon 1995 [2], the potential of Mendeleev and Ackland 2007 [3] and the potential proposed in 2013 by Lin, Wang, Peng, Li and Hui [4]. Below we will denote these potentials as AWB-1995, MA-2007 and LWP-2013, respectively.

The construction of a model crystallite with GB was carried out using the translational symmetry of the hcp-zirconium unit cell. First, an ideal hcp-zirconium region was rotated by a certain angle relative to the selected rotation axis. The new unit cell had the shape of a rectangular parallelepiped, one faces of which is parallel to the plane of the GB under construction. Translating the cell in three directions built a single crystal, one of the faces of which was determined as the plane of the boundary. The construction of a bicrystal was completed with a mirror image of a single crystal with respect to the GB plane. In further calculations, periodic boundary conditions were used on all faces of the model crystallite. With this approach, the crystallite contains two parallel GBs of the same type and requires consideration of crystallites of a sufficiently large size to exclude the significant mutual influence of the boundaries on each other. In the considered crystallites, the distance between the boundaries was from ~ 85 to ~ 93 Å. The sizes of bicrystallites in the plane of the GB are $\sim 85 \times 85$ Å.

Simulation of diffusion processes is carried out according to the velocity Verlet numerical scheme with a time step of 2 fs. The lattice parameters are preliminarily calculated by simulation of an isothermal-isobaric (NPT) ensemble for given temperatures and zero pressure. Temperatures of 600, 700, 800, 900, and 1000 K are considered. The constructed model bi-crystallite is relaxed as an NPT ensemble for 10 ps at a given temperature. After that, the behavior of the system as a canonical (NVT) ensemble is simulated.

The calculations were carried out in parallel in several independent streams. After each simulated 100 ps, the mean squares of the displacements of all atoms of the system along the X, Y, and Z axes were calculated:

$$\begin{aligned} R_x^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (x_i(t) - x_i(0))^2, \\ R_y^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (y_i(t) - y_i(0))^2, \\ R_z^2 &= \frac{1}{N_{GB}} \sum_{i=1}^N (z_i(t) - z_i(0))^2, \end{aligned} \quad (1)$$

where N is a number of atoms in the system, N_{GB} is a number diffusing atoms, t is a time. The Y axis is parallel to the tilt axis of the GB, the Z axis is perpendicular to the plane of the GB.

It is known that with a sufficiently large t , the average values of the R_x^2 , R_y^2 and R_z^2 are described by the linear dependence of the form

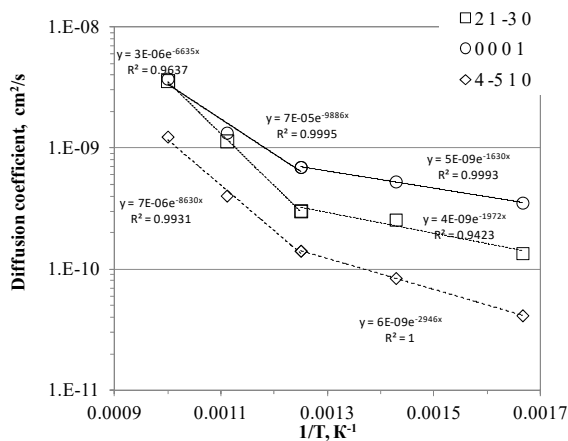
$$R^2(t) = B + 2m \cdot D \cdot t, \quad (2)$$

where B is a parameter depending on the temperature and size of the model crystallite, m is the dimension of self-diffusion, D is the diffusion coefficient. We determined the values of B and $2m \cdot D$ from equation (2) and calculation values of R_x^2 , R_y^2 и R_z^2 on time intervals of 0.5 ns using the least squares method, and, further, we calculated D .

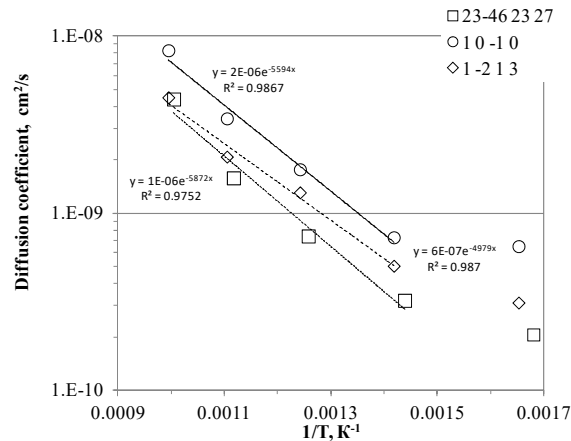
All considered bi-crystallites demonstrate the migration of atoms in the entire volume of the system. Thus, diffusion mobility is not limited by the so-called grain boundary region. The value of N_{GB} in equation (1) was chosen equal to the total number of atoms in the system ($N_{GB} = N$).

The obtained estimates of the self-diffusion coefficient along different crystallographic directions are presented in Figure 1 in the Arrhenius coordinates.

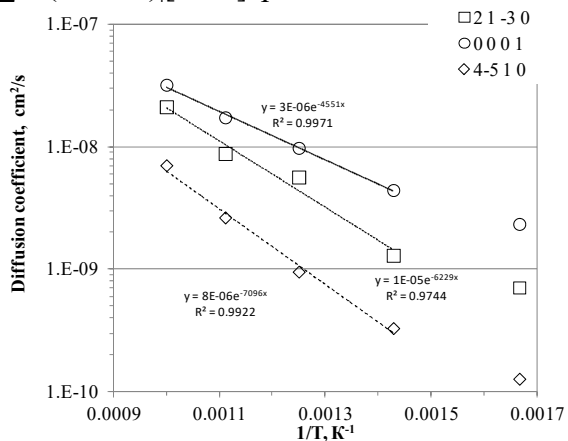
$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, potential AWB-1995



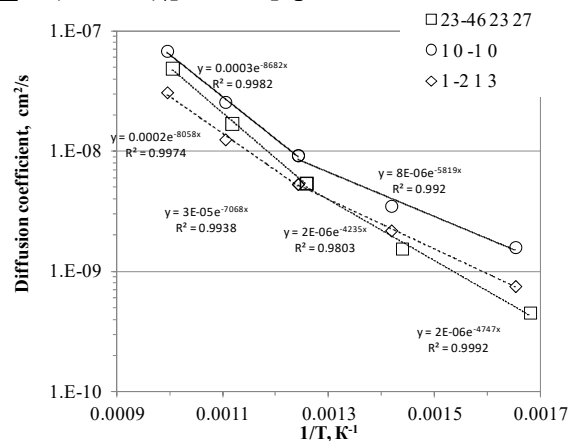
$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, potential AWB-1995



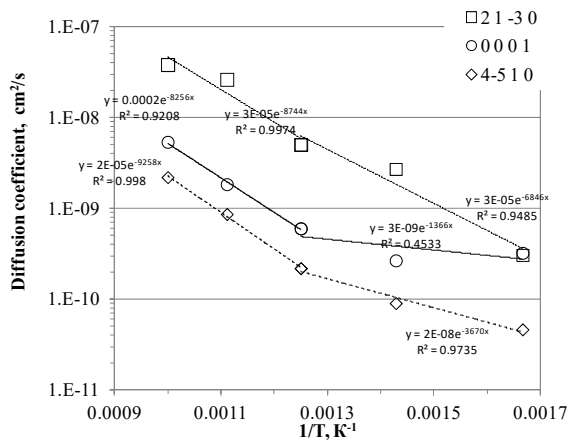
$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, potential MA-2007



$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, potential MA-2007



$\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$, potential LWP-2013



$\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$, potential LWP-2013

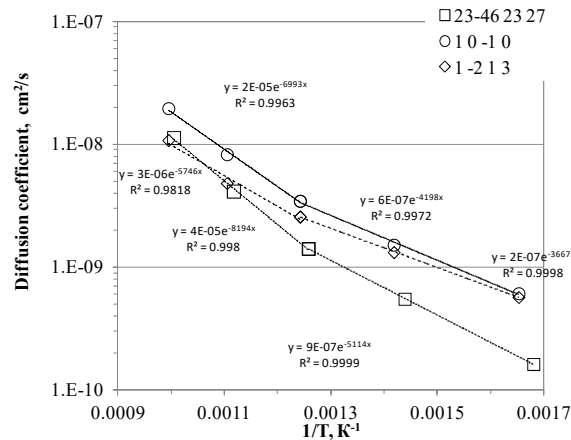


Figure 1. Self-diffusion coefficient for systems with $\Sigma 14(4\bar{5}10)[0001]$ and $\Sigma 32(1\bar{2}13)[10\bar{1}0]$ GBs calculated with potentials AWB-1995, MA-2007 and LWP-2013.

All three potentials predict anisotropic self-diffusion. At the same time, the estimates of diffusion coefficients predicted by different potentials are close in order of magnitude. For the majority of cases considered, the temperature dependence of diffusion coefficients is well described by the dependence of Arrhenius with a change of parameters at a temperature of about 800 K. The calculations for temperatures of 600, 800 and 1000 K with an additional interstitial atom of Zr introduced near the boundary plane showed no significant differences in the estimates of the diffusion coefficient from the corresponding options without interstitial atom.

This work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the frame of government assignment [project 3.2111.2017/4.6] and partly

supported by the Russian Foundation for Basic Research and the Government of Ulyanovsk Region [project 18-42-732002].

References

- [1] A. V. Nikulina, Zirconium-Niobium Alloys for Core Elements of Pressurized Water Reactors // Metal Science and Heat Treatment, 2003, Volume 45, Issue 7, pp 287–292.
- [2] G.J. Ackland, S.J. Wooding, and D.J. Bacon, Defect, surface and displacement-threshold properties of alpha-zirconium simulated with a many-body potential, Phil. Mag. A 71, 553-565 (1995).
- [3] M. I. Mendeleev and G. J. Ackland, Development of an interatomic potential for the simulation of phase transformations in zirconium // Philosophical Magazine Letters, Vol. 87, No. 5, 2007, pp. 349–359.
- [4] D-Y. Lin, S. S. Wang, D. L. Peng, M. Li and X. D. Hui. Corrigendum: An n-body potential for a Zr–Nb system based on the embedded-atom-method, J. Phys.: Condens. Matter 25 (2013) 105404 (14pp).

АНАЛИЗ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТВЭЛА РЕАКТОРА ВВЭР-1000 ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ЭКСПЕРИМЕНТА МИР-ЛОСА/72

А.В. Алексеев, О.И. Дреганов, Л.П. Захарова, Н.В. Киреев,
И.В. Киселева, В.Н. Шулимов

АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

В 2014 году в эксперименте «МИР-ЛОСА/72» объектом испытания был ре-фабрикованный твэл (РТ) с длиной топливного сердечника 1 м изготовленного из твэла реактора ВВЭР-1000 (оболочка диаметром 9,1 мм толщиной 0,685 мм, топливная таблетка с центральным отверстием — 1,4 мм). Целью эксперимента являлось изучение поведения твэла с высоким выгоранием топлива 77,7 МВт·сут/кгU в условиях LOCA.

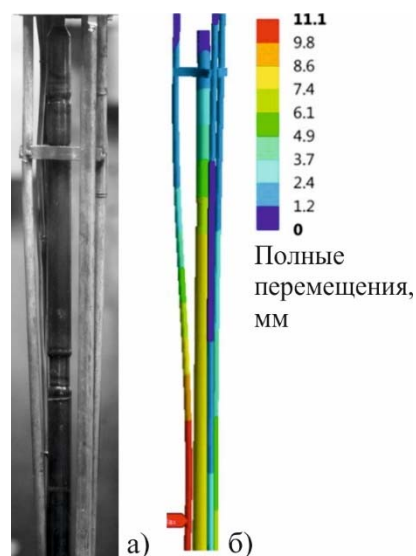


Рисунок 1 Деформация силового каркаса:

- а) — эксперимент,
б) — расчет

Отличительной особенностью конструкции экспериментального устройства является наличие пяти дистанционирующих решеток (ДР), что создает реальные условия деформирования оболочки, и датчиков температуры на оболочке РТ в нескольких точках по высоте.

В процессе испытаний были достигнуты следующие параметры: максимальный перепад давления на оболочке 6,4 МПа; максимальная температура оболочки 830 °С и 1 190 °С, скорость разогрева 4,0 °С/с и 9,1 °С/с — соответственно на момент времени при разгерметизации твэла и максимального энерговыделения в топливе.

Момент разгерметизации твэла в эксперименте зафиксирован по показаниям датчика давления установленного под оболочкой твэла. При проведении послереакторных исследований было выяв-

лено искривление РТ и несущего каркаса (рисунок 1 а), и обнаружено два разрыва оболочки выше и ниже центральной решетки, распложенной в зоне максимального энерговыделения.

Расчет термомеханического состояния позволил определить условия и характер деформирования узла крепления, несущего каркаса (рисунок 1 б) и непосредственно РТ. Также было выявлено, что после образования первого разрыва напряжение в оболочке продолжало расти еще в течение 1 с, и дальнейший рост температуры оболочки инициировал образование второго разрыва. Наличие центральной решетки привело к образованию двух горячих пятен на оболочке. При этом оболочка под решеткой не деформировалась, контакт топливного столба с оболочкой препятствовал быстрому уходу газа из полости над решеткой в разрыв ниже решетки, что привело к росту напряжения и образованию второго разрыва.

ANALYSIS OF THE VVER-1000 FUEL ROD THERMAL-MECHANICAL STATE BASED ON THE MIR-LOCA/72 EXPERIMENT DATA

A.V. Alekseev, O.I. Dreganov, L.P. Zakharova, N.V. Kireev,
I.V. Kiseleva, V.N. Shulimov

JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia

In 2014, in the MIR-LOCA/72 experiment a refabricated fuel rod (RFR) was tested with 1 m long fuel meat made out of a VVER-1000 fuel rod (0.685 mm thick cladding 9.1 mm in diameter, fuel pellet with a central hole of 1.4 mm). The experiment objective was to investigate the behavior of a fuel rod with a high burnup of 77.7 MWd/kgU under LOCA conditions.

A specific feature about the experimental rig is that there are five spacer grids creating real conditions for the cladding deformation and temperature gauges on the RFR cladding at several points heightwise.

During testing, the following parameters were achieved: the maximum pressure drop on the cladding of 6.4 MPa; the maximum cladding temperature of 830 °C and 1190 °C, and the heating rate of 4.0 °C/s and 9.1 °C/s, respectively, the moment when the fuel rod lost its integrity and when the maximum heat rate was achieved in fuel.

The loss of integrity was indicated in the experiment by the readings of a pressure gauge under the fuel cladding. In post-irradiation examinations curvature was observed in the RFR and skeleton (Figure 1 a), and two burst regions were detected in the cladding above and below the central grid located in the maximum heat rate area.

In thermal and mechanical calculations the deformation conditions were determined as well as its mechanism for the fastening node, skeleton (Figure 1 b), and RFR. It was also found that after the first burst the cladding stress kept on growing during 1 s,

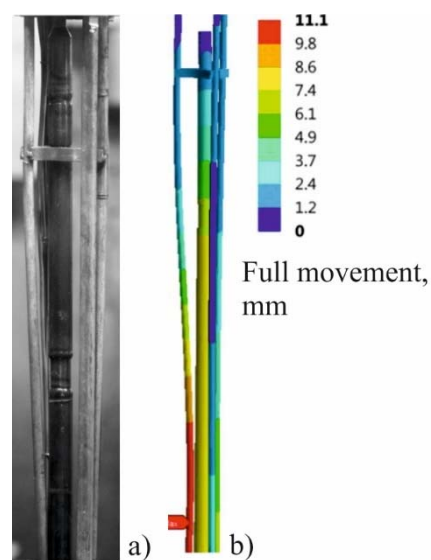


Figure 1 Skeleton deformation:
a) — experiment,
b) — calculation

and further temperature growth initiated the second burst. The central grid caused the generation of two hot spots on the cladding. The cladding under the grid did not deform, and the contact between the fuel column and cladding prevented fast gas escape from the space above the grid into the burst below the grid leading to an increased stress and generation of the second burst.

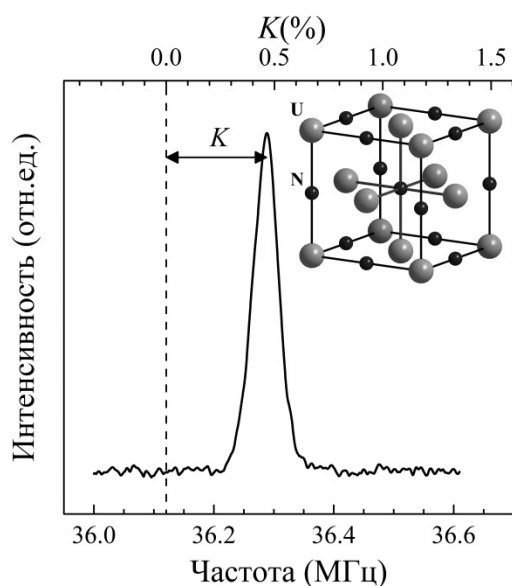
ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ МЕТОДОВ СПЕКТРОСКОПИИ ЯДЕРНОГО МАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА МОНОНИТРИДА УРАНА

В.В. Оглобличев¹, А.М. Потапов², С.В. Верховский¹

¹ФГБУН «ИФМ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия

²ФГБУН «ИВТЭ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия

Успешное детектирование сигнала ядерного магнитного резонанса (ЯМР) на ядре ^{14}N в образцах мононитрида урана UN показало крайне высокую чувствительность метода для решения вопросов координационной химии и фазового состава [1-2]. В зависимости от состояния актинидного вещества меняются параметры ЯМР: сдвиг линии ЯМР ^{14}N , времена спин-спиновой и спин-решеточной релаксации.



Спектр ЯМР на ядре ^{14}N в UN при температуре $T=295\text{K}$ во внешнем магнитном поле $H_0=117.5\text{ кЭ}$.

Исследование выполняется за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-72-10022).

Список литературы

1. M. Kuznietz // Physical Review. — 1969. — V. 180. — P. 476.
2. M. Kuznietz and D.O. Van Osternburg // Physical Review B. — 1970. — V. 2. — P. 3453.
3. В.В. Оглобличев и др. // Письма в ЖЭТФ. — 2018. — Т. 108. — С. 650.

Для структуризации ЯМР данных требуются дальнейшие систематические исследования совместно с данными по магнитной восприимчивости, металлографии, рентгеноструктурному анализу.

Несомненным достоинством метода ЯМР является объемный характер данных о структурном состоянии исследуемых актинидных материалов. Выявление особенностей электронной структуры актинида позволяет диагностировать структурное состояние мононитрида урана в процессе синтеза, хранения и радиационного старения.

В докладе также представлены перспективы методов ЯМР для исследования фазового состава других актинидных материалов [3,4].

4. H. Yasuoka et.al.// *Science*. — 2012. — V. 336(6083). — P. 901.

5. В.В. Оглобличев и др.//12-й Международный Уральский семинар «Радиационная физика металлов и сплавов», Кыштым, 27 февраля — 4 марта, 2017: Тез.докл.-Екатеринбург: ИФМ УрО РАН. — 57 с.

PRELIMINARY RESULTS AND PROSPECTS OF NMR-SPECTROSCOPY METHODS IN THE STUDY OF THE PHASE COMPOSITION OF URANIUM MONONITRIDE

V.V. Ogloblichev¹, A.M. Potapov², S.V. Verkhovskii¹

¹IMP UB RAS, Yekaterinburg, Russia

²IHTE UB RAS, Yekaterinburg, Russia

Successful detection of the nuclear magnetic resonance (NMR) signal at the ¹⁴N nucleus in UN uranium mononitride samples have shown extremely high sensitivity of the method for solving the problems of coordination chemistry and phase composition [1-3]. Depending on the state of the active substance the NMR parameters is changed (¹⁴N NMR line shift, spin-spin and spin-lattice relaxation times).

Further systematic studies together with magnetic susceptibility, metallography, and x-ray diffraction data are required for the structuring of NMR results.

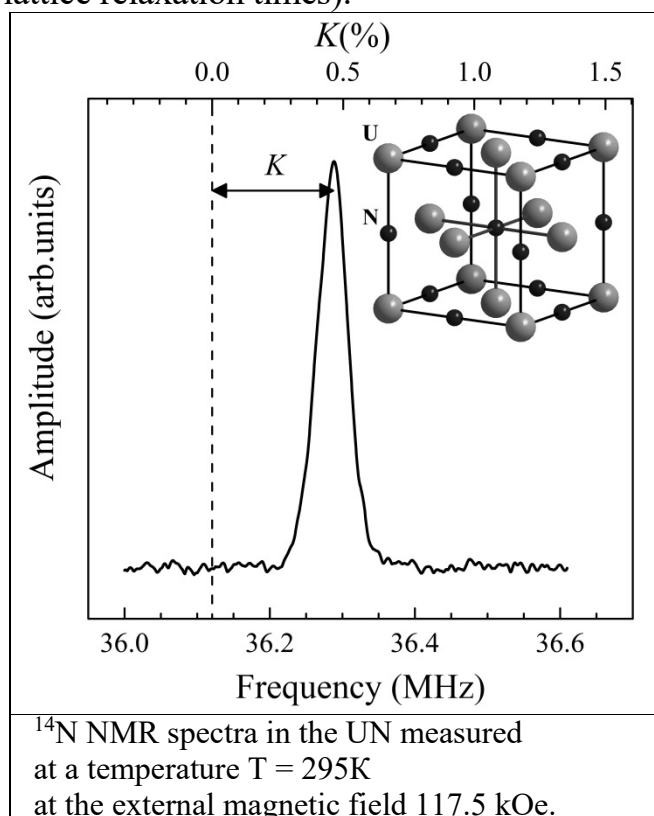
The undoubted advantage of the NMR method is the volumetric nature of the data on the structural state of the studied actinide materials. Elucidation of the features of the electronic structure of actinide can diagnose the structural state of uranium mononitride in the synthesis, storage and radiation ageing.

The report also present the prospects of NMR methods for the study of the phase composition of other actinide materials [4,5].

The research was supported by Russian Science Foundation (project No. 18-72-10022).

Reference

1. M. Kuznietz // *Physical Review*. — 1969. — V. 180. — P. 476.
2. M. Kuznietz and D.O. Van Ostenburg // *Physical Review B*. — 1970. — V. 2. — P. 3453.
3. V. V. Ogloblichev et.al.// *JETP Letters*. — 2018. — V. 108. — P. 616.
4. H. Yasuoka et.al.// *Science*. — 2012. — V. 336(6083). — P. 901.
5. V. V. Ogloblichev et.al.// *The Thirteenth International Ural Seminar on «Radiation Damage Physics of Metals and Alloys»*, Kyshtym Russia February 27 — March 4, 2017: Abstracts. — Yekaterinburg: IMP UB RAS. — 57 p.



НАЗВАНИЯ ОРГАНИЗАЦИЙ-УЧАСТНИКОВ

АО «ВНИИНМ» / JSC "VNIINM" — акционерное общество «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (г. Москва, Россия).

АО «ГНЦ НИИАР» / JSC "SSC RIAR" — акционерное общество «Государственный научный центр — Научно-исследовательский институт атомных реакторов» (г. Димитровград, Россия).

АО «ГНЦ РФ — ФЭИ» (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"») / NRC «"Kurchatov Institute" — SSC RF — IPPE» — акционерное общество «Государственный научный центр Российской Федерации — Физико-энергетический институт имени А.И. Лейпунского» (г. Обнинск, Россия).

АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» / JSC "SRC RF TRINITI" — акционерное общество «Государственный научный центр Российской Федерации — Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований» (г. Троицк, Россия).

АО «ИРМ» / JSC "INM" — акционерное общество «Институт реакторных материалов» (г. Заречный, Россия).

АО «Концерн "Росэнергоатом"» / JSC "Rosenergoatom Concern" — акционерное общество «Концерн по производству электрической и тепловой энергии на атомных станциях» (г. Москва, Россия).

АО «Наука и инновации» / JSC "Science and Innovations" — закрытое акционерное общество «Наука и инновации» (г. Москва, Россия).

АО «НИКИЭТ» / JSC "NIKIET" — акционерное общество «Ордена Ленина Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники имени Н.А. Доллежала» (г. Москва, Россия).

АО «НИФХИ» / JSC "RIPC" — акционерное общество «Ордена Трудового Красного Знамени научно-исследовательский физико-химический институт имени Л.Я. Карпова» (г. Москва, Россия).

АО «НПО "ЦНИИТМАШ"» / JSC «RPA "CNIITMASH"» — акционерное общество «Научно-производственное объединение "Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения"» (г. Москва, Россия).

АО «ОКБ "Гидропресс"» / JSC «ОКБ "Gidropress"» — акционерное общество «Ордена Трудового Красного Знамени и ордена труда ЧССР опытное конструкторское бюро "Гидропресс"» (г. Подольск, Россия).

АО «ОКБМ Африкантов» / JSC "Afrikantov OKBM" — акционерное общество «Опытное конструкторское бюро машиностроения имени И.И. Африкантова» (г. Нижний Новгород, Россия).

АО «СХК» / JSC "Siberian Chemical Combine" — акционерное общество «Сибирский химический комбинат» (г. Северск, Россия).

АО «ТВЭЛ» / JSC "TVEL" — акционерное общество «ТВЭЛ» (г. Москва, Россия).

ГНУ «ОИЭЯИ — Сосны» / Scientific Institution "JIPNR — Sosny" — государственное научное учреждение «Объединенный институт энергетических и ядерных исследований — Сосны» Национальной академии наук Беларуси (г. Минск, Белоруссия).

Госкорпорация «Росатом» / ROSATOM State Corporation — государственная корпорация по атомной энергии (г. Москва, Россия).

ОАО «ВТИ» / JSC «VTI» — открытое акционерное общество «Всероссийский дважды ордена Трудового Красного Знамени теплотехнический научно-исследовательский институт» (г. Москва, Россия).

ПАО «МСЗ» / PJSC "Mashinostroitelny Zavod" — публичное акционерное общество «Машиностроительный завод» (г. Электросталь, Россия).

ФГАОУ ВО «ДИТИ НИЯУ "МИФИ"» / Dimitrovgrad branch of NRNU "MEPhI" — Димитровградский инженерно-технологический институт — филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет "Московский инженерно-физический институт"» (г. Димитровград, Россия).

ФГАОУ ВО «НИЯУ МИФИ» / NRNU "MEPhI" — федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет "Московский инженерно-физический институт"» (г. Москва, Россия).

ФГБНУ «ТИСНУМ» / FSBI "TISNCM" — федеральное государственное бюджетное научное учреждение «Технологический институт сверхтвёрдых и новых углеродных материалов» (г. Троицк, Россия).

ФГБОУ ВО «СПбГУ» / SPSU — федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский государственный университет» (г. Санкт-Петербург, Россия).

ФГБОУ ВО «УГАТУ» / USATU — федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уфимский государственный авиационный технический университет» (г. Уфа, Россия).

ФГБОУ ВО «УлГУ» / USU — федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Ульяновский государственный университет» (г. Ульяновск, Россия).

ФГБУ «ИТЭФ» (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"») / NRC «"Kurchatov Institute" — ИТЭР» — федеральное государственное бюджетное учреждение «Институт теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова (г. Москва, Россия).

ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"» / NRC "Kurchatov Institute" — федеральное государственное бюджетное учреждение «Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт"» (г. Москва, Россия).

ФГБУ «ПИЯФ» (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"») / NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"» — федеральное государственное бюджетное учреждение «Петербургский институт ядерной физики имени Б.П. Константинова» (г. Гатчина, Россия).

ФГБУН «ИВТЭ УрО РАН» / INTE UB RAS — федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт высокотемпературной электрохимии Уральского отделения Российской академии наук» (г. Екатеринбург, Россия).

ФГБУН «ИФМ УрО РАН» / IMP UB RAS — федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук» (г. Екатеринбург, Россия).

ФГУП «ГХК» / FSUE "Mining and Chemical Combine" — федеральное государственное унитарное предприятие «Горно-химический комбинат» (г. Железногорск, Россия).

ФГУП «НИИ "НПО „Луч“» / FSUE «SRI "SIA "Luch"» — федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-исследовательский институт — Научно-производственное объединение "ЛУЧ"» (г. Подольск, Россия).

ФГУП «ПО "Маяк"» / FSUE «РА "Mayak"» — федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-производственное объединение "Маяк"» (г. Озёрск, Россия).

ФГУП «ЦНИИ КМ "Прометей"» (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"») / NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"» — федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов "Прометей" имени академика И.В. Горынина» (г. Санкт-Петербург, Россия).

ЧУ «ИТЦП "ПРОРЫВ"» / ИТСП "Proryv" — частное учреждение государственной корпорации по атомной энергии "Росатом" «Инновационно-технологический центр проекта "Прорыв"» (г. Москва, Россия).

BNRC, SCK / CEN (Belgian Nuclear Research Centre) — бельгийский центр ядерных исследований (г. Мол, Бельгия).

CIAE (China Institute of Atomic Energy) — Китайский институт атомной энергии (г. Пекин, Китай).

Framatome — международная компания, занимающаяся разработкой и производством оборудования для атомных электростанций (г. Курбевуа, Франция).

IAM-AWP (Institute for Applied Materials — Applied Materials Physics) — Институт прикладных материалов в Технологическом институте (KIT, г. Карлсруэ, Германия).

KAERI (Korea Atomic Energy Research Institute) — Корейский исследовательский институт атомной энергии (г. Тэджон, Южная Корея).

KIT (Karlsruhe Institute of Technology) — Технологический институт Карлсруэ (г. Карлсруэ, Германия).

Studsvik Nuclear AB — поставщик программного обеспечения для ядерного анализа и специализированных услуг для международной ядерной промышленности (г. Студсвик, Швеция).

UNI ROUEN, INSA Rouen — Национальный институт прикладных наук Руана (г. Руан, Франция).

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады

Основные результаты послереакторных исследований, выполненных в АО «ГНЦ НИИАР» в 2014–2018 годах. Е.А. Звир, В.А. Жителев, А.В. Захаров, Ф.Н. Крюков, В.Ю. Шишин (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	5
Key results of post-irradiation examinations performed at JSC “SSC RIAR” in 2014–2018. E.A. Zvir, V.A. Zhitelev, A.V. Zakharov, F.N. Kryukov, V.Yu. Shishin (JSC “SSC RIAR”, Dimitrovgrad, Russia)	7
Ожидания поставщика в области реакторного материаловедения ядерного топлива, результаты сотрудничества и материаловедческие аспекты дальнейших исследований в среднесрочной перспективе А.В. Угрюмов (АО «ТВЭЛ», г. Москва, Россия)	8
The expectations of the fuel vendor in the field of reactor material science of nuclear fuel, the results of the cooperation and material science aspects of future research in the midterm perspective. A.V. Ugryumov (JSC “TVEL”, Moscow, Russia)	10
Коррозионное поведение оболочек твэлов реакторов ВВЭР. В.В. Новиков, В.Ф. Коньков (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	13
Corrosion behavior of fuel rod claddings of the VVER. V.V. Novikov, V.F. Konkov (JSC “VNIINM”, Moscow, Russia)	13
Анализ направлений создания толерантного топлива. Б.А. Калинин, А.В. Тенишев, А.А. Полянский (ФГАОУ ВО «НИЯУ «МИФИ»», г. Москва, Россия)	14
Analysis of the directions to create an accident tolerant fuel. B.A. Kalin, A.V. Tenishev, A.A. Polyansky (NRNU “MEPhI”, Moscow, Russia)	17
Development of a new swelling position for PWR austenitic internals, reflecting much lower swelling compared to higher temperature fast reactor experience. F.A. Garner (NRNU “MEPhI”, Department of Materials Science, Moscow, Russia)	20
Механизмы повреждения и разрушения аустенитных сталей в условиях нейтронного облучения, характерного для атомных реакторов различного типа. Б.З. Марголин, А.А. Сорокин, А.А. Бучатский, В.А. Швецова, А.И. Минкин, Н.Е. Пирогова (ФГБУ «НИЦ “Курчатовский институт” — ЦНИИ КМ “Прометей”», г. Санкт-Петербург, Россия)	21
The damage and fracture mechanisms of austenitic steels in the irradiated conditions typical for nuclear reactors of various types. B.Z. Margolin, A.A. Sorokin, A.A. Buchatsky, V.A. Shvetsova, A.I. Minkin, N.E. Pirogova (NRC “Kurchatov Institute” — CRISM “Prometey”, Saint-Petersburg, Russia)	23

Текущее состояние и планы работ по обоснованию смешанного нитридного топлива для реакторов на быстрых нейтронах. М.В. Скупов ¹ , Л.М. Забудько ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2ЧУ «ИТЦП "Прорыв"», г. Москва, Россия)	25
Current status and plans for substantiation of mixed nitride fuel for fast neutron reactors. M.V. Skupov ¹ , L.M. Zabudko ² (1JSC "VNIINM", Moscow, Russia; 2ITCP "Proryv", Moscow, Russia)	26
Сравнительный анализ результатов послереакторных исследований твэлов экспериментальных тепловыделяющих сборок со смешанным нитридным топливом, облучённых в реакторах БОР-60 и БН-600: влияние параметров эксплуатации на основные повреждающие факторы в твэле. А.Ф. Грачев ¹ , Л.М. Забудько ¹ , Ф.Н. Крюков ² , С.И. Поролло ³ , М.В. Скупов ⁴ (1ЧУ «ИТЦП "Прорыв"», г. Москва, Россия; 2АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 3АО «ГНЦ РФ — ФЭИ», г. Обнинск, Россия; 4АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	27
Comparative analysis of post-irradiation examination results of mixed nitride fuel irradiated in BOR-60 and BN-600 reactors: influence of irradiation parameters on fuel life limiting factors. A.F. Grachev ¹ , L.M. Zabudko ¹ , F.N. Kryukov ² , S.I. Porollo ³ , M.V. Skupov ⁴ (1ITCP "Proryv", Moscow, Russia; 2JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; 3JSC "SRC RF — IPPE", Obninsk, Russia, 4JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	29
Фазовые превращения в облучённом сплаве 42ХНМ после отжигов при повышенных температурах, а также после быстрого отжига, имитирующего условия максимальной проектной аварии. Б.А. Гурович ¹ , А.С. Фролов ¹ , Д.А. Мальцев ¹ , Е.А. Кулешова ^{1,2} , С.В. Федотова ¹ (1ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия; 2ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия)	30
Phase transformations in irradiated 42CrNiMo alloy after anneals at elevated temperatures, and also after rapid annealing, simulating the maximum design basis accident. B.A. Gurovich ¹ , A.S. Frolov ¹ , D.A. Maltsev ¹ , E.A. Kuleshova ^{1,2} , S.V. Fedotova ¹ (1NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia; 2NRNU "MEPhI", Moscow, Russia)	34
Основные свойства сплава 42ХНМ и перспективы его внедрения в качестве конструкционного материала элементов реакторов ВВЭР. Г.В. Кулаков ¹ , С.А. Ершов ¹ , Ю.В. Коновалов ¹ , М.В. Леонтьева-Смирнова ¹ , В.Н. Речицкий ¹ , М.В. Скупов ¹ , В.В. Федотов ¹ , В.Ю. Шишин ² , А.А. Шельдяков ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	37
Main properties of the Ni-Cr alloy 42KhNM and the prospects of its implementation as a construction material of VVER elements. G.V. Kulakov ¹ , S.A. Ershov ¹ , Yu.V. Konovalov ¹ , M.V. Leontyeva-Smirnova ¹ , V.N. Rechitsky ¹ , M.V. Skupov ¹ , V.V. Fedotov ¹ , V.Yu. Shishin ² , A.A. Sheldyakov ² (1JSC "VNIINM", Moscow, Russia; 2JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	39

Совершенствование активных зон атомных ледоколов на базе опыта эксплуатации и послереакторных исследований. О.Б. Самойлов, О.А. Морозов, А.Н. Лепехин, В.Ю. Силаев, А.А. Захарычев, В.В. Васильев (АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия)	41
Upgrading of reactor cores for nuclear icebreakers based on operational experience and pie. O.B. Samoylov, O.A. Morozov, A.N. Lepekhin, V.Yu. Silayev, A.A. Zakharychev, V.V. Vasilyev (JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia)	43
Irradiation projects on structural materials in China experimental fast reactor. B. Long, Ch. Huang (CIAE, Beijing, China)	44

Топливо и твэлы энергетических реакторов

Реакторные испытания оболочек твэлов из сплава Э110-М в водоохлаждаемых реакторах и результаты послереакторных исследований. А.Ю. Шевяков, В.А. Маркелов, В.В. Новиков, Н.С. Сабуров, А.Ю. Гусев, В.Ф. Коньков, М.М. Перегуд (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	45
E110-M alloy fuel rod claddings in-reactor tests in water-cooled reactors and post-irradiation examination results. A.Yu. Shevyakov, V.A. Markelov, V.V. Novikov, N.S. Saburov, A.Yu. Gusev, V.F. Konkov, M.M. Peregud (JSC «VNIINM», Moscow, Russia)	46
Сравнительный анализ состояния твэлов с оболочками из сплавов Э110 и Э110 опт., отработавших до выгорания топлива 49,6–63,7 МВт·сут/кг урана. А.В. Строзжук, В.А. Жителев, И.Н. Волкова, Ю.Д. Гончаренко, А.С. Хренов, Г.В. Шевляков, А.А. Боков (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	47
Comparative analysis of the state of E110 and E110 opt. fuel rod claddings spent up to 49.6–63.7 MW·day/kg U. A.V. Strozhluk, V.A. Zhitelev, I.N. Volkova, Yu.D. Goncharenko, A.S. Khrenov, G.V. Shevlyakov, A.A. Bokov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	49
Исследование высокотемпературного окисления оболочечных труб из сплавов Э110 опт. и Э110-М на основе циркониевой губки. А.Г. Мальгин ¹ , В.А. Маркелов ¹ , В.В. Новиков ¹ , И.А. Шелепов ¹ , В.Е. Донников ² , В.И. Латунин ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2ОАО «ВТИ», г. Москва, Россия)	52
Research of high-temperature oxidation behavior of E110 opt. and E110-M sponge based zirconium alloys. A.G. Malgin ¹ , V.A. Markelov ¹ , V.V. Novikov ¹ , I.A. Shelepov ¹ , V.E. Donnikov ² , V.I. Latunin ² (1JSC «VNIINM», Moscow, Russia; 2JSC «VTI», Moscow, Russia)	52
Высокотемпературное окисление сплава Э110 с покрытиями на основе сплавов Fe-Cr-Ni и Cr-Ni. А.С. Яшин ¹ , Б.А. Калинин ¹ , Н.В. Волков ¹ , Д.А. Сафонов ¹ , П.С. Джумаев ¹ , В.В. Новиков ² , В.И. Кузнецов ² , П.В. Федотов ² , А.А. Мокрушин ³ , К.К. Полуниин ³ (1ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия; 2АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 3ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия)	53

High temperature oxidation of the alloy E110 with coatings based on Fe-Cr-Ni and Cr-Ni alloys. A.S. Yashin ¹ , B.A. Kalin ¹ , N.V. Volkov ¹ , D.A. Safonov ¹ , P.S. Dzhumayev ¹ , V.V. Novikov ² , V.I. Kuznetsov ² , P.V. Fedotov ² , A.A. Mokrushin ³ , K.K. Polunin ³ (¹ NRNU "MEPhI", Moscow, Russia; ² JSC "VNIINM", Moscow, Russia; ³ FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia)	56
Состояние дистанционирующих решёток, обработавших в составе тепловыделяющих сборок реактора ВВЭР-1000 в течение трёх — пяти топливных циклов. И.Н. Волкова, В.А. Жителев, А.В. Строжук, Г.В. Шишалова (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	59
Condition of spacer grids in the VVER-1000 fuel assemblies operated for three to five fuel cycles. I.N. Volkova, V.A. Zhitelev, A.V. Strozjuk, G.V. Shishalova (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	60
Моделирование удлинения ураногадолиниевых твэлов реактора ВВЭР-1000. В.В. Новиков, В.И. Кузнецов, Б.И. Нестеров, П.Г. Демьянов, А.С. Еременко (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	61
Modelling of the elongation of UO ₂ -Gd ₂ O ₃ fuel rods of VVER-1000. V.V. Novikov, V.I. Kuznetsov, B.I. Nesterov, P.G. Demyanov, A.S. Eremenko (JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	61
Реакторная ползучесть ураногадолиниевого оксидного топлива типа (U _{0,927} , Gd _{0,073})O _{2-x} при температуре 550–900 °С. А.В. Федотов ¹ , Е.Н. Михеев ¹ , Н.М. Рысев ¹ , В.В. Новиков ¹ , О.А. Бахтеев ¹ , Н.А. Дегтярев ¹ , В.Б. Малыгин ² , Р.А. Панасенко ² , Е.Г. Белендрясова ² , А.Л. Ижutow ³ , А.В. Бурукин ³ , С.В. Серёдкин ³ , Г.А. Ильиных ³ , И.Н. Волкова ³ (¹ АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; ² ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия; ³ АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	62
In-pile creep of uranium-gadolinium oxide fuel of the type (U _{0.927} , Gd _{0.073})O _{2-x} at a temperature of 550–900 °С. A.V. Fedotov ¹ , E.N. Mikheev ¹ , N.M. Rysev ¹ , V.V. Novikov ¹ , O.A. Bakhteev ¹ , N.A. Degtyarev ¹ , V.B. Malygin ² , R.A. Panasenko ² , E.G. Belendryasova ² , A.L. Izhutov ³ , A.V. Burukin ³ , S.V. Seredkin ³ , G.A. Ilyinykh ³ , I.N. Volkova ³ (¹ JSC "VNIINM", Moscow, Russia; ² NRNU "MEPhI", Moscow, Russia; ³ JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	63
Результаты промежуточных исследований экспериментальных твэлов, испытанных в реакторе МИР в условиях PWR. А.Л. Ижutow, А.В. Бурукин, О.Н. Владимирова, А.И. Долгов, П.А. Ильин, В.В. Калыгин, М.А. Мокеичев, В.А. Овчинников (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	63
Interim examinations of experimental fuel rods tested in the MIR reactor under PWR conditions. A.L. Izhutov, A.V. Burukin, O.N. Vladimirova, A.I. Dolgov, P.A. Ilyin, V.V. Kalygin, M.A. Mokeichev, V.A. Ovchinnikov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	64

Исследование поведения твэлов реактора ВВЭР-1000 для обоснования режимов со скачком мощности. В.В. Новиков ¹ , В.И. Кузнецов ¹ , Б.И. Нестеров ¹ , А.Л. Ижутов ² , А.Г. Ещеркин ² , В.А. Овчинников ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	65
Study of the behavior of VVER-1000 fuel rods in support of power ramp regimes. V.V. Novikov ¹ , V.I. Kuznetsov ¹ , B.I. Nesterov ¹ , A.L. Izhutov ² , A.G. Eshcherkin ² , V.A. Ovchinnikov ² (1JSC "VNIINM", Moscow, Russia; 2JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	66
Изучение поведения твэлов реактора ВВЭР-1000 в условиях аварии с потерей теплоносителя (ЛОСА): реакторные эксперименты МИР-ЛОСА/45 и МИР-ЛОСА/69. А.В. Алексеев ¹ , А.В. Горячев ¹ , О.И. Дреганов ¹ , А.Л. Ижутов ¹ , Л.В. Киреева ¹ , И.В. Киселева ¹ , В.Н. Шулимов ¹ , В.И. Кузнецов ² , В.В. Новиков ² , А.В. Салатов ² , П.В. Федотов ² (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	67
Studying of the VVER-1000 fuel rods behaviour under the loss-of-coolant-accident (LOCA) conditions: in-pile MIR-LOCA/45 and MIR-LOCA/69 tests. A.V. Alekseev ¹ , A.V. Goryachev ¹ , O.I. Dreganov ¹ , A.L. Izhutov ¹ , L.V. Kireeva ¹ , I.V. Kiseleva ¹ , V.N. Shulimov ¹ , V.I. Kuznetsov ² , V.V. Novikov ² , A.V. Salatov ² , P.V. Fedotov ² (1JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia; 2JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	68
Исследование штатных оболочек твэлов реактора типа ВВЭР с защитным покрытием в условиях, характерных для аварии с потерей теплоносителя. А.А. Урусов, А.А. Мокрушин, Д.М. Солдаткин, К.К. Полуниин (ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия)	69
Study of stained shells of the fuels of reactor type PWR with protective coating in conditions characteristic for an accident with heat carrier loss. A.A. Urusov, A.A. Mokrushin, D.M. Soldatkin, K.K. Polunin (FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia)	71
Основные результаты эксплуатации и планы по модернизации конструкции и материалов ядерного топлива реакторных установок ВВЭР. С.А. Кушманов (АО «ОКБ "Гидропресс"», г. Подольск, Россия)	73
Main efforts and plans for modernization of the nuclear fuel structure and materials for VVER RP. S.A. Kushmanov (JSC «ОКБ "Gidropress"», Podolsk, Russia)	74
Изменение геометрических параметров ТВС-2 и ТВС-2М реактора ВВЭР-1000 и их конструктивных элементов во время эксплуатации. Г.В. Шевляков, А.В. Строзжук, О.Г. Сидоренко, С.С. Сагалов, А.С. Хренов, А.А. Боков (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	76
Changes in the geometry of VVER-1000 TVS-2 and TVS-2M and their components under operation. G.V. Shevlyakov, A.V. Strozjuk, O.G. Sidorenko, A.S. Khrenov, A.A. Bokov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	77

Развитие и применение методик контроля герметичности топлива во время работы реакторов ВВЭР. П.М. Калиничев, И.А. Евдокимов, В.В. Лиханский, Е.Ю. Афанасьева, А.Г. Хромов (АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия)	77
Development and application of techniques for evaluation of coolant activity during operation of VVER power units. P.M. Kalinichev, I.A. Evdokimov, V.V. Likhanskii, E.Yu. Afanasyeva, A.G. Khromov (JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia)	79
Определение герметичности топливных элементов ТВСА-АЛЬФА методом гамма-спектрометрии газосборника. С.С. Сагалов, В.А. Жителев, Г.В. Шевляков, А.В. Строжук, В.Г. Теплов, Е.Г. Ильина (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	80
Integrity testing of the TVSA-ALFA fuel elements by gamma-spectrometry of the gas plenum. S.S. Sagalov, V.A. Zhitelev, G.V. Shevlyakov, A.V. Stozhuk, V.G. Teplov, E.G. Ilyina (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	81
Влияние облучения в реакторе ВВЭР-1000 на характеристики вторых фаз в циркониевых сплавах Э110 и Э635. А.В. Обухов, Г.П. Кобылянский, С.С. Сагалов, А.Р. Белозерова (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	82
Effect of neutron irradiation in the VVER-1000 reactor on the characteristics of secondary phases in zirconium alloys E110 and E635. A.V. Obukhov, G.P. Kobylansky, S.S. Sagalov, A.R. Belozerova (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	83
Инженерно-экономический анализ применения толерантного топлива в ядерной энергетике. В.В. Харитонов, Б.А. Калинин, А.Н. Силенко, Ю.А. Ульянин (ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия)	84
Engineering-economic analysis of the use of accident tolerant fuel in nuclear power engineering. V.V. Kharitonov, B.A. Kalin, A.N. Silenko, Yu.A. Ul'yanin (NRNU "MEPhI", Moscow, Russia)	87
Анализ причин изменения длины твэлов реакторов ВВЭР-1000 при термических испытаниях, моделирующих режимы сухого хранения. Г.П. Кобылянский, А.О. Мазаев, Е.А. Звир, П.А. Ильин, А.В. Обухов (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	90
Analysis of VVER-1000 fuel rods elongation under thermal tests simulating dry storage conditions. G.P. Kobylansky, A.O. Mazaev, E.A. Zvir, P.A. Ilyin, A.V. Obukhov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	92

<p>Моделирование механических свойств твэльных оболочек для условий сухого хранения. В.В. Лиханский¹, Т.Н. Алиев¹, М.Ю. Колесник¹, О.В. Хоружий¹, В.Г. Зборовский¹, И.А. Евдокимов¹, А.А. Сорокин¹, К.Е. Улыбышев¹, Б.А. Гурович², О.О. Забусов², Д.А. Журко², А.С. Фролов², Е.А. Звир³, П.А. Ильин³ (1АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия; 2ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия; 3АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)</p>	93
<p>Modeling of fuel claddings mechanical properties under dry storage conditions. V.V. Likhanskii¹, T.N. Aliev¹, M.Yu. Kolesnik¹, O.V. Khoruzhiy¹, V.G. Zborovsky¹, I.A. Evdokimov¹, A.A. Sorokin¹, K.E. Ulybyshev¹, B.A. Gurovich², O.O. Zabusov², D.A. Zhurko², A.S. Frolov², E.A. Zvir³, P.A. Ilyin³ (1JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia; 2NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia; 3JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)</p>	94
<p>Фазовые и структурные превращения в оболочках твэлов из сплава Э110 в условиях сухого хранения. А.С. Фролов¹, Б.А. Гурович¹, Е.А. Кулешова^{1,2}, Д.А. Мальцев¹, Д.В. Сафонов¹, Е.В. Алексеева¹ (1ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия; 2ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия)</p>	96
<p>Phase and structural transformations in the fuel cladding rods from E110 alloy in the conditions of dry storage. A.S. Frolov¹, B.A. Gurovich¹, E.A. Kuleshova^{1,2}, D.A. Maltsev¹, D.V. Safonov¹, E.V. Alekseeva¹ (1NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia; 2NRNU "MEPhI", Moscow, Russia)</p>	98
<p>Определение параметров замедленного гидридного растрескивания оболочек твэлов для оценки вероятности их разгерметизации при эксплуатации и сухом хранении отработавшего ядерного топлива. Н.С. Сабуров, В.А. Маркелов, С.А. Бекренев, И.А. Шелепов, А.Ю. Гусев, И.М. Гончаров (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)</p>	100
<p>Determination of delayed hydride cracking parameters to assess the probability of their depressurization during operation and dry storage. N.S. Saburov, V.A. Markelov, S.A. Bekrenev, I.A. Sheleпов, A.Yu. Gusev, I.M. Goncharov (JSC «VNIINM», Moscow, Russia)</p>	101
<p>К вопросу моделирования эффектов ядерной трансмутации при исследовании физических свойств циркониевых сплавов. А.Р. Белозерова, С.В. Белозеров, В.К. Шамардин, Г.П. Кобылянский (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)</p>	101
<p>Modelling the effects of nuclear transmutation in the study of the physical properties of zirconium alloys. A.R. Belozerova, S.V. Belozerov, V.K. Shamardin, G.P. Kobylansky (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)</p>	102
<p>Модернизация моделей поведения смешанного нитридного ураноплутониевого топлива в коде «КОРАТ» и их верификация на данных экспериментов. О.В. Хоружий¹, В.Г. Зборовский¹, Н.Н. Елкин¹, Я.Р. Лифанов¹, В.В. Лиханский¹, О.Н. Никитин², А.В. Беяева², Ю.А. Иванов³, А.Ю. Иванов³, И.В. Кожевникова³,</p>	

Г.А. Киреев ³ , М.В. Скупов ³ (1АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Россия; 2АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 3АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	104
Modernization of models describing behavior of mixed uranium-plutonium nitride fuel in code "Korat" and their verification on experimental data. O.V. Khoruzhii ¹ , V.G. Zborovskii ¹ , N.N. Elkin ¹ , Ya.R. Lifanov ¹ , V.V. Likhanskii ¹ , O.N. Nikitin ² , A.V. Belyaeva ² , Yu.A. Ivanov ³ , A.Yu. Ivanov ³ , I.V. Kozhevnikova ³ , G.A. Kireev ³ , M.V. Skupov ³ (1JSC "SRC RF TRINITI", Troitsk, Russia; 2JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; 3JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	106
Особенности распухания ураноплутониевого нитридного топлива в экспериментальных твэлах с газовым и жидкометаллическим подслоем. А.В. Беляева, Ф.Н. Крюков, О.Н. Никитин, С.В. Кузьмин (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	108
Specific details of swelling in uranium-plutonium nitride fuel used for fabrication of helium gas- and liquid metal-bonded test fuel rods. A.V. Belyaeva, F.N. Kryukov, O.N. Nikitin, S.V. Kuzmin (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	110
Способ определения остаточного полуторного нитрида в смешанном нитридном ураноплутониевом топливе. М.П. Кривов ¹ , Г.А. Киреев ¹ , А.В. Давыдов ¹ , А.В. Тенишев ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия)	111
The method of the uranium sesquinitride residual amount for determining in mixed nitride nuclear fuel. М.П. Krivov ¹ , G.A. Kireev ¹ , A.V. Davydov ¹ , A.V. Tenishev ² (1JSC "VNIINM", Moscow, Russia; 2NRNU "MEPhI", Moscow, Russia)	114
Ураноциркониевое карбонитридное топливо: подготовка к исследованиям на критических сборках и реакторным испытаниям. А.Н. Бахин ¹ , Ш.Т. Тухватулин ¹ , А.Л. Ижutow ³ , И.Э. Галев ¹ , В.Ю. Вишнеvский ¹ , С.Н. Сикорин ² , А.В. Кузьмин ² , С.Г. Мандик ² , С.А. Полозов ² , Т.К. Григорович ² , С.В. Серёдкин ³ (1ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия; 2ГНУ «ОИЭЯИ — Сосны», г. Минск, Белоруссия; 3АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	116
Uranium-zirconium carbonitride fuel: preparation for studies at critical assemblies and in-pile tests. A.N. Bakhin ¹ , Sh.T. Tukhvatulín ¹ , A.L. Izhutov ³ , I.E. Galev ¹ , V.Yu. Vishnevsky ¹ , S.N. Sikorin ² , A.V. Kuzmin ² , S.G. Mandik ² , S.A. Polozov ² , T.K. Grigorovich ² , S.V. Seredkin ³ (1FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia; 2Scientific Institution "JIPNR — Sosny", Minsk, Belarus; 3JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	118
Опыт и возможности совместного использования в реакторах на быстрых нейтронах оксидного, нитридного топлива и металлического урана. Ю.М. Голоvченко ¹ , М.В. Скупов ² (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	120

Experience and feasibility of co-using oxide and nitride fuels and metal uranium in BN-reactors. Yu.M. Golovchenko ¹ , M.V. Skupov ² (¹ JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; ² JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	121
Состояние и направление развития активных зон ледокольных ядерных энергетических установок и атомных станций малой мощности. А.И. Романов, В.Ю. Папотин, А.Н. Лепехин, А.А. Захарычев, С.Г. Петров (АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия)	122
Condition and development direction of cores of ice-breaker NPP and SMR. A.I. Romanov, V.Yu. Papotin, A.N. Lepekhin, A.A. Zakharychev, S.G. Petrov (JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia)	123
Активные зоны для атомных станций малой мощности. А.А. Захарычев ¹ , В.Ю. Папотин ¹ , Д.М. Стадник ¹ , А.А. Шельдяков ² , С.И. Коровушкин ³ (¹ АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия; ² АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; ³ ПАО «МСЗ», г. Электросталь, Россия)	124
A core for small power nuclear power plants. А.А. Zakharychev ¹ , V.Yu. Papotin ¹ , D.M. Stadnik ¹ , A.A. Sheldyakov ² , S.I. Korovushkin ³ (¹ JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia; ² JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; ³ PJSC "Mashinostroitelny Zavod", Electrostal, Russia)	125
Влияние облучения на физико-механические свойства и структуру хромоникелевого сплава 42ХНМ. А.А. Шельдяков ¹ , В.Ю. Шишин ¹ , В.В. Яковлев ¹ , Г.В. Кулаков ² , Ю.В. Коновалов ² (¹ АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; ² АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	126
Effect of irradiation on physical and mechanical properties and structure of chromium-nickel alloy 42XNM. А.А. Sheldyakov ¹ , V.Yu. Shishin ¹ , V.V. Yakovlev ¹ , G.V. Kulakov ² , Yu.V. Konovalov ² (¹ JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; ² JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	127
Дореакторные испытания фрагментов ураноциркониевых металлических твэлов в ходе конверсии активной зоны реактора ИВГ.1М. К.К. Полунин, А.Н. Бахин, Д.А. Зайцев, Д.М. Солдаткин, В.А. Солнцев (ФГУП «НИИ "НПО "Луч"», г. Подольск, Россия)	128
Pre-reactor tests of fragments of uranium-zirconium metal fuel rods obtained during the modernization of the reactor core IVG.1M. К.К. Polunin, A.N. Bakhin, D.A. Zaytsev, D.M. Soldatkin, V.A. Solntsev (FSUE «SRI "SIA "Luch"», Podolsk, Russia)	132
Разработка технологии изготовления твэлов с малым вредным поглощением для тепловыделяющих сборок модернизированной активной зоны реактора СМ. Е.Л. Санников, В.В. Лемехов, В.Г. Колосовский, Р.С. Коротков, Е.Л. Лупанина (ПАО «МСЗ», г. Электросталь, Россия)	134
Development of technology of manufacturing tvcls with small harmful absorption for FAs of a modernized active zone of the SM reactor. E.L. Sannikov, V.V. Lemekhov, V.G. Kolosovsky, R.S. Korotkov, E.L. Lupanina (PJSC "Mashinostroitelny Zavod", Electrostal, Russia)	135

Результаты исследования опытных дисперсионных топливных композиций для обоснования работоспособности твэлов с малым вредным поглощением для реактора СМ. Илгиз Ф. Гильмутдинов, В.Ю. Шишин, Ф.Н. Крюков, В.В. Пименов, Е.И. Ефимов (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	136
Examination of experimental dispersed fuel compositions to justify the performance of low neutron poisoning fuel rods to be used in the SM reactor. Ilgiz F. Gilmutdinov, V.Yu. Shishin, F.N. Kryukov, V.V. Pimenov, E.I. Efimov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	138
Post irradiation examinations of three tvel fuel rods irradiated in ringhals NPP during three reactor cycles. K.I. Lafchiev ¹ , K.D. Johnson ¹ , D.G. Jädernäs ¹ , A.Yu. Shevyakov ² , A.B. Dolgov ³ , A.V. Ugryumov ³ (1Studsvik Nuclear AB, Studsvik, Sweden; ² JSC "VNIINM", Moscow, Russia; ³ JSC "TVEL", Moscow, Russia)	139
Результаты материаловедческих исследований оболочки твэла из сплава Э110 опт. на основе губки, отработавшего в составе ТВСА-АЛЬФА до выгорания 42 МВт·сут/кг урана, для создания банка экспериментальных данных и лицензирования российского топлива для АЭС с реакторами PWR. Ю.Д. Гончаренко ¹ , С.Г. Еремин ¹ , Е.В. Чертопьятов ¹ , А.В. Обухов ¹ , Т.М. Буланова ¹ , Г.В. Шишалова ¹ , А.Ю. Шевяков ² , С.А. Бекренев ² , В.В. Новиков ² , В.А. Маркелов ² (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	140
Results of post-irradiation examinations of the sponge-based E110 opt. alloy operated as fuel cladding material in alternative TVSA-ALPHA up to attaining a burnup of 42 MW·day/kg U to establish the experimental databank in support of russian fuel licensing for PWR plants. Yu.D. Goncharenko ¹ , S.G. Eremin ¹ , E.V. Chertopyatov ¹ , A.V. Obukhov ¹ , T.M. Bulanova ¹ , G.V. Shishalova ¹ , A.Yu. Shevyakov ² , S.A. Bekrenev ² , V.V. Novikov ² , V.A. Markelov ² (1JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; 2JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	141
Определение содержания водорода в оксидных плёнках и в металле элементов конструкций из циркониевых сплавов теплоделяющих сборок водоохлаждаемых ядерных энергетических установок. Г.В. Шишалова, Г.П. Кобылянский, А.М. Новиков, И.Н. Волкова (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	142
Measurement of hydrogen content in oxide films and metal of water-cooled reactor FA components made of zirconium alloys. G.V. Shishalova, G.P. Kobylansky, A.M. Novikov, I.N. Volkova (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia).....	143
Проблемы исследования диоксидов урана и плутония с помощью сканирующей электронной микроскопии, возможные способы их решения, подбор оптимального режима контроля смешанного ураноплутониевого топлива для реактора БН-800. А.А. Мальцев, М.А. Литвинова (ФГУП «ПО "Маяк"», г. Озёрск, Россия)	144

Problems of examining uranium and plutonium dioxides using scanning electronic microscopy, possible ways to solve the problems, selecting optimum mode for examination of mox-fuel for BN-800 reactors. A.A. Maltsev, M.A. Litvinova (FSUE «ПА "Mayak"», Ozyorsk, Russia)	146
Водно-химические режимы петлевых установок реактора МИР для испытаний новых видов топлива и материалов. А.Л. Ижutow, А.Л. Петелин, В.А. Свистунов, О.Н. Владимирова, В.И. Васильев, С.А. Двойнишникова, Е.О. Демидовская (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	147
Water chemistry of MIR reactor loops to test new fuels and materials. A.L. Izhutov, A.L. Petelin, V.A. Svistunov, O.N. Vladimirova, V.I. Vasiliev, S.A. Dvoinishnikova, E.O. Demidovskaya (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	148

Конструкционные материалы ядерных и термоядерных реакторов

Конструкционные материалы для реакторов на быстрых нейтронах с натриевым и свинцовым теплоносителем. М.В. Леонтьева-Смирнова, М.В. Скупов, А.А. Никитина, И.А. Науменко, Н.М. Митрофанова (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	149
Structural materials for fast neutron reactors with sodium and lead coolants. M.V. Leontyeva-Smirnova, M.V. Skupov, A.A. Nikitina, I.A. Naumenko, N.M. Mitrofanova (JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	150
Роль АО «ОКБ "Гидропресс"», АО «ГНЦ НИИАР» и ФГУП «ЦНИИ КМ "Прометей"» в международном проекте TACIS-2002 (R2/01.02). В.М. Комолов ¹ , В.В. Евдокименко ¹ , В.А. Пиминов ¹ , И.О. Трегубов ¹ , В.И. Цофин ¹ , Б.З. Марголин ² , А.А. Сорокин ² , А.И. Минкин ² , И.Ю. Жемков ³ , В.С. Неустроев ³ , В.К. Шамардин ³ (1АО «ОКБ "Гидропресс"», г. Подольск, Россия; 2ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия; 3АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	151
Role of JSC «ОКБ "Gidropress"», JSC "SSC RIAR" and CRISM "Prometey" in international project TACIS-2002 (R2/01.02). V.M. Komolov ¹ , V.V. Evdokimenko ¹ , V.A. Piminov ¹ , I.O. Tregubov ¹ , V.I. Tsofin ¹ , B.Z. Margolin ² , A.A. Sorokin ² , A.I. Minkin ² , I.Yu. Zhemkov ³ , V.S. Neustroev ³ , V.K. Shamardin ³ (1JSC «ОКБ "Gidropress"», Podolsk, Russia; 2NRC «"Kurchatov Institute" — CRI SM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia; 3JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	155
Исследование трещиностойкости металла внутрикорпусных устройств реактора ВВЭР-440 Нововоронежской АЭС после 45 лет эксплуатации. А.И. Минкин, Б.З. Марголин, В.Н. Фоменко, В.И. Смирнов, А.Я. Варовин, Н.Е. Пирогова, В.А. Швецова (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия)	157

- Investigation of fracture toughness of the PVI metal after 45 years operation in VVER-440 reactor of Novovoronezh NPP.
A.I. Minkin, B.Z. Margolin, V.N. Fomenko, V.I. Smirnov, A.Ya. Varovin, N.E. Pirogova, V.A. Shvetsova
(NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia)..... 161
- Влияние длительного воздействия рабочих параметров реактора ВВЭР-440 на структуру и фазовый состав материала элементов внутрикорпусных устройств.
Е.А. Кулешова^{1,2}, Б.А. Гурович¹, А.С. Фролов¹, Д.А. Мальцев¹, С.В. Федотова¹, И.В. Федотов¹, Б.З. Марголин³, А.И. Минкин³, А.А. Сорокин³
(¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия;
²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия;
³ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия) 164
- Effect of long-term exposure of operational parameters in VVER-440 reactor on materials' structure and phase composition of internals components.
E.A. Kuleshova^{1,2}, B.A. Gurovich¹, A.S. Frolov¹, D.A. Maltsev¹, S.V. Fedotova¹, I.V. Fedotov¹, B.Z. Margolin³, A.I. Minkin³, A.A. Sorokin³
(¹NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia; ²NRNU "MEPhI", Moscow, Russia;
³NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia) 166
- Экспериментальное исследование трещиностойкости аустенитной стали марки 10X18H9 в широком диапазоне температуры после длительного нейтронного облучения в реакторе БН-600.
А.А. Бучатский, Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко, В.И. Смирнов, Н.Е. Пирогова, А.А. Сорокин (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия) 168
- Experimental investigation of fracture toughness of austenitic steel of 18Cr-9Ni grade over wide temperature range after long term neutron irradiation in BN-600 reactor.
A.A. Buchatsky, B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, V.I. Smirnov, N.E. Pirogova, A.A. Sorokin
(NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia) 169
- Swelling, creep and embrittlement of D9 stainless steel cladding and duct in four FFTF driver fuel assemblies after high neutron exposures.
F.A. Garner (NRNU "MEPhI", Department of Materials Science, Moscow, Russia) 170
- Исследование низкотемпературного радиационного упрочнения ферритно-мартенситных сталей.
С.В. Рогожкин^{1,2}, А.А. Никитин^{1,2}, Н.А. Искандаров¹, А.А. Хомич¹, В.В. Хорошилов¹, А.А. Богачев¹, А.А. Лукьянчук¹, О.А. Разницын¹, А.С. Шутов¹, П.А. Федин¹, Т.В. Кулевой¹, А.Л. Васильев³, М.Ю. Пресняков³, К.С. Кравчук⁴, А.С. Усеинов⁴, М.В. Леонтьева-Смирнова⁵, Е.М. Можанов⁵
(¹ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ИТЭФ», г. Москва, Россия;
²ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия;
³ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт"», г. Москва, Россия;
⁴ФГБНУ «ТИСНУМ», г. Троицк, Россия; ⁵АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия) 171

Study of low-temperature radiation hardening of ferritic-martensitic steels. S.V. Rogozhkin ^{1,2} , A.A. Nikitin ^{1,2} , N.A. Iskandarov ¹ , A.A. Khomich ¹ , V.V. Khoroshilov ¹ , A.A. Bogachev ¹ , A.A. Lukyanchuk ¹ , O.A. Raznitsyn ¹ , A.S. Shutov ¹ , P.A. Fedin ¹ , T.V. Kulevoy ¹ , A.L. Vasilyev ³ , M.Yu. Presnyakov ³ , K.S. Kravchuk ⁴ , A.S. Useinov ⁴ , M.V. Leontyeva-Smirnova ⁵ , E.M. Mozhanov ⁵ (¹ NRC «"Kurchatov Institute" — ИТЭР», Moscow, Russia; ² NRNU "MEPhI", Moscow, Russia; ³ NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia; ⁴ FSBI "TISNCM", Troitsk, Russia; ⁵ JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	174
Высокотемпературное радиационное охрупчивание облучённых нейтронами аустенитных нержавеющей сталей марок 08X18H10T, ЭИ-847, ЭП-172 и ЧС-68. С.И. Поролло, А.А. Иванов, Ю.В. Конобеев, С.В. Шулепин (ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ГИЦ РФ — ФЭИ», г. Обнинск, Россия)	177
High temperature irradiation embrittlement in neutron irradiated austenitic stainless steels 08Kh18N10T, EI-847, EP-172 and ChS-68. S.I. Porollo, A.A. Ivanov, Yu.V. Konobeev, S.V. Shulepin (NRC «"Kurchatov Institute" — SSC RF — IPPE», Obninsk, Russia)	178
Радиационные явления в аустенитных сталях после длительного облучения в реакторе БОР-60. В.С. Неустроев, С.В. Белозёров, Е.И. Макаров, Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, Д.А. Соколовский (АО «ГИЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	179
Radiation phenomena in irradiated austenitic steels after long irradiation in BOR-60 reactor. V.S. Neustroev, S.V. Belozarov, E.I. Makarov, D.E. Markelov, A.V. Obukhov, D.A. Sokolovsky (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	179
Оптимизация структурно-фазового состояния оболочек твэлов из стали марки ЭК164-ИД с целью увеличения ресурса работоспособности тепловыделяющих сборок реакторов на быстрых нейтронах. Т.А. Чурюмова, Н.М. Митрофанова (АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	180
Optimization of structural-phase state of fuel pin claddings made of steel EK164 in order to increase the resource efficiency of fast neutron reactors fuel assemblies. Т.А. Churyumova, N.M. Mitrofanova (JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	182
Study on the heat insulation materials with high temperature sodium in sodium-cooled fast reactor. J. Zhang, X. Fu, B. Qin, H. Ma, Z. Ruan, L. Tao, B. Long (CIAE, Beijing, China)	185
The effect of oxygen and hydrogen on stress corrosion cracking of 304NG stainless steel in high temperature water with trace chloride ion for PWR primary loop. P. DeQuan, W. Hui, H. Yong, Z. BaoLiang (CIAE, Beijing, China)	185
Microstructural and chemical characterization of irradiation effects in claddings with different alloy compositions. K.D. Johnson ¹ , K.I. Lafchiev ¹ , D. Jädernäs ¹ , O. Tengstrand ¹ , A.Y. Shevyakov ² , A.B. Dolgov ³ , A.V. Ugryumov ³ (¹ Studsvik Nuclear AB, Studsvik, Sweden; ² JSC "VNIINM", Moscow, Russia; ³ JSC "TVEL", Moscow, Russia)	186

Effect of irradiation on susceptibility of ferritic-martensitic steels to liquid metal embrittlement in liquid lead-bismuth environment. S. Gavrilov, E. Stergar, M. Lambrechts, M. Konstantinovic, J. Van den Bosch (SCK / CEN, BNRC, Mol, Belgium)	187
Радиационная ползучесть и набухание стали марки 08X18H10T при температуре 350–420 °С. Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, А.В. Обухов, Д.Е. Маркелов (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	189
Radiation creep and swelling of steel 08X18H10T at 350–420 °С. E.I. Makarov, V.S. Neustroyev, A.V. Obukhov, D.E. Markelov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	190
Эволюция микроструктуры аустенитных сталей после облучения при температуре 300–350 °С в реакторах БОР-60 и СМ. Д.Е. Маркелов ¹ , В.С. Неустроев ¹ , В.К. Шамардин ¹ , Б.З. Марголин ² , А.А. Сорокин ² (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Москва, Россия)	191
Evolution of the microstructure of austenitic steels after irradiation at 300–350 °С in reactors BOR-60 and SM. D.E. Markelov ¹ , V.S. Neustroyev ¹ , V.K. Shamardin ¹ , B.Z. Margolin ² , A.A. Sorokin ² (1JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; 2NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia)	193
Нейтронно-дозиметрическое сопровождение экспериментов по изучению свойств конструкционных материалов в реакторных условиях. С.А. Енин, В.В. Павлов, А.Р. Белозерова, Т.И. Чернышева (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	194
Neutron-dosimetric support of construction materials properties research experiments in reactor conditions. S.A. Enin, V.V. Pavlov, A.R. Belozerova, T.I. Chernysheva (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	195
Результаты исследований коррозии оболочек из стали марки ЭП823-Ш в твэлах со свинцовым и гелиевым подслоем. Ильнур Ф. Гильмутдинов ¹ , Ф.Н. Крюков ¹ , О.Н. Никитин ¹ , И.Ю. Жемков ¹ , М.В. Скупов ² , Ю.А. Иванов ² (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия)	196
Examination of corrosion in ЭП823-Ш steel claddings of the fuel rods with lead and helium substrates. Ilnur F. Gilmutdinov ¹ , F.N. Kryukov ¹ , O.N. Nikitin ¹ , I.Yu. Zhemkov ¹ , M.V. Skupov ² , Yu.A. Ivanov ² (1JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; 2JSC "VNIINM", Moscow, Russia)	198
Расчётно-экспериментальное определение условий эксплуатации несменяемых элементов конструкции реактора БОР-60. И.Ю. Жемков, Ю.В. Набойщиков, Ю.М. Крашенинников (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	200

Experiment-based and calculation data analysis of the operating conditions for the BOR-60 irreplaceable components. I.Yu. Zhemkov, Yu.V. Naboishchikov, Yu.M. Krashennikov (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	201
Радиационное распухание материала шпилек малой поворотной пробки реактора БОР-60. В.С. Неустроев, Д.А. Соколовский, С.В. Белозеров, И.Ю. Жемков, Е.И. Макаров, Ю.В. Набойщиков, А.И. Плотников, Н.С. Погляд, Н.И. Широкова (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	202
Irradiation-induced swelling of BOR-60 small rotation plug studs. V.S. Neustroyev, D.A. Sokolovsky, S.V. Belozerov, I.Yu. Zhemkov, E.I. Makarov, Yu.V. Naboishchikov, A.I. Plotnikov, N.S. Poglyad, N.I. Shirokova (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	204
Методика контроля качества сварных соединений тепловыделяющих элементов для реактора БН-800 со смешанным оксидным ураноплутониевым топливом. М.А. Литвинова, А.А. Мальцев (ФГУП «ПО "Маяк"», г. Озёрск, Россия)	205
Quality control procedure applied to welded joints of fuel elements for BN-800 reactor with mixed oxide uranium-plutonium fuel. M.A. Litvinova, A.A. Maltsev (FSUE «РА "Mayak"», Ozyorsk, Russia)	207
Сварка экспериментальных изделий и устройств для проведения реакторных испытаний. А.В. Каплин, Е.М. Табакин, С.А. Андреев (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	208
Welding of test specimens and test rigs intended for irradiation testing. A.V. Kaplin, E.M. Tabakin, S.A. Andreyev (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	210
Методология обоснования радиационного ресурса корпусов реакторов транспортных ядерных энергетических установок. И.С. Жауров ¹ , В.А. Панов ¹ , В.П. Федорин ¹ , Е.А. Иваненко ² , Б.З. Марголин ² , А.М. Морозов ² , В.А. Петров ² , Е.В. Юрченко ² (1АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия; 2ФГБУ «НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия)	212
Methodology of justification of radiation resistance of reactor pressure vessels of nuclear propulsion systems. I.S. Zhaurov ¹ , V.A. Panov ¹ , V.P. Fedorin ¹ , E.A. Ivanenko ² , B.Z. Margolin ² , A.M. Morozov ² , V.A. Petrov ² , E.V. Yurchenko ² (1JSC "Afrikantov OKBM", Nizhny Novgorod, Russia; 2NRC «"Kurchatov Institute" — CSRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia)	212
Гарантированный уровень сопротивления хрупким разрушениям корпусных сталей реакторов ВВЭР. В.В. Орлов ¹ , В.Н. Скоробогатых ¹ , Н.П. Аносов ¹ , Ж.В. Юргина ¹ , В.А. Михеев ¹ , К.Н. Кошечев ² , С.В. Барсанова ² , В.К. Шамардин ³ (1АО «НПО "ЦНИИТМАШ"», г. Москва, Россия; 2АО «ИРМ», г. Заречный, Россия; 3АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	213

Разработка сталей ферритного класса для оболочек твэлов ядерных реакторов. Б.А. Тарасов ^{1,2} , И.И. Коновалов ² , М.Д. Савельев ² , С.Н. Никитин ² , М.С. Тарасова ² , Д.П. Шорников ² (1АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; 2ФГАОУ ВО «НИЯУ "МИФИ"», г. Москва, Россия)	219
Development of ferritic steels for fuel cladding. B.A. Tarasov ^{1,2} , I.I. Konovalov ² , M.D. Savel'yev ² , S.N. Nikitin ² , M.S. Tarasova ² , D.P. Shornikov ² (1JSC "VNIINM", Moscow, Russia; 2NRNU "MEPhI", Moscow, Russia)	221
Результаты материаловедческих исследований трубного пучка паро- генератора ОПГ-1 реактора БОР-60 после длительной эксплуатации. Т.М. Буланова, В.С. Неустроев, Ю.М. Крашенинников, А.А. Карсаков, Ю.Д. Гончаренко, Л.А. Евсеев, И.В. Шагвалиев, И.Н. Кучкина, В.В. Повстянко, А.Г. Прохоров (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	223
Post-irradiation examinations of tube bundle for steam generator OPG-1 after its long-term operation in the BOR-60 reactor. T.M. Bulanova, V.S. Neustroev, Yu.M. Krasheninnikov, A.A. Karsakov, Yu.D. Goncharenko, L.A. Evseyev, I.V. Shagvaliev, I.N. Kuchkina, V.V. Povstyanko, A.G. Prokhorov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	224
Коррозионная и механическая стойкость керамики MgO в расплавах солей при пара- метрах металлизации и мягкого хлорирования отработавшего ядерного топлива. О.А. Голосов ¹ , С.С. Хвостов ¹ , Н.В. Глушкова ¹ , М.В. Евсеев ¹ , С.В. Старицын ¹ , Ю.П. Зайков ² , В.А. Ковров ² , Е.В. Никитина ² , А.С. Холкина ² , Н.А. Казаковцева ² (1АО «ИРМ», г. Заречный, Россия; 2ФГБУН «ИВТЭ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия)	225
Corrosive and mechanical resistance of MgO ceramics in molten salts under metallizing and mild chlorination of spent nuclear fuel. O.A. Golosov ¹ , S.S. Khvostov ¹ , N.V. Glushkova ¹ , M.V. Evseev ¹ , S.V. Staritsyn ¹ , Yu.P. Zaikov ² , V.A. Kovrov ² , E.V. Nikitina ² , A.S. Kholkina ² , N.A. Kazakovtseva ² (1JSC "INM", Zarechny, Russia; 2INTE UB RAS, Yekaterinburg, Russia)	227
Радиационная стойкость ультрамелкозернистых материалов, полученных интенсивной пластической деформацией. Н.А. Еникеев ^{1,2} , В.К. Шамардин ³ , Б. Радиге ⁴ (1ФГБОУ ВО «УГАТУ», г. Уфа, Россия; 2ФГБОУ ВО «СПбГУ», г. Санкт-Петербург, Россия; 3АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 4Университет Нормандии, НЦНИ, г. Руан, Франция)	228
Radiation tolerance of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. N.A. Enikeev ^{1,2} , V.K. Shamardin ³ , B. Radiguet ⁴ (1USATU, Ufa, Russia; 2SPSU, Saint-Petersburg, Russia; 3JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia; 4UNIROUEN, INSA Rouen, Rouen, France).....	231
Механические свойства и структура облучённой нейтронами ультрамелкозернистой стали марки 08X18H10T, полученной методом равноканального углового прессования. В.К. Шамардин ¹ , Т.М. Буланова ¹ , А.А. Карсаков ¹ , А.В. Обухов ¹ , Л.А. Евсеев ¹ , Е.П. Белан ¹ , Р.З. Валиев ² , Н.А. Еникеев ² , И.В. Александров ² , М.М. Абрамова ² , А.К. Глушкова ³ (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; 2 ФГБОУ ВО «УГАТУ», г. Уфа, Россия; 3ФГАОУ ВО «ДИТИ НИЯУ "МИФИ"», г. Димитровград, Россия)	234

Mechanical properties and structure of irradiated ultra-fine grained steel 08X18H10T produced by equal-channel angular pressing. V.K. Shamardin ¹ , T.M. Bulanova ¹ , A.A. Karsakov ¹ , A.V. Obukhov ¹ , L.A. Evseyev ¹ , E.P. Belan ¹ , R.Z. Valiev ² , N.A. Enikeyev ² , I.V. Alexandrov ² , M.M. Abramova ² , A.K. Glushkova ³ (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia; ² USATU, Ufa, Russia; ³ Dimitrovgrad branch of NRNU "MEPhI", Dimitrovgrad, Russia)	236
Получение крупногабаритных монокристаллических слитков и дисков из молибдена и сплавов на его основе методом электронно-лучевой зонной плавки для изделий специального назначения. Е.Г. Колесников, В.А. Степанов, П.А. Степанчиков, Р.А. Федосеев, А.Н. Шотаев (ФГУП «НИИ "НПО „Луч"»», г. Подольск, Россия).....	238
Production of large monocrystalline ingots and discs of molybdenum and its alloys by means of electron-beam zone melting for fabrication of special-purpose products. E.G. Kolesnikov, V.A. Stepanov, P.A. Stepanchikov, R.A. Fedoseev, A.N. Shotaev (FSUE «SRI "SIA "Luch"»», Podolsk, Russia).....	239
Классификация экспериментальных устройств для проведения испытаний в реакторе БОР-60. В.Ю. Анисимов ^{1,2} , С.Г. Еремин ¹ , А.В. Боев ^{1,2} , И.Ю. Жемков ¹ , А.И. Плотников ¹ , Н.С. Погляд ^{1,2} (1АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия; ² ФГАОУ ВО «ДИТИ НИЯУ "МИФИ"», г. Димитровград, Россия).....	241
Classification of irradiation rigs for material testing in BOR-60 reactor. V.Yu. Anisimov ^{1,2} , S.G. Eremin ¹ , A.V. Boev ^{1,2} , I.Yu. Zhemkov ¹ , A.I. Plotnikov ¹ , N.S. Poglyad ^{1,2} (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia; ² Dimitrovgrad branch of NRNU "MEPhI", Dimitrovgrad, Russia).....	242
Поглощающие и замедляющие материалы	
Tritium and helium release from beryllium-based materials irradiated up to high neutron doses. V. Chakin, R. Rolli (KIT, IAM, Karlsruhe, Germany).....	243
Влияние продуктов ядерных реакций в бериллии на физические и технологические характеристики исследовательских реакторов. А.П. Малков, В.В. Пименов, В.В. Калыгин (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	244
Effect of nuclear reaction products in beryllium on research reactor physical and process parameters. A.P. Malkov, V.V. Pimenov, V.V. Kalygin (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	245
Investigation compatibility B ₄ C pellet with stainless steel cladding and high temperature sodium for sodium-cooled fast reactor. B. Qin, X. Fu, B. Long (CIAE, Beijing, China).....	247
Результаты послереакторных исследований поглощающих стержней системы управления и защиты с пэлами на основе комбинированного поглощающего сердечника после эксплуатации в реакторах ВВЭР-1000 Калининской и Балаковской АЭС. А.В. Захаров, Е.М. Муралева (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	247

Post-irradiation examinations of absorber material for compound absorber rods of the VVER control and protection system after operation in the VVER-1000 reactors of Kalinin and Balakovo nuclear power plants. A.V. Zakharov, E.M. Muraleva (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia)	248
Теплофизические свойства реакторного графита, облучённого до высокого флюенса нейтронов. Е.П. Белан, Д.В. Харьков (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия).....	250
Thermal and physical properties of nuclear-reactor-grade graphite irradiated up to high neutron fluence values. E.P. Belan, D.V. Khar'kov (JSC "SSC RIAR", Dimitrovgrad, Russia).....	250

Стендовые доклады

Влияние скорости набора повреждающей дозы на микроструктуру стали марки X18H10T после облучения в реакторе БОР-60 при температуре 330–350 °С. Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, В.С. Неустроев (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия).....	251
Effect of the damage dose accumulation rate on the microstructure of Fe18Cr10NiTi steel irradiated in the BOR-60 reactor at 330–350 °С. D.E. Markelov, A.V. Obukhov, V.S. Neustroev (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia).....	252
Молекулярно-динамическое моделирование каскадов атомных смещений в бинарных сплавах Zr-(0,5–3)% Nb, анализ распределения атомов ниобия в собственных междоузельных конфигурациях. П.Е. Капустин, М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин (ФГБОУ ВО «УлГУ», г. Ульяновск, Россия)	253
Molecular dynamic simulation of atomic displacement cascades in binary alloys Zr-(0.5–3)% Nb, analysis of the distribution of niobium atoms in self-interstitial configurations. P.E. Kapustin, M.Yu. Tikhonchev, V.V. Svetukhin (USU, Ulyanovsk, Russia).....	256
Прогнозирование служебных характеристик сплава САВ-1 в условиях нейтронного облучения для обоснования радиационного ресурса исследовательских ядерных реакторов. О.В. Голубева ¹ , В.А. Петров ¹ , Е.А. Иваненко ¹ , А.М. Морозов ¹ , С.Р. Фридман ² , Б.С. Родченков ³ , А.В. Васильев ⁴ (1ФГБУ «НИЦ «"Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей"», г. Санкт-Петербург, Россия; 2ФГБУ «НИЦ «"Курчатовский институт" — ПИЯФ», г. Гатчина, Россия; 3АО «НИКИЭТ», г. Москва, Россия; 4АО «НИФХИ», г. Москва, Россия)	259
Prediction of the SAV-1 alloy properties under neutron irradiation conditions to justify radiation life time of the research nuclear reactor. O.V. Golubeva ¹ , V.A. Petrov ¹ , E.A. Ivanenko ¹ , A.M. Morozov ¹ , S.R. Fridman ² , B.S. Rodchenkov ³ , A.V. Vasiliev ⁴ (1NRC «"Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey"», Saint-Petersburg, Russia; 2NRC «"Kurchatov Institute" — PNPI», Gatchina, Russia; 3JSC «NIKIET», Moscow, Russia; 4JSC «RIPC», Obninsk, Russia).....	260

Вклад распухания и радиационной ползучести в общую деформацию оболочек твэлов реактора БН-600, изготовленных из стали марки ЧС68-ИД по модернизированной технологии. П.И. Гринь, В.С. Неустроев, А.В. Строжук (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	261
Contribution of swelling and irradiation-induced creep into the total deformation of BN-600 fuel pin claddings made of steel ChS68-ID by the advanced technology. P.I. Grin, V.S. Neustroyev, A.V. Strozhek (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	263
Совершенствование методик кратковременных механических испытаний на растяжение трубчатых образцов для создания базы данных по послереакторным свойствам циркониевых сплавов. А.Ю. Шевяков ¹ , А.Ю. Гусев ¹ , С.А. Бекренев ¹ , В.А. Маркелов ¹ , В.В. Новиков ¹ , Ю.Д. Гончаренко ² , С.Г. Еремин ² , Е.В. Чертопьятов ² (¹ АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия; ² АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	265
Tubular samples short-term mechanical tensile tests methods improving to create a database on post-irradiation properties of zirconium alloys. A.Yu. Shevyakov ¹ , A.Yu. Gusev ¹ , S.A. Bekrenev ¹ , V.A. Markelov ¹ , V.V. Novikov ¹ , Yu.D. Goncharenko ² , S.G. Eremin ² , E.V. Chertopyatov ² (¹ JSC «VNIINM», Moscow, Russia; ² JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	266
Исследование состояния сварных соединений парогенератора реакторной установки БОР-60. С.А. Андреев, Ю.В. Иванович, Е.М. Табакин, Т.М. Буланова, О.Ю. Макаров, Ю.М. Крашенинников (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	267
Post-irradiation examinations of welded joints for steam generator in operation in the BOR-60 reactor. S.A. Andreyev, Yu.V. Ivanovich, E.M. Tabakin, T.M. Bulanova, O.Yu. Makarov, Yu.M. Krasheninnikov (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	269
Study on the behavior of delayed hydride cracking and microstructure of Zr-2.5Nb pressure tube material. W. Bian, L. Guo (CIAE, Beijing, China)	270
The fuel-cladding chemical interaction test between lanthanide containing U-Zr metallic fuel and HT9. I.-S. Han, J.-S. Kim, J.-S. Cheon (KAERI, Daejeon, Korea)	271
Математическая модель радиационного формоизменения сборок активной зоны быстрых натриевых реакторов и её реализация в современном расчётном коде. О.Ю. Виленский, А.В. Рябцов (АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия) ...	272
A mathematical model of radiation shape changing of core assemblies of fast sodium-cooled reactors and its implementation in a current analytical code. O.Yu. Vilensky, A.V. Ryabtsov (JSC «Африкантов ОКБМ», Nizhny Novgorod, Russia)	272
Поведение твэлов реакторов ВВЭР-1000 в условиях, моделирующих сухое хранение. П.А. Ильин, Е.А. Звир, П.И. Гринь (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия)	273
Behavior of VVER-1000 fuel rods under simulated dry storage conditions. P.A. Ilyin, E.A. Zvir, P.I. Grin (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	274

Разработка метода механических испытаний трубчатых образцов внутренним давлением пластичного заполнителя. С.Г. Еремин, Д.В. Харьков, Д.А. Глушков (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия).....	275
Elaboration of method for testing mechanical properties of tubular specimens under internal pressure of plastic filler. S.G. Eremin, D.V. Khar'kov, D.A. Glushkov (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia).....	277
Атомистическое моделирование самодиффузии на границах зёрен в цирконии с гексагональной плотноупакованной решёткой. М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин (ФГБОУ ВО «УлГУ», г. Ульяновск, Россия).....	278
Atomistic simulation of self-diffusion on the grain boundaries in HCP-zirconium. M.Yu. Tikhonchev, V.V. Svetukhin (USU, Ulyanovsk, Russia).....	281
Анализ термомеханического состояния твэла реактора ВВЭР-1000 по результатам эксперимента МИР-ЛОСА/72. А.В. Алексеев, О.И. Дреганов, Л.П. Захарова, Н.В. Киреев, И.В. Киселева, В.Н. Шулимов (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия).....	284
Analysis of the VVER-1000 fuel rod thermal-mechanical state based on the MIR-LOCA/72 experiment data. A.V. Alekseev, O.I. Dreganov, L.P. Zakharova, N.V. Kireev, I.V. Kiseleva, V.N. Shulimov (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad, Russia)	285
Предварительные результаты и перспективы методов спектроскопии ядерного магнитного резонанса при исследовании фазового состава монокрида урана. В.В. Оглобличев ¹ , А.М. Потапов ² , С.В. Верховский ¹ (¹ ФГБУН «ИФМ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия; ² ФГБУН «ИВТЭ УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия).....	286
Preliminary results and prospects of NMR-spectroscopy methods in the study of the phase composition of uranium mononitride. V.V. Ogloblichev ¹ , A.M. Potapov ² , S.V. Verkhovskii ¹ (¹ IMP UB RAS, Yekaterinburg, Russia; ² IHTE UB RAS, Yekaterinburg, Russia).....	287
Названия организаций-участников.....	288

Научное издание

**ХІ КОНФЕРЕНЦИЯ
ПО РЕАКТОРНОМУ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ,
ПОСВЯЩЁННАЯ ПЯТИДЕСЯТИПЯТИЛЕТИЮ
ОТДЕЛЕНИЯ РЕАКТОРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
АО «ГНЦ НИИАР»**

Тезисы докладов

Ответственные за выпуск В.С. Неустроев и С.С. Шипулина

Издательская подготовка Н.В. Чертухиной
Компьютерная вёрстка М.В. Мочалина, Л.Н. Никишиной
Дизайн обложки М.Н. Мурзиной

Подписано в печать 24.05.2019. Формат 60×84/16
Уч.-изд. л. 22,53. Усл. печ. л. 18,14. Ризография
Гарнитура Times New Roman, Arial, Arial Narrow, Cambria Math
Тираж 250 экз. Заказ № 563

Оригинал-макет подготовлен специалистами редакционно-издательского отдела
департамента коммуникаций АО «ГНЦ НИИАР»
433510, Ульяновская область, г. Димитровград, Западное шоссе, 9

Отпечатано в акционерном обществе «Государственный научный центр —
Научно-исследовательский институт атомных реакторов»
433510, Ульяновская область, г. Димитровград, Западное шоссе, 9

Scientific publication

**XI CONFERENCE
ON REACTOR MATERIALS SCIENCE**

**DEDICATED TO THE 55th ANNIVERSARY
OF THE JSC “SSC RIAR” REACTOR MATERIALS TESTING COMPLEX**

Abstracts

Responsible for edition: Viktor Neustroev and Svetlana Shipulina

Edited by Natalia Chertukhina

Desktop published by Mikhail Mochalin and Lyudmila Nikishina

Cover designed by Mariya Murzina

Passed for printing on May 24, 2019. Format 60×84/16

Published sheets 22,53. Printed sheets 18,14. Risography

Fonts: Times New Roman, Arial, Arial Narrow, Cambria Math

Circulation 250 copies. Order No. 563

Dummy layout prepared by the Editorial and Publishing Unit
of the JSC “SSC RIAR” PR Office

433510, Ulyanovsk region, Dimitrovgrad, Zapadnoye shosse, 9

Printed in Joint Stock Company

“State Scientific Center — Research Institute of Atomic Reactors”

433510, Ulyanovsk region, Dimitrovgrad, Zapadnoye shosse, 9

ISBN 978-5-94831-178-4



9 785948 311784